

抄 録

— 銑鉄の製造 —

高炉滓の粘性について

(P. Kozakevitch: Rev de Metallurgie 51 N° 8 (1954), 569~87)

この報告は粘性測定装置を作製し、人工銑滓と実際の高炉銑滓についてその粘性を測定し、両者の相違、銑滓塩基度の影響、BaO を添加した際の影響、S の影響、螢石を添加した際の影響等について検討したものである。加熱装置としては炭素抵抗炉を使用し、その中に黒鉛坩堝を入れて銑滓を熔融し、針金で垂した棒の先に廻転円筒を附属せしめて銑滓中に浸し、モーターで厳密に調整せる回転速度を以て円筒を廻転し、生ずる振り角を目盛円盤で測定する。

Al_2O_3 12~15%, MgO 3~4%, $CaO/SiO_2=0.9\sim1.6$ の SiO_2 - CaO - Al_2O_3 - MgO 四元人工銑滓及び実際の高炉銑滓について、1,400~1,500°C に亘つて粘性を測定し、又銑滓が結晶し始める温度も併せ測定した。人工銑滓は同じ組成の実際の高炉銑滓に比し 2 poises 位高くなっている。又或る高炉銑滓を基準にして SiO_2 又は CaO を添加し CaO/SiO_2 を変化させた時の関係は Table 1 の如くであつて $CaO/SiO_2=1.3\sim1.35$ の所に粘性の最も小さい所があると考えられる。

Table 1 高炉滓の粘性

CaO/SiO_2	各温度に於ける粘性 (Poises)										
	1600°C	1575°C	1550°C	1525°C	1500°C	1475°C	1450°C	1425°C	1400°C	1375°C	1350°C
0.9 (3)	—	—	—	4.7	5.6	7.0	8.7	10.7	13.1	16.8	21.0
1.1 (1)	—	—	—	3.3	4.3	5.4	6.7	8.1	9.9	12.5	—
1.35	—	—	2.1	2.3	2.6	3.1	3.9	5.3	7.5	—	—
1.4 (1)	—	—	2.3	2.6	3.2	4.0	5.5	—	—	—	—
1.5 (0)	2.7	2.9	3.2	3.7	4.7	8.0	16.0	—	—	—	—
1.6 (0)	2.7	2.9	4.3	9.7	—	—	—	—	—	—	—

次に 0~12% の BaO を添加せる結果、BaO は實際上 CaO と同様な働きをし $(CaO)=CaO+0.366 BaO$ として $(CaO)/SiO_2$ を求めると、前述の CaO/SiO_2 と大体の一致を示す。又 S の影響は 1~2% 位の範囲では $CaS=CaO$ と置換した場合と変化が認められなかつた。

螢石を酸性銑滓に 2~6% 添加した場合、粘性はその量と共に低下し、その働きは CaO の約 2 倍に相当する。塩基性銑滓の場合には液相線を著しく下げるが、流動性に於いては従属的な役割しか果たしていない。

上述の結果について多少銑滓の構造論に触れ乍ら説明を加えている。(高橋愛和)

— 鋼の製造 —

熔鋼の同時脱硫脱酸

(W. A. Fischer u. H. Engelbrecht: Stahl u. Eisen 75 (1955) 10)

脱 S に及ぼす Si の影響を載記したもので、90% CaO 10% CaF_2 坩堝を使用して 6kg のスウェーデン煉鉄に適宜加炭して CO ガス雰囲気のもとに高周波熔解し、1600°C で Th. Cohnen の $[C] \cdot [S]=0.011$ 平衡値に達せしめた後、大凡 0.04~0.27% Si を添加して S 及び O の時間変化を調べている。Si の添加を行うと S は一時的に急激に低下するが、時間経過と共に再び増加の傾向がある。この増加は熔鋼中の C と添加せられた Si に関係するものであつて C が 0.24%, Si が 0.2% 以上であれば S の増加は殆んど無い。坩堝に使用した CaO が十分に焼成されていないと CO_2 及び H_2O を発生して Si を消耗し脱 S を著しく阻害する傾向がある。1250°C で 2h 焼成した CaO を使用した場合には 0.12% C, 0.2% Si で殆ど S 増加の傾向無く 0.005% S まで低下せしめる事が出来た。

以上の実験データから $K_{Si}=[Si] \cdot [O]^2/a_{SiO_2}$ (1) の 1600°C 強塩基鋼滓の場合の平衡恒数 $K_{Si}(CaO)=2.3 \times 10^{-7}$ と定めている。Chipman は 1600°C, SiO_2 飽和

鋼滓の場合の平衡恒数 $K_{Si}(SiO_2)=2.8 \times 10^{-5}$ と発表しているので、 $a_{SiO_2}=K_{Si}(CaO)/K_{Si}(SiO_2)=0.8 \times 10^{-2}$ となる。又 $[S]/[O]=[C][S]/[C][O]=0.011/0.0025=4$ (2) となるので、(1) (2) より

$$[S]=4 \cdot \sqrt{K_{Si} \cdot a_{SiO_2} / [Si]} \quad (3)$$

依つて 1600°C, 0.3% Si 添加の場合

$[S]=4 \cdot \sqrt{2.3 \times 10^{-7} \cdot 0.8 \times 10^{-2} / 0.3}=3.1 \times 10^{-4} \%$ となり熱力学的に計算した値と非常によく一致している。著者は又実際作業にも言及し、脱 S 効果をあげる為には Si 添加に依つて脱酸を強化し且、鋼溶面と CaO との接触面を大にして脱酸生成物 SiO_2 と CaO との反応を促進せしめる事が必要であると述べている。

(酒井晋一郎)

— 鉄及鋼の鑄造 —

共晶凝固について (Erich Scheil: Z. Metallkunde 45 (1954) 5 298/309)

二元合金の共晶組織を検討すると、正常共晶、異常共晶、完全変種 (Völlig Entartung) に分けられる。正常共晶では兩種の結晶が層状に規則正しく配列して居り相互の結晶学的方位関係も一定している。統計的研究によれば共晶組成に於ける兩相の容積比が1に近く、又兩相の融点の差の小さいものに正常共晶組織を示すものが多い。

共晶粒の凝固は二つの相について一つの共通な凝固進行面で行われると考えられる。結晶の進行速度は一定温度では主として熔液の過飽和度によつて支配されるから或一定温度で共晶を構成する兩種の結晶の晶出速度が等しくなる様な溶液の組成は或一定の組成 C_0 となる。

