

抄

録

—製 鋼—

CaO-FeO-SiO₂ スラグへの石灰溶解の研究

(F. DETERS and R. SCHEFL: Arch Eisenhüttenw, 45 (1974) 9, pp. 575~580)

本論文は CaO-FeO-SiO₂ スラグへの石灰溶解の研究であり、前の CaO-FeO スラグでの研究に引き続いて、小石灰柱を 1350°C のスラグに 5 min 浸漬してスラグ浸透深さを測定している。CaO-FeO-SiO₂ スラグも FeO-SiO₂ スラグと同様に比較的浸透速度が大きい。石灰嵩比重は 1.5~2.3 g/cm³ の範囲では浸透速度にあまり影響しない。石灰溶解の実験は 1400°C と 1600°C で行ない、石灰嵩比重は 1.5~3.0 g/cm³ であり、使用したスラグは 6 種類である。各溶解毎に石灰柱を 30 rpm で回転させている。

本論文で扱ったスラグ (CaO/SiO₂ ≤ 2) への石灰溶解は一般に 2·CaO·SiO₂ (以下 C₂S) 層によつて阻害される。C₂S 層は石灰/スラグ境界域での CaO と SiO₂ の対向拡散によつて生成する。C₂S の晶出は石灰の周囲が C₂S で満たされるまで続く。石灰表面から C₂S 層までの間隔は石灰/スラグ境界域での CaO と SiO₂ の濃度プロファイルに依存している。一般に CaO の拡散速度が SiO₂ のそれより大きい、それが大きい程石灰と C₂S 層の間隔は短くなる。C₂S 層の生成及び石灰と C₂S 層間の距離には石灰の気孔率及びスラグの化学組成が大きく影響する。気孔率の極めて高い石灰の周囲には C₂S の層が生成しないか、もしくは生成しても寿命が短くかつ石灰表面から比較的離れた位置に生成する。C₂S 層は外部に成長しながら同時に内部から溶解消滅していく。その層の内側で石灰表面に C₃S が晶出する。C₃S はまた溶解開始前の石灰の大きな気孔部にも晶出する。ポーラスな石灰の崩壊は C₃S 晶出に伴う石灰内部からの溶解によつて準備されていると言える。C₂S 高密度の層は低-FeO スラグの場合特に安定であり、したがつて石灰溶解速度は低い。石灰の周囲にスラグの流れを与えた場合 (本実験では石灰を回転させている)、常に石灰の崩壊速度が向上する。(山田健三)

鋼の連続製造時における熱流の数学的モデル化

J. E. LATT, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 2, pp. 90~97

連铸鋼片内の温度分布と溶鋼プールプロフィールをステンレス鋼スラブ、低炭素鋼ビレットについて 1 次元非定常伝熱方程式の差分計算で求めた。比熱はエンタルピー項に含まれている。凝固潜熱はステンレス鋼の場合 25% が固相線温度で、75% が固液共存領域で直線的に放出するように固相分率を与え、低炭素鋼は平衡凝固として Fe-C 系状態図から固相分率を求めた。熱伝導度は温度の 1 次関数とし、溶鋼プールの対流効果を考慮して液相線温度以上では MIZIKAR の有効熱伝導度を用いた。鋳型内鋼片表面からの放熱は SAVAGE らの熱流束

の実験式と HILLS が示した鋼片表面と鋳型冷却水間の全伝熱量から決まる平均熱伝達係数を用いる方法との 2 通りで計算した。スプレイ帯での熱伝達係数は MIZIKAR のデータを参考に推定した。凝固潜熱の放出方法がシェール厚に及ぼす影響は小さい。固液共存領域まで有効熱伝導度を用いるとステンレス鋼で 6%、低炭素鋼で 3% シェール厚になる。鋳型内鋼片表面の伝熱条件によるシェール厚への影響はほとんどないが、表面温度は熱伝達係数一定の場合鋳型下端まで一様に低下するのに対し、熱収束の実験式ではわずかに復熱があり、鋳型下端で約 200°C の差がある。スプレイ帯に入るとこの差はやがて消失する。鋳型内プールプロフィールを AuRI での測定値と比較した。低炭素鋼は良く一致するが、ステンレス鋼のシェール厚計算値は約 25% うすい。鋳型冷却水量、水温測定の不正確さのほかに、AuRI がデンドライト尖端までしか到達しないことが誤差になるためである。ステンレス鋼のプール深さをタングステンペレットの添加結果と比較した。ペレットが棚吊り (hung-up) し最終凝固位置まで降下しないため計算値のほうが深くなった。熱流束の実験値を鋳型内の伝熱条件に用いた低炭素鋼鋳型下端の表面温度は MIZIKAR の測定値、HILLS の Integral-Profile 法計算値と良く一致した。鋳型内シェール厚と時間の関係式を求めた。(中戸 参)

