

抄 録

— 製 鋼 —

鑄塊と水冷鋼鑄型間の熱伝達におよぼす間隙中のガス雰囲気の影響

(H. JACOBI: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 7, pp. 441~446)

真空誘導炉内で、純鉄の鑄造実験を行ない、水冷鋼鑄型中の鑄塊の凝固速度は、種々のガス雰囲気を用いることによつて、かなりの程度まで変化させることができた。間隙中のガスは、金属表面でのガス反応、たとえば、表面の酸化などによつて輻射率を変化させ、あるいは溶鉄の表面張力や界面張力、メニスカス付近の凝固機構、鑄塊と鑄型間の接触状態に影響を与える。

実験は、25 kg 鑄塊を用い、熱電対によつて凝固の進行や表面温度の経時変化を測定した。鑄塊と鑄型間の熱流束は、冷却水の流量と出入口の温度差から求めた。鑄造開始の約 1 min 前から 1 min 弱、ガスの注入を行ない、ルツボ中の温度が 1610°C 一定で、0.73 cm/s で鑄造した。真空中で鑄造したときの凝固状態は、砂型鑄造と同じであり、水素雰囲気中で鑄造したときは、普通造塊や連続鑄造より早い凝固速度になつた。鑄片表面での熱流束と冷却速度は、真空、Ar, N₂, CO, O₂, "H₂O", "H₂S", He, H₂ 雰囲気中の順に増加することがわかつた。鑄塊と鑄型間の熱伝達は、ガス相中の熱伝導、熱輻射、および間隙の幅を小さくする酸化物層の成長の三つの機構によつて支配される。鉄表面での種々のガス反応や間隙中のガス移動を考え、適当な雰囲気を選ぶことによつて、上記の現象を冷却過程の促進、表面性状の改善のために利用することができる。これらをもとにして、連続鑄造の分野における応用とともに、真空誘導炉などの生産力の向上も考えられる。しかし、この方法は、鑄片の表面温度が余り下がらない普通造塊における冷却態を改善することはできない。(小松政美)

クリーンな製鋼工場

(J. H. FLUX: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 4, pp. 208~214)

電気炉製鋼工場における集塵方法の発展と、法律上の規制値の変遷を述べ、それに対処すべき将来の集塵形式に言及している。含塵量の規制については、イギリスでは、「最上の実現可能な方法」という理念のもとに、年々規制が強まり、現在では、115 mg/m³ の規制値が採用されており、これはドイツ、フランスなどのヨーロッパ諸国に比しても、厳しい規制である。Templeborough 工場では 8 t の実験炉での経験をもとに、最初の集塵装置を改良し、電気集塵機を増設し、さらに建屋集塵用のバグフィルターを増設している。Tinsley Park 工場では、当初 1 基の電気集塵機を、2 基の炉に接続していたが、コントロールが難しく、爆発事故がおこつたため、各炉 1 系統ずつとし、さらに、電極への付着物を洗い落とすため、電気集塵機を 2 基直列に並べるよう改造している。Aldwarke 工場では、乾式の電気集塵機を用いているが、

集塵効率を上げるため、16% の水分を吹込んでいる。Stocksbridge では、セミダイレクトの吸引方式がとられ、フッ素を除去するため、湿式の電気集塵機が採用されている。

River Don 工場では、湿式集塵機が採用され、出側含塵量は、115 mg/m³ 以下に押えられている。著者は、建屋集塵と局所集塵を別々に行なうと、大きな風量が必要なので建屋集塵と、局所集塵を組合せた形の集塵方式を示してある。British Steel の Clydesdale の方式は、混合室で、天井からの吸引ガスと、燃焼室を通つたガスを混合して、バグフィルターへの集塵ガスを冷却している。Tinsley Park 工場で計画している方式は、電気炉、AOD 炉などのガスを、天井のフードおよびスラブ手入れなどの冷たい空気を、希釈ガスとして、同時に吸引する方式である。これらの設備には、莫大な費用がかかり 1~1.5 ドル/t のコストアップとなるが、一般にはこの事実は評価されていないと結んでいる。(安川 登)

冶金的特殊処理による高速度鋼の製造の経験

(H. FIEDLER, et al.: Neue Hütte, 21 (1976) 6, pp. 328~334)

高速度鋼においては母相中での炭化物の分布が材質に大きな影響を与え、炭化物の積層析出は加工特性に悪影響を及ぼす。本報告では高速度鋼の凝固組織の改善のために、V E B の特殊鋼工場で電子ビーム溶解炉あるいは、E S U 装置を使用しての冶金的特殊処理により高速度鋼を製造し、種々の材料試験を行なつた結果の概要である。すなわち E S U 装置などにて 900 kg の高速度鋼を棒状 (直径 100 mm 以下) に製造し、カンチメットにてこの横断面の組織を調査した。この結果、E S U 材は断面全域にわたり一様の組織を形成しており、また炭化物も均一かつ微細に析出し、巨視的な欠陥は見られなかつた。通常材の横断面のマクロ観察によると、鋼片の大きさ、注湯条件などに依存して、大かれ少なかれいわゆる年輪状に析出相が現われるが、再溶解を電子ビーム炉あるいは E S U 装置にて行なうと、この欠陥は確実に避け得る。また密度分布についても、この二つの溶解法でなされた鋼塊は 2 倍の変形程度で、周辺部と中心部の密度差は解消して均一になる。

