

抄 録

— 原 料 —

原料切出しと焼結化学成分の管理の改善

(F. C. ANDERKO and E. C. KOVACS: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) p. 241~244)

ベツレヘムスチールの焼結工場では、原料切り出しの均一化、焼結化学成分の均一化を行なった。原料切出しはテーブルフィーダで行なっている。テーブルに取り付けられた扇型の受け皿で原料の量を測定し、テーブル1回転当たりの切り出し量を求めている。この方法は、ベルトスピード、テーブル回転数の変化に関係なく、また不規則な切出しを平均化して測定できるため、精度は±3%以内になつた。冷返鉄、熱返鉄は別々に切り出している。冷返鉄は、原料ヤードに貯蔵された後焼結工場に送られ使用する。冷返鉄の発生と使用のバランスがくずれたときは、配合比を変え、それでもバランスしないときは、燃料配合比を変える。熱返鉄は、発生したものをすぐ使用している。原料水分は、ベルトコンベヤ上に設置された2本の電極棒に電圧をかけ、その間の抵抗により求めている。この際同時に測定された原料温度で、抵抗におよぼす温度の影響を打ちけている。水分を均一にするため、抵抗が一定になるように添加水量を調節し水分の変動は0.4%以内になつた。焼結化学成分の均一化は、自動サンプリングと蛍光X線分析による正確で迅速な成分の把握が基になつている。自動サンプリングは冷間篩後で10minごとにサンプリングし、-6mmに破碎している。2hr分の累積試料をX線分析し、その結果によりシリカサンド、フラックスサンドの補正を行なう。焼結化学成分のばらつきは半分以下になり、高炉での鉄鉄中Sの細かい管理が可能になつた。(竹原亜生)

最近の焼結操業

(H. BATES: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 5, p. 439~444)

原料の点火は、焼結プロセスに大きな影響を与えるので、英国鉄鋼公社のレッドバーン工場の155m²の焼結機を用いて点火性の調査を行なった。点火熱量が12200 kcal/m²のときは、表面がよく焼結されてかなりスラグ化されている。10800 kcal/m²のときは、スラグ化は全くされず表面強度は低下する。層表面のならし装置をはずすと層表面では乱れ返鉄の循環量が増加する。カットオフプレートでの原料溜り量を多くすると、層表面の溶融しにくい粗い粒子のため表面強度は低下する。

焼結設備上の問題点の一つとしてベルトコンベヤの溶鉄を取りあげキャリヤローラをディーブトラフにするなどのいくつかの解決方法を述べている。

コストにおよぼす焼結の影響として2つの例をあげている。一つは、冷間篩の網目の摩もうの影響について述べている。網の摩もうにより返鉄循環量が増し、それに伴い粉コークス使用量は増加する。網の交換のコストを考慮に入れて、篩網の交換を2週間から1週間にするこ

とにより6.3円/t-sinserのコスト低下になる。一つは、3種類の焼結鉄を高炉で使用し、鉄鉄コストにおよぼす影響を調べた。(表1)1期に比べ3期は、1080円/t-pig ironのコストの減少になつている。(竹原亜生)

表1 鉄鉄燃料コストに与える焼結性状の影響

	1期	2期	3期
焼結鉄中 (FeO%)	17.1	9.3	9.4
タンブラー試験 (+6 mm%)	60	55	53
返鉄配合比 (%)	38.4	37.2	27.5
コークス使用量 (cwt/t-sinter)	3.09	2.39	2.04
出鉄量 (t/week)	5669	5389	6050
炉頂ガス CO/CO ₂	2.97	2.13	2.03
コークス比 (BISRA target)	119	112	110
燃料コストの減少(円/t-pig iron)	—	770	1080

— 耐 火 物 —

高温下マグネシア耐火物中のペリクレスと珪酸塩相との間の共存関係

(T. HATFIELD, et al.: Trans. Brit. Ceram. Soc., 69 (1970) 2, p. 53~58)

マグネシア質耐火物はCaO-MgO-SiO₂系の状態図から、CaO/SiO₂が0.1-0, 1.0-1.5, 1.5~2.0と変化するに従って、2MgO·SiO₂+CaO·MgO·SiO₂, +3CaO·MgO·2SiO₂, 3CaO·MgO·2SiO₂+2CaO·SiO₂がMgO-FeO固溶体、スピネル固溶体と共存するといわれてきて、これらの相の組み合わせは焼成耐火物や使用後のレンガの固相の予想に貴重なものであつたが、2CaO·SiO₂とMgOが共存する場合の試料の加熱により、MgO中にCaOが溶解することがわかつたので、CaOがMgOに固溶することを考え、MgOと共

表1 共生三角形の組成

温 度	共 生 相	共生相の組成 (wt%)		
		CaO	MgO	SiO ₂
1550°C	Forsterite	3.2	54.5	32.3
	MgO-CaOss	0.2±0.1	99.8	—
	液	29.0	29.0	42.0
1550°C	Merwinite	50.7	12.7	36.6
	MgO-CaOss	0.6±0.15	99.4	—
	液	41.0	20.0	39.0
1700°C	Forsterite	1.4	56.1	42.5
	MgO-CaOss	0.6±0.15	99.4	—
	液	41.0	20.0	39.0
1700°C	Dicalcium Silicate	62.6	2.2	35.2
	MgO-CaOss	1.4±0.15	98.6	—
	液	47.0	16.5	36.5

存する CaO-MgO-SiO₂ 系内の珪酸塩相の共生三角形を決定し、共生固相、共生液相の組成を決める必要性がでてきた。

実験した温度は 1550°C と 1700°C の 2 水準であり、その結果を表 1 に示した。これらから CaO の溶解性はかなり低い。今までの CaO-MgO-SiO₂ 系状態図と今回の結果を組み合わせて考えると、低 SiO₂ クリンカーほど CaO の固溶による影響が大きいことを示し、さらに MgO のほかに高融点の第 2 固相 (マグネシア耐火物中のフォルステライト、マグクロ耐火物中のクロムスピネル粒) の存在がダイレクトボンドの生成に必要であることを論じた。(宗宮重行)

— 製 鉄 —

ガスの流れを考慮した高炉の最小コークス比について (A. N. POKHVISNEV and V. M. KLEMPERT: *Stal in English*, (1969) 12, p. 1038~1039)

高炉内の化学的なプロセスや熱精算を考慮して、計算される理論最小コークス比 (以下 I と称する) 以外に、溶融およびスラグ生成帯でのガスの良好な通気性を保つために必要な理論最小コークス比 (以下 II と称する) が考えられる。

固体原料が溶融してスラグや銑鉄を生成する炉下部において、コークスは充填層の空間を作る上からも重要な役割を果たす。スラグ生成帯の層の空間率は、コークス層の空間を溶融スラグがみたく割合で決まる。空間率が小さくなると層のかさ密度が大きくなるとともに、ガスの浮力が急激に上昇し、フラッキングなどをおこし始める。そこでスラグ比などを変化させて、この臨界の空間率 (0.24m³/m³) を保つために必要なコークス量を計算し、これを II とした。計算に使用した数値は、I と比較するため、RAMM の使用した数値を用いた。

その結果の一部をあげると、

	1	2	3	4	5
スラグ比 (kg/t-pig iron)	974	599	523	167	160
I (kg/t-pig iron)	495	423	413	389	244
II (kg/t-pig iron)	744	541	494	264	211

スラグ比が 500 (kg/t-pig iron) をこえると、スラグ生成帯で良好な通気性を保つには、化学的あるいは熱的な考察によるコークス量 (I) 以上のコークスが必要である。

すなわち実際の高炉操作条件下において、最小コークス比となるのは、I と II を比較してその大きいほうである。(稲谷稔宏)

— 製 鋼 —

コンピューターコントロールへのホットミルの改造 (L. R. BERRY and A. F. REYNOLDS: *Iron Steel Engr.*, 47 (1970) 6, p. 61~65)

