

抄 録

—耐火物—

塩基性酸素製鋼法における耐火物の保守

(H. C. WILLENBROCK: Iron & Steel Eng., 38 (1961) No. 3, 75~78)

上吹き塩基性酸素炉の内張りを炉一代の途中で差し代えることは不可能である。酸素吹込みの平炉に比べ最近の製鋼能率は2~3倍であるだけにこの種の炉の遅滞の代償は高価なものにつく、従つてわれわれが通常考えるよりも炉の保守については非常に気を使う。ここには鋼の生産に当り耐火物の使用量を減じかつ又炉の三つの主要部分の耐火物の寿命のバランスを取るについてのアメリカ、カナダの状況を紹介している。

底部: さかさドーム形状が現在採用されている。

最初のもは1958年4月に設備され新設の炉はすべてこの構造が採用されている。炉底は一代毎にやり代えていたが最近では一代以上使用される。炉床のstampが喰われることがあるが原因は不適当な焼付けにある。しかし炉床は補修が効くので心配ない。tarで粘つたドロマイト、マグネサイトをシャベルで投入し焼付ければよい。炉底のliningは最も薄くて良い。

胴部: 初期において、アメリカ、カナダのほとんどの工場ではこの部分が炉の寿命を左右した。事故の最も多い所は

1. スラッグラインかその直上特にトラニオン側
2. 装入側

熔損箇所が狭く深い場合には補修材をgunで打ち込んで焼付ける。最近ではこの方法の価値も疑問視されている。北アメリカ大陸にはこの炉を持つた7つの工場があるがこの内5つの工場ではscrapと熔湯は同一sideから装入しているがこのため円錐下部と胴上部が酷使されている。1つの工場ではscrapと熔湯を炉の底に当てるように装入し、7番目の工場ではそれぞれ反対側から装入している。

機械的損傷の程度は装入scrapのsizeと装入角度にかつている。胴部の補修法としてはhigh magnesiaのrammingしたもので修繕する。その上に鉄板を乗せさらに2000~4000lbの熱い金属を乗せて炉熱で焼付ける。この方法でやると24hは保つ。胴部の保守法としてある工場で殆んど一年間おこなつて来た。満足すべき方法は除滓後scrap装入前に1000lbの焼石灰を装入し炉を傾けて焼石灰で腹部をcoverし1~2minあるいは時間の許す限り傾けたままにして置く。繰返しおこなうには予熱の時期から1000~2000lbのslagを炉中に入れさらに1000lbの石灰を加えて上記の方法をおこなう。

最初作るとき装入側の1/3を他の部分より5"厚くliningして寿命のバランスを計る。焼成マグネシア煉瓦が最適であるが近年98% MgOの煉瓦が出て実用に供せられている。

円錐部: 円錐部の補修は最も困難で今日未だ tar-

bond 煉瓦に粘着する補修材がないのでポケット状か穴状の浸食以外では tar-bond 煉瓦の下の焼成マグネシア煉瓦が露れてから補修する。ある工場では円錐部の一部を中間修理したがこれは150~170 heat 目に炉温を下げておこなわれ、50~70 heat さらに使用した。炉の円錐部が炉の寿命を制約しない迄 lining を厚くするのが最善の解決策である。

現状においては lining の保守は炉床は別として炉の lining をすつかり取代えることを意味し炉の耐火物の寿命のバランスをとることでその為め lining の構造と傷み易い部分に種々の type の耐火物を使用することが必要である。将来の塩基性酸素炉には層状の lining が現われるであろうことは間違いない。(渡辺泰巨)

—製 鋼—

Al による含磷鋼の鋼質改善

(O. D. MOLDAVSKIY: Izvest. Akad. Nauk, SSSR, O.T.N. Met. i Toplibo, No.1 (1961), 87~95)

