

抄

録

—製 鋼—

定インピーダンス制御アーク炉のための温度加重アダプティブコントローラー

(S. A. BILLINGS and H. NICHOLSON: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 4, pp. 216~221)

定インピーダンス制御アーク炉においてはアークギャップを自動的に調整することにより標準アークインピーダンスを保持している。本論文ではアーク特性値が雰囲気温度に影響される点に注目し、これを制御パラメータとして採り入れアークインピーダンス誤差に加重する温度加重方式のアダプティブコントローラーについて紹介した。

アークインピーダンス誤差 ϵ は、 $\epsilon = (G_1 D' + G_2 K) h$ ただし、 D' : 放電係数、 K : アークゲイン、 h : アーク長さ、 G_1, G_2 は定数。 D', K は温度の影響が大きく、実操業の溶解初期では電極位置の自動調整が難しくなる。

これまでに提案されている Model Reference Adaptive Controller では、結局はアークゲインを実操業時のマストポジションから求めることになっており、アーク長さの粗い近似値しかわからず ϵ に大きな誤差が含まれる。

さて実質的には ϵ は温度 T とアーク長さ h のみの関数として表現されることが実験的に裏づけられており、 $\epsilon = f_1(T) f_2(h)$ 。したがって、ある温度 T^* を基準にしてある任意のアーク長さの変化分 h に対して、 $\epsilon_A = f_1(T^*) f_2(h)$ 、別の温度 T_1 では、 $\epsilon_c = f_1(T_1) f_2(h)$ 、よって $\epsilon_A / \epsilon_c = f_1(T^*) / f_1(T_1) = Q_{T_1}$ が任意の h に対して成立する。 Q_{T_1} が T_1 における加重で、炉に固有のある一定値である。そこで T_1 における ϵ に Q_{T_1} を加重すれば T_1 に独立となる、すなわち温度の影響が取り除かれる。同様にすべての T について Q_T を求めて加重関数ができあがる。実際の Q_T の決定には試験的に種々の h, T に対する ϵ を測定する。温度は熱電対でホットスポットを測温し、アーク長さは溶面が平らになった時期の電極位置とアークアングルを観測する方法が便利であろう。

このようにあらかじめ決定した $Q(T)$ は、既設のレギュレーダのパートとして容易に組み込める。以後、 h に独立に操業時の T のみの測定によつて $Q(T)$ を ϵ に加重してインピーダンスを制御できる。(矢野修也)

消耗電極型再溶解プロセスにおけるインゴット内熱分布のモデル化

(A. S. BALLANTYNE and A. MITCHELL: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 4, pp. 222~239)

VAR や ESR など、消耗電極を用いる再溶解炉のインゴット内の熱分布につき、広範な文献集録を行ない、また独立のモデルを立て、それを工業的規模の実測例と比較してその有効性を示し、更に、そのモデルを用い、インゴット内の熱分布におよぼす種々の重要な因子の影響を検討した。

インゴットは中心軸に対して対称な円柱状とし、熱的

性質は一定と仮定して、二次元の伝熱方程式を立てる。それを Peaceman-Rachford の有限差分法により数値計算をして解いた。境界条件や熱的性質の数値は、最近の実測例や推定値を用いた。1) インゴット-スラグ界面の温度はメタルドロップに対し $150 \sim 250^\circ\text{C}$ 過熱されているものとする。2) インゴット側壁とモールド間の総括伝熱係数は、その間に空けきのない場合、 $556.8 \text{ W/m}^2/\text{K}$ とした。また、移動モールドを用いた ESR における、モールドより下の部分では、 $20.93 \text{ W/m}^2/\text{K}$ とした。3) 底部基盤への伝熱は時間とともに変化し、その係数は $795.4 \sim 209.3 \text{ W/m}^2/\text{K}$ の間の値を逐次用いた。4) 熱的性質のうち、液相内の熱伝導度は固相の 2 倍とし、凝固潜熱の放出は凝固遷移層内で直線的であり、それは見かけ上、熱容量が増加したものとして取扱った。

これらをもとに、 $300 \sim 1500 \text{ mm } \phi$ の種々の合金の工業的規模の VAR, ESR につきモデル計算を行なつた結果は、溶解速度が極端に大きな VAR の場合を除いて、ほぼ実測結果と一致した。このモデルを用い、熱分布におよぼす溶解速度やインゴット径の影響、インゴット重量によるプール深さの変化、底部基盤における伝熱係数の影響、VAR による He ガス冷却、および ESR のモールドの種類による違いなどを予測した。このように、このモデルは、溶解諸条件の効果を見るのに非常に信頼性の高い手段ではあるが、より精度の高い予測のためには、諸境界条件を正確に決めるための多くの実測が必要である。(川上正博)

鋼の連続鑄造における応力解析の数学モデルの改良

(K. SORIMACHI and J. K. BRIMACOMBE: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 4, pp. 240~245)

最近、GRILL らは、連鑄ビレット内の凝固殻に熱的変化やロールによりひき起こされる応力を、有限要素解析に基づく数学モデルにより解析した。その中では、凝固点附近の鋼の機械的性質のデータがなかつたため、理想的歪硬化挙動を仮定し、塑性係数とヤング率の比を 0.1 とした。