1966 年と 1967 年に Cyclops Corp. の Empire-Reeves 工場では、可逆分塊圧延機と可逆粗圧延機の改造を行ない、位置設定と駆動システム用の新しいモーターと自動制御装置をとりつけた。自動制御はスケジュール・カードにあらかじめ決めた情報を与えておくこと

によりなされる。スケジュール・カードはスケジュール番号、一連番号、最終パス、インゴット厚などの初期情報と材料がミルに入る速度、ミル速度、堅ロールに入る速度、堅ロール速度、スプレイ、ミル・スクリー、ガイド位置、堅ロール位置などのパス・スケジュールとからなる。オペレーター操作盤は圧下補正、ミルスクリー、堅ロール・テーブルの移動、その他 5 種類ほどのコントロール・セレクト・スイッチを持っている。オペレーターは自分の判断で自動または手動操作を行なうことができる。ホットメタル検出器はインゴットの存在とその相対的位置の検出に用いられる。各検出器ステーションには検出器の故障に備えてバック・アップ検出器がつけられている。

制御プログラムは割り込みレベルと零レベルで表示された。割り込みレベルは 60回/sec 入り、入力信号の走査や判断の出力などにあずかり、零レベルは割り込みレベルがないときに入つて、カードリーダーからスケジュールカードを読み込んだり、テレタイプの情報の出力にあずかる。計数システムはメモリーワードが 12 ビットで、メモリーのアドレスは 16000 ワードである。コントロール・プログラムで約 12000 ワードを使用し、残り 4000 ワードが記憶に用いられる。

各コンピューター・システムは空調室に収められているが、金属粉が論理回路に蓄積するというトラブルが起こった。しかしこの問題はフィルター能力をふやすことによつて改善された。(野北楷夫)

溶融 Fe-Si 合金の熱力学的性質

(R. J. FRUEHAN: *Metallurg. Trans.*, 1 (1970) 4, p. 865~870)

本実験の目的は溶融 Fe-Si 合金の熱力学的性質を固体電解質 (ZrO₂ (4 wt% CaO), ThO₂ (7 wt% Y₂O₃)) を用いた電池により測定し、特に低 Si 濃度での従来の測定値にみられる相違を解決することにある。電池は Cr-Cr₂O₃(s) | ZrO₂(CaO) | Fe-Si(l), SiO₂(s), Cr-Cr₂O₃(s) | ThO₂(Y₂O₃) | Fe-Si(l), SiO₂(s) である。起電力 (E) と Si の活量 (a_{Si}) の間には $\log a_{Si} = nF(E_0 - E) / 2 \cdot 303 RT$ なる関係がある。n は当量数 / モルで本実験では 4 である。F はファラデー定数、E₀ は溶融 SiO₂ に対する起電力である。ここで Si の活量は Cr₂O₃ や SiO₂ の生成自由エネルギーの値には何ら依存しないことがわかる。SiO₂ の生成自由エネルギーは 1600, 1500°C において -134.3, -139.0 kcal/mol であつた。この値は従来の結果とよく一致する。Fe-Si 合金の熱力学的性質は DARKEN が示したように 2 次形式によつて合理的に表わされることが確かめられた。1600°C において $N_{Si} < 0.35$ なる組成範囲で活量係数 γ_{Si} , γ_{Fe} は

$$\log \gamma_{Fe} = -2.12N_{Si}^2, \quad \log \gamma_{Si} = -2.12N_{Fe}^2 - 0.22$$

低 Si 濃度では SCHWERTFEGER らの値よりかなり高いが、彼らは電解質として SiO₂ 飽和のカルシウムけい酸塩を使用しており、問題があると思われる。またこれらの結果は DARKEN の定義した $\text{excess stability} = d^2 \text{Fe}^{XS} / dN_{Si}^2$ のピークが等モル組成において生じることを示している。これは Fe-Si 系において十分予想されるところである。部分モル溶解熱は

$$L_{Si} = -31N_{Fe}^2 - 4 \text{kcal/mol}, \quad \bar{L}_{Fe} = -31N_{Si}^2 \text{kcal/mol} \quad (N_{Si} < 0.35)$$

となつた。これらの値も従来の結果とよく一致している。なお、 1600°C で ZrO_2 は低酸素分圧($3 \times 10^{-13}\text{atm}$)で電子伝導を示したが、 ThO_2 は Si-SiO_2 との平衡酸素分圧($2 \times 10^{-16}\text{atm}$)程度でもほとんど電子伝導を示さず良好な結果が得られた。(檀 武弘)

55 t 転炉の吹錬強化試験

(B. B. Нцкифоров, et al.: Stal, (1970) 3, p. 215~218)

55 t の塩基性転炉を用い、4孔ランスで $2.8 \sim 3\text{m}^3/\text{t}\cdot\text{min}$ の酸素を送つた場合と8孔ランスで $5 \sim 6\text{m}^3/\text{t}\cdot\text{min}$ の酸素を送つた場合の吹錬特性を検討した。8孔ランスは、内周に4本、外周に4本のノズルを配列したものであるがそれぞれの傾斜角をいろいろ変化させた結果、内周ノズルの傾斜角 7° 、外周ノズルの傾斜角 21° のものもつともよかつた。

吹錬時間は4孔ランスで17 minのものが、8孔ランスによつて平均10 min程度に短縮され、転炉の生産性は20%向上した。製鋼の歩留は92%以上で、4孔ノズルの場合とほとんど変わらなかつた。

スラグの塩基度は2.4程度、スラグ中のT.Feもノズルの傾斜角が適当であれば12%前後となつて4孔ランスのスラブと全く同じであり、脱硫率は40%以上になつて8孔ランスのほうがすぐれていた。8孔ランスの使用によつて造滓特性の改善されることがわかつた。

転炉排ガス中のダスト量は、造滓剤添加時においては4孔ランスの場合 $200 \sim 400\text{g}/\text{m}^3$ 、8孔ランスの場合 $290 \sim 1250\text{g}/\text{m}^3$ と増加した。しかし造滓剤を添加しないときのダスト量には大きな差がなかつた。この傾向はダスト中のFe, CaO, SiO_2 の含有量の変化からも確かめられ、送酸速度の増加によつて鉄損失の変化しないことがわかつた。また送酸速度を2倍にしてもライニングの寿命にはほとんど差が見られなかつた。

鋼塊中の酸素含有量は2倍の送酸速度によつて増加することなく、SおよびPは相当減少し、Nにはほとんど差が見られなかつた。この方法によつて多くの鋼種を溶製したが、 σ_s , σ_b および δ などの機械的性質にはほとんど変化が見られなかつた。(郡司好喜)

炭素および低合金平炉鋼の脱酸

(B. И. Явойский, et al.: Stal, (1970) 3, p. 228~233)

脱酸生成物はその生成時期に応じて、脱酸剤投入直後に生成する1次介在物、金属の液相線までの冷却過程で生成する2次介在物および2相領域(凝固過程)で生成する3次介在物に分類される。

著者らはまず熱力学データを用い、SiおよびAl脱酸について、Cが0.10, 0.30, 0.50%のときの1~3次介在物の生成割合を計算した。初期酸素値として起電力測定による a_0 のデータを用いた。その結果、初期C量の低いほど、脱酸剤の脱酸力が強いほど、脱酸剤の添加量が多いほど2次および3次介在物の生成割合が小さく、雰囲気による2次酸化の防止がきわめて重要であることがわかつた。黒鉛抵抗炉を用い起電力測定により実験を行なつた結果、脱酸反応速度はきわめて大きく、脱酸剤の添加量の多いほど、またSi脱酸よりもAl脱酸の場合のほうがより迅速に平衡に到達した。介在物の大きさや分布を金相学的に調べたところによると、静置浴で

はシリケート系介在物のほうがアルミナ系介在物より大きく成長し浮上分離がよいが、金属が対流などで混合される条件では逆の関係になり、電磁攪拌のような強力な攪拌条件下ではアルミナ系介在物の浮上分離はきわめて迅速であると結論される。

