

抄 録

—製 鉄—

Midrex 直接還元の最近の操業について

(C. A. SCHROER, et al.: Iron and Steel Eng., 53 (1976) 8, pp. 21~25)

本報告は、Georgetown にある Midrex プラントの 5 年間の操業結果の概略を述べたものである。

Midrex 直接還元プロセスでは、鉄鉱石をシャフト炉でガス還元し、金属化率が 92% 以上の還元鉄をブリケットまたはペレットとして得ることができる。還元ガスには天然ガスおよびシャフト炉出口ガスの改質によつて得られる CO, H₂ を主成分とするガスを用いる。ガス温度は 810~870°C である。還元鉄は 65°C 以下で連続して排出される。

シャフト炉の最大生産設備能力は 70 t/h で、実績は平均 58 t/h であつた。これは天然ガスの改質システムによつて限界がある。還元鉄 70 t/h で、鉄鉱石は 100 t/h 天然ガスは 23 000 m³/h がそれぞれ必要である。

鉄鉱石の粒度は 6.35~19.05 mm で、S, D の低い鉄石を使う。鉄鉱石はスウェーデン、ブラジル、オーストラリア南アフリカからの輸入鉄石を、S, P の高いものはその他の低い鉄石と混合して用いる。

操業変数は還元ガスの温度、流量、組成であり、炉頂ガス組成によつて制御する。

還元鉄の金属化率は 85~95% で、1975 年の操業実績平均では 93.5±0.6% であつた。炭素は高める方向で操業を行なっているが、還元速度、すなわち生産速度との関連から還元温度を高めると炭素は低くなる。実績では 0.5~2.0% で平均では 1.4±0.2% であつた。

熱および物質バランスの最適化のために、数学モデルによる電算機操業の開発を進めている。(天辰正義)

—製 鋼—

不活性ガス中での溶融フロムからの窒素の除去

(L. N. KOZINO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1976) 4, pp. 3~5)

CrN を混合して初期窒素濃度を 0.5, 0.3, 0.1 および 0.02% とした Cr を浮游溶解法によりヘリウムガス中で溶解した。ヘリウムガスは圧力 1.3 気圧とし静止状態で用いた。融点より 50~100°C に加熱した Cr は所定時間後に水冷銅坩堝に急冷し、キルダール法によつて N を定量した。

第一シリーズでは Cr を溶解する前に Ti を 2 度続けて溶解してヘリウムガスを洗滌する。4 つのグループの Cr を続けて溶解し、所定時間後の N 含有量を分析した結果、0.5% と 0.3% の初期濃度の Cr 中の N は脱窒反応によつて減少し、30 min 後一定の平衡濃度に達した。しかし 0.1% と 0.02% の初期濃度の Cr には N の減少が見られなかつた。

第二シリーズは、炉内の雰囲気 Ti を溶解によつて洗滌してから 0.3% N のグループを溶解した。Cr 中の N

は溶解時間の増加とともに減少したが、30 min 後は平衡に達して一定となつた。そのときの N 濃度は第一シリーズの同じ初期濃度のグループのものより低かつた。

第三シリーズでは、初期濃度 0.15~0.3% の試料を洗滌した He 中で再溶解した。これらの試料の溶解時間は 100, 200 および 300 min に達し、N 濃度は 0.08~0.10% に減少した。

Cr 中の N の臨界濃度は金属 Cr の蒸気圧に関係し、炉の不活性ガス圧力を高めると金属の蒸発速度は減少するが N の除去速度には影響しないので、1 気圧程度の不活性ガス中で溶解すると真空中で溶解するより N の臨界濃度は高い。(郡司好喜)

底吹き酸素転炉製鋼法の発展状態とその利点

(K. SCHEIDIG and E. RICHTER: Neue Hütte, 21 (1976) 6, pp. 321~328)

現在、世界における底吹き酸素転炉は年度 1 800 万 t 以上になつており、このうち 1 000 万 t 程度はトーマス転炉からの転換である。今後の 2 年ないし 3 年でその量は倍になると予測される。今後の増加は平炉工場の転換と新設工場によるものである。

底吹き酸素転炉はトーマス転炉と比較して、生産性が大きい、コストが下がる、鋼の品質が向上するなどという利点がある。すなわち、トーマス鋼とくらべて窒素が少なく、LD 鋼あるいは平炉鋼と同等の品質である。