C_0 では兩相の結晶速度が等しいから、凝固進行面は平になる。溶液の組成が C_0 よりA相側に偏していればA相の方が他相より結晶速度が早くA結晶のみ突出して凝固が進行する。この C_0 曲線を基にして正常共晶の凝固過程を運動学的に解析している。

異常共晶組織を示す合金には工業的に重要な鑄鉄 (Ni-C系と類似) 及びシルミンがある。

前者は過熱熔解、後者はNa処理によつて黒鉛或は珪素の晶出を妨げ、共晶を過冷せしめて所謂改良処理を行う事ができる。過熱による過冷の促進は共晶合金では殆んどNi-C, Fe-C等にも認められることで、シルミン等に対しては殆んど効果なく、第2相として黒鉛を含む場合に限られる様である。

次にNi-C共晶、Al-Si共晶を比較しつつ組織変化、熱分析等から過冷共晶の凝固機構の種々の場合について検討している。シルミン共晶では過冷によつて組織が微細化する外、多量のAl初晶が現われるから過冷共晶の組成は通常の共晶組成より珪素側に移動している筈である。熱分析では共晶停点が若干低下するが、凝固開始に伴う温度上昇が殆んど認められない。一方Ni-C共晶に於ては過熱により組織は微細化するが初晶Niの析出は非常に少い。熱分析では過熱の著しい程共晶開始温度が低下するが、共晶開始と共に通常の共晶点近く迄温度が急激に再上昇する。以上の如くAl-Si系とNi-C系の過冷現象には二、三の相違が認められるがNi-C系にMgを適量加えるとNi初晶の析出も増し、共晶開始に伴う温度上昇も殆んど認められなくなり、Al-Si系の場合に著しく類似してくる。

これ等の関係を過冷共晶の組成と前述の C_0 の組成との相対的關係位置から定性的に説明している。

白鉄が著しく過冷して凝固する場合は初晶 γ の析出が多く、過冷共晶の炭素濃度が C_0 の炭素濃度より高くなる。従つて Fe_3C の晶出速度が γ の晶出速度より大となり、 Fe_3C が突出して共晶凝固が進行する為、通常のレデライト組織と異つた粗大 Fe_3C を含む組織となる。これは過冷により却つて共晶組織が粗大化する珍しい例である。(広岡敏夫)

— 鉄及鋼の性質、物理冶金 —

延性鑄鉄の高周波焼入

(Joseph F. Libsch, Joseph C. Danko: Metal Progress 66 (1954) No. 3, 115~121)

最近延性鑄鉄に関しては工業的に興味ある種々の機械的性質が報告されているが、これらを利用したもの一つに高周波焼入による表面硬化がある。即ち延性鑄鉄の強靱な芯部を利用して表面を硬化し独特な性質の組合せを得んとするものである。

本論文は主として、延性鑄鉄を高周波焼入する場合に問題となる種々の冶金学的条件について多数の図表をかかげて詳論したものである。

(1) 焼入前の組織

延性鑄鉄はその性質上鑄造状態でも相当な強靱性を有するが熱処理すれば更に強靱となる。その方法として等温変態と焼入焼戻処理をあげ、二、三の成分のものについてS曲線を求め、1600~1700°Fに加熱後1100~1300°Fで等温変態をさせた場合の組成、機械的性質の変化及び1600~1700°Fから油焼入後1100~1300°Fで焼戻した場合の組織、機械的性質の変化を述べている。

(2) 適当な化学成分

芯部の強靱性及び表面の焼入硬化性を考えて高周波焼入に適当な化学成分の範囲を次の如くあげている。

C 3.25~3.50%, Si 2.50~2.75%, Mn 0.35~0.50%, Ni 0.65~0.85%, P 0.030~0.035%, S 0.01%以下 (硬化層表面硬度は Rc 54~58)

尚、硬化層の厚みの調製、加熱コイルの撰択その他焼入装置及び焼入条件等についても触れている。

(益子美明)

高強度熔接鋼に就て

(W.E. Bardgett: Iron & Steel, 27 No. 11~12, (1954), pp. 479~85, pp. 514~518)

著者は高強度の熔接鋼としてFortiweldで製造される鋼を次の如く紹介している。即ち、Fortiweld鋼は従来のB効果の報告には反して、只ノルマライズのみを施しただけでもBによる利点がある事(但し、この場合Mo含有が条件)が示されている。其の例では0.58% Mo鋼1tにつき10zのBを加えただけで降伏歪が2倍最大歪が50%増加している。次にEortiweld鋼の機械的性質に及ぼす成分の影響を見るとC:0.07~0.17% Mn:0.35~0.55%の範囲では何等の影響がない。Moは0.20%迄は大した変化もないが0.30%になると、降伏歪が突然増加を来す。Bは0.007%以上では抗張力を減少させる傾向にあるが0.0016~0.007%の範囲になると抗張力に関しては、かなり満足な結果を示している。製造法に依る比較であるが、平炉によるものと電気炉によるものととの抗張力、歪、延び、断面収縮率、衝撃値等を比較したが之と言つて根本的な相違は見られない。

Fortiweld鋼の衝撃値の改良には格別の研究が行われ複合B合金代りにフェロボロンを脱酸剤として使用し、この目的が或程度達せられている。

次に加熱温度の機械的性質に及ぼす影響を調べると、650°Cに1h加熱しても殆んど変化は見られないが数時

間加熱すると抗張力が低下する事が分つた。従つて熔接歪を軽減させる為には 600~650°C に保たれることが望ましい。又、700~850°C の範囲で軟化する事があるが 950°C のノルマライズで完全に回復する。低温度での引張強度は含ボロシ Fortiweld 鋼と B を含まざるものと比較した場合明らかに高くなっている。疲労抵抗は同じ抗張力の炭素鋼より Fortiweld 鋼が高く、又切込効果も少い様である。

Fortiweld 鋼で最も目立つ性質は優秀な熔接性であつて、特に熔接硬化層に亀裂が生じない事である。従来迄の高抗張力鋼のアーキ熔接ではその硬化層の亀裂が主たる問題となつていたが、この Fortiweld 鋼では充分に大きな熔接棒を使用すれば、熱影響地帯の硬化は完全である。酸素アセチレン熔接とアーキ熔接と異なる点は抗張力、降伏点が親メタルより低い点である。アルゴンアーキ熔接は薄鋼板の熔接に適し、親メタルと完全に融合する。英国熔接協会 [B.W.R.A.] での熔接性基礎研究の結果、Cottrell 博士は Fortiweld 鋼の到来は熔接性高抗張力構造用鋼の歴史に於て著しい進歩を示すものであると述べている。腐蝕抵抗では軟鋼や低合金鋼より良好な結果を示しているが、之は主として Mo 含有によるものと思われる。