他方、焼入れ抑制度、曲げ強さ、耐摩耗性についても従来の高速度鋼より優れた試験成績をおさめた。しかしながら、E S U 材より製造された工具については、穿孔用工具としては従来材より 25~35% の改善がなされたものの、圧延ロール切削用フライス盤の工具に適用した場合は、従来の高速度鋼より優れているとは言い難い。

当該特殊処理技術は既に数年来生産に活用され、現在までに 1300 t の棒鋼が生産されてきた。(高橋謙治)

CaO-CaF₂-Al₂O₃ 系スラグと 100Cr6 と X85WMo Co6.5.5 溶鋼間の界面張力測定

(B. V. Muu, et al.: Neue Hütte, 21 (1976) 6, pp. 335~339)

溶鋼表面のスラグ滴の形状から求める方法によつて、

CaO-CaF₂-Al₂O₃ 系スラグと、溶融合金鋼 (A, 100 Cr6, C:1.08%, Cr:1.41%, S:0.004%, O:31ppm など, B, X85WMoCo6.5.5, C:0.87%, Cr:4.31%, W:6.53%, Mo:5.20%, Co:4.91%, S:0.012%, O:119ppm などの2鋼種) の間の界面張力を測定した。Ar 雰囲気タンマン炉で、直径 75 mm の Al₂O₃ 製容器に溶鋼をのせ、あらかじめ準備した合成スラグを黒鉛製スプーンにて添加し、覗き窓から写真撮影する。また、溶鋼の密度 ρ と表面張力 σ は、事前に最大圧法で測定した値を用いた。

ρ (g/cm³) と σ (10⁻⁵ N/cm) の測定値は次の通り。

$$A: \rho = 10.604 - 0.00236T \quad (T = 1500 \sim 1700^\circ\text{C})$$

$$\sigma = 2751.0 - 0.689T$$

$$B: \rho = 12.212 - 0.00264T \quad (T = 1450 \sim 1700^\circ\text{C})$$

$$\sigma = 2447.7 - 0.583T$$

界面張力 σ_{M-S} (10⁻⁵ N/cm) の測定結果は、

$$\sigma_{M-S} = a + bT$$

の形で整理して示した。a は 1560 ~ 2380, b は -0.180 ~ -0.560 で、スラグと鋼の組成で決まる定数である。

A の σ_{M-S} は、B より約 150 × 10⁻⁵ N/cm 大きかった。

σ_{M-S} におよぼすスラグ組成の影響を、1600°C における A の例で示すと、CaO-Al₂O₃ 系では Al₂O₃ が 45% のとき最大で、約 1300 × 10⁻⁵ N/cm と最大値約 1500 × 10⁻⁵ N/cm となった。これらの結果から、酸化物のとくに錯イオンが σ_{M-S} を小さくしているものと考えた。(小口征男)

CaO-Al₂O₃ 人工化合物による鋼の脱硫

(M. KARNOVSKY, et al.: Neue Hütte, 21 (1976) 6, pp. 340~343)

脱硫剤 SYNALTEX を使用し電炉鋼と平炉鋼の脱硫テストを行なった。脱硫剤の原料は粉末アルミナと焼石灰である。アルミナ粉はペレット化し 100°C 以上で乾燥し、焼石灰は粉碎し適当なサイズに篩別する。この2つの原料は塩化ビニルの袋に貯蔵しておく、一袋は 25 kg である。SYNALTEX の組成は 65% CaO, 24% Al₂O₃, 3% SiO₂, 0.8% MnO, 0.4% Fe, 3% MgO, 0.006% P₂O₅(max.), 0.050% S(max.), 1.3% Na₂O, 0.03% K₂O, 1.5% CO₂ である。粒の大きさは 5~20 mm であるが、大部分のものは 10~12 mm の大きさとなっている。投入量は鋼 t 当り 10 kg とした。投入方法は取鍋の底に脱硫剤を置いておき、その上に溶鋼を注ぐ方式を採用した。溶鋼が 20 t 以上のときには溶鋼の温度は変化しないが、20 t 以下のときには温度が 10~15°C 低下するので溶鋼の温度をその分だけ高くした。注入速度は 10 t/min とした。3 t および 16 t 電気炉でテストした場合、0.008~0.013% S の鋼を処理したところ 0.002~0.006% S の鋼となり脱硫率は 50~60% に達した。230 t 平炉でテストした場合、0.022~0.036% S の鋼を処理したところ 0.015~0.025% S となり脱硫率は 31~33% であつた。これらの脱硫率は CaO-CaC₂, CaO-CaF₂, CaO-CaF₂-Al₂O₃ などによる脱硫試験に関する文献値よりもすぐれている。

鋼 t 当り 10 kg の SYNALTEX を使用したとする

と、鋼 t 当りでのコストの上昇は約 0.60% となる。このコスト上昇は、材質の向上による価格の上昇、鑄型への注入速度をはやくすることができること、などから十分に吸収できる。(雀部 実)

溶鋼注湯中に捕捉される酸素の挙動とそれが大型介在物の生成機構におよぼす影響の研究

(V. BRABIE: Scand. J. Met., 5 (1976) 3, pp. 97~104)