小型炉による双極式 ESR 流の研究: 第 2 部 再溶解された鋼塊の特性

P. N. POCKLINGTON: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 3, pp. 161~171

断面 7.5cm×5.6cm の鋳型と、CaF₂-20 重量% Al₂O₃ スラグ (A スラグ) および CaF₂-10 重量% CaO スラグ (B スラグ) の 2 種のスラグを用い、双極式 ESR を実施した。電極間隔と電極給送速度とを同時に変えることにより、電力一定の条件下における電極間隔の、メタルプール形状、溶解速度、鋼塊組成などに及ぼす影響を調査した。

A スラグの場合、溶解速度が 4.3~4.8 g/sec でプール深さは 2.7~2.8cm であるが、B スラグの場合は、それぞれ 3.4~3.9 g/sec および 2.0~2.3cm といずれも小さな値が得られた。A スラグの場合は B スラグの場合より電極~プール間距離が小さいので、電極間隔が増すとプール内を流れる電流の割合が増し、プール形状が U 型と V 型の混在型に変る。B スラグでは、電極間隔の増減はプール形状に対する影響が少なく、A スラグの電極間隔が小さい場合と同様に U 型である。

さらに、A スラグの場合は、電極間隔や電極の浸漬深さが異なつても、あるいはまた同一溶解中の経時変化をたどつても、(FeO) と [O] との間に一定の平衡関係が見出されるので、主要な反応サイトの温度がほぼ一定している可能性がある。B スラグの場合は、電極間隔の変化や溶解の進行に伴つて平衡関係が変化する。この原因を熱力学的に検討し、主要反応サイトの温度変化に依存

している可能性があり得ることを示した。

高抵抗の A スラグは、使用条件によつては、プール内を通る電流が増し局部的不均一加熱を生じて押湯条件を複雑化する恐れがあり、電流変動も生じ易いが、溶解速度が大きく、錆肌が良好で、かつ、電力原単位も少なくてすむので、低抵抗の B スラグより双極式 ESR に適している。(深山三郎)

ガス相中の酸素による液体金属および合金の酸化について

B. M. LEPINSKIKH *et al.*: *Izv. Akad. Nauk SSSR Metally*, (1974) 5, pp. 51~54

抵抗炉の中にフランダムるつぽに吊し、その中に Al-Mn, Al-Si, Si-Mn および Al-Mn-Si 合金を溶融して空気による酸化速度を重量変化から測定した。酸化速度恒数として $K = (q/s)/\tau$ を定義した。ここで q は金属の重量、 s は反応面積、 τ は反応時間を示す。

Mn-Si 系: この系の酸化速度がもつとも大きいのは、71%Mn 合金であり、合金の表面に生成した酸化物は(テフライト+スベサルタイト+コランダム)の相組成をもっていた。Si の増加とともに K は減少し、50%Si 合金で最小となり、(テフライト+コランダム)の酸化物が生成した。

Al-Si 系: 45~65%Al の範囲では約 50%Al の合金で K は極大値を示したが、 K の値は Mn を含む他の合金に比していちじるしく小さかつた。この合金の酸化によつて生成した酸化物は(ムライド+コランダム)であつた。

Al-Mn 系: K は 70%Mn で最大となり Al の増加とともに急激に減少して約 50%Mn で最小となつた。この合金では(ガラキサイト+コランダム)の相組成をもつた酸化物が生成した。

Mn-Al-Si 系: 測定値から 1550°C における Mn-Al-Si 系の等速度線を求めた。50% 以上の Mn を含む 3 元系合金は大きな酸化速度係数をもち、Si のコーナーに近い合金系も割合に大きい酸化速度係数をもっている。等速度線図から最小の速度係数をもつ合金組成が決められた。

(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鋼のリム帯の凝固進行についての研究

F. OETERS and K. SARDEMANN: *Arch. Eisenhüttenw.*, 45 (1974) 8, pp. 517~524

本研究の目的は、凝固開始直後の鋼の凝固速度、および鋼塊と鑄型との間の熱伝達係数を調べることで、並びに既知の熱伝達係数のもとで、凝固速度を計算する方法を確立することである。そこで、10 kg 鋼塊を用いて、リム帯の凝固速度に及ぼす鑄型の表面状態、肉厚および初期温度、鑄造温度、鑄造パウダー添加の影響を研究した。

リム帯の凝固過程は、鋼塊と鑄型の間の熱伝達の方法に影響され、凝固速度は、鑄型の表面の粗さ、および初期温度が減少するほど、鑄型の肉厚が増すほど、また、鑄造温度が低下するほど、大きくなることがわかつた。