現在世界でトーマス転炉から転換した底吹き酸素転炉は 17 工場、53 基稼動しており、年間生産量は 1 020 万 t である。その内訳は、東ドイツの QEK 式 1 工場 4 基、フランスの LWS 式 4 工場 12 基および OBM 式 10 基、西ドイツの OBM 式 3 工場 12 基、ベルギーの OBM 式 4 工場 10 基、ルクセンブルグおよび南アフリカ連邦の OBM 式各 1 工場である。1 基当りの最大容量は 63 t/ch である。耐火物はマグネサイトまたはドロマイトで、消耗量は 0.8~1.5 mm/ch である。

平炉工場からの転換はアメリカ合衆国で 1 工場 2 基、カナダで 1 工場 3 基がある。LD 転炉からの転換はアメリカ合衆国で 1 工場例がある。これらの炉は、アメリカ合衆国のものは Q-BOP 方式で、カナダは SIP 方式であるが、容量はいずれも 225 t/ch 程度である。このほか、スウェーデン、西ドイツ、イタリア、アメリカ合衆国で平炉からの転換を計画中のものがある。また、従来施設と関係なく新設する計画として、日本の Q-BOP、スウェーデンとベルギーの OBM がある。

底吹き転炉は LD にくらべ溶鋼容量を 2% ほど大きくすることができる。例えば VEB Maxhütte とは 2.1 t·m⁻³ である。また、溶鋼歩溜りが 88~92% と良好である。しかし、羽口寿命が短いという問題点が残されている。(雀部 実)

鋼の連鑄に EMF ソンデを使用したときの操業結果

(H. VORWERK, et al.: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 13, pp. 611~617.)

連続製造用アルミキルド鋼の酸素含有量と Al 含有量の関係を酸素濃淡電池を用いてしらべた。濃淡電池は、 $M_0 \{ Cr/Cr_2O_3 \} \{ ZrO_2(MgO) \} \{ Fe/O \} \{ M_0 \}$

の構造を有し、酸素の活量は

$$\log a_O = 8.62 - (13580 + 10.08 \text{ EMF})/T$$

の関係から求めた。測定は 300 t 転炉から移した 110 t 取鍋中に行なつた。対象とした鋼は、 $C \leq 0.10\%$, $Si \leq 0.05\%$, $Mn = 0.20 \sim 0.70\%$ の組成で、一部の試験では Zr を添加した St 42 ないし St 52 材も使用した。測定温度は 1550~1620°C である。Al の分析は化学分析によつた。その結果、軟鋼では次の結果が得られた。

$$\log a_O = -0.28 - 0.80 \log\% Al_{\text{total}} (1560 \sim 1580^\circ\text{C})$$

$$\log a_O = -0.18 - 0.78 \log\% Al_{\text{total}} (> 1580^\circ\text{C})$$

$$\log a_O = -0.105 - 0.62 \log\% Al_{\text{sol}} (1560 \sim 1580^\circ\text{C})$$

$$\log a_O = -0.026 - 0.59 \log\% Al_{\text{sol}} (> 1580^\circ\text{C})$$

また、硬鋼では次の結果が得られた。

$$\log a_O = -0.35 - 0.795 \log\% Al_{\text{total}} (1550 \sim 1580^\circ\text{C})$$

$$\log a_O = -0.19 - 0.65 \log\% Al_{\text{sol}} (1550 \sim 1580^\circ\text{C})$$

$$\log a_O = -0.740 - 1.098 \log\% Zr (1550 \sim 1580)$$

測定値の再現性は取鍋表面にアルゴンを吹きつけたときがよかつた。

この研究により、溶鋼中の酸素の活量を測定すれば脱酸のために必要な Al の添加量を正確に決めることができるということがわかつた。300 t 転炉で低 Si、低 N 深絞り用軟鋼を精錬し、EMF 測定値から必要な Al 添加量を計算し、清浄度その他を精度よく制御することに成功した。(雀部 実)

—加工—

多用性のある新しい高压下圧延機

(Metals and Materials, (1976) Jul./Aug. pp. 19 21)

通常の連続または半連続熱間圧延機は莫大な設備費と広い設置面積を必要とし、稼働率が高く同一材料を圧延する場合にのみ経済的である。一方遊星圧延機は巨額な設備費を必要とせず設置面積も小さく、多品種少量の材料とさまざまな圧延プログラムを処理するのに適している。