溶鋼に酸素ガスを吹込んで再酸化をシミュレートする実験を行なった。Si ≈ 0.6%, Mn ≈ 1.0% の溶鋼 (90 mm φ × 100 mm) にアルミナ管を通じて酸素ガスを 1600°C で 10 min 間吹込んで総酸素濃度 (O_{tot.})、溶存酸素量 (O), および介在物個数の経時変化を測定した。顕鏡観察で 10 μm φ 以上の介在物個数を溶鋼中での介在物個数とした。吹込みに先立ち 1650°C で平衡させた後 1600°C に急冷 (A), 1550°C で平衡させた後 1600°C に加熱 (B), 1600°C で平衡させた (C), 3 種の試料を用いた。吹込み前 A には介在物が存在したが B, C にはほとんど存在しなかつた。吹込開始 2 min 後の O_{tot.} と介在物個数は A, B, C の順にそれぞれ 125, 133, 150 ppm および 65, 0, 15 個/cm² であつた。吹込開始 4 min 後では同じく 183, 205, 200 ppm および 93, 0, 83 個/cm² であつた。4 min 以降は B でも介在物が増加し各試料とも吹込終了後数分して介在物個数が最大になった。O_{tot.} がほぼ同じであるにもかかわらず吹込み開始後 4 min 間 B にはほとんど介在物が存在しないのは、不均質核が無いため過飽和状態が実現したためである。介在物が MnSiO₃(l) であるとして Tourpin-Elliott の方法によつて均質核生成に必要な O (O_{crit.}) を計算して 324 ppm の値を得た。一方 B において介在物が析出し始めたときの O は約 170 ppm であつた。実測 O_{crit.} が計算値より小さいのは測定位置が吹込口から離れているためである。A では冷却過程で析出する微細な介在物が不均質核として働くために吹込み開始と同時に 10 μm φ 以上の介在物が増加する。以上の結果より真空処理鋼あるいは平炉鋼は大型介在物が少ない理由を考察した。すなわち、これらの鋼は O が C-O 平衡で決まっておリ再酸化により吸収された酸素はまず鋼中 C と反応するため初期の段階では介在物を生成しない。これは本実験の B の場合に相当し、したがつて大型介在物は少ない

(拜田 治)

含 CaO 合成スラグ吹込みによるアルミキルド鋼の介在物形態制御

(S. K. SAXENA and T. A. ENGH: Scand. J. Met., 5 (1976) 3, pp. 105~112)

30 kg の高周波加熱浴で実験した。溶落成分は 0.03% C, 0.01% Si, 0.37% Mn, 0.017% P および 0.04% S である。1600°C に保持後、所定 Al 量で脱酸し、引続いてるつぼの底に設けた 1 mm φ の水冷銅パイプを通して、450 Nl/h の Ar ガスとともに合成スラグを吹込んだ。だこれはあらかじめ溶融合成した 40% CaO-60% CaF₂ で、その粒度は 150~200 メッシュである。吹込み中の経時サンプルを採取して、介在物の形態、組成などの変化を調べた。実験条件の一例は、スラグ供給速度 17 g/min, 吹込時間 15 min, スラグ添加量にして溶鋼の約

0.85%相当である。得られた結果は以下のとおりである。

(1)合成スラグの吹込みに伴って、一次脱酸生成物であるアルミナは、低融点で球状のカルシウム・アルミネートに変化する。(2)アルミナ・クラスターが消滅してカルシウム・アルミネートが主体となつた後、吹込スラグは脱硫反応にも寄与する。その結果、カルシウム・アルミネートの周囲にはCaSの析出がみられる。(3)スラグ吹込前には鋼中にみられたtype Iの硫化物は、脱硫反応とともに徐々に減少し、CaSへと変わっていく。(4)合成スラグの吹込みにより、鋼中にCaが溶解する。その結果凝固過程で析出する介在物形態も変わる。(5)Ca濃度はAl濃度に依存して変化するし、またS濃度の影響も受ける。これは、主として、 $3\text{CaO}(\text{slag}) + 2\text{Al} \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3(\text{s}) + 3\text{Ca}$ の反応が右側に進む結果、および副次的に $\text{Ca} + \text{S} = \text{CaS}$ の反応にも影響されるためと考えられる。結局0.01%Alでは数ppmCaであるが、0.3%Alでは、10~30ppmCaとなる。(6)Caによる介在物の形態調整をCa合金で実施するのに比べて、本法の利点は、形態を変えたいとする介在物とCaとの接触時間が十分長くとれることである。(8頁, 図13)

(中西恭二)

一性 質

鋼の腐食と危険な塩化物

(A. BRESLE, et al.: Metal Finishing, 74 (1976) 8, pp. 23~25)

この数年間大気中の鋼の腐食に関して塩化物の役割を過小評価する傾向がある。硫黄の化合物が大気中の腐食の重要な促進剤であることは、多くの実験結果がしめしている。これが塩化物の重要性を弱めていると言える。塩化物の影響が小さいとすることに疑問を抱く研究者もある。この論文ではこれまで明らかになつたいくつかの事実をまとめた。

過去の研究によると、塩化物浴による電解鉄は硫酸塩浴による電解鉄より大気中で腐食しやすく、また塩化物を含んださびは硫酸塩を含んださびより鋼の表面を腐食しやすいということが明らかになつている。