本報では、WRAY と HOHMERS による高温データより上記の比、および弾性限界歪を温度の関数として求めた。それらは、前報の仮定値より一桁小さな値であつた。また、クラック生成の基準として、前報では最終引張り応力の 200 kg/cm^2 としたが、本報では「破断までの歪」0.2% をとつた。これらを用いて前報と同様の方法で、同じビレット [A: 10.2×15.2 , B: 17.2×17.2] につき応力解析を行なつた。スプレーチャンバーの下で表面を 121°C 再加熱した場合の解析結果は、表面附近に大きな圧縮のフープ応力が存在し、ハーフウェークラックの発生帯にある凝固前面附近では引張応力が存在していた。この一般的傾向は前報と同じであるが、応力値は 25 kg/cm^2 と前報の値より一桁小さかつた。ハーフウェークラックの発生帯での歪は 0.2% 以上であり、その部分の温度は 1375°C であつて、上に設定した基準とよく一致していた。

プール底部以下、中心線上の温度が 126°C 急激に下

がつた場合の結果は、中心附近に最大の引張り応力が存在し、その傾向は前報と同じであるが、 38 kg/cm^2 という応力値は一桁小さかった。また、この附近の歪は $0.15 \sim 0.2\%$ であつて、センタークラック発生の限界であつた。

ピンチロールで応力を加えた場合にも、応力分布の傾向は前報と同じであつた。しかし、歪は 0.002% 程度と小さく、上記の基準からは圧搾割れの説明はできない。この場合には、デンドライトの回転はく離のようなことが原因と考えられる。(川上正博)

鋼の連続製造時の割れ欠陥

(J. K. BRIMACOMBE and K. SORIMACHI: Met. Trans., 8B (1977) 3, pp. 489~505)

鋼の連続製造時に発生する種々の割れ欠陥について収録したものである。本論文の特徴は割れ欠陥を単に操業因子との関係から論ずるのではなく、連続製造時に発生する応力と铸片高温強度の観点より見直し、鋼凝固時に存在する特定の脆性温度域との関連で包括的に説明を行なっている点にある。すなわち、 $1340^\circ\text{C} \sim$ 凝固温度における脆性域は内部割れ、表面縦割れに関係し、C, P, S などの溶質元素の影響が強いことを述べている。MnS 析出による $800 \sim 1200^\circ\text{C}$ の脆性域は実験的には確認されているが、連铸時の温度履歴では割れの主因とはなっていない。つぎに、 $700 \sim 900^\circ\text{C}$ の脆性域は AlN, NbC などの析出物と密接に関係し铸片表面横割れ、コーナー割れの主因となつている。 $750 \sim 850^\circ\text{C}$ では $\alpha + \gamma$ 混合相による脆化現象があり、上記の析出物脆化と重なりとくに割れ感受性の高い温度域を形成している。ついで著者は個々の割れについて言及しているが、それぞれについて割れの原因を操業知見より論理的、定量的に説明しその防止法を述べている。内部割れ、トリプルポイントクラック、センターラインクラック、菱形変形割れ、ピンチロール内部割れ、表面縦割れ、表面コーナー縦割れ、表面横割れ、表面コーナー横割れ、スタークラックなどについての論究がなされている。

最後にまとめとして、種々の割れ欠陥を内部割れ、表面割れに分けて、その原因、影響する操業因子、防止法を簡単な図表として提出している。(反町健一)

12%Cr 鋼大型タービンのローター生産への ESR の応用

(A. CHOUDHURY, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 18, pp. 857~866)

X22CrMoV12 1 鋼を用い直径 2300 mm, 80 t の鋼塊を ESR で溶製した。この鋼塊は 2 本のタービンローターに鍛造されるが、通常の造塊法を用いて作るときには 92 t の鋼塊が必要である。本報文はこのタービンローター材の材質をしらべたものである。

Cr, Mo, Ni, C, Mn, Si および Al のメタルプールでの偏析はなく、その組成は電極材のそれにほぼ一致した。スラグは $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系を用いたが、S は 20ppm 以下であつた。全酸素含有量は 20 から 30ppm の間にあつた。これらの値は直径 1300 mm, 52 t の ESR 鋼塊よりも高いことはなかつた。鋼塊表面に欠陥は全くなく、軽度の鍛造を行つても亀裂は発生しなかつた。

50 t 鋼塊の凝固のマクロ組織は全断面にわたり樹枝状晶であつたが、80 t 鋼塊では経済的理由からマクロ組織

は調べなかつた。鋼塊中心部におけるマクロ偏析は見られなかつた。Cr のミクロ偏析指数は表面で 1.05, 中心で 1.15 である。Mo のミクロ偏析指数は表面で 1.15, 中心で 1.35 である。通常の鑄造法による 100 t 鋼塊の Cr のミクロ偏析指数は 1.6 から 1.9, Mo のそれは 3.5 から 7 であり、ESR 法が優れている。

Stahl-Eisen Prüfblatt 1570-17 清浄度試験によれば 3 級以上の酸化物介在物は存在しない。ほとんどの酸化物は 0 ないし 1 級である。清浄度テストで硫化物は検出されなかつた。超音波探傷と磁気探傷によつても欠陥は見出されなかつた。

完全マルテンサイト化処理を行つたのち、機械的性質をしらべた。引張り強さおよびシャルピー V ノッチ試験のいずれも通常鑄造法よりも ESR 材の方が優れていた。また、表面付近と鋼塊中心付近に差は出なかつた。 550°C , 1000 h のクリープ試験では、破断は生ぜず、試験が継続されている。(雀部 実)

一 性 質

18Cr-2Mo 鋼の 475°C 脆性に及ぼす冷間加工の影響

(P. J. GROBNER and R. F. STEIGERWALD: J. of Metals, 29 (1977) 7, pp. 17~23)