鋼質を害するPの影響をAlにより改善するためFe-O-P-Al系熔融合金におけるAlとPの相互反応を熔解時における合金の蒸気相および凝固後の鋼塊の顕微鏡観察、鋼中非金属介在物の化学分析およびX線解析などから検討をおこなつた。熔解は真空炉を用い、コランダム坩堝に還元鉄、フェロ磷およびフェロアルミよりなる300gの試料を所定組成(Pの配合量0.2%)に配合し、坩堝頂部を倒立せるコランダム坩堝でおおい、被蒸着物質として約1600°Cにおいて2h保持した。鋼塊と蒸着物のP濃度の比: $L_p = P_{cond}/P_m$ と合金中のAl濃度の関係を求めると、 L_p には $[\%Al] = 0.15$ に極大値が認められ、 $[\%Al] > 0.33$ では L_p は急激に低下する。鋼塊試料の検鏡結果と対比して、この極大値はAlが $(FeO)_n P_2O_5$ を還元する脱酸剤であるとともに熔鋼中において遊離に存在するPの濃度を増大せしめる点であり、 $[\%Al] > 0.15$ では熔鋼中に遊離して存在するPは凝固の初期に Fe_2P とともに AlP の形で結晶粒界に析出する。Alの添加により、P偏析がいちじるしく改善されるが、 $[\%Al] \approx 0.33$ では Fe_2P は消滅し、 AlP が無秩序に分布するようになる。この際、 AlP の結晶は不純分として存在するCにより生成したFeおよびAlの炭化物より成る膜中に包含されて存在することがしばしば認められた。鋼塊の電解分離により抽出された非金属介在物の相組成を化学分析および検鏡結果から、 $[\%Al] = 0.023$, $[\%P] = 0.114$ では Fe_2P と $(FeO)_n P_2O_5$ ($n > 3$), $[\%Al] = 0.08$, $[\%P] = 0.082$ では炭化物および $(FeO)_n P_2O_5$ によつて表面をおおわれた AlP と $(FeO \cdot Al_2O_3)_n P_2O_5$, $[\%Al] = 0.330$, $[\%P] = 0.105$ では AlP と $(FeO \cdot Al_2O_3)_n P_2O_5$ の存在を推察したが、 AlP は水溶液を用いた電解抽出および以後の処理のさい、次反応: $AlP + 3H_2O = Al(OH)_3 + PH_3(g)$ により無定形の $Al(OH)_3$ を生ずるので、メタノールを主成分とする電解液を使用して、その残渣のX線解析により、

AIP の存在を確認し、同時に $(\text{FeO})_n\text{P}_2\text{O}_5$ として FePO_4 および $\text{Fe}_4(\text{P}_2\text{O}_7)_3$ を確認している。結論として著者は、製鋼炉における鋼滓による脱磷を行なった後熔鋼に残留する P を Al によつて処理すれば、P の偏析を改善し、 $(\text{FeO})_n\text{P}_2\text{O}_5$ を Fe_2P もしくは、難熔融 (m.p. > 1600°C) の AIP に固定し、鋼質を改善しようが、Al の臨界濃度 (鋼質に対する) は、正常の熔解条件では鋼組成と鋼中の酸素量に基づいて決定すべきことを述べている。

(大森康男)

脱磷速度におよぼす造滓剤の組成と事前処理法の影響
(S. I. LEBEDEV and A. E. KHLEBNIKOV: Izvest. Akad. Nauk, SSSR, O.T.N., Met. i Toplivo, No. 1 (1961), 20~23)