塩化物が無視される理由はさびの化学分析値から引き出された結論による。一般にさび中の硫酸塩から計算した硫黄濃度は2~4%であるが、一方さび中の塩化物は百分の数%である。さらに実験データから特定の雰囲気による鋼の真の腐食速度を得るのが困難なことによる。鋼の工業地帯大気と海上大気中の最高10年間の暴露試験によると、最初の1年の腐食速度は工業地帯大気の方が大きく、5年間暴露では海上大気の方が大きくなる。すなわち塩化物の腐食は長期的影響が支配的である。一方低合金鋼では空気中のSO₂が鋼中のCuやNiとが非水溶性の塩基性金属硫酸塩を作り、これが鋼の基地の表面の防食作用をするのでさび中の硫黄濃度の高いものほど腐食速度は小さい。

さび内の硫黄と塩素の分布について調べた結果では塩素の分布は不均一で、さびと鋼の表面の境界は高濃度になつていることがわかつた。

SONNTOGによると鋼がさびないための残存塩化物の臨界値は10mg/m²であるという。さび止めペイントの

耐用年数は鋼の表面の清浄さによるが、現在のサンドブラストの技術をもつてしても表面に少なくとも20mg/m²の塩素が残るため、良好なペイントでも期待する効果をいつもは望めない。(玉井啓三)

ステンレス鋼の熱間加工性におよぼす組成、微細組織の影響

(K. A. BYWATER and T. GLADMAN: Met. Tech., 3 (1976) 8, pp. 358~365)

オーステナイト系ステンレス鋼の熱間延性に影響する因子を調べるため高温引張試験を行なつた結果、温度、再結晶、結晶粒度などが重要であることがわかつた。粗粒の場合、発生したクラックの伝播を妨げる粒界が少ないので、クラックは広範囲にわたり成長しやすく低応力で破壊する。ある適当な温度、応力の下では粒界に再結晶核が生じやすく、これがクラックを鈍化し成長を抑える。

鈍化したクラックは応力の増加に伴い、応力の軸方向に再配列し成長するが、その過程は空孔が介在物から発生、粗大化する場合に類似しており、延性破壊となる。

変形温度が上昇すると再結晶は少ない歪量で生ずるようになるので、粒界でのクラックや空孔の発生の影響は小さくなる。これは温度上昇にともない延性が増すことと一致するが、強度も低下していることも見のがせない。

粒度は再結晶の度合にも影響するが、その影響はクラック発生に及ぼす程大きくはない。

Moはオーステナイト系ステンレス鋼を固溶強化する。このため変形は、粒界に集積しやすくクラック発生の一因となる。また再結晶を遅らす作用もあるため、一度生じたクラックの鈍化も起こりにくく粒界割れをおこしやすい。

NbはMoと同じく母相の強度を上げ、再結晶を妨げるので高温での延性に悪影響を及ぼすが、同時に結晶粒微細化の効果もあるため、その影響は一部緩和される。

熱間圧延中の静的再結晶は、この実験のような動的の場合と同じく、温度、歪量、置換型溶質などにより影響され、粒界でのクラック成長を抑えるものと考えられる。

以上から、熱間圧延中のクラック発生は、仕上げ温度を高くすること(同時に圧延機の過荷重を防止できる)均熱温度を下げかつ短時間にし粒の成長を抑えることにより防ぐことができる。(佐藤隆樹)

Laves相で強化したフェライト合金のクリープと破壊
(M. D. BHANDARKAR, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 5, pp. 753~760)

分散強化したフェライト系耐熱鋼は分散粒子として通常炭化物を利用している。本報告は炭化物以外の金属間化合物を分散粒子として耐熱鋼に利用する目的で開発した炭素を含有しないFe-1at%Ta-7at%Cr合金のクリープによる微細組織変化、クリープ変形およびクリープ破壊を研究したものである。

試料は、まず1320°C, 1h δ領域で固溶化後、700°C, 40min時効しLaves相であるFe₂Taを析出させる。この状態では粒界上の網目状析出による脆化が著しいが、これに1100°C, 10min保持後冷却というα→γ→α熱処理を施すと、析出物は球状となり、その分散も均一化するとともに結晶粒も微細化する。熱処理後、結晶粒内にはラス状の下部組織が認められ、ラス内部に

はタンブルした転位や亜結晶粒が認められる。

クリープ変形によつて下部組織の部分的回復が起こり、発達した亜結晶粒が形成されるようになる。Laves相粒子は転位および亜結晶粒界両方に対してピン止めの役割を果たしている。クリープ変形の見掛けの活性化エネルギーおよび最小クリープ速度の応力依存性を実測した結果、この合金のクリープ変形が単一の熱活性化過程ではないことがわかった。

この合金のクリープ破壊はLaves相粒子と母相の界面におけるボイドの形成から開始する。このボイドのうち、主に大きな粒子周辺に形成されたものがクラックへと進展する。593°Cではクリープ破断面は延性粒内破壊に特徴的なディンプル破面を示し、粒界破壊は起こさない。しかし、649°Cでは粒界上のボイドの形成が直接破壊につながるようで、破面は粒界および粒内破壊の両方の混合したものとなつている。(菊池 実)