鋼塊と鑄型間の熱伝達は、凝固の進行に伴う凝固殻

の収縮の結果、鋼塊と鑄型間に air gap が形成されるまでは、主に鋼塊と鑄型との間の熱的接触の程度および表面の粗さによつて決まる。鋼塊と鑄型間の有限な熱伝達についての項によつて拡張した NEUMANN の解を用いた凝固速度を計算する式を確立した。補正項 F を $F = \sqrt{\pi \cdot z \cdot e^{2z} \cdot \operatorname{erfc} z}$ (ここで、 $z = (1+n)\alpha \cdot \sqrt{a_B t} / n \cdot \lambda_B$ であり、変数 z は、鋼塊表面と鑄型閃面間の熱伝達係数 α の大きさを示す) と定義し、相変態をもつ熱伝導の場合にも適用できると近似すると、空隙による熱抵抗をもつた凝固速度についての式を得ることができる。なお上式中の記号、 n は、鑄型と鋼塊との熱の授受比、 α は、熱伝達係数、 λ_B は凝固層中の鋼の熱伝導度、 a_B は、温度伝導数を示している。 $\alpha = \infty$ 、すなわち、鋼塊と鑄型間の熱抵抗がない場合は $F=1$ となり、単純な NEUMANN の解になる。補正項 F の作用は、空隙による熱抵抗のため、単純な $\sqrt{t}$ 則より凝固がおくれることを表わすことで、凝固層が厚くなると、凝固層の熱抵抗が支配的になり、凝固は $\sqrt{t}$ 則によつて進行する。測定値と計算値は良く一致した。(小松政美)

— 性 質 —

圧延炭素鋼板の衝撃遷移温度におよぼす Mn の影響
B. MINTZ: *Met. Tech.*, 1 (1974) 5, pp. 226~232

一般に Mn フェライト-パーライト鋼の切欠靱性を著しお増加させる元素として知られているが、その原因は明確にされていない。その原因として (1) Mn の添加によつて炭化物の大きさが減少すること、(2) フェライトの靱性が向上することなどが考えられている。本研究はこの問題の解明を目的としている。実験供試材として 0.18%C, 0.01~0.35%Si, 0.4~1.4%Mn の成分範囲で組成を変化させ、実験鋼と市販鋼を用いた。圧延は 1150~1250°C で行ない、900~950°C を仕上温度とした。測定項目は (1) 50% 延性破面遷移温度、(2) PETCH の関係式の k_y の測定 ($\sigma_y = \sigma_i + k_y l^{-1/2}$, σ_y は下部降伏点、 σ_i は摩擦応力、 l は結晶粒径、 k_y は常数)、(3) 粒界および粒内のマイクロ硬さの測定。

その結果破面遷移温度は 0.075% 以上の Si で脱酸した鋼では Mn を添加しても変化がなく、靱性の向上は認められなかつた。一方 Si 脱酸しない鋼では Mn の効果は明瞭に認められた。次にフェライトの性質を示す常数 k_y は Si 脱酸した鋼では Mn の添加量に関係なく 14.5 N/mm^{3/2} であつたが、Si 脱酸しない低 Mn 鋼では 23.0 N/mm^{3/2} で、異なつた値を示した。次に粒界または粒内のマイクロ硬さを測定した結果、Si 脱酸した鋼では Mn に関係なく両者は同じ値を示したが、脱酸しない低 Mn 鋼のみは粒界で高い値を示した。一方炭化物の大きさは Si 脱酸の有無にかかわらず一定であつた。これらの結果から遷移温度またはフェライトの性質の変化は Si 脱酸の影響をうけることが明らかになり、その原因は粒界における窒素の偏析に起因するとしている。すなわち Si 添加は窒素の粒界偏析を阻止するものと考えた。

結論として、(1) Mn は遷移温度を低下させるが、Si 脱酸の程度に依存する。(2) 0.03~0.1% の Si を添加することにより Mn の効果は減少する。(3) Si 脱酸し

ない低 Mn 鋼の靱性は Si 脱酸した鋼にくらべ、炭化物の大きさが同じにもかかわらず低下した。その原因は粒界における窒素の偏析によるものである。

(倉部兵次郎)

18-12 型オーステナイトステンレス鋼における析出反応とバルク密度変化の関係

J. A. SPITZNAGEL and R. STICKLER: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1363~1371

高速増殖炉の環境下で 18-12 型オーステナイトステンレス鋼のスウェリング現象が問題となっており、この高速中性子線にさらされた際の寸法変化は主としてボイドの生成と熱的および照射により誘起されるクリープがその原因として考えられている。本研究は、1080°C および 1250°C の各種条件で溶体化した AISI 304, 316L, 316 ステンレス鋼およびさらに冷間加工したもの、その後時効したものについて浸漬法によりバルクの密度測定を行ない、走査電顕や制限視野チャンネルリング像をとって析出および加工の回復などを調べたものである。さらに数式モデルをたてて密度を計算し、実測値との比較を行なった。その結果、時効によつて種々の炭化物 ($M_{23}C_6$, M_6C) や金属間化合物 σ , η , χ) が析出する際のこの鋼の密度変化は、高速中性子の影響の少ない場合のボイドの形成に寄与したそれらと同程度であることを示した。そして、真空溶解した 316 ステンレス鋼と大気溶解したそれと比べた場合、前者は 725°C または 810°C での時効によつて密となり、後者に比べて時効の際の析出および冷間加工の回復が速いことがわかった。そして、大気溶解材の密度変化の傾向は、前もって施された加工熱処理に影響された。この挙動は、大気溶解材中に残された不純物含有量によると考えられる。なお、金属間化合物が析出する場合の密度変化は、炭化物の場合にくらべて若干複雑である。時効後に存在した相の重量割合、その化学式および格子定数などを実験的に調べ、それを使つて混合則にもとづいた数式モデルをたて、それで密度変化を電子計算機により計算した結果、18-12 オーステナイト鋼で連続的な析出にもとづいたバルク密度の測定結果とよく一致し、密度変化をその数式でうまく説明出来ることを示した。(内山 郁)