用途としては、良好な熔接性、高抗張力、高温性質の優秀性、高引張抵抗等によつて特殊な橋梁材や建築材に又ジェットエンジンのフランジ、リング、燃焼室のケースなどに用いられている。又、起重機、掘鑿機や掘機などにも用途分野がある。(谷 昌博)

下部臨界温度における鋼の黒鉛化

(R. H. Hickley and A. G. Quarrell: J. Iron Steel Inst., 178 (1954) 4, pp. 337~346)

普通炭素鋼に於てはその下部臨界温度が高い為、セメントの黒鉛化は非常に緩慢である。併し Al キルド鋼では黒鉛化が非常に急速に行われる事がある。この原因に就いては Al_2O_3 が核を形成すると考える説と Al が N と結合してセメントの分解を抑制すると考える説とがあるが、筆者は焼鈍に際して鋼中の Al が内部酸化されて黒鉛化に都合のよい形状の Al_2O_3 となる為、黒鉛化が促進されると考え、下部臨界温度に於ける焼鈍の際の酸素分圧が黒鉛化に及ぼす影響を 15 種の普通炭素鋼、4 種の高炭素-Al-鋼、3 種の高炭素-Si-鋼及び 1 種の鉄-炭素合金に就いて 660°C で研究を行つた。

之等の試料に適当な予備処理を加えた後に、種々の酸素分圧の雰囲気中で 660°C で 0~20 日の時間に亘り焼鈍を行い、之等の試料に就いて Eggertz 法により黒鉛化の程度を測定した。その結果次の如き結論を得た。

- 1) 真空中で処理した場合より酸素の存在下で処理した場合の方が黒鉛化が速い。
- 2) 安定な鋼程、焼鈍雰囲気中の酸素の分圧に対して敏感である。
- 3) 予備処理として焼入マルテンサイトを形成したものはその黒鉛化が非常に速く起り、冷間加工を加えたものが之に次ぎ、完全焼鈍状態のものは最も黒鉛化が遅い。
- 4) 鋼中に少量の Al の存する場合には黒鉛化が促進

せられる、Si が黒鉛化の促進に要する量は可成り大量である。

以上の黒鉛の定量試験と平行して顕微鏡組織から黒鉛化の核の生成速度及びその成長速度を測定し、之等から黒鉛化の機構に就いて考察を行つた。

この結果、セメントが直接分解して黒鉛となるのではなく、他種の粒子が核となつて黒鉛化が起る事が判つた。実験結果によれば黒鉛の成長速度は Zener の理論式、 $r = at^{1/2}$ (茲に r = 粒子の半径、 t = 時間、 a = 成長速度に関する常数) に従つて居る。而して此の成長速度は Si 鋼が最大であり、Al-鋼が之に次ぎ、普通炭素鋼は最小である。

以上の各種の実験結果から、酸素存在下に於ける黒鉛化促進に及ぼす Al 及び Si の影響を説明する為筆者は次の如き仮説を提出して居る。即ち Al 又は Si を含有する鋼を酸素の存在下で 660°C で処理すると $\gamma-Al_2O_3$ 又は Christobarite の粒子が多数生じ、之等の酸化物が黒鉛に対する異種粒子として働き核となつて黒鉛化が促進せられる。(財前 孝)

パーライト段階と中間段階におけるオーステナイトの変態についての二、三の基礎的考察

(W. Jellinghaus, E. Houdremont: Arch. f. d. Eisenhüttenw., 25 (1954), H.5/6, p. 263)

鋼の共析変態を γ 固溶体からの α -Fe の生成と、炭化物の析出の二つの部分反応に分けて考察し、これら二反応の競争的な関係と γ 及び α 格子中における C 並びに母格子原子の拡散速度とを考慮してパーライト段階と中間段階の変態を説明した。第一の部分反応 (I) は γ 結晶から C 濃度の低い α -Fe が析出し、残る γ は次第に C 濃度を増してゆく反応であつて、恰も Fe-Ni, Fe-Mn などの合金に見られる如く、母格子原子の拡散が起り得る温度範囲でのみ進行する。又第二の部分反応 (II) は溶解度線に従つて γ から先づ Fe_3C が析出し残る γ は次第に濃度を減じてゆくもので、反応速度は温度に対し C 曲線的依存性を持つ。而して高温において γ 中で C 及び Fe 原子共に拡散し得る間は析出は母格子の方位と直接関係なく粒界及び粒内で起るが温度降下と共に Fe 原子の易動性が失われ C のみ尙拡散し得る温度範囲では γ 格子と一定の方位関係を保つて析出が起り Widmannstätten 組織となる。

Fe-C 共析反応はこれら二反応の組合せと考えられ、且つ何れも γ 中の C の凝集によつて準備される。亜共析鋼では (I) が、又過共析鋼では (II) 反応が先行するが、ES, GS 両線の延長線の下の過冷領域で何れの反応が先行するかは、母相と α -Fe 及び Fe_3C の C 濃度の比率によつて定まる。例えば 0.3% C 鋼では 0.02% の α -Fe を生ずるには 15:1 の比で、又 Fe_3C の析出には 1:22 の比で C 濃度が夫々減少又は増加することを要し、従つて α -Fe 生成が先行すると考える。先行反応に引続いて残留する γ はパーライトに変態する。500°C 以下で Fe 原子の自己拡散は著しく困難となるが、C の拡散は尙可能で C の凝集によつて中間段階変態が準備され、 α -Fe の生成が Umklappung によつて起る。その α -Fe の C 濃度は Ms 線で示され温度降下と共に

高Cになる。従つて中間段階では Fe_3C の析出と Ms 線で表わされる $\alpha\text{-Fe}$ の Umklappung とが競争し母相の C 濃度との関係で先行する反応が決まる。予め一部をマルテン化させておくと $\alpha\text{-Fe}$ の生成が促進され、又 C 量に比し炭化物形成元素が多量に固溶していると C の拡散が抑制されて中間段階変態は著しく遅滞する。