新しいグループ・ブラツァー遊星圧延機は圧延ロールスタンド中にある上下 2 本の固定支持ビームおよび 24 本ずつのワークロール・中間ロールとから構成されている。それぞれの中間ロールは大径の固定支持ビームの周囲を順番に回転し、その外周を同数のワークロールがとり囲んでいる。2 本のビームのロールギャップ領域の外周には平らな表面が設けられ、そこに取りはずしできる摩耗片が入れられている。これによつてロールギャップ部のそれぞれのロールは短距離間を水平に動き、ロールギャップ領域が拡張される。スラブのロールかみこみ部では圧下率が連続的に変化し——すなわちそれぞれのワークロールによるよりも先に金属のパルジが作られ——材料が絞り出される。その時材料はロールの水平運動によつて全く平らに圧延される。

西ドイツの V.D.N. 社に設置されたこの種の圧延機は鋼や非鉄金属で板厚が 2~10 mm で幅 200~420 mm

のスラブを粗材として 20 t/h のコイルを生産する能力をもつた完全自動圧延ラインの 1 部分をなし、Ni-Cu 合金の圧延時には 98% までの圧下率を達成した。生産した帯状金属の品質は表面平坦度・厚みの均一性ともに十分標準に達している。

Fried Krupp 社では現在行なっている Ni や Ni 基合金の圧延に加えて黄銅・青銅・Al・Ti・Zn のような他種の金属を圧延することと、板幅を 1250 mm まで広げられるべく圧延機を開発中という。(高橋恒雄)

高強度低合金鋼板の加工性

(R. PEARCE and A. A. MAZHAR: Met. Tech., 3 (1976) 7, pp. 338~343)

最近輸送機や自動車の車体およびシャーシ用の材料として高強度低合金鋼に関心が持たれている。著者らは、Nb 処理した C-Mn 系の高強度低合金鋼の剪断におよぼす上刃と下刃のクリアランスの影響、およびこれと硬度、剪断歪、破断挙動、パリの大きさ、光沢部の深さ、破断角との関係について調べた。

試料の厚みは 3.58 mm でその組成は 0.17% C, 1.14% Mn, 0.06% Nb である。剪断は下刃が固定で、上刃が移動するタイプで、上刃を調整して、下刃とのクリアランスを 0.05~0.35 mm まで変えた。剪断後、切断部の形状、組織、硬度を調べた。切断面に直角な方向の硬度は切断部で最大になり、切断部から離れるにしたがい左右対称に減少することから、この剪断は対称剪断である。切断部から 0.02 mm 離れた部分の硬度はクリアランスが 0.05 mm で 275 Hv, 0.35 mm で 230 Hv とクリアランスの小さい方が、剪断歪による硬化は大きい。剪断歪硬化域はクリアランスが 0.05 mm で 1.8 mm 0.35 mm で 2.6 mm とクリアランスの大きい方が広い。通常の引張りによる硬化と比べ、剪断の方が切断部の硬度は高いが、硬化域は狭く局部的である剪断歪を切断面に沿つて上刃から、下刃の方向に測定すると、歪は光沢部から増加しはじめ、1~2.8 mm の領域で 0.85~0.9 と一定になり、引張りが生ずる領域で減少する。またクラックに沿つて凸部と凹部の硬度を測定すると著しい硬度差があり、剪断により分離するときのクラックの発生は硬度勾配が、最大になるところではじまると考えられる。破面の観察によれば、延性破壊と剪断破壊の領域が破面全体に見られ、クリアランスが大きくなるほど延性破壊の部分が多くなる。クリアランスが小さいと光沢部が増し、破断角は減少して光沢ある直角な切断面が得られる。(小池一幸)

高マンガン鋼の機械的特性と加工誘起マルテンサイト変態におよぼすオーステナイト前加工の影響 (K. SIPOS, et al.: Met. Trans., 7A (1976) June, pp. 857~864)

加工で、誘起されるマルテンサイト変態を示す合金鋼 (TRLP 鋼) の機械的性質に関して多くの研究がなされている。それらは $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が生ずる Ni-Cr 合金が主である。本研究は $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態を起こす合金として 20% Mn-4% Cr-0.50% C 鋼を用い、変形様式の異なる 373° K と 773° K の温度で前加工を与え、引張性質におよぼす前加工の影響と、延性とマルテンサイト変態の関係を確かむために行なつた。

