

抄 録

— 製 鉄 原 料 —

真空押出法による Northampton Sand Iron Stone のペレタイジング

— Stewarts and Lloyds Ltd の Corby 工場における実験プラントとパイロットプラント —

(A. Stirling: J. Iron and Steel Inst. May. Vol. 177 (1954) 25~42)

年間 75 万 t に及ぶコルビー工場の粉鉄は、粘土質で焼結作業がやりにくい。この粉鉄を粗粒のまま製団ししかも焼成することなしに必要な強さを与え得る方法として、真空押出法をとりあげた。

実験プラントは約 1.7t/hr の割合でペレットを生産するもので、54"×24" の double-deck gyrex screen (サイズは 3/8")、長さ 7'6"、巾 18" の single shaft mixer (shaft には 36 枚のブレードがついている)、9" の標準一段排気 Auger 及びペレット切断機から成る。Auger の供給槽と排気室の間には shredding device があり排気室の気密を保つと共に鉄石の排気面積を大きくするようになっている。又圧縮槽の端には 2"φ の孔型をもつ 19" 1/2φ の die がとりつけられ、鉄石はこれによりシリンダー状に押出される。切断されたシリンダー状ペレットは 40~45 分の自然乾燥を行うため、巾 27" のゴムベルトで 170ft 以上運搬される。

この設備により水分を約 16% に調整した粉鉄を、排気圧 25" Hg 以上で押出したペレットは、乾燥後の気孔率 35% 強さも充分で、容量約 400t の No.1 高炉に 5 日間装入して試験したが、炉況、出鉄の量、成分などにおいて、これを装入しない場合に比して遜色がなかった。

この実験の成果に基づき、パイロット・プラントを建設中である。このプラントは 5/8" の発生粉をそのまま使うことを目的としており、9" の double shaft mixer、175HP のモーターで駆動される二段押出機、切断機及び乾燥系統から成る。die には 2"φ の孔が 36 あり、2~2 1/2" のペレットを押出し、予備試験では 12~15t/hr の能力を示した。このペレットが必要な強さをもつのは、単に圧縮によるものではなく、空気の吸引により粉鉄粒間の空隙を小さくして結合力を大きくすることにある。

試験は主としてノーザンプトン鉄について行われたが更にこれに石灰石粉、輸入精鉄などを混合して、高品位のペレットを製造する実験を行った。この場合には必要な強さを与えるのに焼成が必要となるので、ガスマップル炉で最高 1250°C に加熱し、ペレットの物理的性質及び S の変化を調べた。これによれば所要の強さを与えるのに適当な温度は非常に狭い範囲にあること、及び S は雰囲気酸化性に保つことにより著しく除去されることがわかった。

以上の結論として焼成しない自硬ペレットの製造が有利であること、及び将来は富鉄、溶媒、燃料の添加を行う方向に進みたいと述べている。(館 元)

鉄鉄石粉鉄ペレタイジングの概観

(Magnus Tigershiöld; J. Iron & Steel Inst. Vol. 177 Part 1 (1954) 13~24)

著者はスウェーデンにおける鉄鉄石粉鉄の製団法の発展について概述した後、ペレタイジング操業に影響する諸因子について、スウェーデン及び他の国で行われた理論的研究を総括して報告している。

(1) ボーリング: Jernkontoret はボーリングについて研究した結果を次の如く述べている。先ず粉鉄は 250 メッシュ以下が 80% 程度になる迄すりつぶす。粉鉄の水分は ±2.5% の範囲で均一にする事が望ましい。マグネタイト粉鉄については、グリーンボールの最大耐圧強度は 6~7% の水分含有量の時得られるが、グリーンボールの脆さは耐圧強度と共に大きくなるので、実際にはもつと水分を多くせねばならぬ。廻転ドラムの長さは経路上直径の 2.3~3 倍がよく、ドラムの傾斜は 2~3.5°、ドラムの廻転周速度は 7/8in のボールでは 270ft/min がよい。