合金鋼の場合 500°C 附近以下では γ 母格子原子の拡散は極めて遅い為平衡相炭化物は直接析出しないが、一旦 $\alpha\text{-Fe}$ が形成されると荷拡散の可能性があるので、安定な特殊炭化物へと合金元素の再配分が起る。

パーライト段階では変態の駆動力となる遊離エネルギーの差と拡散速度との関係で変態速度の極大となる温度が現われるが中間段階でも温度降下と共に Ms 線が高C側に移つて Umklappung を起すべき C 濃度が容易に達せられる反面、拡散速度は減少するので別に変態速度の極大となる温度が現われる。(田中良平)

Ni-Cr-Mo オーステナイト鋼の組織と高温長時間強度との関係 (K. Bungardt u. H. Sychrovsky: Stahl u. Eisen 75 (1955) 1, 25)

60kg 高周波炉で 16% Cr, 13% Ni 及び 16% Cr, 16% Ni の 2 種類の鋼に、Mo を 0~2.6%, Nb を 0~2.7% 添加して各 14 種類の試料を作り、26mm ϕ に鍛造後次の処理を施した状態から試験を始めている。

1. 1/4h 1100°C 水焼入
2. " +2h 875°C 空冷
3. " +12~15% 冷間加工

組織は焼入又は高温長時間保持後 485°C 1/4~3/4h でテンパー腐蝕し、特に σ 相とフェーライト相を区別する為に醋酸鉛溶液を電解液とする電解腐蝕を行つて、Agfa 天然色フィルムで撮影し、溶体化及び析出の状況を明にする外電解分離した残渣を X 線測定している。

その要点を述べると、1/4h 1100°C の焼入で Mo の大部分は溶け込んでおり 600~800°C の長時間加熱を行つても独自の Mo 相は現れない。Mo は σ 相の析出を促進する。Nb は 1350°C の焼入でも大部分 NbC として不溶解であり、Nb/C > 10 になると Fe_3Nb_2 化合物を形成する。焼入状態で NbC と Fe_3Nb_2 両相の存在するものを 600~800°C で長時間加熱すると σ 相を析出するが、 σ 相中の Cr の一部は Mo に依り容易に置換される。600°C 以上の加熱で Fe_3Nb , σ 相共凝集の傾向があるが NbC の拡散速度は小である。Ni が 13% から 16% に増加すると明に全部の析出と拡散速度を遅らせる。

σ 相の析出条件については従来色々の報告があるが、著者はフェーライトの生成を前提条件とするものではなく、オーステナイトから直接析出するものであると述べている。冷間加工したものを長時間加熱すると、600°C に於て既に凝集の傾向が観察される。700~800°C で 2% Mo のものは再結晶されるが、2.5% Mo のものは再結晶不完全である。即ち Mo は回復と再結晶を高い温度の方へ移行させる。

冷間脆性は溶体化処理したものを 600~800°C で 5000h まで加熱後室温に於て衝撃値及び硬度を測定している。Mo 添加の影響は 600°C 迄は殆ど無いが 700°C 以上

に加熱した場合、Mo が増加するに従つて σ 相の析出と凝集の傾向で脆性を増大させる。Nb は Nb/C が 10 から 50 に近づくに従つて焼入状態で既に衝撃値は低く、700°C 以上の長時間加熱で更に低下するが、Mo を等しくした場合は Nb の高い方が低下の度合は少い。冷間加工すると衝撃値は全試料共低下し硬度は上昇する。即ち析出、回復及び再結晶の複合作用の為、600°C に於て脆性は顕著に現れる。

高温に於ける脆性は常温に於ける脆性と必ずしも一致せず従つて原因も異つている。高温脆性は Mo より Nb に依つて促され、冷間脆性は其の逆となる。即ち σ 相は冷間脆性の原因となり Fe_3Nb_2 相は高温脆性を起させる。

Nb の添加はクリープ強さを増すが Mo を更に添加すると、その強さを倍加する。併し Nb/C が 10 を越すとクリープ強さは低下する。過剰の Nb を有してクリープ強さの大きい例外があつたが、之は溶体化の際既にフェーライトが存在しこのフェーライトが高温に於てラメラ状にオーステナイト又は σ 相に変態したものであつた。一期クリープは初期伸で判定したが Nb を一定として Mo を 1% 添加すると初期伸は少くなる。更に Mo を増加すると更に少くなるが其の程度は僅かである。Nb/C = 10 の場合 Nb は 2.6% まで初期伸は少くなるが Nb/C > 10 になると反つて増大する。二期クリープは伸の速度とクリープ持続時間で定めたが、Nb は Mo より二期クリープに対しては効果的で、含 Nb 鋼に Mo を添加すると伸の速度は更に小となりクリープ持続時間は長くなる。13% Ni 鋼に対しては 1.0% Mo, 16% Ni 鋼には 1.5% Mo が適当である。Mo を等しくした場合 Nb/C = 10 の時最小の伸の速度と最長のクリープ持続時間を有する。三期クリープには Mo 及び Nb の影響が少い。16% Cr, 13% Ni 鋼の三期クリープの開始は切断時間の 1/2 以下であるが、16% Cr, 16% Ni 鋼では 1/2 か、又は 1/2 以上で開始する。(酒井晋一郎)

1200°F 以下に使用される低合金 Cr-Mo-Ti-B 鋼 (Metal Progress, 66, Dec (1954) No. 6)

3% Cr, 1% Mo, 0.45% Ti, 0.01% B の低炭素鋼薄板を 30lbs の研究室的熔解及び 600lbs の半商業的熔解により調査した結果、この鋼種は 1200°F, 1000 時間迄では 18-8 不銹鋼と同等の高温クリープ及びクリープ破断特性をもつことが明らかである。

最高の高温強度は Ti : C の比を 2 より 4 にしたとき得られ C 量は 0.15~0.20% 迄は高炭素となるに従つて高温強度は大となる。又 B 量を 0.10~0.01% に変化すると B 量が大なときは共晶網があらわれるが、クリープ特性には殆んど変化がない。

この鋼は 1850°F 以下で赤熱脆性により圧延加工中に欠陥を生ずるので注意を要する。熱処理は 1900~2100°F で行われねばならぬ。焼準温度が高くなると Ti, B や他の合金元素の炭化物が固溶化されて、高温強度は大となる。もし圧延が 1850°F で行われるときは、その slab は 2100°F に予熱され圧延温度迄冷却する。斯様にして圧延した板はその後焼準を行わず、高い高温強度と共に高い靱性を得る。薄い板ではクリープ及びクリー