前加工した試料は焼入れしたままの試料よりも引張特性と低温における延性に改善が見られる。前加工の量に関しては加工量が10%増すごとに引張強度が200MPa増加するが、前加工温度の相違は引張強度にあまり影響を与えない。

引張試験中に加工誘起マルテンサイト変態によつて ϵ マルテンサイトと α' マルテンサイトが生成するが、焼入れしたままの試料は前加工した試料に比較して ϵ 、 α' マルテンサイト量がともに多く、373°Kで前加工した試料の約2倍生成する。773°Kで前加工した試料ではマルテンサイトの生成量はさらに少なく、オーステナイトの安定化が著しいことを示している。また加工によつてマルテンサイトが生成する温度は低下し、 ϵ については約50°K、 α' については約20°K低下する傾向が見られ、オーステナイトの安定度の高い試料ほど低温で変態が開始する。前加工の量に関しては加工度の高い試料ほどマルテンサイト生成量は少ない。

オーステナイトの安定化は ϵ 相の成長を阻止することである。373°Kにおいては前加工中に双晶が生じ、 ϵ 相の成長の障壁となる。773°Kにおいては ϵ 相と完全転位の相互作用によつて ϵ 相の成長が阻止される。

(松井建造)

一 性 質 一

C-Mn 鋼における周期的荷重により誘起されるクリープ (J. T. EVANS and R. N. PARKINS: Acta Met., 24 (1976) 6 pp. 511~515)

低温におけるクリープ速度は、加工硬化に伴い減少する。しかし、加工硬化によつて形成された転位配列は荷重が除去されると不安定となり、一度除荷した後、再び荷重を附加すると余分の遷移クリープが起こる。この効果は繰り返し起こり得るものであるから、周期的な荷重を附加すると平均クリープ速度は増加する。本報告は0.21% C, 0.81% Mn 鋼を用いて常温における上述の効果を観察したものである。

静的な条件で初期クリープをまず起こさせた後、最低荷重はゼロ、最大荷重は一定という条件で周期を10 minとして引張りクリープ実験を行なつた。このような周期的荷重を附加すると平均クリープ速度は、著しく増大する。このときの平均クリープ速度、 $\dot{\gamma}$ と最大附加応力、 σ との間には $\dot{\gamma} \propto \exp \sigma$ の関係が成立する。周期を10 minから60 minに増加すると $\dot{\gamma}$ は減少する。繰り返し応力を附加してクリープを起こさせた後、一度除荷し150°C, 2hの時効を行ない、再び繰り返し応力を附加しても最大荷重を増加させないかぎり $\dot{\gamma}$ はゼロとなる。また、はじめ静的クリープを起こさせ一定の加工状態を与えた後、はじめの荷重より低い荷重で繰り返し荷重を附加すると $\dot{\gamma}$ は大幅に低下する。例えば、はじめの応力 $\sigma_f = 348 \text{ MN/m}^2$ とし、繰り返し応力を $0.91\sigma_f$ とすると $\dot{\gamma} = 0$ となる。

以上のことがらには、加工硬化時に形成される転位配列は除荷すると不安定となり、可動転位の逆向きの移動を含む転位の再配列が起こり、再び荷重を附加すると余分の歪を生ずることになること、またこの効果は転位をピン止めすると著しく減少することを示している。

(菊池 実)

オージェ電子分光による低合金鋼の焼もどし脆性の研究 (B. C. EDWARDS, et al.: Acta Met., 24 (1976) 10, pp. 954~967)

AES装置(セミシリンドリカルミラー型分析器)内でEn30A鋼(4% Ni-1% Cr)の切欠引張試片(平行部直径3.20 mm, 切欠深さ0.3 mm, 切欠角度60°, 全長約47 mm; 熱処理1) 950°C × 30 min OQ, 2) 950°C × 30 min WQ, 3) 950°C × 30 min OQ, 650°C × 1h WQ 非脆化処理, 4) 950°C × 30 min OQ, 500°C × 24h WQ 脆化処理)を真空(10^{-8} ~ 10^{-9} Torr); または水素(1 ~ 10 Torr)中で引張り(降伏点までは 5×10^{-5} cm/sec), (以降は 2.5×10^{-6} cm/sec), 応力-ひずみ線図, 破壊様式, オージェスペクトルの比較を行ない, 水素中での試験が, オーステナイト化, あるいは650°C 焼もどし材に粒間破壊を引起こすか, 不純物が粒界に偏析するかにつき検討した。