低温および高温オーステナイト化処理した 4340 鋼の靱性の評価

(R. O. RITCHIE, et al.: Met. Trans. 7A (1976) 6, pp. 831)

オーステナイト化温度を高くするとシャルピー値は低下するが K_{IC} 値は上昇することがある。本研究は 4340 鋼を用いてこうした現象の生ずる原因を明らかにしようとするものである。

1200°C で 1h 加熱後 870°C の浴に焼入し、30 min 保つたのち室温に油冷したもの (1200°C 材) と、1200°C に加熱しないで 870°C で 1h 加熱し油冷したもの (870°C 材) とにおいて、シャルピー V ノッチ衝撃試験、平面歪 (静的) 破壊靱性 (K_{IC}) 試験、動的破壊靱性 (K_{Id}) 試験を行ない、以下の結果を得た。

なお K_{Id} 試験は疲労により前クラックを入れた標準シャルピー試験片を用い計装 (Dynatup) シャルピー試験機で行なつた。

1200°C 材は 87°C 材に比べ、 K_{IC} 、 K_{Id} では優れるがシャルピー値に低かつた。シャルピー試験片のシャリップ面積は 1200°C 材、870°C 材どちらも小さく 4% 以下であつた。シャルピー試験片、 K_{IC} 試験片のいずれの破面も、870°C 材では擬層界および繊維状破壊、1200°C 材では粒界および繊維状破壊の生じたことを示した。種々のノッチ底半径 (ρ) を有するシャルピー試験片を用いて計装シャルピー試験を行ない、吸収エネルギーとみかけの動的破壊靱性値 K_A を測定し、 $\rho^{1/2}$ に対してプロットすると、 ρ のある値 (ρ_0) までは K_A は一定値 (K_{Id}) をとり、それより ρ が大きくなると K_A は $\rho^{1/2}$ に対し直線的に増加する。直線の傾きは 870°C 材の方が大きい。また ρ_0 は 1200°C 材の方が大きい。したがつて ρ の小さい領域 (K_{IC} 試験に相当) で 1200°C 材の K_A の方が大きくなる。 ρ_0 の値はそれぞれの材料のオーステナイト粒径に対応する。

以上の結果から高温オーステナイト化による K_{IC} (K_{Id}) の上昇、およびシャルピー値の低下は ρ_0 の大きさの相違から説明できる。(柴田浩司)

熱脆化したマルエージ鋼における TiC の析出

(E. Nes and G. THOMAS: Met. Trans., 7A (1976) 7, pp. 967~975)

本研究の目的はマルエージ鋼の熱脆化現象の詳細を理

解するために、熱脆化材に生じている析出物の性質を調べることである。実験は 250 級の市販マルエージ鋼を 1300°C で 1h 加熱したのち 870°C へ焼入れしさまざまな時間保つたもの (処理 I 材) と、1300°C より室温に急冷した後 870°C に再加熱したもの (処理 II 材) とにおいて行なわれ以下のような結果を得た。

処理 I 材においてはオーステナイト粒界と粒内の両方に析出物が観察され、粒界析出物は長いシダの葉状あるいはさらに不規則な樹枝状をしている。粒内析出物は不規則な板状で粒内の亜粒界および転位のからまつた部分に不均一析出している。これら粒界、粒内析出物は電子線回折より TiC と同定され、オーステナイト母相との方位関係を決定された。

処理 II 材では均一に分散した非常に細かい粒状析出物が観察される。粒界にはわずかししか析出していないがそれらもラメラ状ではない。処理 II 対で生じる析出物も TiC と同定されたが、処理 I 材と異なる析出様式は室温への焼入れ時に導入された高密度の転位の存在によるものと考えられる。

通常の熱処理を施した試料の破面はカップアンドコン型で伸び絞りが大きい。処理 I 材は完全な脆性で、処理 II 材は伸びも絞りもわずかしかない。処理 I 材の破面は全て粒界破壊であるが、粒界析出物の析出形態から説明されるリアが観察される。処理 II 材の破面は粒界破壊と粒内破壊の混合であるが、粒界破壊部には処理 I 材と析出形態が異なるため均一に分布したディンプルが見られる。TiC が細かく析出している亜結晶粒界に沿つた破壊であると考えられる粒内破壊部にはさらに細かいディンプルが見られるが凹凸は小さい。

以上の結果からマルエージ鋼の熱脆化の原因は、オーステナイト粒界上への炭化物の析出と密接に関連していることが分つた。しかし Ti, C 以外の微量不純物元素の寄与も考えられこの点は今後の課題として残される。

(柴田浩司)

鋼の熱間加工性におよぼす組織と化学成分の影響

(K. MAYLAND, et al.: Met. Tech., 3 (1976) 8, pp. 350~357)

鋼の熱間加工において最も注目すべき材料特性は、圧延機の規模を決める高温強度と、材料が破壊しないための最大許容歪を決める高温延性とである。高温強度と延性を研究するための最も信頼性の高い試験方法は、実際の条件下で熱間加工することであるが、これには費用がかかるので実験室的な方法が発展しつつある。その一つは実際の条件を模擬した小型試験であり、他の一つは引張、圧縮、ねじりなどの単純変形を与える基礎試験がある。これらの方法の内容や問題点などを紹介している。