(2) ペレットの焙焼: 著者はペレタイジングには、マグネタイト粉鉄がヘマタイト粉鉄より適している事を挙げ、焙焼の際の割れの生成原因について種々の見解を述べている。ミネソタ大学の Cooke と Ban はマグネタイトから作った焙焼ペレットには 4 つの違った結合型がある事を見出し、これを図示して説明している。Zetterström はマグネタイトボールの酸化の機構を研究し、酸化速度及び酸化程度に影響する因子として、温度、ガスの流速、ガスの酸素濃度、粉鉄の粒度、ボールの気孔率が重要であると結論している。

(3) 添加剤の影響: Ilmoni と Uggla はグリーンボール, ドライボール, 焙焼ペレットの性質に関する添加剤の影響について研究し, 次の結果を得ている. グリーンボールは乾燥の際に温度の急上昇によつて割れを生ずるが粉鉍に 1% 以下の添加剤を加える事によつて, この割れに対する抵抗が著しく増し, 又高炉において還元される際の焙焼ペレットの耐圧強度を増す. 添加剤としてベントナイト, CaO, CaCl₂, 食塩, 硼砂が良い影響を与え特に CaO が顕著な効果を示す. 更に彼等はペレットの径がグリーンボール, ドライボール, 焙焼ペレットの性質及びペレタイジング操業に及ぼす影響について, 定量的な結論を下している. (松瀬 昭三)

— 燃 料 —

平炉用燃料としてのメタンの利用

(D. W. Gilling, Metal Progress, 66 (1954) 91/93)

メタンガスは炭坑の爆発を誘起する危険なものであるが最近歐洲特にベルギーでは採炭箇所附近の炭層よりこれを排出させ, このガスを南部工業地帯全域にわたりヨークスガスと平行し配管供給し, 鉄鋼業の燃料として盛んに利用している. このガスの発熱量はヨークスガスの 2 倍以上であるがその燃焼や取扱には特別な考慮を要する. 先ず平炉における直接燃焼に対しては空気のみを予熱しメタンは重油と同心となつた二重のバーナーで混焼する. この際過剰空気を鋼浴に当て精錬過程に生ずる CO を完全燃焼させることが肝要である. 適当量の重油の混焼は発熱量を増し輻射効率のよい光輝焰を得るために効果的である. メタンは一般に低 S で鋼の S を富化する心配がない. 鋼塊及び鋼片加熱に対しては炉は従来のものでよく, バーナーは予熱された加圧空気がメタン噴出口に対し切線方向に入り渦流を生ずるような構造を用いる. 尚配管に充分安全装置を設ける必要がある.

メタンは米国における天然ガスと同様 $CH_4 \rightarrow C + 2H_2$ の反応を利用し焼鈍炉の雰囲気調整に用いられる. 又加熱分解により約 900°C で O₂ 及び H₂O と反応させ H₂ + CO を主成分とする混合ガスに変え, ヨークスガスのかわりに用い或いは補足に使う. この反応は赤熱ヨークス及び Ni 触媒を充填した反応室を通して行い, 熱量その他の性能において全くヨークスガスと区別できないように出来る. このようなクラックしたガスはヨークス炉の加熱用として用いられる.

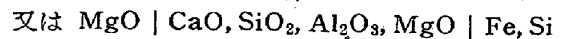
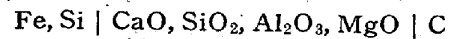
鉄鋼業の如き大口消費者はバーナーを変えればメタンを直接燃焼により利用出来るが, 小口消費者に普及させるには大きな再製施設をつくりヨークスガスと同様な性

質のものにして供給し現有設備で能率的に使用し得るようになる必要がある. (河井 泰治)

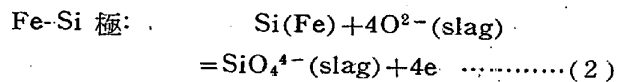
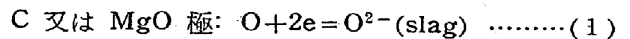
— 鉄鉄及び鉄合金 —

溶融スラッグ中の SiO₂ の形 (O. A. Esin, L. K. Gavrilov and B. M. Lepinskikh: Doklady Akad. Nauk SSSR, 88 (1953) No.4, 713)

本研究は溶融スラッグ中で SiO₂ がどのような形で存在しているかを明らかにするために, スラッグを電解質溶液とした電池の起電力測定を行つたものである. 組立てた電池は次のような濃淡電池である.