脱酸剤の添加順序、添加時期の影響を現場実験により検討したが、金属の2次酸化、攪拌、スラグによる介在物の吸収などの要因が交絡して明確な影響は認められず、とくに炉内および取鍋内の両方で脱酸した場合と取鍋内のみで脱酸した場合とで差はなかつた。鑄型注入時に有効な清浄効果が期待されるが、その際金属浴上のスラグの存在およびその性質がきわめて重要である。スラグは単に雰囲気より金属を保護するという消極的役割ばかりでなく、介在物粒子を捕獲、吸収して金属中の酸素含有量の低下に積極的役割を果たす。(徳田昌則)

エレクトロスラグ再溶融の2極炉による4 t 鋼塊の溶製

(B. M. Бушмелев, et al.: Stal, (1970) 3, p. 236~238)

2 t 鋼塊を溶解するための1000 kWの単相、単極のエレクトロスラグ溶融炉を改造して2極炉とし断面が $640 \times 460\text{mm}$ の4 t 鋼塊を溶製した。電極には、半連続鑄造した断面 $175 \times 300\text{mm}$ のものが、圧延した236 mm直径のものを用いた。スラグには $\text{CaF}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaF}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ 系を使用した。

2極炉で溶製したWX15, 40XHMA, 10X12HBM ϕ A, X23H18の各鋼塊の表面は清浄で圧延前の前処理は不必要であつた。

電極のスラグへの浸漬深さを一定にするために、電圧、電流、スラグ量などの溶解条件を検討した。最適の条件で溶解すると、2極法の生産性は単極法の大体2倍となり、トン当たりの電力消費量は単極法より25~29%低下することがわかつた。

溶製された4 t 鋼塊の高さ方向における合金元素の分布は2 t 鋼塊と同様に、ほぼ均一であり偏析はほとんど見られなかつた。また鋼塊のマクロ組織にもいちじるしい欠陥は認められなかつた。

40XHMAとWX15は直径190 mmのピレットに圧延し、10X12HBM ϕ AとX23H18は厚さ10~12 mmの板に圧延して機械的性質を測定した。機械的性質は単極法で得られた2 t 鋼塊と同じであり、鋼材の仕様を満足するものであり、また高さ方向における差もなかつた。

圧延した試片について非金属介在物を調査した結果、酸化物、硫化物および珪酸塩とも鋼材の仕様を十分に満足しており、また鋼塊の高さ方向における分布も均一であつた。

4 t 鋼塊中のHは、溶解前の含有量の $1/1.3 \sim 1/2.5$ に減少したが、OおよびNは使用するスラグの種類によつて多少減少する場合があつた。(郡司好喜)

一加 工一

ホットストリップミル自動化についての過去の経験、問題点

(J. K. EDWARDS, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 4, p. 245~252)

連続ミルの自動化にあたっては、期待する効果と設備費とを注意深く比較検討し理想的なバランスを決定せねばならないが、そのようなプラントを全自動化して得られる利益はつぎの5項目にわたって幅広く考えられる。

1. 見込しりを少なくし、したがってエッジトリム歩留りをあげるための幅コントロールの改良
2. 規定厚さをはずれる部分長さの減少
3. 仕上圧延出口とダウンコイラーとにおける温度コントロールの改良
4. 生産の増大
5. 的確な生産とエンジニヤリングログ

複雑な自動化を計画して最大の見返りを得ようとするれば、サプライヤーの設定する計画が自動化のほんの出発点を示すにすぎないことと、ユーザーにはユーザーとして特有の事情があることを考え、ユーザー自身がその仕上げ、その改良を行なわねばならない。炉のスケジューリング、スラブの加熱コントロールなど他の分野までコンピュータコントロールはその範囲を拡げつつあり、将来の傾向として圧延機の水圧コントロール、ロール曲げ形状コントロールが発達し、ミルはますます高速になる。尻抜けのときの尾端速度、ストリップの冷却、トランスジェーサの改良開発などホットミルの自動化技術で考えねばならないことはすこぶる多いが本論ではつぎの区分にしたがつてそのいくつかをアウトラインし、経験から得られたそのむずかしさをハイライトする。

1. 幅に関する事項とそれに関連したルーバー
2. 厚さに関する事項とゲージメータ、AGC
3. 温度に関する事項
5. スラブの追跡とミルのペーシング、ロギング
5. 自動化ミルの成績例 2, 3 (図10, 表2)
(内藤弥太郎)

鋼板の粉末被覆

(K. T. LAWSON: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 5, p. 321~325)

BISRA は 1962 年に Elphal と呼ばれる Al 被覆鋼板を発表した。このパイロットラインでは幅 12.5cm, 板厚 0.8 mm のストリップに最大速度 9m/min で約 0.02~0.8 mm の被覆を得ることができる。この方法では Al 粉が懸濁し、少量の電解質を含むアルコールと水の混合液中を通過するストリップと Al 陽極の間に約 50 V の電圧が印加されてストリップ上に Al が電着する。これを加熱乾燥後にロールで圧着してから、2~3hr 以上かけて 500°C まで大気中で徐熱させると美しい Al 被覆鋼板が得られる。

Head Wrightson 社は BISRA のパイロットラインで試験した結果、Elphal 法は幅の狭いストリップを低速で処理するには適しているが、幅広のものを高速で行なう場合にはアルコールや Al 粉末のドラグアウト損失が多く、また均一な被膜が得られにくく、溶液が経時変化するなどの問題があることを知った。そこでこれらの問題を解決するため静電塗装の原理を応用した乾式 Al 粉末被覆法を開発した。この乾式粉末被覆法はクロマイジング処理に応用することも可能であつて、同社は Associated Chemical Co. と共同で低コストの Closed Coil クロマイジング法を開発した。

この方式の粉末被覆ラインは(1)前処理と洗浄部(8m/min)、(2)粉末被覆部(30m/min)の2つからなり、次の順序で処理される。Al 被覆の場合は、(1)アルカリ脱脂と水洗→硝酸酸洗と水洗→乾燥→巻戻し、(2)板表面の湿潤化→粉末の静電被覆→乾燥→圧着(Ⓐ)→巻取り→500°C パッチ熱処理、一方クロマイジングの場合、は前記Ⓐの工程後、ハロゲン化合物被覆→巻取り→雰囲気パッチ熱処理となる。粉末コーターによる被覆厚みは圧縮状態で 10~100 μ である。メータリングロール方式では、ロールに 13 mm ピッチの円周方向の溝が切つてあつて、ここを通つて一定量の粉末が幅方向に均一に 15 kV に帯電した静電グリッドに供給されるようになっていいる。ガスナイフ方式ではストリップの両面が同時に処理できるようになっており、30 kV に印加された被覆室の中で、ガスジェットで送り出された粉末がカソードのストリップ表面に均一に付着する。

この方法で作られた鋼板の特徴は (a) 表面状態がよい。(b) 成形性がすぐれている。(c) 大気中または高温での耐食性がすぐれていることである。(大堀光夫)

長手方向および幅方向板厚の複合制御

(A. I. TSELIKOV, et al.: Stal in English, (1969) 12, p. 1060~1064)

熱延および冷延の際、ストリップの形状寸法および平坦度を良好に保つためには、長手方向または幅方向の、いずれか一種類のみについて厚み変動の制御を行なつただけでは十分でない。なぜなら、これらのいずれか一方のみを制御すると、他方の変動がかえつてはなはだしくなるからである。したがつて、長手および幅の両方向について、複合的に同時制御をすることが必要となる。そこで、実物の 4 重圧延機を 1/7.75 に縮尺した模型圧延機を用いて、アルミニウムを試料として、長手方向板厚変動に作用するバックアップロール曲げ力と、幅方向板厚変動に作用するワークロール曲げ力との組み合わせ油圧制御の模擬実験を行なつた。実験に際しては、長手および幅方向板厚変動の制御効果について、単独および複合の両方について、検討し、さらに、考えられる各種のパラメーターについて、いくつかを制御する際の、一つの変化についての調査も行なつた。