平炉における熔解期または転炉の吹精初期の脱磷速度は製鋼時間の短縮に大きな影響を与えるので、造滓剤の選択はきわめて重要となる。この研究は実験室的規模で造滓剤の組成と事前処理法が脱磷速度におよぼす影響を検討している。造滓剤の主成分として鉄鉱石、石灰およびスケール、石灰の 2 系列を選び、各系列について事前処理として単に混合せるもの、ブリケットおよびブリケットを 1300°C で焼結せるものを選んでいく。予備実験によつて、各系列とも石灰 50% がもつとも低い融点 (約 1260°C) を示すので、組成は鉄鉱石またはスケール 49%, 石灰 49%, ポーキサイト 2% とした。ただこの組成ではスケールと石灰の焼結が困難であつたので、焼結材中の CaO を減じ、石灰を混合して各条件とも CaO の装入量を一定に保持した。実験は特殊形状のコイル (鋼滓が鉄浴上で坩堝壁より中央に向かうようにする) を用いた高周波炉を使用し、初期 [%P] = 1.9 になるように電解鉄 ([%O] = 0.4), フェロ磷を配合し、熔解は N_2 気流中 1600°C で行ない、造滓剤添加後毎分金属試料を採取して、各条件の脱磷速度を比較した。なお全装入物中の酸素量は、脱磷を完全に行なうために必要な酸素量の 1.06~1.38 倍である。何れの系列でも平衡到達時間は単に混合せるもの、ブリケット、焼結の順に短縮され、最適条件を示したスケール、石灰、ポーキサイトの焼結材はもつとも悪い条件を示した。鉄鉱石、石灰、ポーキサイトの単に混合せるものに比し、脱磷平衡到達時間の短縮率は 44.5% に達した。ブリケットと比較して焼結材が最適条件を示すのは添加酸素量の多いことと造滓を促進せしめる Ca-ferrite の存在によるためと説明している。スケールを用いた造滓剤は脱磷速度を増すのみでなく、平衡 [%P] が低下する。これは鉄石に比し SiO_2 含量が低いためと結論している。この実験室的結果はさきに著者らが実験室の上吹転炉で行なつた高磷鉄吹精試験結果 (Izvest. Akad. Nauk, SSSR, O.T.N. Met. i Toplivo, No. 4, (1960), 85~94) の結果とよく一致する。

(大森康男)

熔融 Fe-Cr-Ni 合金への窒素の溶解度

(J. C. HUMBERT, J. F. ELLIOTT: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 218, (1960) No. 6, 1076~1088)

著者らは温度 1500~1800°C, N_2 圧力 1.1~0.25 atm の下における熔融 Fe-Cr-Ni 合金への窒素の溶解度を Sieverts' type の装置すなわち吸収法を用いて測定する

とともに熔融純 Fe, 純 Cr および Fe-Cr-Ni 三元合金における N の活量係数, 1600°C での N 溶解度に対する各元素の相互作用係数, 純 Fe, 純 Cr の熔融熱等を求めた。

原料は Fe, Ni, Cr いずれも電解製のものであり、とくに Fe, Ni においては電解で製造したものをさらに真空熔解鑄造をおこない原料の純度をぎん味し、実験をおこなつた。Fe-N, Ni-N, Cr-N の 2 元系において 1600°C, 760 mmHg の N_2 中における窒素の溶解度は次の通りである。

Fe (純度 99.84%) 0.0438 ± 0.0007% N

Ni (純度 99.8%) 0.001 ± 0.001% N

Cr 6.5% N (super-cooled liquid)

また、1600°C 1 atm における Fe-Cr-Ni 合金の N の溶解度について本文に詳細なデータはあるが、ここでその主なものを挙げると下表の通りである。

Fe %	Ni %	Cr %	N %
48	41.5	10.5	0.093
59	10.8	30.5	0.518
25.0	25.0	50.0	1.35
20.6	19.2	60.2	2.06
16	16.0	68.0	2.74

1 atm. N_2 中における熔融純鉄の N 溶解度の温度係数は $7.7 \times 10^{-6} \%/^{\circ}\text{C}$ で示される。また熔融純 Fe, 純 Cr の N の活量係数は 1600°C において

$$\log f_N^{(\text{Fe})} = -1.16 - 0.10 \cdot \%N$$

$$\log f_N^{(\text{Cr})} = 0.10 \cdot \%N$$

であり、Fe-Cr-Ni 三元系の 1600°C における相互作用係数は下表に示す通りである。

溶媒	$e_N^{(\text{N})}$	$e_N^{(\text{Fe})}$	$e_N^{(\text{Cr})}$	$e_N^{(\text{Ni})}$
Fe	0.0	—	-0.045	0.011
Cr	0.10	-0.003(?)	—	-0.010(?)
Ni	0.0(?)	-0.015	-0.13	—