1) 水素雰囲気中ではいずれの熱処理でも破断までのひずみ量が激減し, 最高引張荷重後の荷重低下がほとんどみられない。焼入れまま試片の破壊様式は延性ディンプル破断から混合粒界ディンプル破断までみられたが, 非脆化と脆化処理試片の水素中破断様式には差がなかった。

2) オーステナイト化の状態ではNを除いて, 不純物, 合金元素の粒界への偏析はみられなかった。

3) 脆化焼もどしの状態ではSn, P, N, Niの粒界での偏析・濃縮がみられ, Sn 3.3 at.% (バルクの460倍), P 1.5 at.% (60倍), N 0.6~1.6 at.% (15~40倍), Ni 12.5 at.% (3倍)であつた。

4) 水焼入れ試片は粒界焼割れを生じたが, 真空中引張り粒界破壊をしばらく続けてから延性ディンプルに変つており, 粒界破壊面での偏析はみられなかった。

(上正原和典)

熱的自然環境の変化による軟鋼の海水中の腐食

(L. FERRETTI, et al.: Anti-Corrosion, 23 (1976) 5, pp. 3~5)

イタリアの軍港ゼノアは, 付近に発電所を持ち冷却水の排水によつて周辺海域より温度の高い海水域があり, 自然環境変化による鋼の腐食挙動を研究するのに適した場所である。この研究はこれら海域における軍用軟鋼の腐食挙動に関するものである。

試料とした250×200×12 mm単用軟鋼で, 組成は, 0.14% C, 0.97% Mn, 0.04% Si, 0.14% Cr, 0.97% Ni, 0.016% P, 0.016% S, 0.04% Cu, 0.005% Asであり, 酸洗, 中和脱水後秤量を行なつた。この試料をそれぞれ水温の異なる海域に水面下1.5 mの所に120日間設置し, その表面腐食挙動を観察した。海水はpH 8.10±0.05, 塩分濃度は37.3±0.5%, 溶存酸素4.5 ml/lで, 各測定地点ともほぼ一定であつた。排水口付近のA海域の水温は, B海域より約3°C高く, C, D海域より約5°C高く平均29°Cであつた。

試料表面の腐食生成物を周期的に観察した結果, 浸漬後第1週目で表面上に付着性のある粉状第1鉄化合物層がみられ, さらに海水に接し酸化雰囲気にある第2鉄化合物層が重なり黒色を呈した。後半になると試料表面は

ふじつぼなどによつて完全に覆われた。X線回折の結果、腐食生成物は、 Fe_2O_3 , $\text{FeO}(\text{OH})$, $\text{Fe}_2\text{O}_3 \cdot 12\text{H}_2\text{O}$, Fe_{1-x}S であつた。腐食形態を顕微鏡で観察した結果、ふじつぼなどの生物によつて、腐食が抑制されている所と、その周辺部の酸素濃淡電池形成による電気化学的腐食がみられた。特に試料表面下に水平方向の食刻がみられ付近には多くの非金属介在物があり、板の圧延方向に平行に分布していた。試料の重量減少によつて各海域での腐食量を測定した結果、A地点が最高で $6.78\text{g}/\text{dm}^2$ に達し $25\sim 30^\circ\text{C}$ では 1°C 当り $0.35\text{g}/\text{dm}^2$ 増加傾向を示した。

このように試料中の不純物は、圧延方向に濃縮され局部電池腐食の起点となり、生物の保護下でも腐食が進み腐食はく離の原因となる。また腐食速度は海水の温度と乱流、特に温度に強く依存することが判明した。

(矢崎勝仁)

$\text{H}_2\text{SO}_4/\text{NaCl}$ 液中の AISI 304L 鋼の粒界腐食

(T. J. HAKKARAINEN and A. HONKASALO: Corrosion, 32 (1976) 7, pp. 271~273)