起電反応式は夫々の極について次のように表わさる.



この場合両方の Fe-Si 合金の組成を同一にし, 又スラッグの一方の組成を一定にして置けば起電力 E から次の式に依つて他方のスラッグ中の SiO₂ の活量が求められる.

$$E = E_0 + (RT/4F) \ln a_{SiO_2} \dots\dots\dots (3)$$

実際の電池としては 3 種類のものを作つた. 即ち

(a) 溶化マグネシヤで作つたもの. スラッグを入れる二つの区切りがあり, 夫々の底部には溶融 Fe-Si 合金 (Si 45% 又は 22.5%) がある. 中間の電極は MgO から成る.

(b) 黒鉛で作つたもの. 唯合金を入れる容器は溶化マグネシヤで作り, スラッグ室の底部に取付けた. 中間電極は黒鉛である.

(c) スラッグを入れる二つの仕切りを有する黒鉛容器: 電極は Si の多い鉍棒をスラッグ中に浸したもの.

実験は 1470°C で行い, 一方のスラッグには 2% SiO₂, 10% MgO, 50% CaO, 38% Al₂O₃ の一定組成のものを用い, 他方のスラッグ中の SiO₂ の含有量を変化させた.

起電力は SiO₂ の増加と共に大きくなつていく. 中間の電極として MgO を用いても, 又黒鉛を用いても略一致した値が得られた. 起電力—SiO₂ 濃度曲線には二つの折点が現われ, これに依つて曲線は三つの部分に分けられる.

(a) SiO₂ 0~33%

O²⁻, SiO₄⁴⁻ が存在し SiO₂ の活量は γ の式で示される.

$$a_{\text{SiO}_2} = a_{\text{SiO}_4^{4-}} / a_{\text{O}^{2-}} \quad \dots\dots\dots (4)$$

(b) SiO_2 33%~53%

SiO_2 は SiO_4^{4-} 及び $(\text{SiO}_3^{2-})_n$ の形で存在し SiO_2 の活量は次の式で示される。

$$a_{\text{SiO}_2} = a_{(\text{SiO}_3^{2-})_n}^n / a_{\text{SiO}_4^{4-}} \quad \dots\dots\dots (5)$$

(c) SiO_2 53% 以上

SiO_4^{4-} は全く存在せず $(\text{SiO}_3^{2-})_n$ 及び錯イオン SixOy^{2-} が存在する。この場合錯イオンの現われる組成は実験結果に於いては明らかにされていない。

(森 一美)

米国における高炉滓の利用状況 (P. Hüttemann u. R. Mintrop: Stahl u. Eisen 74 (1954) 778/81)

National Slag Association の報告によると 1951年度に総計 3540 万 t の高炉滓中 2660 万 t すなわち 75% が処理販売されている。1943 年に処理されたスラグの総量は 1500 万 t でその後漸次増加し 1952 年には 2450 万 t に達した。この処理高炉滓の内訳は塊状スラグ (Stückschlacke) が多く篩別けした塊状スラグは処理総量の 80~85% を占めている。細粒状スラグ (Granulierte Schlacke) の生産量も 1943 年以降次第に増加し、1952 年には 235 万 t になった。スラグ軽石 (Hüttenbims) の生産量は次第に増加して 1951 年には 180 万 t になっている。これらの高炉滓による売上金は 3530 万ドルで塊状スラグは 1.28 ドル/t、スラグ軽石は 2.5 ドル/t である。高炉滓の処理方法は、大抵処理工場が別にありここへ熔滓を運搬する方式であるが最新式の Fairless 工場では高炉の横のスラグベッドで処理するように設備されている。このベッドからスラグを取出すには強力な機械シャベルを使用する。スラグの破碎及び篩別けはドイツの方法と同様で 0~89 mm の塊が 6 種類に分けられる。細粒状スラグの製造方法はドイツの場合と同様であるが乾式法は行われていない。スラグ軽石の製法には水滓法としてピット法 (Grubenverfahren) とチャンネル法 (Rinnenverfahren) がある。この外に機械装置を使用するものに Caldwell 法、Cascade 法及び Brosius 法があり前 2 法は略図にて説明されている。