純 Fe, 純 Cr の熔融熱は、

$$\Delta H_0^{\text{I}}(\text{純Fe}) = 1,200 \pm 400 \text{ cal/g-atom}$$

$$\Delta H_0^{\text{I}}(\text{純Cr}) = -26,000 \pm 4,000 \text{ cal/g-atom}$$

である。

また、窒素の溶解度におよぼす N_2 圧力の影響については Fe-Cr-Ni 3 元系において Cr が約 50% の範囲まで Sievert の法則に従うことを明らかにしている。

(内藤武志)

消耗電極法による鋼・耐熱合金の溶製

(RUSSELL C. BUEHL & A. M. AKSOY: Proc. Electr. Furn., 17 (1959), 251~59)

鋼の真空アーク再溶解法はここ数年間に生産 t 数・インゴットの大きさ・メーカー数などの面で著しい発展をみせ、Crucible Steel Co. でも 32 in φ, 18,000 lb のインゴットを溶製しているが 40 in φ クラスの炉を溶注または計画しているメーカーもある。

消耗電極真空アーク溶製鋼、超合金の特長としては (1) 普通の鑄造の場合は外側から内側に向つて順次凝固

するが消耗電極法では下から上に向つて凝固がおこなわれるので中心部の空孔は生じない。(2) 鋼種、初めのガス含有量、真空度などによつて異なるが一般にガス含有量は激減する。(3) 清浄度が改善される。すなわちレドールのノズル・耐火物の類を用いないので大型の介在物は混入しない。またSは除去されないが均一に散布し、最大値は小さくなる。(4) 偏析が減少するが絶対に偏析しないわけではない。

Crucible Steel Co. で真空アーク溶解法により溶製されている鋼種は超合金 (A-286, V-57, M-308, 901, Waspaloy), 低合金高抗張力鋼 (D-6, Cru-218, 300 M, 4340, 9310), 軸受鋼 (52100, M-50, 440C) などであるが、超合金においては一般に鍛造性、延展性、応力一破断寿命などの性能向上がみられ、また超音波探傷による欠陥も減少している。低合金高抗張力鋼は太物でも中心部空孔が発生せず、抗張力 270000~300000 psi に熱処理したときの機械的性質はより均一となる。鋼片中央部から切出した試片につき横方向の延展性を調べても著しい改善がみられる。軸受鋼については寿命が増し早期破損がほとんどない。

最後に装置について述べると、(1) 安全装置: 鋼の溶解では Ti, Zr などと異つて水素による爆発の心配はないが水蒸気による爆発の可能性がある。(2) 炉: 周囲に水ジャケットをめぐらせた可動ルツボを有する固定炉。(3) ルツボは底が固定されており、インゴットはルツボを傾けて取出す。(4) 真空ポンプ: 大型拡散エゼクターポンプを使用。容量は 10 μ で 10000~20000 cfm (5) 電極: 鍛造および鋳造品。(6) 電極支持: 炉頂のリングシールを貫通する水冷金属パイプを使用。(7) アーク長の調整は電極を断続的にフィードさせる方式による。(8) 電力: 各炉毎に大型の水冷シリコン整流器を設ける傾向にある。(9) 凝固時の振動: 振動子とインゴットとの接続法が問題である。(上正原和典)

ホットトップ作業の研究 (D. V. ROLOFF & K. V. SMITH: Proc. Electr. Furn., 17 (1959), 90~103)

U. S. Steel Corp., Gary Steel Works における研究の紹介である。予備実験としては C1020 および C1030 キルド鋼 9800 lb 上広角型鋼塊を用いているが押湯部注入高さ 19 in, 上部 14 in 角, 下部 16 in 角, 本体高さ 72 in, 上部 22 in 角, 下部 19 in 角である。鋳型には耐火粘土製プラグ, 再使用可能な耐火煉瓦製浮遊押湯枠が付属している。溶鋼注入後鋼塊は定盤に約 45 mn 静置, 更に 12 h 経過してから鋳型から取出し調査をなこなつた。結果を要約すると,