18Cr-2Mo フェライト系ステンレス鋼は優れた耐食性を有するため、圧力、化学、石油工業への適用が期待されるが、冷間加工成形したもので、 475°C 脆性がどう作用するのか不明である。この論文はこの点を明確にしようとしたもので、18Cr-2Mo-0.24Ti, 18Cr-2Mo-0.35Nb の 2 鋼種を、最終的には 815°C (1 h) で焼なまし後水冷したものを冷間圧延で圧下率 0, 10, 30% 冷間加工し、時効後硬度測定、引張試験、1/4 サイズの V ノッチシャルピー試験を行なつた。時効温度は $345 \sim 475^\circ\text{C}$ である。これらすべての実験結果は、 475°C 脆性に冷間加工が明確な影響を及ぼさないことを示している。抽出レプリカによると無歪材よりも短時間時効側で、冷間加工材に α' 相が観察されたが、機械的性質に対する影響はいずれの場合も α' 相検出以前の時効時間で生じるのでこの観察結果は疑わしい点があると思われる。時効曲線は硬化開始までの潜伏期を持つので α' 相は拡散律速の核生成-成長機構で形成されることがわかる。冷間加工は拡散の容易な径路を増加させ、この機構を促進する効果を有すると考えられるが、この効果は脆化過程後期の α' 相成長にのみ作用するようである。この際の拡散距離は非常に短くて済むので転位にそつた短範囲拡散は大きく影響を及ぼさない可能性がある。また、ここでの測定手段は回復と脆化の同時進行を分離して評価できていない可能性もある。

実際問題として、30%までの冷間加工は 18Cr-2Mo フェライト系ステンレス鋼の 475°C 脆性を促進しない。 475°C 脆性の関与しない範囲で焼なまし材と同様に冷間加工材についても使用可能であると結論づけることができる。(長井 寿)

新しい X70-X80 級 HSLA 鋼

(G. J. GOETZ: J. of Metals, 29 (1977) 8, pp. 12~18)

V 鋼または V+Nb 鋼において C, Mn などの含有量の調整によつて、強度、靱性ともに改良した極寒地ラ

インパイプ材としても使用可能な新しい HSLA 鋼の開発について述べている。V 鋼において X70 級に適したものは、13 mm 厚の制御圧延材のもので、組成範囲が 0.07~0.09% C, 1.60~1.75% Mn もしくは 0.10~0.12% C, 1.40~1.55% Mn で V は 0.09~0.15%, N は 0.014~0.022% である。X80 級としては約 0.18% C, 1.40% Mn を含んだものが適する。V+Nb 鋼については、13 mm, 18 mm 厚の制御圧延板材で、組成範囲が 0.07~0.09% C, 1.60~1.75% Mn または 0.10~0.12% C, 1.40~1.55% Mn で 0.09~0.15% V, 0.02% Nb 添加したものが優れた靱性を有する X70 級の理想的な鋼である。V+Nb 鋼が極寒地用 X70 級ラインパイプ材として有力な候補となつたわけであるが、ある U-O-E パイプメーカーによる試行では 18 mm メインパイプは強度、靱性、溶接性ともに米-カナダガスパイプライン規格 (CAGSL) を満足している。スパイラル管などの非拡張型パイプでは顕著にパイプ加工によつて降伏応力が変化するので、V+Nb 鋼では X65 級が期待される。V の 0.15% までの単独添加でも、N, Nb との複合添加でも、低温まで制御圧延した時靱性を損うことなく降伏応力を上昇させる。この V の効果は従来よく報告されているが電顕観察によると、たとえば制御圧延最終温度が 750°C の場合、高転位密度と転位上への V 炭窒化物の析出がみられ、より高温の 880°C の場合、析出物はフェライト母相中にみられる。V 炭窒化物の前者のような析出形態が、靱性劣下を伴わない強度上昇効果の原因と考えられる。本研究における新 X70-X80 級鋼の優れた靱性も V のこのような効果によるものである。(長井 寿)

焼なましおよび 9% 予歪みを与えた AISI 304 ステンレス鋼の室温、高歪みサイクル試験中の繰返し加工硬化および加工軟化

(H. B. ZEDDIJK: Metal Sci., 11 (1977) 5, pp. 171~176)

繰返し歪みにより形成される転位下部組織は材料のすべり特性、試験温度、歪み変動範囲により決定され、多くの金属及び合金系で調べられている。しかしオーステナイトステンレス鋼に関する研究はわずかしかなかく、下部組織の観察は破壊材に限られているため転位下部組織の発生、成長過程についてはほとんど知られていない。本研究の目的は歪みサイクル数の増加に伴う転位下部組織の変化を電子顕微鏡にて観察し加工硬化、加工軟化現象との関連性を明らかにすることである。

焼なまし条件は 1050°C, 15 min 水冷処理で、結晶粒径は ASTM 3~4 である。歪みサイクル試験は直径 9 mm, 標点距離 21 mm の円柱状試験片を用い、Closed loop サーボコントロール型試験機で全歪み変動範囲 1.2%, 歪み速度 0.3% s⁻¹ で引張-圧縮の繰返しを行つた。予歪みは軸方向に歪み速度 0.1% s⁻¹ 単調引張変形により与えた。

焼なまし材の応力-サイクル数曲線は最初の 50 サイクル (疲労寿命の 1.2%) までは急速硬化を示し破壊に至るまで定常的挙動が続く。9% 予歪み材では最初の数サイクルで応力のわずかな増加を、続いて飽和に至るまでゆるやかな長い加工軟化を示す。そしていくつかの場合には破壊前に 2 次硬化が現れる。焼なまし材、9% 予歪み材とも歪みサイクルにより生ずる下部組織は主に転位