又 Gallai-Hatchard の水滓法は新しく注目される方法である。高炉滓の利用方面としては 1951 年には道路用に塊状スラグの 34.5%、アスファルト骨材に 25.6%、鉄道用バラスに 20.2%、コンクリート骨材に 10.2

%使用せられ、スラグ軽石はその 97.5%が 軽石煉瓦 (Hüttenleichtstein) 及びコンクリートブロックの軽量骨材 (Leichtbetonwaren) に用いられている。スラグウールは 42 万 t 生産されている。注目すべきことは鉄道用バラスとしての使用量が多いことで実地試験の結果スラグは天然礫バラスに優るとも劣らないことが証明された。なおバラス材料としての規格試験方法について若干記述がある。(盛 利貞)

— 製 鋼 —

Y 製鋼法とその将来の見通し (C. D. King: J. Metals, 6 (1954) 454/465)

製鋼法の歴史的発展過程について概説し現状及び将来の発展の見通しに関してそれぞれの特徴的なデータをあげて説明してある。

製鋼法には転炉法、平炉法、電気炉法の 3 つの基本的な方法があるが従来は平炉法、電気炉法が盛んに用いられた。しかしその後これら 3 方法の合併法や修正合併法、ターボハース法、修正塩基性転炉法、純酸素吹転炉法、レーネペラン法等が研究され又実施されている。

平炉法は、チャージの割合によつてその経済性が左右されるが、いかなるチャージ割合でも均一な成分の鋼を生産し得る利点があり、これに匹敵する方法は他にない。炉床は次第に浅く広くなる傾向があり、酸素の使用が研究されその他補助設備の改善によつて、製鋼能率の増加に努力が注がれている。転炉と平炉とのある工場では修正合併法が可能であるが、此の方法は傾注式よりも固定式平炉を用いて鋼生産量の増加をはかっている。この種の工場はあらゆる点で融通性があり、いかなる種類の炭素鋼でも製造し得る。酸性転炉は平炉との合併法以上の発達は見られないようである。ターボハース法は羽口と出鋼口を有する特殊の転炉を使用する。湯中横吹又は表面横吹が可能で P, S, N の低い良質の極軟鋼が得られ目下研究実験中であるが大いに将来に期待される。修正塩基性転炉法は O_2 , CO_2 , スチーム等の混合ガスを使用する転炉法で P, N の低い平炉鋼に劣らぬ極軟鋼が得られる。純酸素吹転炉法は、 O_2 を銅製ランスで湯の直上から吹付ける転炉製鋼法で Linz 及び Donawitz の 2 工場で実施されており、今後大いに注目される方法である。製鋼用電気炉には誘導式と弧光式の 2 種類がある。誘導式炉は比較的小型で低炭素或いは酸化をきろう不銹鋼等の熔解に用いられる。エルー式の弧光炉は一般に合金鋼の製造に使用されているが電力、スクラップの安価な地方では炭素鋼の生産も行われ炉容は次第に大と

なりつつある。転炉と電気炉との合併法によつて将来更に製鋼能率が向上するであろう。レーネベラン法は脱磷脱酸、脱硫用の特殊スラグを熔製しこの中に精錬前の熔銑を注入して数分間で精錬する方法である。この方法はいまだ経済的には成功していないが注目すべき方法である。(盛利貞)

✓ 酸素吹転炉製鋼法の発達 (O. Cuscoleca: J. Metals, 6 (1954) 817/27)

オーストリアの Donawitz, Linz 2 工場において高純度の O_2 による転炉鋼の製錬が行われはじめた。従来は平炉製鋼が盛んであつたがスクラップの不足を来し特にこの傾向はオーストリアでは顕著で上記2工場の平炉は熔銑 70% チャージを余儀なくされていた。Linde-Fränkell 法によつて O_2 が経済的に大量生産されるに至り、 O_2 富化送風、 O_2 と水蒸気、 O_2 と CO_2 混合ガス等を転炉に吹込む研究がルール、ベルギー等で行われた。 O_2 は平炉、電気炉においても使用されるが天井の寿命を短縮するようである。