1) 押湯容量 14%, 保温剤(粉末 Al 15%) 2lb 投入。bridge 防止不十分

2) 押湯容量 14%, 粉碎玉蜀黍殻 10 lb 投入。bridge 防止不十分。

3) 押湯容量 14%, 粉末グラファイト 5 lb 投入。bridge は減少するが C 富化部分が肩の線まで下つてゐる。

4) 押湯容量 14%, 塊状耐火煉瓦 30 lb 投入。下の方で bridge 形成。

5) 押湯容量 14%, 保温剤 10 lb 投入, 底は相当平坦化し肩 3 in まで健全。

6) 押湯容量 14%, 保温剤 10 lb + 結合剤 (クラスト形成を目的) bridge は出来ないがクラストがゆるんで傾き熱発散多いと思われる。

7) 押湯容量 13%, 保温剤 10 lb 投入。改良の余地あり。

8) 押湯容量 13%, 箱型蓋(ボール箱の内部を薄鋼板で上下に仕切り, 上部には 5 lb の断熱剤, 下部には 30% 粉末 Al を含む保温剤が入れてあり, 押湯枠との開きが 1/2 in になるように作られたもの) 投入。有効。

9) 押湯容量 13%, 箱型蓋投入。有効

10) 押湯容量 12%, 箱型蓋投入。中央部の引けが肩の線まで達している。

11) 押湯容量 13%, vermiculite 10 lb 投入。上部に bridge 形成。中央部の引けは肩まで接近。

以上の予備試験にもとづき C-1045, 1955 コの鋼塊につき, 5), 8), 9), ならびに標準としての 1) に従つてホットトップ作業を実施したところ, 8) が最良の成績を示し 9) がこれに次いでいた。結論として, カバーを使用すれば頂部からの熱の発散は減少・防止され, ホットトップの効率が相当改善される。断熱煉瓦ライニングは普通の耐火煉瓦ライニングより熱の吸収が非常に少く, 押湯容量を大分減少させることができる。ホットトップの効率を最大にするには充分時間をかけて鋼塊を凝固させることが必要である。内部の性質が満足な製品を得てホットトップの成果をあげるには, ホットトップの準備・注入作業・圧延工場での端部切捨作業などの巧拙によるところ大であると結んでいる。(上正原和典)

酸素吹精による平炉キルド鋼の熔製

(L. S. RYBAKOV, et alii: Stal in English No. 12 (1960), 881~883)

Nizhne-Tagil コンビナートでは 1956 年以来助燃用に酸素を使用し, 1957 年にはリムド鋼の脱炭用に使用したが, 以下に記すのは 1958 年にキルド鋼に助燃, 脱炭に使用した例で, 製鋼能率が向上し, 製品品質が向上したと述べている。

平炉炉容は 400 t で, 熔銑比 63%, 燃料は B ガスと天然ガスの混焼, 酸素は天井よりのランス式または, 突当りよりのランス式のいずれかで吹込む。酸素圧力は 5~10 気圧, 酸素吹込速度は 1200~2400 m³/h で 2.75 m³/t の使用量となり, 助燃用の酸素と合せて 22~26 m³/t となる。酸素吹込の時期は, 熔落後 60~90 分してからで, 10~60 分続けられ, 軌条鋼は 1680 m³/h (1.71 m³/t), 中炭素鋼は 1800 m³/h (2.65 m³/t), 低炭素鋼は 1872 m³/h (3.69 m³/t) の速度および量の酸素吹込がおこなわれた。実験は天井ランス式で 16 ヒート, 突当りランス式で 18 ヒート熔製されたが, その結果一般に slag-formation が良好なため, 脱磷が良好で, 酸素なしの場合より 0.002~0.008% 低い分析値を示した。また水素は酸素吹込により一般に低く, 特に酸素圧力が高い場合, すなわち, 吹込速度が速く, 脱炭速度が大である場合にその効果は著しかつた。鋼中の酸素は酸素吹込後や高い値を示したが, 出鋼の前には, その時の炭素含有量に適した酸素量に回復していた。