セル組織から成り疲労寿命の数%以内の負荷初期から形成される。平均セルサイズは焼なまし材において急速硬化期に減少する場合を除けば予歪み材でも破壊に至るまで相対的に一定であり、セル壁は歪みサイクル数の増加に伴いよりシャープで密なものとなる。破壊におけるセルサイズは焼なまし材、9% 予歪み材とも応力変化の挙動がかなり異なるにもかかわらず等しくなる。9% 予歪み材中に存在する積層欠陥及び ϵ -マルテンサイトを含むバンドは歪みサイクルにより取り除くことはできず破壊後も存在する。9% 予歪み材で生成されるセル組織は焼なまし材に比較して不規則で明確には定義できない。

(武田修一)

静的及び疲労荷重下におけるステンレス鋼の特性に及ぼす相変態の影響

(R. G. LUTHER and T. R. G. WILLIAMS: Metal Sci., 11 (1977) 6, pp. 219~224)

18Cr-8Ni-Ti-0.06C (321 S 12) オーステナイトステンレス鋼は室温で準安定であり、歪み誘発マルテンサイト変態を起こす。この鋼の高い歪み硬化指数及び (公称引張強さ)/(降伏強さ) (NTS/YS) 比はこの相変態による強化と考えられる。本研究はこの相変態がステンレス鋼の定歪み疲労における応力の変化挙動にどのような影響を及ぼすかを単調引張と繰返し引張荷重下で比較するとともにオーステナイト鋼の疲労強度に及ぼす歪み誘発マルテンサイトの効果を調べている。

供試鋼は結晶粒径約 18 μ m の焼なまし材であり、引張り、疲労試験前に電解研磨処理を施した。疲労試験は 50Hz で行い、オーステナイト-マルテンサイト変態の確認には金属組織学的方法及び磁石を用いた。

単調引張変形による歪み誘発マルテンサイトの形成は NTS/YS $\approx$ 2.3 の高い値を示し強化効果を引き起こす。流れ応力範囲内での引張試験片横断面の硬さ測定結果は不均一な分布を示し、 $\epsilon=0.3$ で硬さのばらつきが最大となる。この硬さのばらつきはオーステナイト-マルテンサイト混合組織によるものである。疲労限界 (σ_L)/公称引張強さ比の高い値は試料表面及び表面近傍領域に不規則なゾーンとして分布している歪み誘発マルテンサイトの形成と関係している。疲労試験による S/N 曲線には 2 つの明りような不連続性 (σ_{DU} , σ_{DL}) が現れる。 σ_{DL} は応力の増加に伴い試料表面層中でマルテンサイトの分布が不均一から均一に遷移する応力であり、 σ_{DU} は塑性的不安定性に到達した応力である。この σ_{DU} は単調引張変形で得られる同様な条件の応力レベルに比べかなり低く、この応力レベル以下の疲労試験ではネッキング現象は現れない。 σ_{DU} - σ_{DL} 間の応力領域では表面層に連続的に生成した歪み誘発マルテンサイトが微細な表面すべり、表面荒れをおさえ疲労強度を改善し、疲労き裂の生成は組織的不均一性 (例えば介在物、TiC など) の場所に起こる。 σ_{DL} - σ_L 領域では表面層マルテンサイトの分布が不均一なため強烈的な表面すべりを起こしこの領域から多重き裂を生成する。

(武田修一)

合金鋼における B の挙動

(S. R. KEOWN and F. B. PICKERING: Metal Sci., 11 (1977) 7, pp. 225~234)

少量の B 添加により種々の機械的特性が向上することは多くの研究により明らかにされてきたが B の挙動につ

いての報告は少ない。そこで本研究は以前の文献を整理し、高分解能 B オートラジオグラフィの使用により合金鋼への少量の B 添加 (0.002~0.005%) における B の局在化について調べることを目的とした。試料は Cr-Mo-V 鋼, 1/2Mo-B 鋼, オーステナイト鋼を用いた。以下その結果である。0.002~0.005 B の添加鋼では硼化物の形成はなく B は fcc 炭化物に偏析する傾向があり $M_{23}(BC)_6$, $V_4(BC)_3$, Nb(BC) のような硼炭化物をつくる。0.04% B の添加量の多いものは Fe_2B , M_3B_2 報告されている。

(1) Cr-Mo-V 鋼: 980~1300°C の温度で固溶中の B は γ 粒界に偏析せず、ゆつくり冷却したときに粒界偏析を起こす。水冷のような急速冷却では粒界にはほとんど B はみられない。一方硼炭化物 $V_4(BC)_3$ は 980°C からの焼入れの未固溶粒として、さらに 700°C の焼もどしの析出相としても同定され、このどちらの場合でも B の粒界偏析はみられなかった。B は V_4B_3 の格子定数を 4.155 から 4.195 Å に増加させる。またこの鋼への B 添加は延性の向上に関係なく、Ti との複合添加は有効である。(2) 1/2Mo-B 鋼: 空冷でベイナイト組織を示し B の γ 粒界偏析をもたらず。これはこの種の鋼の B 添加による硬化作用の理由をよく説明している。1300°C 溶体化材では同定はされなかったが、B rich の相が観察された。(3) オーステナイト鋼: 0.008 B を含むこの鋼の共晶 NbC 中の B を調べたが、硼炭化物となつてゐるのはゆつくり冷却した鋼塊のみであつた。B はオーステナイトのデンドライト間に偏析し、 δ フェライト部には全くみられなかった。(山下幸介)