焼入状態の 4340 鋼の組織と機械的性質におよぼすオーステナイト化温度の影響

V. F. ZACKAY, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 7, pp. 1663~1670

AISI 4340 鋼の機械的性質 とくに 平面歪破壊靱性値 K_{IC} および組織におよぼすオーステナイト化温度の影響を調べた。まず、完全焼鈍状態の商用航空機用の良質 4340 鋼に 870, 1100, 1200°C のオーステナイト化処理と油あるいは水、氷水中への焼入などの各種の熱処理を施し、それらの試料の引張強さおよび破壊靱性値を調べた。その結果をもとにして、2つの熱処理すなわち商用の 870°C でオーステナイト化後油焼入と本研究独自の 1200°C でオーステナイト化後 870°C まで炉冷し、その温度から油焼入した試料について、機械的性質を比較し、光学顕微鏡および透過電顕による組織観察および走査電顕による破面観察結果から論じた。透過電顕で観察した結果、高温でオーステナイト化した試料では、残

留オーステナイト量が大きく増加し、連続的な 100~200 Å の残留オーステナイト膜がマルテンサイトラスの間に存在するのが見られ、双晶は見られなかった。一方、870°C オーステナイト化の場合には、事実上残留オーステナイトはなく、ただ極微量がまばらに分散して存在するだけで、この場合には双晶マルテンサイト組織であつた。オーステナイト化温度を高くした時には、 M_s 点は約 10°C 上昇したが、 M_f 点は変化がなかった。また降伏点や UTS に影響は認められなかった。これは、析出物や介在物の状態が変らなかったことを暗示している。一方、破壊靱性値は高温オーステナイト化処理の場合、870°C の時と比べて約 80% 上昇した。これは、残留オーステナイトの存在および双晶マルテンサイトが出現しないことによると考えられる。すなわち、歪あるいは応力誘起変態によつてオーステナイトがマルテンサイトに変わるためおよび残留オーステナイトの所で亀裂が枝わかれあるいはオーステナイトの周囲を成長することによる靱性の向上が考えられ、さらに高温オーステナイト化によつてオーステナイト粒界への不純物の偏析が極小化されることにより破壊のモードが粒界破壊よりディンプル破壊に変えられることなどによるものと考えられる。(内山 郁)

靱性に及ぼすベイナイトパケットサイズの影響

J. P. NAYLOR and P. R. KRAHE: Met. Trans., 5 (1974) 7, pp. 1699~1701

上部ベイナイトは炭化物の析出を伴つて平行に生成したフェライトの束から成る。このような束をこの論文ではベイナイトパケットとよぶ。低炭素低合金鋼のラスマルテンサイトでも類似の形態が観察され、これらのパケットの平均サイズとその鋼の靱性との間には一定の関係があることが報告されている。この論文は、変態したままの上部ベイナイトにおいても同様な効果が存在することを示すことを目的としている。

ほかのパラメータをできるだけ一定にしておいてベイナイトのパケットサイズを変化させる方法として、冷却速度の変化によつてベイナイトの生成温度を変化させる方法を用いた。そしてこの目的に適切な鋼として、ベイナイト生成域の広い 0.1%C-1/2%Mo-B 鋼を選んだ。

3種類の冷却速度によつて冷却した試料から採取した試験片によつてシャルピー衝撃試験を行なった。さらにかたさ測定およびオーステナイト結晶粒度、ベイナイトパケットおよびへき開破面単位の大きさの測定を行なった。その結果によると、上部ベイナイトの生成温度の低下と共にベイナイトパケットの平均の大きさは減少し、これに対応してへき開破面単位の大きさも減少した。一方、オーステナイト結晶粒径は一定でしかもこれら両者の大きさよりもはるかに大きかつた。そして冷却速度の増加と共にかたさは増加したが、衝撃遷移曲線は冷却速度にかかわらずほとんど同一であつた。

衝撃性質におけるこのような相対的な改善は、ベイナイトパケットサイズの微細化によるためである。パケットサイズは上部ベイナイト組織における有効結晶粒径であり、その靱性を支配する重要な因子の一つであると考えられる。(中島宏興)