本研究はオーステナイトステンレス鋼の硫酸と塩化ナトリウムの混液中での応力腐食割れと選択腐食の機構について検討し、おもに、結晶粒界の腐食について試験した。

用いた試料は 1.5mm の厚み、 $10 \times 70\text{mm}$ の大きさで、その組成は $0.03\% \text{C}$, $18.6\% \text{Cr}$, $10.9\% \text{Ni}$, $1.4\% \text{Mn}$ で 1320°K でオーステナイ化し、結晶粒の大きさは ASTM7 である。試料は腐食液に浸漬する前に 77°K と 298°K で半径 9mm のU字形に曲げ加工した。 77°K で曲げた試料には変形したマルテンサイトが存在していた。これらの試料は室温で $5\text{N H}_2\text{SO}_4\text{-}0.5\text{N NaCl}$ 溶液に 14 日間、 $5\text{NH}_2\text{SO}_4\text{-}0.1\text{N NaCl}$ 溶液に 8 日間同じ材料のホルダーにはさんだ状態とそのままの状態に浸漬した。試験後走査電顕および透過電顕によつて試料の腐食を調べた。

$5\text{N H}_2\text{SO}_4\text{-}0.1\text{N NaCl}$ 溶液で腐食試験の透過電顕の結果は 77°K , 298°K で 5% 歪を与えた試料はともに双晶粒界と結晶粒で選択腐食があり、 77°K の試料は針状の α -マルテンサイトの選択腐食も生じた。応力腐食割れは粒界でおこり、双晶粒界にも選択腐食があつたが応力をかけない状態で腐食したときには割れ面は特に粒界でおこり、粒界割れは応力腐食割れの機構によるより結晶粒界の腐食のために生じることが明らかになつた。また残留応力のない試料でも結晶粒界で腐食したことから、変形組織が集中している結晶粒界が陽極として働いて腐食がおこるため残留応力の役割りはあまり重要でなかつた。

腐食溶液の塩素イオン濃度が 0.1N から 0.5N に増すと、結晶粒と双晶粒界の選択腐食はおこらず、金属表面の結晶粒界に浅い腐食が観察できた。(石川 準)

オーステナイトステンレス鋼における余剰空孔濃度と Nb 変化物の核生成 (J. P. SHEPHERD: Metal Sci., 10 (1976) 5, pp. 174~179)

オーステナイトステンレス鋼における炭化物の析出挙動は安定化処理の上で重要な意味を有している。本論文は Nb 処理オーステナイトステンレス (20/25) 鋼にお

ける NbC の Matrix 内の均一核生成に均一化温度などの諸因子が及ぼす影響を調べたものである。

まず、 $1200\sim 1300^\circ\text{C}$ で均一化した後、 700°C に Quench して 50h 保持すると、析出した NbC の粒子の数は均一化温度が高いほど多くなつた。また 700°C に冷却されるまでの時間が長くなるほど、析出物の数は減少した均一化温度を 1300°C にして、時効温度を $950\sim 500^\circ\text{C}$ まで変化させたところ、 900°C 以下になつて析出物が現われ (密度は $10^{13}/\text{cm}^3$)、時効温度の低下と共にその数は増加した (600°C で $2 \times 10^{15}/\text{cm}^3$)。また、析出物の数の増減に呼応して、粒界近傍の Precipitation-free zone の幅も変化した。以上の結果は P を 0.08% 添加したものであるが、P を加えないものでは、析出物の密度は常に $10^{14}/\text{cm}^3$ 以下であつた。

均一核生成には、凍結空孔が溶質原子の拡散を促進したり、核生成の歪エネルギーを緩和したりするなど重要な役割を果たす。これを考慮に入れると核発生のエネルギー障壁は、

$$\Delta G_c = \frac{16}{3} (V^\beta)^2 \frac{\sigma^3}{[4g + \Delta g_v + \varepsilon(1 - \rho/\rho_0)]^2}$$

のように表わされる。ここに、 V^β は析出物の原子容、 σ は表面エネルギー、 $4g$ は析出の駆動力、 Δg_v は空孔形成のエネルギー、 ε は歪エネルギー、 ρ は析出物に含まれる空孔の数、 ρ_0 は析出のさいに生ずる歪が 0 となるような空孔の数である。この式をもとに、古典的な核生成論の範囲内で、先に述べたような析出挙動を考察した。

P を添加すると析出物の数が増すのは、凍結空孔が P 原子のまわりに trap されるため、sink への移動などが妨げられて、消滅しにくくなることによると考えられる。(榎本 正人)

制御圧延および焼ならし V 鋼の機械的性質におよぼす合金元素の影響 (A. M. SAGE, et al.: Met. Tech., 3 (1976) 7, pp. 293~302)