腐食疲れと応力腐食割れとの境界

(R. N. PARKINS and B. S. GREENWELL: Metal Sci., 11 (1977) 9, pp. 405~413)

75°C の炭酸塩-重炭酸塩溶液中で繰返荷重をうける軟鋼において破面様式、き裂発生繰返数などは応力の繰返し条件や電極電位の大きさにより異なる。この材料と環境の組合せを用いて、Wei らの提起した、“腐食疲れ伝播速度は環境効果の寄与のある成分(時間依存成分)となし成分(サイクル依存成分)の和として表わされる”とする仮説を検討した。この仮説はき裂伝播への環境の寄与が水素による脆化や急激な不動態皮膜の形成のような物理的因子によつて支配されている場合には成立する。これらは電気化学的挙動の極端な場合であり、前者は比較的低電極電位の場合に、後者は高電極電位の場合に生じる。しかし、この両極端の間には、電気化学的に著しく活性な領域、場合によつては活性から不動態への遷移領域がある。そのような領域ではピットなどが生じやすいのでき裂発生は影響を受けやすいが、それは腐食と疲れき裂伝播の相対速度に依存する。

上記の遷移領域ではより延性な合金において応力腐食割れを生じる例が多く、ここでは先の仮説は適用できない。そして静的荷重下で粒界応力腐食き裂伝播が生じる条件は繰返し荷重を加えることによりかなり拡大される。その結果、有効き裂先端歪み速度とその限界値によつて定まる静的荷重に対する K_{ISCC} は繰返荷重下では少なくとも 60% は低くなる。粒界き裂伝播速度は電気化学的条件により規定され、ある限界値を一度こえると本質的には荷重条件には依存しなくなる。粒内き裂が生じ

るか粒界き裂が生じるかはいつれの伝播速度がより速いかによる。(角田方衛)

高速度鋼の靱性

(G. BERRY and M. J. KADHIM Al-TORNACHI: Metals Technology, 4 (1977) 6, pp. 289~295)

工作機械の自動化に伴い、バイトの急激な破壊による事故を防ぐため、その寿命の正確な予測が要求されている。吸収エネルギー、厚さ方向の破断応力など従来の靱性評価法では相対的な情報しか得られず、寿命の予測には不十分であるが、近年破壊力学の導入により疲労き裂伝播特性と破壊靱性値 (K_{IC}) より疲労寿命を予測する試みがなされている。本報では 2 種の高速度鋼を用いて熱処理を変化させて靱性および寿命への影響を調べるとともに、前述の破壊力学を使つた寿命推定法の適用性について調べている。

供試材は 2 種の高速度鋼 M2 および M2/3 で、M2 は通常の溶解法により作製したもの、M2/3 は粉末冶金法によるものである。組成は M2 が 0.8C-4Cr-5Mo-6W-2V(wt%)、M2/3 は C と V がやや高く、1.2C, 3V である。焼入れ温度 1050~1250°C、焼もどし温度 400~700°C の範囲で種々の熱処理を行い、硬さ、疲労き裂伝播指数および K_{IC} を調べた。さらに破壊靱性試験終了後の試片からバイトを作製し、single point milling test によりバイトとしての寿命を調べた。焼入れ温度が高いほど焼もどし二次硬化に寄与する固溶炭素量が多くなり、得られる硬度は高く、それに伴い K_{IC} は低く、疲労き裂伝播指数は大きくなる。また 520~560°C の焼もどし温度で二次硬化のピークを持ち、ここで K_{IC} は最小値をとる。

M2/3 は M2 に比べ C および V の濃度が高いため全般に硬度は高く、バイトとしての寿命優れている。M2/3 の寿命が優れている原因は、M2/3 が粉末冶金法によるためき裂発生の起点となる残留炭化物の平均粒径が小さく、またそのばらつきも小さいためと考えられる。

最後に、疲労の裂伝播指数と K_{IC} より予測した寿命を実際の寿命と比較すると、完全な一致とは言えないもののある程度の相関関係が認められ、採用したモデルの修正によりさらに正確な予測が得られる可能性がある。

(姫野 誠)

1.25%Cr-0.5%Mo 鋼のクリープおよび破断挙動に及ぼす応力および温度の影響

(R. VISWANATHAN: Met. Trans., 8A (1977) 6, pp. 877~884)

焼ならした 1.25%Cr-0.5%Mo 鋼のクリープおよび破断挙動を 510~620°C の温度 (T) および 65~425 MN/m² の応力 (σ) 範囲で調査した。クリープ速度 ($\dot{\epsilon}$) および破断時間 (t_r) の実測結果を $\dot{\epsilon}$ or $t_r = A\sigma^n \exp(Q/RT)$ の表現で整理した。この式で、 A : 定数, n : 応力指数, Q : 律速過程の経験的活性化エネルギー, R : ガス定数である。各温度で応力に対してクリープ速度および破断時間を両対数グラフに描くと、低応力領域と高応力領域で勾配の異なる 2 本の直線に別れる。クリープ速度に対しても、破断時間に対しても、応力指数は低応力領域では約 4、高応力領域では約 10 である。低応力領域における Q の値は、クリープ速度に対しては 367 kJ/mol、破断時間に対しては 420 kJ/mol であり、高応力領域に