熱間加工をうけたオーステナイトステンレスの再結晶挙動

G. T. CAMPBELL, Jr., et al.: Met. Trans., 5 (1974) 8, pp. 1875~1881

熱間加工後の再結晶の Kinetics を 304 type のオーステナイトステンレス (実験の範囲内で変態がなく、かなりの耐酸化性があり、また組織的に不安定であることによる複雑さがない) を用いて調べた。試験片は主として鋳塊から直接切り出したものを用いた。熱間加工は 860~1232°C の範囲の温度で、引張りおよび圧縮により歪み速度および歪み量を変えて行なつた。また焼なましは 1037~1232°C の温度範囲で行なつた。その結果、

(1) 再結晶挙動は歪み量、歪み速度および加工温度の関数として表わされた。再結晶に要する時間は、歪み量が増加し、歪み速度が増し焼なまし温度が高くなり、また加工温度が低くなると短くなる。

(2) 歪み量および歪み速度が増加し、また加工温度が低下すると加工時の歪みエネルギーが増加するが、これはこの加工条件での deformation-stress (熱間加工条件と標準引張条件の変形応力の差、以下同じ) の増加に対応している。その理由は、一般に歪みエネルギーは転位密度により評価できるが、deformation stress とこの転位密度の間には次の比例関係があるからである。

$$\sigma_d = A G \vec{b} \rho^{1/2}$$

A: 定数, $\vec{b}$: バーガースペクトル, G: 剛性率, ρ : 転位密度

(3) 加工時の各因子 (歪み量、歪み速度および加工温度) を deformation stress で表わすと、再結晶挙動は加工条件によらず、deformation stress との間に、はじめの結晶粒の大きさあるいは焼なまし温度に応じた一義的な関係が得られる。(宮地博文)

拡散律速クリープ過程の転位の活性化解析

F. A. NICHOLS: Met. Trans., 5 (1974) 9, pp. 1967~1972

クリープ変形の解析法として、従来高温クリープに対しては拡散律速機構、低温クリープに対しては転位の活性化機構がそれぞれ採用されており、解析に用いられる活性化パラメータにも大きな差が存在する。

高温クリープの拡散律速解析は、歴史的にただ一つのパラメータ (活性化エンタルピー) のみの考慮にとどまり、活性化の自由エネルギー、エントロピーの絶対的有用性を無視してきた結果、現在までこれら 2 つの取扱いを統合するいかなる試みもなされていない。

本論文は、ある特殊なモデル、すなわちジョグを含むらせん転位の運動に対して、活性化面積パラメーターが拡散律速解析に絶対的であることを指摘することにより、2 つの歴史的解析法を統合するところを試みている。

このモデルでは、低温、または高応力において、すべりは長範囲の拡散なしに点欠陥の尾を残して起こるという理由から拡散律速過程を極限の場合とみなすことができ両者の完全な比較が可能となる。

ジョグが完全な点欠陥の源あるいはシンクとして作用することを仮定するとともに、point force の概念を導入し、また隣接ジョグ間の相互作用を無視すると、活性化解析との対応から転位によつてはかれた面積の速度は

次式で表わされる。

$$\dot{A}_p \cong A_0 \nu \exp\left(-\frac{\Delta F_{d,p}}{kT}\right) \left[\exp\left(\frac{b^2 L \tau}{kT}\right) - 1 \right] \quad (\text{点欠陥生成})$$

$$\dot{A}_a \cong A_0 \nu \exp\left(-\frac{\Delta F_{d,p}}{kT}\right) \left[1 - \exp\left(-\frac{b^2 L \tau}{kT}\right) \right] \quad (\text{点欠陥吸収})$$

ここで $\Delta F_{d,p}$ は特定の点欠陥の自己拡散の寄与に対する活性化自由エネルギー、 A_0 , ν , b , L , τ は活性化過程中に転位によりはかれた全面積の積、自己拡散に対する mobility, 転位のバーガースペクトル, 平均ジョグ間隔負, 荷せん断応力である。

高応力の下ではこの関係はさらに簡略化され活性化面積として、 $A_p^* = bL = \text{一定}$, $A_a^* = 0$ を得る。これは転位の活性化解析で得られる議論と一致する。

(武田修一)

チタン添加による鉄合金の高温での強化

L. J. CUDDY, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 9, pp. 1999~2003

Ti を含む合金は、高温で異例な挙動を示す。たとえば 300°~600°C での流れ応力-温度曲線では平らな部分が存在し、高温硬さ試験ではピークが存在する。Ti(C, N) の分散強化や Ti によつて固溶強化された合金は、高温で硬さのピークを示すことがない。そのようなピークは、原子が十分に動ける高温でのみ作用できる拡散過程からくるものである。そこで本研究は、高温での強化の特性、とくにその安定性を調べることを目的としている。