V 添加および V-0.025% Nb 添加の溶接構造用鋼について、制御圧延材と焼ならし核の引張試験とノッチシャルビー試験をおこない。機械的性質に対する添加元素 C, Mn, V, N, Al の影響を系統的に調べた。供試材は、 20kg 鋼塊を 1200°C で 1h 溶体化処理後、 900°C に 30min 保ち、その後 8 パスで 51mm 厚さのものを 12.5mm 厚さまで制御圧延をした。焼ならし材は、れそを 940° で 1h 加熱後空冷したものである。結果は以下のとおりである。

(1) Al 以外の添加元素は耐力を上げる。制御圧延材では、C 量 0.07% から 0.12% の間での耐力の上昇が特に著しい。Mn 添加量の増加は C 量 0.12% 以下では効果があるが、 0.12% 以上では効果はない。V を 0.2% まで添加すると $100\text{N}/\text{mm}^2$ 以上の耐力の上昇がある。焼ならし材では、C 量増加は耐力をほぼ直線的に上昇させる。Mn 1.65% 以上の添加は効果が小さく、 $0.2\% \text{V}$ の添加は耐力を $70\text{N}/\text{mm}^2$ 以上上昇させ、さらに Al は耐力を減少させる。(2) 強化機構を Hall-Petch の方法で分析してみると、細粒化による強化分が最も大きい位置を占めている。添加元素量による強度変化は、焼ならし材では析出硬化による強化量、制御圧延材では残留

下部組織による強化量の変化にそれぞれ対応している。

(3) 耐力の上昇は必ずしも靱性低下を伴わない。0.12% C-1.45% Mn-0.025% Nb 鋼の制御圧延材に V を添加すると、特に高 N 量側で、吸収エネルギーを低下させるが、遷移温度も低下させる。また、制御圧延した 0.2% V-0.02% N-1.4% Mn 鋼では、0.025% Nb の添加は、添加しないものに比較してより高 C 量水準まで優れた靱性を維持させることがわかった。(長井 寿)

アンチモンによる Ni-Cr 鋼の焼もどし脆化 I. 炭素濃度の低い場合の脆化 (H. OHTANI, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 1, pp. 87~101)

Sb を添加した Ni-Cr 鋼における焼もどし脆化は旧オーステナイト粒界に Ni および Sb が偏析した結果生じることがよく知られており、また Ni と Sb の間の相互作用も重要であることが明らかにされている。しかし、この相互作用がどのような性質をもつものであるのか、また焼もどし脆化の機構についてもほとんど明らかにされていない。本報告は粒界上の炭化物の果す役割を明らかにすることおよび Ni-Cr 鋼において Sb の誘発する焼もどし脆化の機構に関する詳しい知見を得ることを目的としたものである。

Fe-3.5% Ni-1.7% Cr-0.07% Sb-0.008% C 鋼を試料とし、450~590°C で 8500 h まで等温時効および段階焼入れ処理した後、切欠きをつけ、片持ち曲げ試験を行なった。さらに顕微鏡観察および破面については走査電顕観察を行なった。破面における不純物および合金元素濃度はオージェ電子分光 (AES) 測定により求めた。

炭素濃度の極めて低い本鋼でも 0.07% の Sb を添加すると高炭素鋼の場合と類似の焼もどし脆化を起こす。

これは合金を焼入れ後に焼もどした場合でも、完全に再結晶させる焼なましを行なった場合でも同様である。完全に再結晶させた合金は脆化処理の間に硬さおよび微細組織がほとんど変化しないので焼もどし脆化過程を研究するためには極めて有用である。遷移温度は AES 測定による粒界上の Sb 濃度に直接比例し、この濃度は時効温度および時間とともに変化する。520°C あるいはそれ以上の温度で脆化速度は最大となる。脆化は時効温度 Z 520°C、時効時間 ≥ 8500 h で定常状態に達し、粒界における Ni と Sb 濃度も平衡に達する。粒界上の Ni と Sb 濃度対時効時間の関係および粒界上の Ni/Sb 濃度比が時間とともに減少することから、Ni と Sb は粒界上に別々に拡散してくる。そこで Ni と Sb の化合物をつくることはないが、Ni と Sb は互いに強い相関をもっている。粒界上の炭化物形成は少なくとも時効初期では脆化に重要な影響を及ぼす。(田中 徹)

2相マルエージ鋼の組織と特性

(S. JIN, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 5, pp. 637~645)