製品の品質は一般に向上した。すなわち軌条の一級歩留は 2% 高く 85.9% を示し, 低炭素チューブ用ピレック

トの不良率は従来 1.3~1.43% であつたのが 0.82~0.88% と低かつた。またこのチャージよりの製管結果、不良率は 2.77% で従来の 4.62% に比べ良好であつた。

最も大きな効果は、製鋼時間が 20~25 分短縮されたことであり、一方酸素吹込による鋼浴面の泡立ちにより伝熱効果が上昇し、燃料燃焼速度も 23.4×10^6 cal/h で従来の 25.03×10^6 cal/h より少なくてすみ、製鋼能率は 37.31 t/h となり従来より 1.74 t/h の上昇となつた。

以上の結果、酸素の鋼浴中吹込は、鋼種の如何を問わず、品質の劣化なく、能率を上昇させ得ることを確認した。(河野拓夫)

溶鉄中における S の活量におよぼす Cr の影響

(N. R. GRIFFING, et alii: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 218, (1960) 849~854)

溶融 Cr-Fe-S 中の S の活量係数を湯と平衡する P_{H_2S}/P_{H_2} を測定して決定した。Cr は S の活量係数に著しい負の影響を与え、ある程度までの C や Si によつては影響を受けないことがわかつた。

実験方法は S を含む湯の上に H_2S と H_2 の混合ガスを流し、平衡に達したときのガスの組成を分析すれば (1) 式より K_1 が既知であるから f_S が求められる。本研究では K_1 の値として CHIPMAN らによつて発表された値を用いた。

$$K_1 = P_{H_2S}/P_{H_2} \cdot f_S \% S \dots\dots\dots (1)$$

試料の量は 300~500 g でこれを高純度アルミナ入の湯に入れ、誘導加熱による黒鉛管炉で 1600~1760°C の温度範囲において実験した。測温は熱電対、ガス組成の調節は混合前にそれぞれのガスの流量を変えておこなつた。混合ガスの流量は 100~1000 ml/min である。反応室の前後のガス流路に側路を設けここに取りはずし可能なガラス容器をつけてガス分析試料を採取し、質量分析計で分析した。ガス分析により平衡が確認されたら室内を A ガスで置換し Vycor 管で試料を吸引採取して S, Cr など必要元素を分析した。

実験結果であるが Cr-Fe-S 系において、C および Si が少量含まれているので、 f_S^{Cr} は (2 式) により算出した。

$$\log f_S^{Cr} = \log f_S - \log f_S^S - \log f_S^C - \log f_S^{Si} \dots\dots\dots (2)$$

ここで $\log f_S$ は P_{H_2S}/P_{H_2} がわかれば (1) 式より算出でき、 f_S^S , f_S^C , f_S^{Si} は Cr の存在に影響されないとし、それぞれ既に発表された Cr を含まないときの値を用いた。その結果 Cr 0~100% の全範囲にわたつて $\log f_S^{Cr}$ は減少し、また Cr 0% における値は SHERMAN らの研究結果と一致した。Cr 20% までの Cr の影響は (3) 式で示される。

$$\log f_S^{Cr} = -0.019 \times \% Cr$$

C-Cr-Fe-S 系においても同様にして $\log f_S^C$ を求めたところ C 0~8% の範囲では C は正の影響を与えることがわかつた。そしてこれは Cr の含まれていない場合につ

いておこなつた。MORRIS らの研究結果と一致し、 f_S^C は Cr 量に影響されないこともわかつた。

Si-Cr-Fe-S 系についても全く同様の手段で $\log f_S^{Si}$ を求めた。その結果は MORRIS らおよび SHERMAN らの Cr を含まない場合の研究結果と一致し、 f_S^{Si} は Si ~10% の範囲では Si 量の増加とともに増加しかつ Cr の存在には影響されないことがわかつた。