試料には、Fe-Ti 2 元合金 (0.15, 0.6, 12Ti), Fe-3Ni 合金と Fe-3Ni-0.14Ti 合金を用いた。

230°~600°C で高温硬さ試験やクリープ試験を行ない機械的性質を調べた。高温硬さ試験の結果、Ti を含んだ合金の高温での硬化は 900°C まで安定である。Ni だけによる固溶強化は温度の上昇とともに減少するが、Ti を含む合金では 450~500°C で硬さのピークを示した。この高温での硬化の大きさは、Ti の濃度や Ti(C, N) の体積率から推定される値よりもはるかに大きいものである。クリープ試験では、Ti を含む合金の定常クリープ速度は、Ti を含まない合金と比較して 1/100 となり、Ti を含む合金は 500°C で 200 時間は安定である。しかし、その 2 種類の合金の間に組織の違いは認められなかつた。そこで、クリープ機構や組織を評価する間接的な方法として活性化面積および活性化エネルギーを測定した。活性化面積は Ti 添加の影響を受けないが、活性化エネルギーは Ti 添加により著しい違いが認められた。Ti を含まない合金のクリープの活性化エネルギーは、Fe における Ni の拡散の活性化エネルギーにほぼ等しく、Ti を含む合金では、単純な拡散過程から推定されるものよりかなり高いものであつた。

た以上のことより、この高温での酸化は、Ti と炭素あるいは窒素を含むクラスターと、転位との dynamic interaction によるものであると思われる。

(浜上和久)

IN-738 およびニクロムのクリープおよび破断特性におよびす粒界配列の影響

D. A. WOODFORD and J. J. FRAWLEY: Met. Trans., 5 (1974) 9, pp. 2005~2013

ニッケル基超合金の IN-738 および酸化抵抗のある単

純固溶体ニクロム (Ni: 20%Cr) の2種の合金についてクリープおよび破断特性におよぼす粒界配列の影響を調べた。クリープ試験は一方向凝固させたインゴットから粒界と応力軸がそれぞれ垂直, 平行, 45° の関係にあるクリープ破断試片を切り出し, それぞれについてある温度範囲および応力レベル範囲で行なつた。また光学顕微鏡で表面および内部の粒界クラックの様子を観察した。結果を IN-738 とニクロムにわけて示すと次のようになる。

IN-783 合金: (1) 応力軸と平行な粒界配列をもつ試片の破断寿命は高温, 低応力においては大きい, 低温, 高応力では他の2種の配列よりも短い。

(2) 実験した応力レベル範囲の中間レベルにおいて, ひずみ量 1.5% に達する時間は配列が平行なものにくらべ垂直, 45° のものは3倍から4倍にも達する。

(3) すべての試験条件で配列が平行なものの靱性は他のものより良好であつた。

(4) (3) の良好な靱性は粒界における表面クラックが取り除かれるためと考えられ, このことは一般の鑄造合金にみられる表面クラックによる実質の断面の減少効果が一方向凝固合金では存在しないことを示すものである。

ニクロム合金: (1) ほとんどすべての試験において平行な配列の試片はもつとも長い破断寿命と高いクリープ抵抗を示した。高温における他の配列のクリープひずみの測定値には粒界すべりの影響が大きいものと考えられる。

(2) 平行配列のものは常に他の配列のものより良好な靱性を示したが, 破断はほとんどすべて表面の再結晶粒に形成される空隙の成長による粒界破断によつていた。

(3) 変形は非常に不均一であつて, 垂直な配列と 45° の配列では異なる挙動を示していた。IN-738 合金ではこの2つの配列の変形挙動は類似していた。

(三島良直)

Fe-Ni および Fe-Ni-C 合金のアサermalマ・ルテンサイトの生成に及ぼすオーステナイト化温度とオーステナイト粒径の影響

M. UMEMOTO and W. S. OWEN: Met. Trans., 5 (1974) 9, pp. 2041~2046

鋼のオーステナイト化の条件をかえると Ms 点が変わることが言われているが, オーステナイト化温度, 時間などオーステナイト化に伴う種々の条件のうち, どれが支配的な要因であるかは必ずしも明らかではない。現に, MACHLIN & COHEN はオーステナイト粒径が一定であれば, 変態量はオーステナイト化温度には依存しないとしているのに対し, ENTWISLE & FEENEY は, 逆に, オーステナイト化処理の条件は変態の開始に大きな影響を及ぼすとしている。そこで, Ms 点が常温以下の Fe-31Ni, Fe-31Ni-0.28C について2段のオーステナイト化焼鈍を行ない, オーステナイト化温度, オーステナイト粒径などの効果を個別に検討した。Ms 点は電気抵抗の変化から決定した。

一段目のオーステナイト化温度を同じにして, オーステナイト粒径を揃えたものは, 2段目の焼鈍温度をい

る変えても Ms 点は変わらない。ところが, 一段目のオーステナイト化温度を変えて, 粒径を変えると, 2段目のオーステナイト化温度を同じにして最終的な熱的条件を揃えても, Ms 点は一定とはならず, 一段目のオーステナイト化温度に応じて変化する。しかも, そのときの Ms 点は2段目の焼鈍をしないものとほとんど同じ値である。すなわち, Ms 点の変化には主として粒径が効き, オーステナイト化温度はあまり効いていない。したがって, マルテンサイトのエンブリオは熱的には非平衡で, 力学的に安定な転位の配置を持つたものと考えられる。