高強度鋼の靱性を改善する目的で、熱処理並びに熱機械処理により得られる 2 相組織が注目されている。しかし柔らかい第 2 相を導入して合金の靱性を向上させることは同時に降伏強度を著しく低下させる。本研究の目的は、高強度 2 相合金の組織並びに機械的性質を調べ、破壊靱性に及ぼす残留オーステナイト (γ_R) の役割を明らかにするものである。

試料は商用 18 Ni 250 マルエージ鋼を用い、結晶粒微細化 GR (660°C/4 h/空冷+740°C/1 h/空冷+550°C/5 h/空冷) と明効 (475°C~550°C/2~5 h/空冷) の単純な 2 段熱処理により、 γ_R の体積率及び機械的安定性を制御してマルテンサイト (α') 結晶粒が 0.5~1 μm の 2 相組織を得た。

GR+550°C/5 h/空冷処理した 2 相組織は極めて微細な結晶粒と幅約 0.1 μm のラス α' から成り、体積率約 45%、直径 0.1 μm の γ_R が無秩序かつ均一に分布している。柔らかい γ_R 相にはわずかに転位が観察され、高密度の転位を含む α' 相には非常に細かい析出物が認められる。室温での強度-靱性特性には、 α' 組織と 2 相組織の間に大きな差が認められない。この理由として 2 段熱処理による α' の硬化と結晶粒微細化及び γ_R 相混合の効果の相殺が考えられる、 α' 及び 2 相組織とも、不安定な高速亀裂伝播挙動を示し、破壊様式はそれぞれ平面及びせん断の混合破壊、平面破壊であり TRIP 鋼での観察と類似している。室温から -196°C の範囲で強度、靱性への温度の効果を調べると、2 相組織の場合には γ_R の存在により、 α' 組織と比較してその効果は小さくなる。また -60°C (γ_R の M_d 点) 以下で均一伸びの著しい増加が観察され、TRIP 機構が働いていることを実験的に確かめた。しかし γ_R の安定性を適度に調整することにより TRIP 機構を導入しても明らかな靱性の改善は認められない。高歪み速度の変形で α' 組織は著しく靱性を低下するが、2 相組織ではわずかながら靱性の改善が認められ、安定なオーステナイト鋼の結果と類似して、多量の γ_R が重要な役割を果している。

(武田修一)

析出硬化型 Ni-Al-Cu 中炭素鋼の疲労挙動

(R. A. FOURNELLE, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 5, pp. 669~682)

中炭素鋼を焼入れ後 200°C 以上の温度で焼もどすと疲労酸化が起こる。本報告は Fe-0.3% C-4% Ni-1% Al-1% Cu 中炭素鋼の低サイクル疲労抵抗、疲労亀裂の開始および伝播速度に及ぼす 3 つの異なる熱処理の影響を調べたものである。3 種類の熱処理を施した試料は同じような引張強さを示すが、その微細組織は異なる。1 つは軽く焼もどしたマルテンサイト組織であり、細かい炭化物を含み転位密度は高い。他の 2 つは十分焼もどしたマルテンサイト組織であり粗大な炭化物のほかに細かい金属間化合物 NiAl を含み転位密度も比較的低い。このような異なる組織を有する試料の低サイクル疲労試験、サイクル歪-時効試験および透過電顕観察を行なった。

軽く焼もどしを行なった鋼は繰り返し歪を与えている間に著しい軟化を示す。一方、十分に焼もどしを行なった鋼では硬化と軟化の両方が起こる。前者の鋼の組織は低サイクル疲労抵抗に優れた効果を示すが、後者の 2 つの鋼の組織は高サイクル疲労抵抗に優れた効果を示す。軽く焼もどしを行なった鋼では繰り返し変形の間に転位の再配列が起こりこれによつて塑性歪は緩和されるが、細かい析出物を含む十分焼もどしを行なった鋼では転位は容易に再配列しない。このような相違が 3 つの熱処理を施した試料における疲労挙動の異なる理由であると考えられる 3 種類の熱処理条件の異なる試料は疲労亀裂の

伝播抵抗に対してはほとんど相違を示さないが、切欠きをつけた試片の疲労亀裂発生に対する抵抗には著しい相違を示す。すなわち、細かい金属間化合物を含む十分に

焼もどしを行なった組織は亀裂発生に対して著しい抵抗を示す。
(田中 豊 徹)