試料としては、200 mm 幅の平坦なもの、約 0.2 mm きざみで板厚を階段状に変えた 100~150 mm 幅の試料とが調整された。この階段状試料は、連続またはリバース式の熱延ミルで圧延の際、ストリップエンドが温度差のため厚手化する現象を模したものである。

これら述べられた各種の制御方式について、伝達係数が計算および実験で求められ、それぞれの制御システムにおける厚さ変動の相互影響が考察された。

以上の検討の結果、ストリップ厚みの油圧による複合制御を工業化システムとして開発するのに適したパラメーターや操作サイクルを求めることが可能になつた。このようなバックアップロール曲げ力とワークロール曲げ力とを用いた複合制御システムは非常に効果的で、作業上信頼性があり、十分速いレスポンスを示し、既存の圧延ミルに容易に組み込むことが可能である。(図 5, 表 1, 参 4)

(志村一輝)

棒鋼圧延機での高圧脱スケール

(R. A. HERSHEY: Iron Steel Engr., 76 (1970) 6, p. 106~108)

圧延製品の良好な表面仕上げを得るためには、加熱、圧延時に生ずるスケールを効果的に除去できるシステムが必要である。かつては脱スケールはワークロールと圧延材の間で水を爆発的に蒸発させることによつて行なわれていたが、現在では高圧水噴射装置が採用されている。

Republic Steel Corp. のクリーブランド地区の10inおよび12inの棒鋼圧延機にもこの型の装置がついていた。これは50~70 kg/cm²でノズル当たり150 l/minの水を噴射する装置であるが、いわゆる低圧多容積型であつて密着したスケールが十分に取れないのと、圧延材の過度の冷却現象が起こる難点があつたので全く新しい脱スケール装置を設計する必要が生じた。

はじめに140 kg/cm²で380 l/min以上を放出できるポンプの選択につき多段遠心力型とピストン型の2種を検討したが、コストの低いピストン型のポンプを採用することにしたコントロールバルブとしてスプリングで作動するプランジャーバルブを使用した。この種のバルブは突然開いて、圧力が急激に低下したり、高速水によつてプランジャーの侵食が激しいなどの欠点がある。種々検討した結果、とじるさいのプランジャーの運動が水の流れと同方向であり、またプランジャーと弁座の接触面積を少なくして接触圧力を大きくしたスプリング作動バルブが最良であることがわかつた。バルブピストン型のショックアブソーバーも取りつけた。

ノズルの位置、数、角度、流量、水圧などを検討し、最終的には圧力130 kg/cm²、流量40 l/minの脱スケールタイプのノズルからなる装置を取りつけた。短期間実作業を行なつたところ、ポンプとリリースバルブのプランジャーに摩耗の徴候がみえ始めた。ポンプのパッキングを調べると、河水に起因する微細な硬い物体が見いだされ、この物体は高圧ゲージのバルブにも存在した。河水を上水に変えたところ摩耗はかなり減少した。この型の装置では、起動前のフラッシングと清浄がきわめて大切である。

(大平成一)

冷間押し出し鋼

(D. J. BLICKWEDE: Metal Prog., 97 (1970) 5, p. 76~80)

冷間押し出しは損耗が少なく、大量生産により部品が容易にでき、その上機械的性質が向上するので、このプロセスが金属加工に急速に採用されつつある。おもな製造法は、forward extrusion と backward extrusion であるが、両者を併用した方法もある。これらのプロセスの押し出し圧力の計算式は多く発表されているが、Bethlehem では経験に基づき次の関係式を導いた。押し出し圧力 = 鋼の強さ × 押し出し歪 × 摩擦係数。この関係式から各種鋼での必要圧力を±10%以内で予知できる。冷間押し出し鋼に必要な性質は強さが小さく、成形を容易にする硬度、破壊を妨げる高延性および仕上げ加工が必要な場合の高機械加工性であるが、特に強さと歪硬化能とが重要である。したがって、添加合金元素の影響が著しい。たとえば、クロムは強さをあまり増さずに硬化を促進さすので、冷間押し出し鋼に望ましい。またボロンも低~中炭素鋼の場合、やはり望ましい。

最近発達した冷間押し出し鋼は、1. Rc 40 以上の硬度の0.30~0.40% C 鋼で、多種少量の合金元素を添加、2. Rc 40 以下の硬度と20万psi以下の強さの、0.22%以下のC鋼の2種類であるが、いずれもボロン入りで調査されている。特に低炭素、低ボロン鋼はautotempering特性を有しており、さらに押し出し圧力を低くできるし、焼鈍を省略あるいは短くできる特徴がある。

将来、冷間押し出しは熱間鍛造と競合しうるような大きな部品も製造されるだろう。またさらに複雑な形も考察されるだろう。そのためには、冷間押し出し鋼の改良、押し出しとメタルフローの理論の進歩などが期待される。

(事務局)

磁気溶接

(M. GRIN et al.: Rev. Métall., 67 (1970) 2, p.125~136)

磁気溶接は大容量のコンデンサーの放電によるエネルギーを利用する溶接法の一つで、10~100 μ sec という短時間で金属の変形と溶接を同時に行なうことができる。Euraton の研究所では原子炉燃料の被覆管に用いられる非常に溶接性の悪いアルミナ-アルミニウム複合合金(SAP)とジルカロイ-2合金の溶接にこの方法を応用し、溶接部の健全性を種々の試験で調べた。

SAPは7%アルミナ合金で、内径約14 mm φ、肉厚1 mmの管の外周には軸方向に高さ3 mmのフィンがついている。この被覆管の頂部に逆テーパのついたSAP 7%の栓を磁気溶接によつて接合するものである。

SAP 7%の栓の逆テーパを2°~10°までかえ、フィン除去した管と8.8 KJで磁気溶接し、溶接部を調べた結果、3°30'から連続的となり、その高さは放電容量により変化した。6°~7°30'では接合高さが6 mmに達した。接合部は波状でHeによる気密試験での漏洩はまつたくない。

次に同寸法のフィンのついた管と15°の逆テーパをもつ栓を磁気溶接し、組織、気密、熱ショック、熱サイクル、耐圧、クリープなどの試験を行なつた結果、接合高さは5.3~7.4 mmに達し、溶接による組織変化はまつたくなかつた。たとえば350~450°Cで100 kgの荷重をかけ5000回の熱サイクルを行なつたが、破壊や変形は起こらなかつた。しかし460°Cでの圧縮強さがもとの材料の約30%低下した。この低下は栓の逆テーパを8°にすることによつてかなり改良される。

ジルカロイ-2合金の場合は電気抵抗がSAPよりかなり大きいので、コイルと被覆管の間に1 mm厚のアルミニウム管を挿入した。予備試験で逆テーパを8°にきめ、磁気溶接を行なつて組織、超音波、耐圧、高温引張りおよび圧縮、クリープなどの試験を行なつた。接合高さはほとんど2~5 mmで1 mm以下はなかつた。気密、耐圧試験は合格したが、SAP同様に圧縮強さが低下した。しかし電子ビーム溶接の場合は低下がさらに大きい。接合部の微小硬さはもとの金属の硬さに等しく、電子ビーム溶接でみられる粗大化による低下はなかつた。おわりに磁気溶接の経済性について試算を行なつた。

(芥田一郎)

— 性 質 —

タービン用 Cr-Mo-V 鋼のクリープ強度

(F. CLEMENS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) p. 231)

本研究は、タービン用に使用される Cr-Mo-V 鋼の高温度強度について、クリープ試験などを行なつて添加元素の影響を調べたものである。

供試材は、24CrMoV55, 24CrMoV47, 22CrMoV58, 21CrMoV511, 30CrMoNiV511 であり、最大 1190 mm の径を持つ 12 個の熱処理を施したタービン軸の表面と中心部から取つた試料 (0.21~0.34C, 1.06~1.43Cr, 0.56~1.28Mo, 0.09~0.74Ni, 0.17~0.35V) をクリープ破断試験に用い、さらに 12 mm φ の丸棒 (0.3C, 1.15Cr, 0.35V, 0.11~1.15Mo) を冷却速度測定用に供した。クリープ破断試験は、500, 530, 550°C の各温度で最高 5 万 hr まで行なつた。また、組織観察によつて最適な組成を調べた。