ブ破断応力が幾分低くなるが之は試験時の加熱により表面が脱炭するからで、表面を保護膜により脱炭防止すれば防ぐことが出来る。ceramic coating は 1400°F 迄での空気中の酸化防止に有効である。

Heliarc 又は 347 型不銹鋼電弧熔接棒にて本鋼種を熔接した接手は何れも熔融部で破断する。熔接部は 1200°F で母材に近いクリープ破断強度が得られる。

本鋼種はロケット、誘導弾、ジェットエンジン燃焼室噴流室等を使用出来るであろう。(長谷川太郎)

ガス滲炭に利用される市販ガスの新しい処理法 Iron & Steel, 27 (1954) No. 12, pp. 519~521)

液体及びガス滲炭は固体滲炭に比して有利な点が多く特に硬化層の深い場合及び容積の大きい時は、最近特に進歩したガス滲炭が採用されている。

市販ガスは滲炭の性能を有するのでかなり広く使用されている。この市販ガスを利用する準備方法としては、CO₂, O₂, H₂O の如き不要成分を取除き CO, CH₄, H₂ の適度な混合を形成する Wild-Barfield 法がある。之は脱炭元素を触媒で処理して完全に除去する P.T.G. 法として知られている。

又、有機物液を滴下して合理的に処理する法として約 2 年間に亘つて研究された Carbodrip 法がある。之は比較的安価に得られ而も有害な硫黄化合物が存在しないものである。この Carbodrip 法によつて処理された市販ガスの成分と P.T.G. 法により処理されたものとを比較すると第 1 表の通りである。

第 1 表

成 分	市販ガス (処理前)	P.T.G. 法による (処 理 後)	Carbodrip法 による (処理後)
CO ₂	3.3%	0.0~0.2%	0.0~0.3%
O ₂	0.6	0.0~0.1	0.0~0.2
不 飽 和 炭化水素	2.1	0.4~0.6	0.2~0.6
CO	16.4	20.2	20.0~25.0
CH ₄	24.0	23.6	20.0~25.0
H ₂	49.5	51.2	58.0~48.0
N	4.1	Bal.	—

第 2 表

滲炭鋼	滲炭温度	滲炭時間	採用処理 方 法	滲炭層 Inch	
				全滲炭層	共 析 組織層
E32	925°C	2.75h	Carbodrip	0.039	0.023
			P.T.G.	0.040	0.022
E32	950°C	1.60 "	Carbodrip	0.041	0.023
			P.T.G.	0.040	0.022
E34	925°C	3.20 "	Carbodrip	0.042	0.026
			P.T.G.	0.040	0.025
E34	950°C	3.10 "	Carbodrip	0.050	0.032
			P.T.G.	0.050	0.032
E36	925°C	5.25 "	Carbodrip	0.050	0.037
			P.T.G.	0.050	0.036
E36	950°C	4.75 "	Carbodrip	0.060	0.045
			P.T.G.	0.060	0.044
E39	925°C	9.00 "	Carbodrip	0.065	0.045
			P.T.G.	0.062	0.044
E39	950°C	9.20 "	Carbodrip	0.072	0.056
			P.T.G.	0.070	0.055

この新しい Carbodrip 法は P.T.G. 法より進歩したもので、それに設備の資金経費が少く、電力費、維持費もずっと安価で済むし操業も簡単であるので、連続操業を必要としない様な所での利用範囲は広い。

次に P.T.G. 法によるガスを使用した場合と Carbodrip 法に依つてのガスで滲炭を行つた場合の結果を第 2 表によつて比較して見ると後者の方が共析組織の層が幾分高い様である。(谷 昌博)

不銹鋼の応力腐蝕 (J.J. Heger: Metal Progress March (1955) p. 109~116)

不銹鋼が応力腐蝕を起すには張力と腐蝕を起す環境が必要である。張力は使用中の作用応力よりむしろ材料の製造過程で生ずる残留応力により応力腐蝕を起す。このことの例外は不銹鋼の組織が好ましくない状態にあり、その為に粒界亀裂を生ずる時である。最近 Edelman はオーステナイト不銹鋼の粒内破壊は鋼の加工中に生ずる少量の擬マルテンサイトに腐蝕が集中される為であると主張している。然し 309, 310 型不銹鋼は擬マルテンサイトを生ぜぬが応力腐蝕を起す。従つて Edelman の説のみにより応力腐蝕を説明することは出来ぬ。

一般に応力腐蝕は塩化物を含む環境で最も多く発生するが、その外熔融苛性ソーダ、硫酸、しめつた硫化水素の中でも発生する。要するに応力腐蝕は熔接、冷間加工等による残留応力その他の応力をうけ、不銹鋼の耐蝕性を与える表面の保護膜が之等の応力によりやぶられる時発生する。応力腐蝕はピッティングや粒界腐蝕の如く保護膜の局部的破壊に関係があり、この破壊は残留応力及び作用応力により加速される。従つて保護膜を全面的に侵蝕する一般的腐蝕を生ずる環境では応力腐蝕は起らぬ。

応力腐蝕の防止法としては次のことが考えられる。第一に設計や設備の改良により作用応力を少なくする。たとえば振動防止、エキスパンション接手の利用による熱的変動による 応力減少。第二に残留応力除去の為に焼鈍を行う。Krivobok はショットピーニングにより圧縮残留応力を残すことを提唱している。第三にインヒビター及びカソードイク保護法の採用、第四に保護膜の破壊にたえる如く材質を選択すること。たとえば 18-8 不銹鋼の代りに 18-8-Mo 不銹鋼を採用し、粒界型の応力腐蝕に対しては Cb や Ti 入不銹鋼、極低炭素不銹鋼を採用する。(長谷川太郎)

不思議なタンクのピッティング (Marjorie R. Hyslop: Metal Progress, March (1955) p. 91~95)

Universal Spacecraft Product Corp. に納入せられた 309 型不銹鋼 (0.20% C, 13.5% Ni, 22.5% Cr) 製の 26 吋径 3/8" 吋厚 (頭部は 1/2 吋厚板を 310 型不銹鋼電弧熔接棒にて熔接) のアンモニア分解用タンク外部の熔接部外側にゴルフボールの 1/2 位の大きいピッティングを起し、2, 3 のものは内部迄貫通し僅か 8 ヶ月で廃却となつた。このタンクは内部に触媒となる Ni ショットを充填し電気抵抗炉中で 1750°F 迄加熱せられる。このピッティングを顕微鏡により観察すると表面近くに窒化物の外に硫化物が存在し、又分析によりこの附近は S が正常部の倍近くあることが明らかとなつた。