この鋼はいずれもパーストを起こして変態するが, パーストは粒径と共に大きくなり, 粒径がある値以上になると一定の大きさになる。粒径が大きくなると, 生成するマルテンサイトのプレートも大きくなり, プレート先端の応力集中の度合も増加する。また, 粒径が小さくなると Ms 点が下がるのは, 微細粒ほどパーストを起こすのに, 大きな駆動力を必要とするためと考えられる。

(榎本正人)

Fe-Ni-Cr 単結晶の加工誘起による α および ϵ マルテンサイト

G. STONE and G. THOMAS: Met. Trans., 5 (1974) 9, pp. 2095~2102

引張軸が $[100]_r$, $[1\bar{1}0]_r$, $[1\bar{1}2]_r$ および $[2\bar{1}3]_r$ になるように切出された Fe-15Ni-15Cr 単結晶試料を用い, L-S 方位関係に従つて発生する α マルテンサイトバリエーションと引張応力の方位依存性との関係について調べた。試験温度は 185, 242, 273K で, いずれも Ms 以上である。

まず特定バリエーションを識別する方法として, 24 個の α バリエーションと4個の ϵ バリエーションを計算で求め, これを $(111)_r$ ステレオ投影図上に $\{002\}_\alpha$ および $\{10\bar{1}\}_\epsilon$ 極点としてプロットした。つぎに正確な試料方位が求められたのち, 上記計算極点図が大円にそつて試料方向に向つて回軸され, 特定 α または ϵ 極点に対するゴニオメータ角度がステレオ投影図上で測定された。また, この際, ϵ , α の積分強度からそれらの体積率も測定された。

以上の実験により, ϵ はすべりを起した $\{111\}_r$ 面上でのみ発生しており, また α のバリエーションは常にオーステナイトのすべり面とすべり方向を含んでいることが分つた。本実験では, PATEL-COHEN のモデルによれば当然発生してもよい方位の α 晶が観察されなかつたが, その理由は以下のように考えられる。すなわち, $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に先行して生ずるため, オーステナイトマトリックスは ϵ 板状晶によつて分割される。この分割効果により, エネルギー的には起り得る面晶癖のものでも ϵ 板状晶を貫通しなければならないような方位のバリエーションは発生が阻止されてしまう。

一方 Goodchild らは $\langle 001 \rangle_r$ が引張軸に平行な結晶粒内では ϵ や α が発生しないことを報告したが, その理由は晶癖となるべき面上での分解せん断応力が低いためである。また引張試験により $[100]_r$ 試料は $[1\bar{1}0]_r$, $[1\bar{1}2]_r$ および $[2\bar{1}3]_r$ 試料より降伏強さが約 5 kg/mm² 高いことが見出されたが, これも上記の現象の理由であると考えられる。

(渡辺 敏)

鉄の酸化に及ぼすイオウの影響

B. HAMMAR and N.-G. VANNERBERG: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 173~176

イオウ濃度が 0.006~0.05 wt% と異なる 6 種類の鉄を、20 vol% の酸素ガスを含むアルゴンガス雰囲気中で酸化させ、鉄の酸化に及ぼすイオウの影響について報告している。

酸化実験は、500°, 600°, 800°C の 3 つの異なった温度で行なつた。試料は、直径 12 mm, 厚さ 1 mm の円板状とし、アルゴン雰囲気中、930°C, 22 hr の均一化処理を行なつた。酸化は、一定温度で約 20 hr 行ない、その間の重量変化は熱天秤を用いて連続的に測定した。酸化皮膜を透過電子顕微鏡で観察し、その組成を X 線ディフラクトメーターにより決定した。

以上のような実験により、次のような結果を得た。

(1) 酸化速度とイオウ濃度との間の相互関係は、500°C と 600°C での酸化実験では認められず、800°C での酸化実験では認められた。(2) 重量変化-時間の曲線を、 $W = A \cdot t^{1/n}$ の関数にあてはめると、500°C と 600°C での曲線は $n=2$ であつた。800°C については、イオウ濃度の一番高い試料と低い試料では $n=3$ となり、他の 4 つの試料では $n=2$ となつた。(3) 600°C と 800°C での酸化により形成された皮膜中の酸化相の組成と酸化速度との間には、明らかな相互関係は認められなかつた。(4) 600°C で皮膜表面のヘマタイト結晶に優先方位があらわれ、それは、800°C でより顕著となる。800°C におけるヘマタイト結晶は、酸化皮膜に垂直な [001] 方向に成長する。(5) イオウは鉄中に $Fe_{1-x}S$ として存在し、試料が酸化された時でも $Fe_{1-x}S$ であり、その中のイオウは酸化に関与しない。(浜上和久)