次にこれらの方法を用いて、英国の Swinden Laboratories で行なつた鋼の熱間加工性に関する研究結果を述べると次のごとくである。

ステンレス鋼中の δ フェライトや、軸受鋼中の炭化物偏析のような非平衡相の存在は、材料の著しい延性低下をもたらす。破壊の可能性が生じる。前者に対しては、シェフラー線図や各種の成分平衡式を用いて成分を調整することが重要である。また C 量をわずかに増すことによりフェライトを減らすことができるという平衡状態図からの予測も、実験で確認され、製造法も著しく改善し

た。後者に対しては、拡散焼なましが必要であるが、残留マイクロ偏析関数で表わした均一化のパラメータが高温延性とよい相関を示すので、これから焼なまし条件を決定することができる。

快削鋼では、介在物の形状、分布が圧延加工性に影響し、端面割れを生じる場合もある。酸素量が少なくなると樹枝状硫化物が増し割れ感受性を増大させるので、Siなどの脱酸剤の添加は抑制しなければならない。またS量の影響の研究では、割れとの相関は認められなかった。

炭素鋼や低合金鋼では、熱間加工前の加熱によるCuなどの残留元素が表面の延性低下をもたらす恐れがあるが、これについては、酸化による相形成と濃度勾配による内部への拡散とを考慮した理論式により、予測できることが明らかとなった。(楠橋幹雄)

クランフィールドにおける高強度低合金鋼の研究

(R. PEARCE and A. A. MAZHAR: Sheet Met. Ind., 53 (1976) 6, pp. 360~374)

高強度一低合金鋼 (HSLA) は安価で冷間加工が可能なために、輸送業界での使用が増加しており、その性能を評価する必要がある。本研究は4種類のHSLAの剪断、自由曲げ、引張り曲げ、圧縮加工性、疲労特性、衝撃特性について調査したものである。

実験に供した鋼はNb処理をした4種類の低合金鋼でA鋼とC鋼は長く伸びた硫化マンガンの介在物を含んでおり、A鋼にはパーライトの縞状組織が見られるがC鋼には見られない。B鋼はセリウムを添加して介在物を球状化し、組織には方向性が見られない。D鋼はMn, Ni, Cu, Tiを含む微結晶粒のベイナイト組織である。

圧延方向に垂直に板厚の1.5~10%のクリアランスで剪断を行ない、さらに圧延方向に対して0°および90°の方向で自由曲げと引張り曲げ試験を行なった。疲労試験はA, B鋼についてのみ、前加工なしと10%前加工処理の状態で、完全反転曲げで行ない、衝撃試験はシャルピー型で、圧延方向に対して破面が0°と90°となる2種類の方向で行なった。

剪断による周辺部の歪み硫化はクリアランスが大きいくほど小さく、剪断端部の歪み硬化帯はクリアランスとともに増加し、クリアランスの小さい試料よりも小さな半径で曲げることができる。曲げ半径が大きくと剪断の影響は減少し、クラックの発生など歪み硬化による有害な効果が減少する。剪断の効果は介在物と縞状組織のある鋼では著しいが、介在物の少ない等方性組織の鋼ではあまり効果がない。曲げ試験で鋼種によつて方向性が生ずるのは、鋼中の細長い介在物と縞状のパーライトによるものである。A, B鋼に与えた前加工処理は鋼の疲労寿命を延ばし、方向性を減少させるのに有効である。脆性を示す低温域では方向性の影響が失われることなどがわかった。(松井建造)

—物理冶金—

オーステナイトステンレス鋼における過剰空孔濃度とニオブ炭化物の析出核生成

(J. P. SHEPHERD: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 174~179)

安定型オーステナイトステンレス鋼の粒内析出に関する研究は転位上析出に関するものがほとんどで、いわゆ

るマトリックス析出に関するものは比較的最近になつて報告されているだけである。非安定型オーステナイト鋼では、りん(P)の添加により $M_{23}C_6$ のマトリックス析出が促進されることがかなり以前から知られているが、このP添加の効果については明らかでない。本報告は安定型オーステナイト鋼におけるNbCのマトリックス析出がP添加により促進されるかどうかを透過電顕により観察し、あわせてマトリックス析出を促進するPの効果を検討したものである。

アーク溶解法により溶製したP無添加および0.08%のPを添加した0.05%C-20%Cr-25%Ni-0.6%Nbオーステナイト鋼を1300°C, 1h均一化後、冷間圧延-焼なまし処理の繰返しによつて0.6mm厚の板とした。これらを1300, 1250および1200°Cで固溶化後、一方は500~950°Cの塩浴中に直接焼入れ、その温度で所定の時間時効し、他方は一度常温まで空冷後上記の温度で時効した。これら熱処理した試片を電解研磨し透過電顕観察した。

得られた結果をまとめると、(1)オーステナイトステンレス鋼におけるNbCのマトリックス析出は固溶化温度が高いほど、冷却速度が速いほど、また時効温度が低いほど、促進される。核生成を支配する重要な因子は、空孔の過飽和度ではなく、時効初期に存在する空孔濃度である。(2)核生成は少量のP添加により著しく促進されるが、これはおそらく溶質原子と空孔の集合体化をPが助長するためであろう。(3)空孔が核の一部となり、これによつて析出に伴うひずみエネルギーが解放されるという考えを用いれば観察結果をよく理解できる。