実験室でタンクより採取した試料の上に S 又は FeS を 20% 混合した耐火煉瓦粉末をのせ坩堝で蓋をして 1750°F で 100h 加熱したとき甚しい腐蝕をうけその組織はタンクのピット部と類似していた。現場よりかかる汚損剤となりそうなものとして断熱煉瓦、アスベスト煉瓦、水圧試験の際溶接部に塗布する粉石鹼等を採取し実験室で同様の実験を行った。その結果粉石鹼が異常腐蝕を起す原因なることが明らかとなった。粉石鹼中の S は 0.10% で必ずしも多くないが、S が不安定であり之が異常酸化を促進したものである。

(長谷川太郎)

冶金工業における稀土類元素に就て

(H. Evans: Iron & Steel, 27 (1954), No. 13, pp. 567~571)

稀土類元素の共通の性質は酸素、水素、窒素及び硫黄に対する化学的親和力で、之が冶金の分野で広く利用されるようになった理由の一つである。過去 25 年間この稀土類元素は熔融金属の処理に成功し、鉄、非鉄の分野に大なる貢献を為して来た。先づ Ni-Cr-Fe 合金が冶金工業に利用され電気工業の発達と共に 600~1,150°C の温度範囲での用途が広まった。そしてこの Ni-Cr-Fe 合金に少量の稀土類元素、即ち Zr, Ca-Al-Zr の組合せなどが添加されると高温での寿命が非常に増大された。鑄鉄分野での稀土類元素の大きな役割は球状黒鉛鑄鉄、合金鑄鉄の製造に関係している。これは 1946 年~1947 年頃に成功した事で、白銑を長時間焼鈍してノブデュラー黒鉛を作るより、強度、延性、靱性のある球状黒鉛鑄鉄を直接製造する事が工業的には価値のある事で、この方法には Mischmetall の形で Ce を添加するのと Ni-Mg 合金の形で Mg 処理をする事が広く実施されている。これらは何れも脱酸、脱硫、及びカーバイド安定剤でこれより製造される球状黒鉛鑄鉄に必要な Mg 並びに稀土類元素の残存量は 0.04~0.15% の範囲である。Mg 処理の最初の頃、Ti と 0.04% 以上の Sn, 0.09% 以上の As, 0.13% 以上の Al, 0.002% Bi が黒鉛組織に有害な影響をもたらす事が発見された。そして Ce、及び Mischmetall はこれらの干渉元素の効果を中和する事が分った。稀土類元素の不純物を除く機構は尙明かでないが、0.01% 程度の僅かな Mischmetall の助力で充分な球状黒鉛組織を与える Mg 処理が出来る事が明かになった。

次に、オーステナイト鋼はこの稀土類元素に依つて鍛造、圧延温度に於ける延性即ち加工性を増大するので、従来鑄造のままで利用されていた 20% Cr, 26% Ni, 3% Mo, 3% Cu の如き熱間加工性の乏しい鋼が合理的な歩留でストリップに圧延出来る様になったし、又 19/10 Cr-Ni 鋼, 22/20 Cr-Ni 鋼, 16/10/2 Cr-Ni-Mo 鋼に添加して鋼塊からスラブへの歩留を 6~12% も増大させていると報じられている。熱間加工性を数示するコーンテストによればオーステナイト鋼の熱間加工性を確保するのに必要な稀土類元素の最小値は 0.02% で最大値は Ni の含有に伴つて減少する事が示されている。稀土類元素によるオーステナイト鋼の熱間加工性を促進する機構はまだ解明されていないが熔鋼を其れが完全に脱

酸するので、その条件が貢献するものと考えられている。次に、低合金鋼、炭素鋼の特殊なものに稀土類元素の同様処理を行うと室温、及びサブゼロ温度での延性、靱性に好結果をもたらす事が分った。

最後に、Mg 合金へ 1~3% の添加はその匍匐抵抗性を高め、航空機エンジンの発展に伴い高温でこの合金が使用出来る様になった。確かに所謂、稀土類元素の冶金工業への貢献は著しく、将来もその分野は拡張されるであらうと考えられるが同時に各々の成分の相対的な能力を決定する為めに更に大なる量を利用する事が必要である。(谷 昌博)

一雑一

機器の保全と製品検査における超音波の利用

(R. L. Rectenwald: Iron & Steel Engineer 31 (1954) No. 9 p. 77~85)

超音波を利用した各種の装置が探傷に腐蝕度の調査に製作過程での品質管理に用いられている。それらの中、共振法と反射法とは測定領域に於て相補的なものである。両者共、物質中の速度が密度及び弾性常数のみの函数であり、異物質の境界面では反射するという超音波の基本的性質を利用し、電気機械振動変換に水晶等の結晶板を用い、これを被試験材表面に密着させ、或は油等の結合剤を用いて超音波を投射する。共振法では一定材質では、板厚により定まる或る周波数の処で、共振状態となるから、周波数を変えて此の共振点を可聴音として或はメーター指示により求め、板厚を測定する。精度は理想状態で 1%, 粗面では 5% である。反射面の腐蝕、凹凸の激しい時は、様なハムのみ聞え同調しない。0.65~6MC の超音波を使用して、0.020~15 吋厚の鋼材に適用出来る。装置は携帯型で、永久磁石を使用した探触子保持器を有する。ボイラードラム等の使用中に腐蝕、内面傷をうける装置の検査に用い、又管、板製品のラミネーション傷、管の偏心度の調査に用いる。製品検査専用には厚さが限られるので、0.0001 吋の精度を有し、直接厚さ指示を表わすもの、0.1% の精度で、ブラウン管上に厚さ指示をする迅速精密測定用のものも出来た。様な形状のものの傷は無傷なものに予め同調しておけば音の変化から容易に検出出来る。反射法では材質、必要な感度により、1/2, 1, 2 1/4, 5MC の中の一定周波数の超音波をパルスとして投射する。対面、或は内部の不連続面からの反射法をブラウン管上に表わし、その位置から傷の存在と深さを知る。測定領域は 1 吋~20 呎である。機器保全にはクランク軸等使用中高度の応力をうけるものの定規検査に用いる。分塊圧延機エンジン、ジェット測定例ではキー溝油孔等からの反射波は表われたが傷は殆んどなかった。キー溝等の位置は予め知っていなければ傷と見誤り易い。又ピン部の直径 8~33 吋のクランク軸 10 ケの調査例では 2 ケの不良品を検出した。1 ケは小傷で早期検出の為簡単に修理出来た。今一つ大傷を表わしたものを滲透法、磁粉法で再検査すると、別な小傷が表われた。これは傷がクランクアーム内面に近く且つ浅かつた事と、投射面から遠く超音波の拡がりによる感度低下の為の見落としである。反射法を大型鍛造材等