1 万, 3 万 hr のクリープ破断強度に及ぼす Mo の効果は、ここで調べた範囲内 (0.56~1.28Mo) では顕著でなく、0.6% 以上の Mo を添加しても強度の上昇はほとんど見られない。

各鋼種のうち、約 1.1Mo, 0.30V を含むものが最もよい応力-破断時間特性を示したが、その組織はフェライトの存在しない中間段階組織である。ゆえに、合金元素の消費量を少なくして、しかも全断面にわたつてすぐれたクリープ破断特性を有する材料を作るためには、Mo 量を最小にとどめ、かつ十分な熱処理を施せばよい。

(中村皓一)

Ca-アルミネート系介在物の熱膨張と著盤目状応力 (tessellated stresses) との関係

(D. BROOKSBANK: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 5, p. 495~499)

1% C-Cr 軸受鋼中の Ca アルミネート系介在物は疲れ性質にきわめて悪い影響を与えるが、硫化物はほとんど影響しないと言われている。そこで両種介在物の熱膨張性質を調べ、介在物の疲れ性質への影響を考察することを目的とする。

鋼中 Ca アルミネート系介在物に関連した化合物の熱膨張係数を求めた。CaO·6Al₂O₃、12CaO·7Al₂O₃、3CaO·Al₂O₃ それに CaS は高温 X 線カメラにより、そして X 線回折が不可能な CaO·Al₂O₃ および CaO·2Al₂O₃ はディラトメータにより、200~800°C 間での平均線膨張係数を求めた。得られた結果は他の研究結果と全般に一致していた。X 線回折用の試料は 'Anala'-CaCO₃ と γ Al₂O₃ を各重量%に計算して混ぜ合わせ、pellet にした後種々の温度で加熱を行なつた。また、ディラトメータ用の試料は、CaO·Al₂O₃ あるいは CaO·2Al₂O₃ をそれぞれ圧縮成形、焼結した。

各線膨張係数を用いて、焼入の際介在物周辺に生じる tessellated stress を計算し、疲れ性質への介在物の影響について考察した。その結果、Ca アルミネート系介在物は疲れに対して最も悪い影響を与えることが明らかになつた。アルミネート系介在物が Ca あるいは Mn の硫化物でおおわれているならば、疲れに対して悪い影響を与える応力が減少するので、耐疲れ性は改善される。

したがつて、他の影響が出ない程度の浸硫は軸受鋼の疲れ寿命を長くすると考えられる。

(角田方衛)

タービン、ジェネレーターシャフト用として有望な N-Cr-Mo 鋼

(P. Opel et al.: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 9, p. 465~475)

32NiCrMo85 (0.32% C, 2% Ni, 1.3% Cr, 0.45% Mo) 製シャフト (胴径 1050 mm, 重量 35 t) の油焼入れ (840°C 油冷, 660°C 炉冷) 後の $\sigma_{0.2}$ は 61~62 kg/mm² (円周方向), T_ü (50% 破面遷移温度) は 20°C (円周) ないし 80°C (軸心) であるがオーステナイト化後 100°C 直下まで噴水冷却したのち 640~680°C の炉冷により $\sigma_{0.2}$ は 60~74 kg/mm² (円周), 59~70 kg/mm² (軸心), T_ü は -20~-50°C (円周), 30~50°C (軸心) と向上する。

26NiMoV145 (0.26C, 3.5% Ni, 1.5% Cr, 0.5% Mo) 製シャフト (胴径 1050 mm) の水焼入 (840°C から 100°C 以下まで噴水冷却, 630°C 炉冷) では 69~71 kg/mm² の $\sigma_{0.2}$, 78~82 kg/mm² の σ_s , -75°C 以下 (円周) ないし 60°C (軸心) の T_ü がえられ、32NiCrMo85 の油焼入れと大差ない。これに対し 26NiCrMoV145 製シャフト (胴径 1100 mm, 重量 40 t) の水焼入れ (860°C から 100°C 以下まで噴水冷却, 640~650°C 炉冷) では 66~81 kg/mm² (円周), 68~79 kg/mm² (半径) の σ_s , -30~-40°C (円周) ないし 10~20°C (半径方向) の T_ü という好成绩がえられた。

直径 1200 mm 以上のシャフトに対し最低 σ_s 70~80 kg/mm² を軸心まで保証できるのは 26NiCrMoV145 だけで、32NiCrMo85 は 55~65 kg/mm² の σ_s しか保証できない。Cr の少ない 26NiMoV145 は焼入性が劣るため板厚 300 mm 以下の圧力容器なら利用できよう。26NiCrMoV145 については焼戻し脆性に対する考慮が大切で化学成分の上からは P の悪影響が大きい。As, Sb, Sn の影響については差が認められなかつた。添加元素としての Cr, Mn, Al の適正量を選択することにより焼戻脆性は大幅に押さえることができる。また 26NiCrMoV145 は高い誘導磁気を持つので、特にジェネレーターのローターシャフトに適している。

(上正原和典)

深絞り用アルミキルド鋼板の機械的性質におよぼす窒素の影響

(D. A. WITMER and R. M. WILLSON: J. Metals, 22 (1970) 4, p. 56~62)

200 t 平炉から出鋼した溶鋼にカルシウム・シアナミド (石灰窒素) を鑄型添加し窒素量が 0.004~0.019% のアルミキルド鋼を作つた。このアルミキルド鋼を冷間圧延し箱焼鈍すると、窒素量が高いほどフェライト組織は細粒化し、その結果硬度、降伏点、抗張力が増加し全伸びが劣化する。一方、平均のランクフォード値は 0.012~0.014% N の範囲で向上するが面内異方性が特に顕著になるので、深絞り成形においては顕著な耳の発生が予想される。

このアルミキルド鋼に比較して、NH₃ ガス雰囲気中で箱焼鈍したために、窒素を吸収して窒素量が 0.020% 以上にまで増加してしまつたアルミキルド鋼では、窒素はフェライト組織を細粒化する効果をもたず、降伏点、抗

張力の増加,あるいは全伸びの劣化もあまり大きくない。平均ランクフォード値も,この場合の吸収窒素によつて影響を受けなかつた。これは,箱焼鈍においては,雰囲気からの窒素の吸収が,主として再結晶完了後に進行するため,再結晶集合組織の発達過程に関与しえないためであろう。ランクフォード値向上に寄与する因子として,添加窒素の絶対量のほかに, sol. Al と N の比が重要である。実験の結果によれば,この比が1.4~1.8の間で平均ランクフォード値は高くなる。

鑄型で窒素を添加したアルミキルド鋼は, 0.015~0.020%N の範囲で非時効でなくなる。箱焼鈍中に多量の窒素を吸収したアルミキルド鋼は顕著な歪時効を起こす。(稲垣裕輔)

構造用鋼においてクラックはどのように成長するか

(W. G. CLARK Jr.: Metal Prog., 97 (1970) 5, p. 81~86)

すべての構造物は欠陥を含んでいると考えなければならない。本論文は疲労や応力腐食による破壊に応力拡大係数の考えを適用することを述べたものである。

疲労はクラックの開始および成長の2段階によつて進行するが,何らかの欠陥が存在すると応力集中がおこつて開始が容易になるので,成長が支配的段階になると考えられる。疲労クラックが成長すると,負荷応力およびクラック長さ a が増大するので,応力拡大係数 K も増大する。成長速度 da/dN を支配する因子は応力拡大係数の変化 ΔK であり, $da/dN = C \cdot \Delta K^n$ で表わされる。 C は定数で, n は最近の研究によると 1~6 である。