C-Cr-Fe-Si-S 5 元系について実験した所 $\log f_S = 0.27$ となつた。これは含有各成分から SHERMAN らの提唱した図式法によつて計算した値 0.25 と一致している。(藤田清比古)

一 加 工

連続炉で加熱される Slab 内の温度分布

(DR. A. H. EL-Waziri: Iron & Steel Eng., 38 (1961) No. 3, 130~139)

連続炉で slab を加熱する場合、slab と水冷式 skid との接触部は他の部分程温度は上らず、この温度の差は均熱帯の均熱効果にも拘らず slab が炉から出る時までにはつきり残る。PHILLIPS はこの縞状に生じた温度差が製品の週期的な厚み変化の本質的原因であると指摘した。すなわち圧延中にこの温度差が材料の変形抵抗に差を生じ、ロールはこの冷点で跳ね上つて製品を厚くする。この欠点を防止するものとして考えられる方法に二つある。

1. Screw 制御か、stand 内の張力の調節か、あるいは両者の組合せで自動制御することにより欠陥を防ぐ方法。
2. Slab 内の温度差を最少にすることにより防ぐ方法。

前者は MAXWELL と PHILLIPS の最近の書物に指摘され、かなり注目された。しかし後者は根本的に望ましいことでありかつ又前者よりも、やり方によつては cost が安くつく。

完全均熱することは良いことだが、均熱時間を長くすれば炉の生産性を害し、均熱帯を長くすれば炉の築造費と操炉経費が増大する。温度差が skid によつて起るからには支持方法を根本的に変えるよりない。

ここで完全均熱をするための種々の支持法を検討し、相対的価値を比較するために、その実態を確認する必要を生じ、これを実際操業によらず、数学的模型と電子計算器による熱伝導法則の解析により達成し種々の方法に対する結論を提出している。

Slab 内の熱分布は skid に対し対称的なので、skid 間の 1/2 について考えれば良い。そこでこの間を 1 in^2 毎に 1 個の点を合計 161 個とり、これ等の間を導体で継ぎこの格子状の各点とそれに隣接せる点との温度差により熱伝導を計算する。この模型は次の如き主要点を持つ

1. 加熱帯には上下に、それぞれ一定の輻射熱源が与えられ、これは加熱帯の slab に対する加熱比を設定する。
2. 均熱帯では slab は断熱的にその内面温度を均一にするよう保たれる。
3. Slab と skid に相当する節と導体の格子

data は 20 秒毎に採り、各方法に対しそれぞれ 364 回おこなわれた。これ等の結果について図または表が掲げられている。

Skid 冷却水の温度が 100°F の場合には、skid の中心線から 6 in 離れた所では、その影響はほとんどなく、また加熱帯の終りでの温度差は最高 723°F である。この温度差は、均熱帯の終りで 94.2°F になる。均熱性を向上させる方法として考えられることは二つある。

1. Skid の冷却水の温度をあげる。

2. 幾何学的に skid の位置を変える。

1. について検討するため冷却水温度を 300, 500, 700, 900°F で実験した解析結果では、冷却水の温度に比例して均熱性が向上し、900°F の時 40% 向上する

2. について、加熱帯の終りの部分、skid の水冷式支持の 3 個分(約 157 in)の上の skid の位置を“ちどり”式に変えたもの 6 種類について検討した。

その結果従来の skid 配置の 94.2°F の最大温度差に比べそれぞれ 18.1, 22.7, 34.5, 34.8, 41.2, 56.2°F の最大温度差を示し、それぞれ 80.8, 75.9, 63.4, 63, 56.3, 40.3% の均熱性の向上となることを明らかにしている。(渡辺泰亘)

— 性 質 —

Fe-Si-N 合金の内部摩擦 (R. RAWLINGS, P. M. ROBINSON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 197 (1961) Part 3, 211~214)