おいては、それぞれ 581 kJ/mol および 670 kJ/mol である。破面観察からクリープ速度および破断時間の低応力領域から高応力領域への遷移は破壊様式が粒界割れから粒内割れに変化することに対応しており、破断絞りが応力に比例して増加する領域から応力に依存せずほぼ一定である領域への遷移にも対応している。これらの観察から、低応力領域から高応力領域への遷移は変形様式が粒界すべりが支配的な領域から粒内変形が支配的な領域へ移ることによつて起こるものと考えられる。上述の前提が正しいとすると、種々の応力、温度における全変形量に対する粒界すべりによる変形量の寄与分が計算できる。このような解析結果は従来の研究で報告されてきた多数の観察結果とよく対応することがわかる。

(菊池 実)

AISI 4340 鋼の加工熱処理における硫化物介在物の

挙動 (Y. V. MURTY, et al: Met. Trans., 8A(1977) 8, pp. 1275~1282)

AISI 4340 低合金鋼の硫化物介在物が熱間圧延およびそれに続く均質化によつて、どのような形態の変化および組成の変化をするかを検討することを目的として、凝固中の冷却速度、圧延温度、均質化時間などの影響を系統的に調べた。

試料は S 量を約 0.1% まで高めた AISI 4340 相当鋼で、 $0.16 \times 0.09 \times 0.05$ m の鋼塊を一方向凝固させた。この鋼塊を薄く切断し、1223K で 85% まで熱間圧延し、1583K で均質化した。えられた主な結果は次のとおりである。

1) 硫化物は 1073~1473K での熱間圧延で塑性変形するが、基地に対する相対的な可塑性は 1173~1273K で最高になる。また、それは凝固中の冷却速度の増加とともに増加する。

2) 硫化物は熱間圧延によつて平らに伸びた板状になる。そして後続の均質化中に 3 段階の主な変化をする。すなわち、まず第 1 段階で円柱状になる。次に第 2 段階で断片状に分断される。そして第 3 段階で粗大化し多面体の形状になる。このような形態の変化に対応して、基地の単位体積当りの硫化物の数は均質化時間の経過とともに、最初に増加し、最大値に達し、そしてしだいに減少する。一方、硫化物の大きさは逆の変化を示す。硫化物の単位体積当りについて、硫化物と基地の界面面積は均質化時間の増加とともに連続的に減少する。

3) 硫化物の化学組成は、凝固の際の冷却速度に依存し、冷却速度が大きいほど Fe 量が高く Mn 量が低い。均質化中に Fe が硫化物から基地に、そして Mn が基地から硫化物に移動し、硫化物の周囲に Mn の濃度の低い領域が生成する。

(中島宏興)

鉄基超合金の機械的性質におよぼす水素の影響

(J. E. SMUGRESKY: Met. Trans., 8A (1977) 8, pp. 1283~1289)

鉄基超合金 (Fe+15%Cr+25%Ni+Ti+Al) の強度におよぼす Ti, Al, Ni, および Mn 変化の影響と、それらに水素を熱的に添加したときの機械的性質の挙動について研究した。

Ti/Al 比を 1.2 から 5.9 までと、Ti/Al 比が 8.8 において Ni を 20~30% 変化させたもの、および Ti/Al 比が 5 において Ni の一部を Mn で置換した 8 鋼種を溶

製し、1173 あるいは 1323K のいずれかで溶体化処理して 873K で時効し、その析出硬化挙動を調べた。それらのうち、最高硬さが得られた 4 鋼種について機械的性質と水素チャージ後の性質について研究した。水素は、24MPa の水素ガス中で 473K、400 h 加熱することによつてチャージし、空気中、69MPa の水素および 69MPa のヘリウム中で機械的性質の試験を行った。

水素チャージしない場合の機械的性質は、降伏強さが 700~1055MPa、絞りが 22~56% のよい延性が得られたが、これらに水素チャージすると降伏強さは変らなかったが、絞りは 40~90% 低下した。しかし、試験雰囲気の影響は少なかった。これらの絞りの低下率は、比較材の A286 合金より大きい場合もあったが、絶対値としてチャージ後なお 30% の絞り値を有する鋼種が得られた。

水素チャージによるこのような延性の劣化は、転位による水素輸送モデルによつて説明される。絞り低下の程度は、マトリックスと析出相 $\text{Ni}_3\text{Ti}(\eta)$ の間の界面における水素の集積と関係があり、これらの析出物の寸法と形態の変化に依存する。すなわち、析出物が大きく板状になるに従つて転位から水素をうばい取る効率が高くなり、界面の水素集積度が大となつて延性低下の程度が著しくなると考えられる。

(青木孝夫)

—物理冶金—

316 ステンレス鋼のクリープ中に生成する塊状析出物

(D. G. MORRIS and D. R. HARRIES: Metal Sci., 11 (1977) 6, pp. 257~260)

316 型オーステナイト・ステンレス鋼を 625°C でクリープ試験すると、比較的短時間で粒界に沿つて 50 μm にも達する非常に大きな塊状粒子 (massive particle) が形成されることを見いだした。この塊状粒子は、鋼の機械的性質、特に長時間クリープ破断強度を劣化させる可能性もあるので、この粒子の組織学的特性を光学顕微鏡および透過電子顕微鏡観察によつて検討した。