疲労試験の結果をこのような関係式で整理しておけば,ある構造物における荷重条件および大体の応力拡大係数の式がきまればクラックの長さとくり返し数との関係を計算することができ,疲労寿命を求めることができる。応力腐食の場合には,臨界応力以下ではクラックは成長しないが,臨界応力をこえてクラックが成長し始めると非常に急速に成長する。そこでこの場合にはクラックの成長よりも開始のほうが重要となり,クラックの成長開始水準を応力拡大係数 (K_{Isc}) によつて表わす。 K_{Isc} を求める際の試験時間の短縮をはかるために,最近では WOL 試験片が用いられる。あらかじめクラックを入れた試験片に,ボルトによつて予想の K_{Isc} 以上の応力拡大係数を作用させ,目的の環境にさらす。クラックが進行を始めると,負荷荷重が低下するので応力拡大係数も減少し,その材料の K_{Isc} に達するとクラックの成長が停止する。

K_{Isc} 以上の応力拡大水準で使用する場合にはクラックの成長速度が重要となる。したがつてこの場合には疲労の場合と似たような K_I 対 da/dt の関係を求めておけば,このデータを用い破壊までの時間を知ることができる。(中島宏興)

ベイナイトのひずみ焼もどし

(M. K. FONDEKAP et al.: Metallurg. Trans., 1 (1970) 4, p. 885~890)

中炭素低合金鋼 (En24) を用い,ベイナイトのひずみ焼もどしの効果について調べた。850°C で 15 min オーステナイト化したのち,300°,360°,400°C の各温度で恒温変態させベイナイト組織とした。これらを,硬さ

試料では $23 \pm 0.5\%$ の減厚率で圧縮ひずみを,引張試料では 3% の伸びひずみを与え,ついで 400°C までの各温度でそれぞれ 1 hr 焼もどした。

予ひずみのない場合は,恒温変態温度以下の焼もどしでは硬さ,引張強さともほとんど変化しなかつたが,ひずみと焼もどしの組み合わせは著しい効果を示した。予ひずみを与えた試料を 200°C で焼もどしたとき最高の硬さと引張強さが得られ,恒温変態温度の低いベイナイトの方が硬さとじん性のよい組み合わせが得られた。たとえば 300°C 変態ベイナイトを 200°C で焼もどした場合,引張強さが 202 kg/mm², 伸び 18% が得られ,報告されているマルテンサイトのひずみ焼なましの性質よりすぐれた結果を示した。格子ひずみを X 線で測定した結果と引張強さとよい対応が得られ,ひずみ焼もどしによつて格子ひずみが最高値を示すということは,強さの増加が内部的な微細組織変化に起因することを示していると考えられる。さらにベイナイトの焼もどしの際の炭化物の挙動を熱磁気分析によつて調べた。いずれのベイナイトも ϵ 炭化物とセメンタイトが混在していたが,低温変態ベイナイトのほうがより多くの ϵ 炭化物を含んでいた。予ひずみ→焼もどしにより ϵ 炭化物が溶解することが確かめられたが,このことは,すでにマルテンサイトのひずみ焼もどしで提案されている炭素一転位トラッピングモデルを支持するものと考えられる。すなわちひずみを与えたのち焼もどすと ϵ 炭化物が溶解し,塑性変形によつて導入された転位に拡散し安定の雰囲気を形成しロッキングすることによつて強度増加が得られる。

(青木孝夫)

5 pct Ni を含む低炭素鋼の変態特性

(J. M. CHILTON and G. R. SPEICH: Metallurg. Trans., 1 (1970) 4, p. 1019~1022)

じん性と溶接性を改善するために低炭素鋼が構造用高張力鋼に用いられている。低炭素鋼の変態とそれに伴う組織を理解し特徴づけることは,新しい低炭素鋼の発展の助けとなろう。また恒温変態の研究はオーステナイト分解生成物への変態温度の影響を調べるために,これまでも数多く行なわれてきた。しかし 0.2 pct C 以下の鋼に対してのデータはほとんどなかつた。これは約 600°C における polygonal なフェライトへの変態が非常に早く,これを抑えて低温で形成される組織を調べることがむずかしいからである。この研究では約 5 pct の Ni を添加し,また薄板試料 (0.127 mm) を用いることによつてこれらの困難を克服しようとした。

用いた試料は高純度の鉄と Ni を真空溶解したもので約 5 pct の Ni と 0.05~0.38 pct C (5段階) を含む。焼入れまたは 400~700°C で恒温変態させた試料について光学顕微鏡および透過電顕で組織を観察した。

恒温変態させた試料には,はつきりと異なつた 2 つの形態のフェライトが存在した。1 つはウィドマンステッテン板で,他は等軸フェライトで,いずれも前オーステナイト粒界に核発生する。後者はしばしばウィドマンステッテン板のぶつかり合いで形成されるが,おもには存在する粒界 allotriomorphs に,ほぼ等軸の核が,繰り返り核発生することによつて生ずる。変態温度が低下すると等軸フェライトが優勢になり,その結晶粒は微細

に、内部の転位密度は高くなった。0.17~0.38 pct C を含む試料は 400°C の変態温度でベイナイト組織が現われた。
(金尾正雄)

急速加熱時のオーステナイト結晶粒成長

(J. WYSZKOWSKI: Iron Steel (U.K.), 43 (1970) 2, p. 77~84)

中炭素鋼のオーステナイト結晶粒成長に及ぼす加熱速度の影響を調査するため、16 鋼塊の熱間圧延材より 3 mm 厚さの円盤状試片を切り出し、熱処理を熱間圧延のまま、焼ならし (860°C × 2 hr 空冷)、焼入焼もどし (900°C × 5 min 油冷後 530°C × 2 hr 空冷) などと条件を変えて行ない試料とした。熱処理後の試料は温度 820~940°C、時間 10~10⁴ sec でオーステナイト化した。その際加熱方法を溶融鉛中での急熱 (30~130°C/sec) および抵抗炉中での徐熱 (1°C/min) の 2 種とした。結晶粒はエッチングにより現出させた。

Al 添加鋼の場合は急熱材が徐熱材より結晶粒は大きくなり、また同じ急熱材でも熱処理条件の影響を受けて焼ならし材のほうが熱間加工材よりも結晶粒が小さい。一方、徐熱材は熱処理条件にかかわらず結晶粒は大きくならない。鋼に含まれる AlN の析出物の形状は急熱材では凝集して大きくなるため AlN による結晶粒界の束縛が少なくなり、粒成長しやすくなる。また同じ急熱材でも AlN 析出物の分布状況は焼なまし材と熱間圧延材とは異なり、焼なまし材は個数は多く、他方熱間圧延材は個数は少ないが分布が粗である。

しかし Ac₃ 直上でオーステナイト化した直後の結晶粒の大きさは加熱速度と熱処理条件によつて影響を受けるが、急熱材は徐熱材よりも結晶粒がより小さくなり、また焼ならし材より焼入焼もどし材のほうが粒は小さくなる。ただし保持時間が長くなると析出物の影響が現われるため、急熱材のほうが結晶粒をより異常成長させやすい。

V を 0.07~0.19% 以上、Ti を 0.03~0.11% 以上を含ませた鋼において、きわめて微細な析出物の存在により結晶粒の成長は阻止される。
(内堀勝之)

特殊な C-Mn 鋼

(G. MORRIS: Iron Steel (U.K.), 43 (1970) 3, p. 175~178)

C-Mn 鋼 (En14A) の合金元素を Ni+Mo+Cu=0.80% max としたものをベース (CM 70) とし、これに B 添加によつて焼入性を向上させて 1.75% Ni 鋼 (En 354) よりは安価な肌焼および冷間鍛造用鋼を開発した。ベースの CM 70 (0.16~0.21% C, 1.0~1.4% Mn, Ni+Cr+Mo+Cu=0.80% max) の引張強さは 11.5 mm φ で 70 t/in² (110 kg/mm²) であるが、これに溶解 B が存在すると Mn 量の高いほうの引張強さが大なることより、C の成分範囲を 0.13~0.18% と低くし、Mn のそれを 1.1~1.4% とやや高めにしたものがより有効であった。Mn が増加したため細粒化したのでこれを CM70F とした。CM70F は引張強さが 19 mm φ で 70 t/in² (110 kg/mm²) と焼入性が向上した。また細粒により衝撃値は向上し、引張強さと衝撃値との相関性は SAE 4600, 8600 および En 350 系に比較してより強くなった。さらに C 量を低下させたために冷間鍛造用鋼として使用しやすくなった。