Fe-Si-N 合金の Si 0.5, 1.1, 1.9% 含む場合の内部摩擦を測定した。測定は振り振動の自由減衰を利用して求め、同時に剛性率の相対的変化をも測定した。γ 領域(900°C)から焼入した場合には、21.5, 29, 40, 54, 62°C の 5 個のピークが観察された。これを温度順に P₁ … P₅ と名付ける。α 領域(900°C)からの焼入では P₁, P₃, P₅ の 3 個であつたが、短時間焼戻すとさらに P₄ が生じた。また 600~900°C に長時間焼戻し、各ピークの挙動を調べた。ここで P_i/ΣP_i なる量をピークの高さ分率と定義し、これを使用して熱処理の影響を、相互に関連づけながら考察している。ΣP_i は実験中はば一定に保たれることが認められる。各ピークの生成は次の如く推測される。

P₁: 活性化エネルギー 18,000 cal/g, D₀ 6.3×10⁻³ cm²/s は、他の実験での P₁ に相当するピークの値にそれぞれよく一致している。これから、P₁ は Fe-Fe site 間を運動する N 原子による正常の snoek ピークである。

P₃: LEAK らと同様に Fe-Si site 間を運動する N 原子によると考えている。さらに熱処理による P₃ の変化は Fe-Si ボンドの割合の変化、すなわち短範囲規則度の変化を示していると考え、この考え方を適用して、

1050°C において、窒化時間の変化による P₁/P₃ 比の変化は、N の拡散支配による現象ではないとし、また α 領域で温度を高くしていくと、Fe-Si site の数が減少することを示している。

P₅: 不明、LEAK らと異り窒化物の析出により影響されぬ。

P₂: γ 領域から焼入時に現われ、α 領域からの焼入では生じないこと、および少量の歪 (5.6×10⁻⁶) を与えると現われることから、N 雰囲気周囲に持つ転位に関連したピークと結論された。

P₄: γ 領域からの焼入、および α 領域からの焼入でも N > 0.02% で現われる。N < 0.02% の時でも低温に短時間焼戻すと現われ、焼戻温度の低くなる程ピークは高くなる。これらのことから P₄ は N の過飽和度に関係しており、恐らく Si 原子の周囲に cluster を作った N 原子によるものと推測している。また少量の歪を与えると現れることからみて、転位に何等かの関連がある。以上のことより、P₄ は Fe-Si site 間を他の N 原子の影響の下に運動する N 原子によると考えられる。

(白石春樹)

— 物理 冶金 —

冷間圧延した金属単結晶の結晶方位と再結晶速度との関係 (W. R. HIBBARD, W. R. TULLY: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 221 (1961) No.2, 336~343)

金属多結晶体の冷間圧延板の再結晶集合組織の成因には、冷間圧延後に含まれている種々の方位の結晶領域の再結晶速度(核生成度+成長速度)の相異が一つの大きな因子となつている。それに関しては、従来の断片的な研究から或る程度の推定がおこなわれていたが、著者らは Cu および 3.25% Si-Fe の単結晶を種々の方位に同一圧延率で冷間圧延し、再結晶速度の相異を観測した。

Cu の場合、再結晶速度は (112)[11 $\bar{1}$] 方位が最大であつて、(358)[523] 方位および (321)[142] 方位はそれよりもかなり遅く、(110)[1 $\bar{1}$ 2] 方位は最も遅い。(112)[11 $\bar{1}$] 方位からの再結晶集合組織はほとんど無秩序である。

3.25% Si-Fe の場合、再結晶速度は (111)[11 $\bar{2}$] 方位が最大で、(110)[001] 方位はそれよりも僅かに遅く、(100)[001] 方位はかなり遅く、(100)[011] 方位は 700°C で 2 時間以上焼鈍後も再結晶しない。(111)[11 $\bar{2}$] 方位と (110)[001] 方位からの再結晶粒は主として (110)[001] 方位を示す。

これらの単結晶についての実験結果にもとづいて、多結晶体の再結晶集合組織を完全に説明することは困難であり、多結晶体の場合には粒界の問題その他の因子も考慮に入れる必要がある。(阿部秀夫)