結晶粒径の異なる 6 種類 (20~450 μm) の試片を用いた。625°C、183~330MPa の負荷応力でクリープ試験を行なった場合、この塊状粒子は 24 h 以上保持した全ての粒径の試片に認められた。粒子の形状は粒界に沿つたレンズ状で、その最大直径は 100 μm に達する。この粒子は応力が負荷されていない試験片のチャック部には認められず、これは他の研究者による従来の観察でもこのような粒子が認められたことがないという結果と対応している。すなわち、この粒子は上述したような比較的高い負荷応力の下で形成されるものである。しかし、負荷応力の方向と粒子が形成される粒界との間には特定の方位関係は認められない。この塊状粒子の内部は、微細な M_{23}C_6 の層状組織から成っており、この粒子は M_{23}C_6 の粒界反応析出 (ジュールに類似している。クリープ中に形成されたこの塊状粒子は応力を除去した状態で長時間時効 (625°C $\times$ 3000 h, 800°C $\times$ 1000 h) すると不安定化し、その内部に小さな金属間化合物が形成される。しかし、塊状粒子内の M_{23}C_6 すべてが金属間化合物に変わってしまうというような変化は起こらない。このような塊状粒子の存在する粒界部分に割れが発

生しやすいという傾向は認められるが、長時間後にこの部分の $M_{23}C_6$ が金属間化合物に変化して著しい脆化が起こるということはあるそうもない。(菊池 実)

軟鋼の疲労き裂発生過程

(R. G. LUTHER and T.R.G. WILLIAMS: Metal Sci., 11 (1977) 8 & 19, pp. 332~339)

疲労き裂発生機構に関する理論としては、転位のすべり運動により、固執すべり帯内に入り込み、つき出しが形成され、それが応力集中源となつてき裂が発生するというものや、また多数回の繰り返しすべりが固執すべり帯内に集中することによって点欠陥が生じその凝集によつてき裂が発生するというものなど、数多く提唱されている。この論文は S-N 曲線中に認められる不連続部に着目しその各応力範囲における疲労き裂発生形態を検討したものである。供試材として En1A BS 970 (C=0.08%) を用い、応力比 $R=0$ および $R=-1$ 、繰り返し速度 43Hz で疲労試験を行い、光顕によつて疲労き裂の観察を行った。また、疲労過程によつて生じるひずみ分析を調べるため、試料表面から中心部にかけて硬度測定を行った。

$R=0$ および $R=-1$ の S-N 曲線上は、両者とも明瞭な不連続部が 2 点認められ ($\sigma_{DU}, \sigma_{DL}, \sigma_{DU} > \sigma_{DL}$) 3 つの応力域から成り立っている。最も高応力域では、 $R=0, R=-1$ とともに、試料表面にさざ波状の起伏が見られ、多数の微小き裂がその折れ曲がり部より生じていた。また中応力域では、太く広がった固執すべり帯が発達し、き裂は主にその部分より生じていた。この傾向は特に $R=-1$ の場合に顕著であつた。低応力域においてもすべり帯は認められたが、高中応力域に比べて、細く断続的であつた。疲労き裂はこの応力域においても同様にすべり帯から生じていた。疲労限以下の応力域では、 $R=0$ の場合にのみ単独の主すべり線が観察されたが、 $R=-1$ においては認められなかつた。一方硬度測定によると、試料内部で硬化しており、その硬化挙動は各応力域ともよく類似している。(関 勇一)

超強力鋼の疲労き裂伝播に及ぼす微視組織の影響

(R. O. RITCHIE: Metal Sci., 11 (1977) 8 & 9, pp. 368~381)

疲労き裂伝播速度と応力拡大係数の幅 ΔK との間には一般に $da/dN = C(\Delta K)^m$ という関係が成立することがよく知られている。しかしながら ΔK が比較的小さくなるにつれ、この関係からはしだいにずれが生じ、ついにき裂が全く伝播しなくなるような下限値 (threshold stress intensity, ΔK_0) が存在する。本研究は ASTM 4340 鋼を用い、このような下限値近傍での疲労き裂伝播挙動を微視組織的な観点から強度、結晶粒径、不純物原子の偏析などの影響を検討している。強度の影響を調べるための熱処理として、870°C から油焼き入れ後、100, 300, 470, 600°C で焼もどし、および 250°C に焼き入れ後 300°C で焼もどし (残留オーステナイトの増大) を行った。(結晶粒径 20 μ) また別に、結晶粒径の影響を調べるために 1200°C で油焼き入れした後 300°C で焼もどしを (粒径 160 μ)、不純物原子の偏析の影響を調べるために 650°C の焼もどしの後、step cooling を行った。その結果をまとめると以下の通りである。

(1) 焼もどし温度が高く靱性に優れたもの程、伝播速

度は遅く、 ΔK_0 値も高い。このような傾向は、応力比 (R) が小さい方が顕著である。(2) 残留オーステナイトを多量に含む 250°C 保持材は、繰り返し応力負荷により著しく加工硬化し、 ΔK_0 値は低い。(3) 旧オーステナイト粒径が大きいものの方が ΔK_0 近傍での疲労き裂伝播特性は良好である。しかしながら ΔK_0 値に関してはその影響はほとんど認められない。(4) step cooling を行い焼もどし脆性感受性を増大させたものは、靱性が著しく劣化し ΔK 近傍での疲労き裂伝播速度は、急冷材に比べて著しく大きく、また ΔK_0 値も増大する。

(関 勇一)

冷間加工鋼の熱処理

(T. D. ATTERBURY: Metals Technology, 4 (1977) 5, pp. 256~264)