の粗材の傷の検出に使えば、多額の加工費の節減に役立つ、不規則な形状、小型の製品検査には結合剤として水を用いた水浸法が管や溶接部の表面亀裂等の検出には超音波を面に 45° の角度で投射する斜面投射法がある。

(永井信行)

ケーブル絶縁としてのシリコンゴム

(J. F. Dexter & P. C. Servais: Wire & Wire Products 29 (1954) No. 5 p. 516~520. 560~563)

シリコンゴムをケーブル絶縁として製造を始めたのは、1954 年で、初期は物理的性質が悪く、又製造方法に困難な点があつたので余り生産がなされなかつたがケーブル絶縁用として熱に対する安定性、広い温度範囲にわたる優秀な電気的性質、耐光性、耐候性及びオイル溶剤に対する抵抗性の優れていることより更に改良研究がシリコンゴムの重合、配合、加硫等の如き根本的な方面で加えられ、酸化チタン、珪藻土より作られたシリカの使用、Aerogel 型等の各種のそれぞれ特長を持つたシリコンゴム原料が作られた。

最近になつて四塩化シリカを酸水素燐中を通すことより得られる Fumed Silica と呼ばれる純粋なシリカを用いたシリコンゴム (Silastic 80) が製造された。これは同上の優秀な性質に加えて従来のものの欠点を補つた最低の透電性、強靱性、優秀な亀裂抵抗等の優れた物理的性質をもつ最も改良されたシリコンゴムであり、ケーブル絶縁用として最上のものであると云われる。即ちこの Fumed Silica を用いたシリコンゴムは (1) 広い温度範囲に於て電気的性質が安定しており 250°C の如き高温でも -50°C 程度の低温に於ても変化がなく、従来のプラスチック被覆物より数段耐熱性、耐低温性があり殆んど絶縁物質は影響を受けない。(2) 水の浸漬に対する安定性は非常によく 70°C 水中に 11 ヶ月以上浸漬したが、吸湿はなく絶縁性には変りがない。(3) 湿気抵抗は沸騰水中に 30 日以上放置したが 1000 フィートに対して 25,000 メグオームであつた。(4) 透電恒数、損失角もサイクルの高い場合に損失角が若干増加するだけで他は変りがない。(5) 耐光性、と化学的な影響に対する抵抗性は今まで知られている絶縁材料中最もよい。最近ペースト状のシリコンゴム半加硫したシリコンテープ等が作られ、補修修理にも用いられる。又無機物顔料の少量添加によつて色々の色付が諸性質の変化がないので広く行われている。

縮みも加硫したシリコンゴムは有機ゴムに等しいが最近はそれより低い $2\frac{1}{2}\sim 3\%$ 程度の特別のシリコンゴムが作られている。製造方法に於ても改良が行われ、シリコンゴムの加硫に $120^\circ\sim 150^\circ\text{C}$ の加熱が必要であつたが最近特殊な薬品の混合によつて室温で行われる様になつた。更にシリコンゴムの押出しは普通のゴム又はプラスチックに使用されている機械で、これ等と同操作にて平滑、均一、気泡のない健全なものが得られる。特にケーブル製作に有利となつたのは $300\sim 500^\circ\text{C}$ の温度に調節したチューブの高温空气中を連続的に通すことにより、Cure が可能となつたことでこれにより優秀な物理的と電気的性質が得られる様になつた。(中野弘一)

ソビエト連邦における粉末冶金 (会議の報告)

(Report Conference: Iron & Steel, March (1954) p. 92)

この報告は 1953 年の初にモスクーで開かれた粉末冶金会議の経過報告で Vestnik Mashinostro に公表されたものである。ロシアは 1827 年に P. G. Sobolevski が白金を粉末冶金で製造した事が今日の大工業に発展せしめる基礎を作つたと言われ、特に金属セラミック硬質合金、耐火金属合金、及び特殊なベヤリング材や有孔質のものの製造では世界に優先権を獲得している。

理論的研究の報告では、粉末冶金は結晶学上厄介なものとされている liquation や anisotropy などの問題や結晶粒度の調整などに就いては一応の打開を見ていることを指摘している。又、N. T. Timoshenko は粉末鉄冶金の実生産の面で次の 5 段階に分けて粉末鉄の成分の標準化について示唆を与えている。是等は磁気探傷や金属セラミックの成分に適し、保護気中で焼鈍を行うことによつてその使用範囲が拡大されるものとされている。

種 類	Fe	C	Si	Mn	S	P
A	98.5	0.05	0.05	0.05	0.02	0.01
B	98.0	0.05	0.25	0.5		
C	96.0	0.15	0.45	0.5		
D	94.0	0.25	1.00	0.5		
E	91.0	0.25				

(Si, Mn は適当に調節す)

M. V. Ionin は鋼切削屑やパイライトスラグからの製造に就て述べている。前者による製品は C, Si, P, S 以外に幾分還元された混合物を含んでいるが後者によるものは $98\sim 99\%$ Fe と $0.012\sim 0.04\%$ S と Mn の痕跡があるのみで、価格の点では鋼切削屑による方が遙に安価である。

又、合金鉄、鋼、燐青銅等の粉末冶金の方法として、ガス溶剤による方法、遠心力による熔解方法、及び atomize する方法等がソビエトでは大量生産に移り、非常な低価格で 5t/h の能率をあげている。

粉末冶金から転じた一つの重要な分野は粉末鉄を基礎としている有孔質な金属セラミックによるベヤリングである。之はブロンズやバビットに較べて非常に秀れたものであるとされ P. I. Bebniew によれば、其の強度と安全度とは全く等しく摩擦及び疲労係数を比較した場合バビットやブロンズよりも尠く、時には Li-Bronze よりも秀れていると言うことである。炭抗のコンベヤーのローラーやランナーにこの金属セラミックをボールベヤリングに代用させた所 1952 年には約 200t のベヤリング鋼を石炭工業で節約出来たと言うことである。