CM70F のほかに CM60F (0.10~0.15% C, 1.2~1.5% Mn), CM80F (0.17~0.22% C, 1.2~1.5% Mn), および CM90F (0.20~0.25% C, 1.3~1.6% Mn) があり、引張強さは 19.05 mm φ でそれぞれ 60 t/in² (94.5 kg/mm²), 80 t/in² (126 kg/mm²) および 90 t/in² (142 kg/mm²) である。CMF 系鋼は焼入性の再現性がよく、CM80F の場合は En 353 よりジョミニーバンドの幅が狭くかつより高い値を示した。CMF 系鋼をオーステナイト域から冷却するときの冷却速度と硬さとの関係は、CM70F の場合は冷却速度が 1~4°C/min でビッカース硬さ Hv 125~135 とあまり変化しないが、CM80F では 1°C/min のとき Hv 165 のものが 4°C/min では Hv 188 とやや硬化し、CM90F では 1°C/min で Hv 183~208 のものが 2~4°C/min では Hv 240~250 と硬化する。
(内堀勝之)

2 1/4 Cr-1Mo 鋼のシールド金属アーク溶着金属の焼もどし脆性とクリープ脆性

(R. BRUGATO: Welding J., 49 (1970) 4, p. 148~156)

2 1/4 Cr-1Mo 鋼のシールド金属アーク溶着金属の焼もどし脆性とクリープ脆性について調べた。2 1/4 Cr-1Mo 鋼の溶着金属の焼もどし脆性は Mn, Si, P, Sn, As などに依存し、これらの 4 つの元素を減らすことにより 2 1/4 Cr-Mo 鋼のシールド金属アーク溶着金属のノッチ靱性を著しく改善することができる。焼きもどし脆性をもたらす不純物を含むものと、含まないものの 2 つの 2 1/4 Cr-1Mo 溶着金属について 900°, 1050°F でクリープ破断試験を行ない比較検討した。

30種類の 2 1/4 Cr-1Mo 溶着金属について試験した結果、溶着金属の焼もどし脆性は溶着金属中に含まれる Mn, Si, P, Sn, As によることが明らかとなった。これらの 6 つの元素のうち 4 つの有害な元素が step age した溶着金属の焼もどし脆性の 90% 以上を説明しうるようである。一般に 2 1/4 Cr-1Mo シールド金属アーク溶着金属の焼もどし脆性を最少にするためには P と Sn を可能な最少量にし、溶着性をそこなわない程度に Mn, Si の量を減らす必要がある。2 1/4 Cr-1Mo 溶着金属の Mn の最少量は約 0.05% であるが、それ以下の Mn 量ではノッチ靱性が低下する。900°, 1050°F で 2 つの 2 1/4 Cr-1Mo 溶着金属についてクリープ破断試験した結果、焼きもどし脆性を示す P, Sn, Sb, As の不純物元素を多く含有する溶着金属はクリープ破断伸びの低下により明らかなようにクリープ脆性を示し、一方これらの不純物元素を含まない溶着金属は顕著なクリープ脆性をほとんど示さず、このような性質の相違は 1050°F において特に著しかった。これらの結果から 2 1/4 Cr-1Mo シールド金属アーク溶着金属の焼もどし脆性やクリープ脆性は溶着金属中に含まれる不純物によるものであることがわかった。
(山田武海)

繰返し電気熱処理による ШХ15 軸受鋼の焼なまし

(И. Н. Кидин, Т. Н. Липчин, and А. Н. Маршалкин: Izvestija VUS MVSSO SSR, Chërnyaya Metallugija, 13 (1970) 4, p. 151~154)

軸受鋼素材は 780~810°C 徐冷の焼なましを行なつて球状化炭化物組織 (H_B 187~207) に整え、後続の機械加工、熱処理に備えるのが普通であるが、これには 20~30hr も要し処理の自動化を妨げている。

繰り返し電気加熱熱処理法は処理時間短縮の有望な方法で、ここでは S15 軸受鋼の4段階の組織について検討している。実験は 1150, 1050, 950°C 加熱および焼ならし処理(800~850°C での熱間加工後焼ならし)について行なった。試料の繰り返し電気加熱は接触型加熱装置により、また焼ならしは 60 kW, 350 kC/sec の高周波発電機によつた。850~1100°C のオーステナイト化温度まで 1~100°C/sec の速度で加熱後ただちに 350~700°C の温度に冷却・保持し変態開始、終了時間の測定を行ない、通常の熱処理(800°C 焼なまし)の際得られる未溶解炭化物量 7% と同じ条件として、加熱速度 50°C/sec, オーステナイト化温度 950°C, 恒温変態温度 650°C, 保持時間 60~100 sec が決められた。直径 2.0 mm, 長さ 225 mm の試片についての実験によると、1~2 サイクルで層状炭化物はかなり分解し、5~10 サイクルで球状化しはじめ、15~20 サイクルで球状化は完了する。

これらの結果から軸受鋼の球状化焼なましは通常の場合の約 1/5 に短縮可能であることがわかつた。

(上正原和典)

オーステナイト系低炭素 Cr-Ni 鋼の機械的性質

(H. J. v. FIRCKS: Neue Hütte, 15 (1970) 4, p. 234~237)

著者およびその研究グループは従来低炭素 Cr-Ni 鋼について一連の報告を行なつてきているが、本研究もその一環をなすものである。すなわち Cr: Ni の比が大体一定の 14 種類の鋼 (C: 0.025~0.081%, Cr: 7.3~20.4%, Ni: 2.6~12.3%) について、-196~+240°C の温度範囲で引張試験(引張速度 5 mm/min)とブリネル硬さ試験(試験荷重 750 kg)と DVM 衝撃試験(30 kgm ハンマー)を行なつて、その結果と 2 種類のマルテンサイト生成との関連を考察している。

合金量の少ない鋼ではオーステナイトから粒度の粗い α' マルテンサイトが直接生成された。合金量が高い鋼では $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ の変態を経て Widmanstätten 状組織を示す粒度の細かい α_c マルテンサイトが生成された。

このマルテンサイトの生成過程の違いが機械的性質に著しい影響を及ぼした。-196~+240°C で測定した引張強さ、降伏強さ、破断伸びの値は室温以下で特に明りような差を示した。 α' マルテンサイト組織の鋼は引張強さと降伏強さが高く破断伸びが比較的小さかつたが、合金量の高い鋼では $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ 変態の進行の程度に応じて破断伸びの減少と同時にオーステナイトの低い引張強さの増加がおこつた。また準安定オーステナイト系の鋼の降伏強さは低くて、特に低温のマルテンサイト生成が著しく進行する領域ではその値がきわめて小さくなつた。

γ/α の直接変態から $\gamma/\epsilon/\alpha$ の二重変態への変化は Cr 約 15% Ni 約 9% の点で遷移過程なしに急激に起こるが、本研究で検討した機械的性質はすべてこの点を境界として著しく変化した。これによつて今まであまり知られていなかったマルテンサイトの構造が Cr-Ni 鋼の性質に与える影響が明らかとなつた。(和田 仁)

—物理冶金—

鋼におけるオーステナイト結晶粒の成長速度

(N. E. HANNERZ and F. de KAZINCZY: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 5, p. 475~481)

鋼におけるフェライト結晶粒の大きさは前オーステナイト結晶粒の大きさと関係し、微細粒の鋼を得るにはオーステナイト粒の成長を抑制する手段が要求される。この研究は、0.2% C, 0.25% Si, 0.70% Mn の鋼をベースとし、オーステナイト状態で分散粒子を形成しうる元素類を添加し、オーステナイト結晶粒の成長を速度論的に検討した。試験温度は 950~1250°C, 時間は 10 sec から 10³ sec の範囲で行なつた。鑄造状態の挙動を主として調べ、比較に同一組成の鍛造材についても行なつた。