Donawitz 及び Linz では共に 1,000t/日 の純酸素吹転炉で製鋼している。この建設費は 500 万ドルで年産 22 万 t であるが年産 44 万 t のものは附帯設備をも含んで 750 万ドルである。同じ年産額の平炉工場の建設費は 1,650 万ドルとなるであろう。

操業法は 4% C, 2.5% Mn, 0.2% Si, 0.1% P, 0.08% S の熔銑を用い鋼塊歩留は 89% で平炉と同様である。

スラグは 11~12% で 35~40% CaO, 14% Fe, 15% Mn でこれは熔銑炉に装入する。スラグ使用量は 18% である。ライニングの寿命は 200~250 回、耐火材料消費量は 18~24 lb/t, O_2 消費量は 1940ft³/t, 冷却水使用量は 2.64gal/sec., ランスは数百回の使用に耐え平炉より遙かに経済的である。鋼中の N は 0.002~0.003% で平炉より低く P, S は CaO 含有量の大きなスラグによつて除去されるが C < 0.1% の場合は平炉よりやや大である。0.05~0.1% C の湯でも過酸化になることはなく O < 0.04% である。Mn は C に関係が深いが一様に精錬途中の Mn 隆起によつて鋼中の Mn % は平炉より高い。自工場発生スクラップのみで作業が可能のため Cu その他の有害元素の混入する機会が少い。

純酸素吹転炉鋼はリムド鋼、キルド鋼共に平炉鋼に比して優秀な諸性質を示す。リムド鋼はブローホール、偏析、非金属介在物が少く、C, Mn が同一なら平炉鋼に比し、T. S. は小で降伏比は同等で伸、絞はやや大で

常温及び高温加工性に富み深絞性が特に平炉鋼に優つている。熔接性もよく又熔接棒用材としても良好であり、建築物橋梁造船用鋼板その他ボイラープレートとしても平炉鋼に優り脆化破面を呈することが少い。又キルド鋼においても特に優秀な諸性質を有し鋼材は韌性に富み時効性が小である。低炭素鋼のみならずレール材等においても研究室的データとしてはよい結果を得ているが実際に使用した場合のデータはいまだ時日が浅いために得られていない。(盛利貞)

—鉄及び鋼の鑄造—

キルド鋼のインゴットの割れを防ぐには多流注入法にせよ (M.A. Orehoski, N.R. Arant, J. A. Pusateri: Journal of Metals, (1954) 6, 8, 891)

U. S. Steel Co. の Duquesne 工場で製造された結晶粒の細かい C-1020 鋼のキルドインゴットの割れに就いて調査しその成因を小規模な実験によつて更に深く究明した。その結果は次の如くである。

(1) 工場で製造された上注ぎの 22×25 インチ断面のインゴットの縦断面のサルファーズプリント又はマクロ腐蝕組織を見ると、インゴット表面近くが蛇行せる白い腐蝕され難い帯組織で縁取られており、この帯が最も巾狭くなつている部分に表面から割れが入つている。又このような部分ではデンドライトが交叉しているため熱間加工の際にも割れ易い。

(2) このインゴット表面部の帯組織は最初に急速に凝固した外殻層であつて、熔鋼の注入時の波立ちのために外殻に薄い部分と厚い部分ができる。そこで凝固の際の熱的歪力によつて此の薄い外殻部に割目を生じたと考えられる。又このように外殻が厚さ不同であると、外殻に対して垂直に生成するデンドライトは交叉し、その部分では熱間圧延の際に割れ易くなる。

(3) このような原因によるインゴットの割れを防ぐには熔鋼の波立ちをなるべく静止するようにすればよいわけで、とりべの一つの口から熔鋼を注入するよりも、多くの口から注入する「多流注入法」(Multiple-stream pouring) を行えばよい。予め熔融スラグを注入した後スラグを通して熔鋼を注入するのもよい。

(4) 注入速度をゆつくりとする場合は、各割れの深さは小さくなるが割れきずの数は減じないから無意味である。

上述の如きインゴットの外殻構造はキルド鋼に限らずリムド鋼インゴットにも現われることが A. Hultgren, G. Phragmen (Trans. A.I.M.E., (1939), 135, 133)