(田中 徹)

高強度オーステナイトの相変態と安定化

(S. JIN and D. HUANG: Met. Trans., 7A (1976) 5, pp. 745~751)

Fe-NiあるいはFe-Cr-Ni合金にAlおよびTiを添加し、 γ' ($Fe_3(Ti, Ni)$)による時効硬化を利用してオーステナイトを強化する試みがある。他方、不安定なオーステナイトはマルテンサイトおよび逆変態を経過した後には強化される。この両者を組み合わせてオーステナイトを強化する試みとして、Fe-29%Ni-4.3%Ti合金を用いて、微細析出物のオーステナイト安定化に及ぼす影響およびこの合金系における500°C時効に伴うオーステナイトの安定化について研究した。

この試料のMs点は固溶化状態では-89°Cである。これを750°Cでオースエイジすると、Ms点は時効初期(数min)には僅かに低下するが、その後は時効時間の増大に伴い上昇し、30min後には-5°Cとなる。一方、500°Cでオースエイジすると、Ms点は単調に低下する。750°C時効では γ' が粒内に微細均一に析出する。時効初期では、この析出による硬化がMs点を低下させるが、さらに時効すると析出による合金元素濃度低下によつてMs点が上昇する。500°C時効ではG.P.ゾーンの形成が短範囲規則化が起こり、これによつてMs点が低下する。

750°C, 30minオースエイジした試料を-196°Cに冷却すると、70%マルテンサイトが形成される。その形態はラスと双晶マルテンサイトの混合組織である。これを800°C, 30sの加熱処理で逆変態させると硬さ

HrC 41 のオーステナイトが形成される。このオーステナイトをさらに 500°C で時効すると G.P. ゾーンの形成が短範囲規則化が起こり、時効時間に伴い Ms 点は低下し、12h 時効では -70°C に達する。(菊池 実)

一金一

870°C における Fe-Cr-C 系

(L. R. WOODYATT and G. KRAUSS: Met. Trans, 7A (1976) 7, pp. 983~989)

Fe-Cr-C 系は 40 年間にわたって研究されてきたが、ほとんどの研究は合金組成、焼鈍温度ともに商業上のステンレス鋼および工具鋼とは大きく異つた部分についてであつた。本報では 870°C での Fe-Cr-C 三元系恒温状態図を可能な限り完全に求めた。

実験は 13 種の Fe-0~29%Cr-1% C 合金を用い、870°C 1000h の平衡化処理をした試料棒から切り出した 5 mm 厚の試片を測定に供した。合金中に存在する炭化物の同定には選択エッチングによる金相学的方法および 10% HCl/メチルアルコール電解液を用いた陽極分解により抽出した炭化物から X 線回折法により求めた。炭化物量の測定には金相学的計量法および抽出された炭化物の重量から求め、組成は EPMA (X 線ブルーアナクロアナライザー) および化学分析から求めた。母相の組成は EPMA および合金組成と炭化物の体積・組成から計算によつて求めた。

実験の結果、状態図で α - γ -M₂₃C₆, γ -M₃C-M₇C₃ の各領域を囲む 3 角形の角の組成が明らかになつた。刊行された恒温状態図でかなり高温のものでもほとんどが M₃C, M₇C₃ の炭化物が仮二成分系を形成するとしているが、本報ではこれらの炭化物は炭素について化学量論的であることが明らかになつた。

炭化物への鉄の固溶限は次の通りである。

炭化物	鉄の固溶限 (%)
M ₃ C	75.2~93.3
M ₇ C ₃	0.0~58.2
M ₂₃ C ₆	0.0~42.8

さらに、この系に存在する炭化物は M₃C, M₇C₃, M₂₃C₆ だけであり、M₃C と M₇C₃ は γ 相とのみ平衡するのに対して、M₂₃C₆ は α 相、 γ 相のおのおのと平衡する、という他の研究者の結果を確認した。(盛山博一)

一分析

鉄溶解の腐食生成物に及ぼす溶液中のアニオンの影響

(B. J. ALIRANDER and R. T. FOLEY: Corrosion, 32 (1976) 7, pp. 297~302)

鉄溶出に関する文献は数多くみられるが、溶出過程に生成される種々の腐食生成物に関する記述はほとんどない。本報は、鉄腐食の初期段階からある条件下一定時間内に生成した腐食生成物を分光光度法によつて同定し時間変化を検討したものである。

試料の純鉄インゴットの組成は、99.8%Fe, 0.13%Cu, 0.04%Ni, 0.01%Mn, 0.01%Si で NaCl, NaBr, NaI, NaNO₃, Na₂SO₄, NaClO₄ を含む pH 一定酸性溶液中に漬し、陽極支配の溶解を行なわせ腐食させた。おのおのの試料溶液は空気、窒素、アルゴンなどで溶存酸素量を 3 条件に制御し、特殊密閉系で測定を行なつ