鑄造状態ですでに前オーステナイトは細粒と粗粒に区別できた。Nb·V·Ti などの添加は結晶粒の成長を抑制したが、Zr·Ce·Al·U などの添加は、この実験に関するかぎり、抑制する効果はなかつた。おそらく、酸化物が溶解時に形成されたためとみられる。

成長抑制は 2 つの段階を呈した。1 つは粒径が 15~25 μ m, 他は約 100 μ m のレベルに生じた。細粒鋼は第一段の抑制期を過ぎると急速に第二段の抑制段階に達した。結晶粒が成長するには、分散粒子による釘づけから粒界が脱出しなければならない。脱出に要する時間を計算したところ、析出相の合体に用いられる LIFSCHITZ and SLYOZOV の式に基づいた予想と完全な一致が得られた。したがつて、第一段の抑制は窒化物または炭化物に原因すると結論した。第二段はスラグ系介在物に関係するとみた。

結晶粒の成長は $D^n = kt$ で整理し、その指数 n の観点から、成長は 3 つのタイプがあるとみた。普通の成長過程では $n = 6$ が得られた(この値の物理的意味はモデルをそえて付録に提案した)。釘づけから脱出した後の異常成長では $n \approx 1$ であつた。抑制段階では $n \approx 20$ でわずかではあるが成長は進行していた。(川原浩司)

Ni-C 合金におけるノコギリ状の塑性流動

(Y. NAKADA and A. S. KEH: Acta Met., 18(1970) 4, p. 437~443)

合金におけるノコギリ状の塑性流動現象は変形の際の転位の運動速度がその温度での溶質原子の移動速度よりやや速い場合に起こり、応力が増加してこの溶質原子の雰囲気打ち勝つと転位は急にこの雰囲気から離れて運動しまた次の雰囲気に着るということを繰り返しながら serration が起こると考えられている。この現象は動的歪み時効と呼ばれ、Ni-C 合金の引張試験においても観察された。それによると

1. serration が起こるか否かは温度、歪み速度および溶質原子濃度に依存する。

2. serration が起こる前に通常ある臨界の歪み ϵ_c を必要とする。

3. serration は焼入れ空孔濃度には無関係である。

4. serration の開始する活性化エネルギーは 15 kcal/mol で、これは C 原子が Ni 格子中を拡散する活性化エネルギー 33 kcal/mol の半分であつた。HIRTH らによるとこれは前述の ϵ_c により変形の初期に転位のまわ

りに集まって雰囲気を作ったC原子がその core 内を拡散するため、この過程での活性化エネルギーは格子中のその約 1/2 であるといわれている。

以上のことから Ni-C 合金の引張試験において見られる serration は転位の core 内での C 原子の拡散により支配される動的歪み時効であるといえることができる。

なお serration の消失する活性化エネルギーは 26kcal/mol でこれより C 原子と転位の結合エネルギーは約 0.5 eV になる。(宮地博文)

— そ の 他 —

コークス工場廃液処理の研究

(C. W. FISHER, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 5, p. 315~320)

汚染は工業が今日直面している重大な問題の1つで、河川の汚染を軽減する費用は非常に多額なものになる。コークス工場からの廃液が、公共の用水に放出されるときは、非常に高い汚染物質を含んでいる。

コッパース社の研究部は、これらの廃液処理の広い研究を行ない、活性スラッジ法が取り上げられた。また、生物学的処理の後処理についても観察され、土壌透過法による廃水処理の可能性が見いだされた。

コークス工場廃液の処理程度は河川の分類によつて異なる。すべての州の規制は BOD を 85% 減少し、フェノール、シアン化合物などの有毒物質の除去を要求している。

コークス工場の廃水、すなわち粗アンモニア水、アンモニアスチルの廃水、およびベンゾール工場の廃液との混合物の生物学的処理が調査された。これによりすべての場合に BOD を 87% から 99% 減少に成功し、フェノールは少なくとも 97%、20 ppm に減少し、通常は 99%、0.2 ppm まで減少された。かくして州の要求にはおそらく適合されるだろう。

しかしながら、いくつかの州では、ある高い水質の河川をもつており、ここの標準は排出物の最高 BOD 値として 30ppm を要求している。またフェノールは 1 ppm 以下、チオシアン化合物はほとんどゼロであること。色は 175 ユニット以下を要求している。このためには第 3 次の処理として活性スラッジ処理のあと、オゾン、活性炭素、稀釈あるいは土壌透過の高度な処理が必要である。この研究で開発されたデータに基づいて、コークス工場は廃液の処理に対する州の認可を得ることができると信ずる。

本報告では、活性スラッジ法の実験装置、コークス工場の各種廃液の組成、処理条件とその結果、および生物学的処理後の仕上げの各種処理法、また処理コストの検討についても述べられている。(島田源嗣)

低繰り返し疲れ試験結果の新しい予測法

(J. T. BERING and J. B. CONWAY: Metallurg. Trans., 1 (1970) 4, p. 805~809)

AISI 304, 316, 348 ステンレス鋼焼鈍材を、室温から 816°C までの温度範囲、 4×10^{-3} /sec の歪速度で低繰り返し数疲れ試験した。そして、全歪幅、引張試験によつて求まる tensile ductility および加工硬化係数と破断繰り返し数の関係式を見出した。

塑性歪幅と疲れ寿命の両対数表示は (勾配 -1) の直線となり、それは tensile ductility ϵ_y ($\ln [100/100 - RA]$, RA は断面収縮) の点を通ることが見い出されており、種々の歪速度で試験した結果を、 $\dot{\epsilon}_t$: 歪速度, f : 繰り返し速さ, N_f : 破断繰り返し数として整理すると、塑性歪幅は $\Delta\epsilon_p = (\epsilon_f/\dot{\epsilon}_t) \times (N_f/f)^{-1}$ なる式で表示されることがわかっている。

低繰り返し数疲れ試験結果を詳細に検討すると、弾性歪幅 ϵ_e と破断繰り返し数 N_f の両対数表示は直線となり、その勾配は温度と歪速度によつて変化している。そしてサーボ油圧試験機によつて、歪速度と温度を疲れ試験と同じにして行なつた引張試験から求めた加工硬化係数 m と、疲れ試験結果の $\log \Delta\epsilon_e - \log N_f$ 線図の勾配 $-m'$ の間には $m' = m/2$ なる関係が見い出される。また $N_f = 10$ のときの $\Delta\epsilon_e$ は引張試験破断時の弾性歪 ϵ_{ef} の 2 倍に等しい。しかして、 $\Delta\epsilon_e = 2\epsilon_{ef} \times (N_f/10)^{-m/2}$ なる関係式が求まる。これら $\Delta\epsilon_p$ および $\Delta\epsilon_e$ と N_f の関係式を、MANSON が求めた全歪幅と破断繰り返し数の関係式の弾性歪幅および塑性歪幅の各項に代入すると、全歪幅は $\Delta\epsilon_t = 2\epsilon_{ef} \times (N_f/10)^{-m/2} + (\epsilon_f^2/\dot{\epsilon}_t) \times (N_f/f)^{-1}$ なる関係式が求まる。 $\dot{\epsilon}_t = 2f \Delta\epsilon_t$ を代入して、 $\Delta\epsilon_t$ について解くと、

$$\Delta\epsilon_t = \epsilon_{ef} \times (N_f/10)^{-m/2} \pm \sqrt{\epsilon_{ef}^2 \times (10/N_f)^m + \epsilon_f^2/2N_f}$$

が求まる。これは $\Delta\epsilon_t$ と N_f の関係を直接現わし、近似的に疲れ曲線を決めることができるので characteristic slope 法と名づけた。この方法による疲れ曲線は、クリープ現象が著しく起こってくるらしい 816°C 以外の、650°C までの実験値と非常によく一致した。

(太田昭彦)