によつて報告され、又下注ぎせるキルド鋼インゴットの下半部にも認められることが D. Binnie (J. Iron and Steel Inst. (1944), 149, 5353)によつて報告されている。

多流注入法は工業的に大規模に試験してみることが望まれる。(阿部秀夫)

Electric Ingot 法 (The Electric Ingot Process) (Iron and Steel Engineer, Vol. 81 No.8, (1954) 154~157)

M. W. Kellogg Co. では連続鋼塊鑄造法を採用し良好な成績を得ている。即ち鉄合金であればリムド鋼のストリップを又非鉄合金であれば Ni の様なその合金に含有せられる材質でストリップコイルを作る。これは順次パイプ状に加工しながらこれと鑄型内の熔湯との間に電圧を与えて電弧熱により熔解するもので、使用中のコイルがなくなりかけると熔解を中止することなく新しいコイルに熔接して常に連続作業が実施出来る。熔解表面は溶剤により酸化が防止され、パイプ状の電極と熔湯表面との距離は常に一定間隔に保持される。他の添加元素は夫々別々のホッパー内に取められ、このパイプの内を通つて電弧内に供給されるため、直接空気と接触せずその歩留りは略々 100% に達する。尚パイプの移動速度とホッパーの開閉は同期しているため常に成分が均一となる。初めて熔解を行う時には所要成分に配合した夫々の小塊を鑄型底部に置き電極になつているパイプをこれに接触せしめる。そして適当な配合の溶剤でおつて通電を始めると同時に他の附属設置即ち電極になるパイプの連続加工、ホッパーの開閉、鑄型の下降を開始する。尚鑄型が外周水冷の金属製であるため耐火物のライニングも不必要で、このために生ずる介在物等の欠陥等は一次二次パイプ偏析等も少なくなる。又この方法によると丁度同一成分で製作されたルッポ内で熔解を実施しているのと同様であり、鋼塊下方に逃げる熱によつてすでに凝固した部分は歪取焼鈍を受けることになり普通の鋼塊鑄造方法によるよりも残留応力は可成り少なくなる。更に鋼塊の大きさ、長さ等を自由に変更する便もあり、特殊合金を実験的に少量熔解する様な場合には実際操作と全く同一条件で造ることが出来、今迄の様に試験材と実際の品物との熔解条件が異なり、この為にある係数を乗じて比較しなければならないということもなくなり非常に実用的である。この方法で既に特殊合金を熔製し一体型のジェットタービンホイール等を製作している。

(谷藤彌寿生)

一 鉄及び鋼の加工 一

冷間引抜せるオーステナイト不銹鋼の急速軟化

A. F. Hodierne, C.E. Homer: J. Iron and Steel Inst., 171 (1952), July, 249)

オーステナイト不銹鋼の冷間引抜管の軟化焼鈍に高周波誘導加熱を適用するための基礎実験として、急速加熱及び冷却を施した不銹鋼の組織及び諸性質の変化を調べた結果を報告している。試料は何れも Ni-Cr 不銹鋼で 18/8, 18/8 Ti, 18/8 Mo, 18/13 Nb 及び 25/20 の 5 種類を用い、40 又は 46% の加工度で 1 $\frac{1}{2}$ " 外径×12 S.W.G. に引抜した鋼管から短冊状試片を切り出し、これに直接電流を流して 500~1350°C に急熱し、所期の温度に達するや否や自動的に水中に急冷した。温度は Pt/Pt-Rh の細い熱電対を試片に点熔接し、高速記録計で測る。加熱に要する時間は約 10 秒以内である。別に比較のため、小型電気炉で各温度に 5 分間加熱水冷した試片も用意し、これらの各試片について硬度、磁性、組織および粒間腐蝕試験などを行つた。

どの鋼も約 600°C で軟化を始め、1000°C ではほぼ硬度は最低値に近ずきそれ以上の温度では余り変化しない。急熱試片の方が当然軟化は遅れ、同一温度でも 5 分加熱試片と若干硬度を異にするが、その差は 800~900°C の場合を除いては余り著しくない。18/8 系の鋼はいずれも加工状態でフェライトを含み、これは急熱しても、500°C で既に消失し始め、同時に炭化物の析出が起る。