た。自己分光光度計は日立 EPS-3T で特殊なセルを使用して光路を長くとり感度を高めた。

得られた吸収ピークを同定した結果、空気で飽和した酸性溶液においてはそれぞれ FeSO₄⁺, Fe²⁺, Fe³⁺, FeNO⁺, などが存在し、窒素を充てんした酸性溶液では、FeSO₄⁺, Fe²⁺, FeHPO₄⁺, Fe(H₂O)₆²⁺, FeNO⁺, NO₂⁻, Fe³⁺, FeBr⁺⁺, I₂, I₃⁻ が溶存酸素の極度に少ない酸性溶液中には、Fe(H₂O)₆²⁺, FeNO⁺, NO₂⁻ が存在した。しかし第 1 鉄陰イオン錯体が全てのスペクトルにおいて観測されなかつた。第 1 鉄イオンは非常に不安定で過渡的な状態でのみ存在する。またヒドロキシ第 1 鉄イオンが認められないのは、陽極溶解機構による過程での中間生成物としては FeOH⁺ より FeSO₄ である可能性が強いことを示した。しかし硝酸溶液中での腐食生成物から得られたスペクトル解釈は疑問点が多い。

本報において種々の陰イオンと腐食生成物の性質に関して一般化することは困難である。しかしながら腐食生成物は、溶液組成に関係することは明らかであり、特に腐食挙動に大きな影響を与える溶存酸素の存在下では顕著に認められた。(矢崎勝仁)

一その他一

ダンフォード・ハトフィールド社 (D・H社) とブラウン・ベイリイ社 (B・B社) に於る集塵方式

(G. F. SMITH and P. CRITCHLEY: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 4, pp. 215~220)

1950 年代から問題になりはじめた製鋼炉からの酸化物ヒュームによる大気汚染は、ここ 10 年来溶解速度の遅い平炉を閉鎖して大型、ハイパワーのアーキ炉が用いられるようになって大きな問題となつて来た。

シェフィールドには現在 12 t から 100 t の能力のアーキ炉が 18 基稼動している。このうち 8 基はアルカリ検査基準に達しない。8 基のうち 3 基は DH 社および B B 社のものである。また大気委員会の基準に達しない炉が 10 基あり、このうちの 2 基は DH 社の 25 t 炉および B B 社の 25 t 炉である。

この 18 基を眺めてみると集塵方式は種々の形式が採用されているが 25 t 以下の炉ではバッグフィルター方式が、25 t 以上の炉ではウェットスクラバー方式が採用されている。また最新の 100 t 炉では炉からの直接吸引の他に天蓋フードを組合せる方式を採用している。

ここで B B 社の 25 t 炉、70 t 炉、100 t 炉、DH 社の 80 t 炉、25 t 炉について述べている。B B 社の 25 t 炉では燃焼室の熱変形の問題、70 t 炉では水処理設備の能力が小さすぎた問題があげられている。

DH 社の 80 t および 25 t 炉は水処理設備を共用している。小さな問題点も解決してうまく稼動している。ただし鉛および亜鉛の除去については問題がある。現在のところ処理水の pH をあげることで解決されると考えられている。

小型炉のバッグフィルター方式はよい方式である。中型炉の湿式集塵は水処理設備をクローズドにして S S および重金属の問題で河川専門家の水質要求を満たすことができる。大型炉の天蓋付方式は効果はあるがコストが高い。大略炉本体プラスチックと同等の金額が必要である。したがって、この方式を小型炉や中型炉に採用す

ことはできない。大型炉にしても現在のような経済状況ではこの方式の採用を義務づけられることのないようにと願っている。

(斎藤貞之)

ブリキの自動検査の現状

(H. KUNTZE und W. BIELEFELD: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 19, pp. 910~915)

最近の十年間においてブリキの生産速度は数倍に増加し、それに伴い高速のラインに適応する検査、制御方法が要望されるようになった。この論文はブリキの製造における板厚、板幅、および長さ、錫層の厚み測定、ピンホールや溶接部の検出、および表面検査に関する技術の現状を紹介したものである。

板厚の測定法としてアメリカシウムの同位体を用いた γ 線による方法が優れており、新しい装置では測定時間が50msで、600m/minのライン速度において2mおきに測定でき、その測定精度は 2.5μ である。さらに2m以下の不規則な変動を検出するには時定数を小さくすることが必要で、これには電子制御の開発が望まれる。板幅の測定法として板の両端に設けた接触滑車の間の距離を

差動トランスで検出する方法、あるいは光学的な方法がある。長さ測定はコイルの場合衝撃を与えるロールを通し、衝撃を計数する方法、切板の場合終端をスリットを通して光学的に検出する方法がある。

ピンホールや溶接部に設けたマークの検出には板の一方の面に光を照射し、他の面で光電素子で検知する方法がとられ、これによると1000m/minのライン速度で0.025mmのピンホールが検出できる。錫層の厚み測定にはアメリカシウムの同位体を用いた γ 線による方法がとられ、その精度は $0.2g/m^2$ で、今後零点の調整、データのコンピューター処理、板幅方向の錫の分布測定などに改良が待たれる。

表面検査法として従来の肉眼に代つて、平行光線を照射し、反射した平行光線を光電素子で検出する平行走査法、平行光線、あるいは収束光線を照射し、反射した光を収束光として検出するシリーズ走査法がある。これによつても単一装置では欠陥の検出が十分でなく、平行走査とシリーズ走査のシステムを併用することにより、欠陥の検出効率を高めることができる。(小池一幸)