又、自動車工業のディーゼルのベヤリングでは 30% の有孔度のセラミックブッシュが 0.8m/sec の速度で荷重 6kg/cm^2 まであげられ潤滑剤 (5.2g ソリドル) を一回きただけで 1,300h の寿命にあげることが出来たとの事である。

M. T. Vasil'ev は電気的圧縮装置で耐摩耗性メタルを圧縮し有孔度の調節を行つた所 $7\sim 8\%$ 迄の有孔度の下げられたのでプラス成分で約 500h の理論寿命に対し金属セラミックでは 1,347, 925, 1,638h の実績を示し

た。その他の部門で粉末冶金から圧延されたシートやストリップもあるし、電気化学の部門で粉末金属電極も使用されている。又、焼結された有孔質鉄ブッシュも使用されているし、熔接では粉末鉄電極が用いられている。

(谷 昌博)

鉄のカーテンを隔てゝ見る鉄鋼生産の発展

(R. Sewell: Iron & Steel. 27, Aug (1954) p. 421)

共産主義国家の確実な報道を掴むことの困難な中で、United Steel 会社の Sewell 氏は能く多くの特種をとらえ発展の主要部分を次の如く掲げている。

先づ Serginski 製鋼工場では発生炉ガスの発熱量を増加させる目的で復熱装置により吹込む空気を加熱し、その空気は加熱前に蒸気と混合させている。斯くする事により乾燥ガスに換算した場合標準状況で $1,580\text{kcal/m}^3$ のガスが作られ従つて平炉の生産高はこの発熱量上昇と共に増加し、230t 炉の製鋼時間を 9h 14mn から 8h 43mn に短縮し 6% の燃料節約を行つている。

又、ソ連へ派遣された東独の技術者達の報告に基けば骸炭炉ではコークスが必ず円筒型自動節で試験されているし、熔鉄炉では整備せるデーターから鉄鉄 1t の製造に必要な炉の容量は 0.72m^3 と言う数字を出している。平炉燃料は大半が発生炉ガスと高炉ガスの混合を使用し操業は鉄鋼省で確認された細目に亘つた指導書に基いて合理的に行つている。又、大部分の平炉は自動調節で天井は Cr マグネサイトをを用い常に輻射熱が測定されている。螢石の代用にはボーキサイトが使用され炉床は焼結マグネサイトを使用しその寿命には格別の注意が払われている。特に作業を少しでも容易にするために、炉扉の水冷装置、試料採取用扉孔の整備、熔解員のために炉前用保護鉄板並びにサイフォンによる冷しソーダ水の用意、炉上の監督用鉄板、等が実に入念に整えられている。又鋳型は、水を入れて容量の正確検査を行い必ず設計通りの機械加工が遂行されている。品質管理は主任技師がその責任を持ち検査員は一般工具の 12% も占める場合がある。分析は分光分析が充分に活用され Mn, Cr は 1.2mn で決定を見る如く極めて迅速に行われている。熱処理の加熱には、不銹鋼に抵抗加熱が使用され、ストリップには 700°C のコークス炉ガスに空気添加が行われている様である。

又、東ドイツの Calbe の製鉄所では 52% ものシリカを含む 17~30% Fe 含有の鉱石を処理して高級鋳物鉄を製造しているし、鉱石~石灰~石炭による団鉱の発達は鉄回収の増加、生産の増大、細粉燃料の処理による燃料の節約をもたらしている。

興味ある事は湯道煉瓦の表面を有孔組織にして、毛細管現象や、流動鋼の圧力利用で熔鋼中の非金属介在物(特に酸化物)を吸収させる方法である。

最後に、従来の如き二又の樋などを使用せず、簡単な補助樋を使用しただけで出鋼口の直下に並列した第一、第二の取鍋に連続的に熔鋼を受ける新しい方法は、耐火煉瓦の消耗や出鋼時間の節減の為に復磷や Mn 損失の虞なく、鋼塊の傾向は“上り”が少く、製品は衝撃値時効抵抗が改良されている事が述べられている。

(谷 昌博)

スエーデンにおける製鉄製鋼法

(Sven Fornander: J. Iron & Steel Inst. 177 part 1 (1954) P. 1~2)

著者はスエーデン鉄鋼業の歴史的概観、原料情勢について簡単に述べた後、鉄鉄、海綿鉄、鋼製造に関して今日迄行われてきた種々の方法、及び生産量の変遷について概述している。

(1) 製鉄: スエーデンでは木炭高炉は今世紀初期迄豊富な森林のため製鉄に最も重要な地位を占めていたが、木炭の高騰と共に次第にコークス高炉に圧倒されるようになった。然しスエーデンには地下燃料資源が少く、輸入燃料に依存しているためコークス高炉の技術的發展は主として燃料節約の方向に進み、特に焼結鉱が重要な役割を果し、コークス比の低下、生産量の増大に貢献している。又豊富な水力資源による電力を利用して、Tysland-Hol 型の低シャフト電気製鉄炉が発達している。スエーデンにおける 1953 年の生産量はコークス鉄 75 万 t 木炭鉄 10 万 t、電気鉄 15 万 t である。

(2) 海綿鉄製造: 燃料節約の一環として、海綿鉄が特に良質鋼の原料として木炭鉄に代つて進出してきている。海綿鉄製造は主として Wiberg 法によるもので、この方法は CO 及び H_2 の混合ガスを循環させたシャフト炉で還元を行うものである。この設備は還元炉、及び還元炉から出る CO_2 、水分を CO_2 、 H_2 に還元する炉(炉の加熱には電極、還元剤にはコークスが用いられている。)及び両者の間にガス中の S を吸収するためのドロマイトをつめた炉の三つのシャフト炉から成つている。還元炉の荷は高炉以上の強度が要求され、今日ではペレットを使用している。

(3) 製鋼: 燃料事情のため種々の製鋼法が行われ、そして低 P、低 S の鉱石資源をもつため伝統的に良質鋼の製造に向けられている。製鋼法における技術的發展として電気炉、塩基性転炉における酸素の利用、或は電気炉における電気力学的攪拌装置が挙げられ、共に良質鋼製造に好成績をあげている。生産量では電力のコストが輸入燃料のコストに匹敵するため、電気製鋼法が最も優位を占めている。スエーデンにおける 1953 年の年産量は電気鋼 80 万 t、塩基性平炉鋼 50 万 t、酸性平炉鋼塩基性転炉鋼が夫々 20 万 t である。(松瀬昭三)