X 線によるステンレス鋼の転位密度の測定

B. BENGTSSON, et al.: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 182~184

ステンレス鋼 (0.042C, 0.42Si, 0.39Mn, 0.016P, 0.007S, 17.8Cr, 0.19Ni, 0.03Mo, 0.04Cu) の回復中の転位密度を X 線回折による回折線の中広がり法によつて測定した。

試料は断面積減少率 60% の冷間鍛造を行ない、500, 550, 600, 650, 700°C で 2 min 鉛浴中で等時焼鈍後空冷し測定に用いた。ディフラクトメータをステップ走査し、(110), (220) と (440) の回折線強度を計数した。転位を数えるのに都合のよい転位組織を持つ 600, 650 と 700°C で焼鈍した試料についてのみ電子顕微鏡で透過観察を行ない、HAM の方法で転位密度を測定して比較した。得られた X 線強度はバックグランド、Lorentz 因子、幾何学的幅広がりやフック効果についての補正を行なつた。

X 線データから転位密度を計算するため Williamson と Smallman による次の式を用いた。

$$\rho_x^{(1)} = 6[\pi(1+\nu) \langle \epsilon^2 \rangle / \log(R/r)]^{1/2} / b \cdot D \quad (1)$$

$$\rho_x^{(2)} = 12\pi(1+\nu) \langle \epsilon^2 \rangle / b^2 [\log 3 - \log(\rho_x^{(2)} \cdot D \cdot r)] \quad (2)$$

$\langle \epsilon^2 \rangle$ は平均自乗歪、 ν はポアソン比、 R と r は内側と外側のカットオフ半径、 b はバーガースベクトルであ

る。(1) 式では転位は平均間隔で堆積し式ではポリゴン化していると仮定する。

流動応力 σ_f は

$$\sigma_f = \sigma_0 + \alpha G b \sqrt{\rho} \quad (3)$$

で表わされ、 σ_0 と α は定数、 G はせん断弾性係数である。最も回復の進んだ 3 試料と再結晶試料について $\sigma_{0.2}$ と $\sqrt{\rho_{EM}}$ (ρ_{EM} は HAM の方法によつて求めた転位密度) の関係から $\alpha = 1.7$ ($G = 78.5 \text{ GN/m}^2$) を得た。この関係が残りの試料にもよく保つと仮定して、転位密度を (3) 式で計算した。

その結果、回復の間に転位の整合はからみあいからポリゴン化した組織に変化し、転位の消滅は平均自乗歪を減少させ、コヒーレントな回折領域を増加させる。回復初期では (1) 式が、後期では (2) 式がよくあてはまる。X 線データでなされた多くの仮定と、他の方法によつて決められる転位密度の不確定性を考えると、これらの間でよい一致をみたことは非常な驚きである。

(岡田 毅)

— 溶 接 —

構造用鋼における熱影響部の靱性特性

E. BANKS: Welding J., 53 (1974) 7, pp. 299~306

本研究は溶接構造材として広く用いられている 25 kg/mm² と 35 kg/mm² の降伏強さをもつ二つの構造用鋼 (ASTM A36, ASTM A441) の熱影響部 (HAZ) の靱性を評価するために行なつた。

異なる組織を示す HAZ の決定的な衝撃抵抗を評価するのに溶接部から切り出したシャルピー試験片の結果を常に用いるわけにはいかない。フェライト-パーライト鋼においては、Mn や Nb 量が増すと、熱入力の増加にともない HAZ の靱性は急激に低下する。これらの二つの因子を導入した法則を明らかにするためには更に研究を重ねる必要がある。結局、母材の靱性が優れているからといって、HAZ の靱性を保証することはできない。事実、ある場合には母材が靱性を示しても、HAZ は脆性を示すこともある。

0.1 mm の最小割れ開口変位量の伝揺基準によれば、最高 35 kg/mm² の降伏点をもつ鋼で造つた溶接構造材の割れの発生を阻止するのに十分であることがわかつた。この基準に従えば、鋼は脆性の心配なしにかなりの高熱入力で溶接できることがわかつた。最高の熱入力水準では HAZ の 0°C における靱性値は最小値付近にまで減少する。実際にこのような熱入力で溶接するときは十分に検討しなければならない。

WELLS の wide-plate 試験に示されるように、供試鋼の HAZ の靱性は非常に低いように思われる。このような方法で決定された基準は材料の許容値を決定するのに適的でない。経験的にはこのような欠陥は小さなもので、脆性破壊の防止のため母材の割れ阻止特性にたよる方が実用的である。動的靱性は K_{ID} , NDT, あるいはシャルピー衝撃値の項として表わすことができる。

応力除去された状態では歪時効脆性は取り除かれ、HAZ の破壊抵抗は脆性破壊を防げるための決定的因子となるであろう。

(山田武海)