多くの製造工業において、冷間加工プロセスは非常に重要である。そこで問題となる冷間加工用工具鋼及びその熱処理について、ユーザーの立場から述べている。

毎年、大量の冷間加工用工具鋼が生産されるが、コストの他に、靱性と摩耗抵抗との関連も重要な因子になる。WC-Co 焼結合金は、圧縮に対しては非常に優れているが引張に弱い。タングステン級冷間加工鋼は、硬化能が小さいために水冷を要する。オイル硬化級冷間加工鋼は、Mn, Cr, W の添加により硬化能が大きく湾曲 (distortion) は最小である。A シリーズ鋼は、靱性・切削性に優れ、湾曲が無く、摩耗抵抗が大きい。D シリーズ鋼は、高い摩耗抵抗を示すが靱性は損われる。これ以外の冷間加工鋼は、いわゆるショック抵抗型で最も高い靱性を有する。

冷間加工鋼に用いられる熱処理方法は非常に多様性に富んでいるが、これは、低オーステナイト化温度が要求されるためと、冷間加工鋼が最も基本的な熱処理だけで十分に機能できる能力をもつことが求められるからである。自動制御及びコンピューター制御機械工具への移行によつて、何度も再生できる工具寿命の必要性が、熱処理に要求されるようになってきている。考慮すべきもう一つの要素は、教育水準が徐々に向上している現在、労働のきつい伝統的な熱処理技術に労働力を惹きつけることがむずかしくなっていることである。このような理由から真空処理のようなオートマチックなプラントが使用されるのである。熱処理方法には、塩浴、マッフル炉、流動性ベッド、などがあるが、近年最も実用になつてきたのは、真空熱処理である。これは脱炭が無く、表面仕上が維持され、湾曲及び焼割れの危険も軽減される。熱処理する者にとつて、真空処理の最大の利点は環境である。流出も無ければ、熱ももれず、かすも出ない。真空処理は、全く安全である。(今井嗣郎)

1/2Cr-Mo-V 鋼の溶接熱影響部のオーステナイト粒

成長 (P. J. ALBERRY, et al.: Metals Technology, 4 (1977) 6, pp. 317~325)

近年 Cr-Mo-V 鋼の溶接 HAZ の SR 割れが問題となり、その原因として粗大化したベイナイト粒が指摘され、これに対し低入熱低勾配熱サイクルの溶接法が粗大化抑制に有効であると考えられる。本研究は溶接 HAZ の旧 γ 粒径を予測するため、1/2Cr-Mo-V 鋼の粒成長熱サイクル特性をシミュレートさせその粒径測定を行ないこの結果を溶接 HAZ の旧 γ 粒径の入熱による変化を

定量化するため、粒成長と熱流におけるアレニウスの式に対応づけた。その結果は次のごとくである。

(1)シミュレーションによる粒径は実際のHAZの粒径より大きな値となるが、これは溶融部に接したHAZの温度勾配がより急であるため粒成長を抑える“熱的ピン止め”効果をもたらしたと考えられる。(2)実際の溶接での粒成長式より、1/2Cr-Mo-V鋼の溶接HAZの旧 γ 粒径は溶接過程の入熱の関数として計算される。よってこの式はHAZの結晶粒の粗大化が低入熱法や適当に溶接ビードを重ね合わせるにより抑制されるという実験結果の理論的根拠になり得る。(3)粒界移動の活性化エネルギーと観察された粒成長速度は“不純物 drag”理論とよく対応し、その律速因子が粒界近傍の不純物の置換型拡散であることを示している。(4)粒成長を律速する因子の1つに析出物の効果が考えられるが、この鋼種の主な析出物はVCであり、これは問題となる温度域ではほとんどがマトリックス中に固溶し、粒成長の抑制には関係ないと考えられる。

この研究におけるアプローチは一般に広汎な溶接法によるHAZに適用されると思われる。(山下圭介)

高ニッケル鋼オーステナイトの熱安定化

(R. Brook, et al.: Met. Trans., 8B (1977) 9, pp. 1449~1452)

中断焼入れなどの場合に起こるオーステナイトの安定化現象を明らかにする目的で、Ms点が 0°C 以下の試料を用いて研究した。安定化度は、再び冷却したときにマルテンサイト変態が再開する過冷度 θ で評価した。

用いた試料は2種類の19%Ni-0.5%C鋼で、この鋼のMs点は約 -10°C である。試料は長さ45mm、径1.56mmの線とし、変態開始温度などは電気抵抗測定によつて決定した。時効前に -30°C に焼入れ50%マルテンサイトとした試料をおもに用いたが、さらに低温の時効の影響を検討するためには -78°C に焼入れ80%マルテンサイトとした試料も用いた。

オーステナイトの安定化は300から -78°C の広い時効温度範囲で観察される。100および 200°C 時効では、5~1000minの時効時間範囲で θ は変化せず、最大安定化度 37°C を示す。 300°C では過時効となり、 θ は時効時間に伴い減少する。一方、 20°C では、 θ は時効時間とともに増加し、1000minで最大値 37°C に達する。さらに時効温度を下げると、 θ の時間に伴う増加率は減少し、1000min時効後も最大値に達しなくなる。

従来、安定化の熱的可逆性といわれているのは、一連の時効を過時効の起こらない範囲で行なつた場合、 θ は最終時効処理のみで決められる現象を指す。しかし、本研究によると θ は全時効処理の加算的な値となることが明らかとなった。 θ のこのような熱的可逆性は、安定化機構そのものの熱的可逆性を意味するものではない。20および 100°C の安定化はオーステナイト/マルテンサイト界面に界面拡散によつて過剰の炭素が偏析することによつて生ずるという機構で説明可能であるが、 150°C 以上および 0°C 以下での安定化は上述の機構では説明できない。(菊池 実)