(若干の σ 相も出るかも知れない。) 700°C 附近から析出物の再溶解とオーステナイト組織の再結晶が始まる。この再結晶は急熱の場合 1090°C で完了するか粒度は尚小さく、正常な粒度に達するのは約 1140°C で、5 分加熱試片の約 1090°C に較べて 100°C 位高温を必要とする。

18/13 Nb 及び 25/20 は加工状態でフェライトを含まず、炭化物が既に存在しているが再結晶などの様相は 18/8 系と余り変らない。

又粒間腐蝕は急速加熱でも 800°C 以上に熱せられた試片には全く認められなかつた。

これらの結果から普通の焼鈍温度 1050°C に対し、急熱焼鈍では若干高い温度を採る必要があり、5~6 秒間加熱直ちに急冷する場合の加熱温度を次の様に示している。

18/8 鋼	1100~1150°C
Ti で安定化した 18/8 鋼	1100~1150°C
含 Mo 18/8 鋼	1100~1150°C

Nb で安定化した 18/13 鋼 1125~1175°C
25 Cr/ 20 Ni 鋼 1125~1175°C

(小高 良平)

ボロンの硬化能機構に対する仮定について

(J. W. Spretnak & Rudolph Speiser: Trans. A.S.M. Vol. 46 (1954) 1089~1135)

本稿にてBの焼入能に及ぼす影響についての現在までの知識を批判的に評価することにより、Bの硬化能機構に対する仮定を展開している。この仮定の本質的な特徴を次に列挙する。

(a) 鋼中のBの影響は初析フェライトと上部パーライトの生成をおくらすことである、然しBはパーライトの生成をおくらさない。

(b) オーステナイト結晶粒界におけるボロンの吸収作用は硬化能の影響における重要な要素となつている。

(c) オーステナイト中のCとBの間の重要な化学的作用は存在しそうもない。

(d) 初析フェライトは剪断機構によつてオーステナイトより形成されるものと考えられる。

(e) Bの硬化能の影響は固溶体内の影響であり、ボロン原子を伴うとオーステナイト中の歪エネルギーのピークが高くなり、それがフェライトの剪断生成をおくらせるのである。

(f) 根本的にはCとNとBは同じ機構によつて硬化能に影響を及ぼす、然しBはCとNよりも可成有効である。

(g) C, N, Bによるオーステナイト中の歪エネルギーのピークは計算が可能で、それらの比は1:2:10位である。

(h) 剪断変態は幾つかの原子が共に移動することにより進行する。しかるに拡散では原子は任意に不秩序にその位置を変化する。

(i) 同素変態において剪断の源は結晶の熱振動をともなう剪断移動である。変態温度が高い程個々の剪断道程は短くなる。

(j) 一般原則として核生成と生長過程は、その系が不規則状態から更に高い規則状態に移行する時に、進行するのであるが、剪断変態は一つの規則状態から他の規則状態に移行するときには発生する。(上野 学)

Fe-Fe₂B 系の研究について (C.C. McBride, J.W. Spretnak & Rudolph Speiser: Trans. A.S.M. Vol. 46 (1954) 499~524)

Fe-Fe₂B 系の研究の結果として、この系は極小点を持つ包析反応を持つていることが明らかになつた。次に

その特徴を示す。

1) α -Fe と γ -Fe 中に於けるBの固溶限は高純度のFe と Fe₂B の平衡関係によつて左右される。Fe-FeB₂ 系の等温曲線は金相学的手段と熱分析によつて求めた。

2) Fe-Fe₂B 系は小極点を持つ包析反応を持つている、この包析反応は 906°C で進行し、極小点は約0.001% B で 835°C の点にあらわれる。

3) Fe-Fe₂B 系の共晶反応は 1149°C にて行われる。

4) α -Fe 中のBの固溶限は 710°C では 0.0004% 以下で、906°C では 0.0082% に増加する。 γ -Fe 中のBの固溶限は 906°C の 0.0021% より 1149°C の 0.0210% まで変化する。

5) 相対的固溶度と α -Fe と γ -Fe の浸入し得る空間の大きさを考慮すると、Bは α -Fe 中では置換型固溶体を形成し、 γ -Fe 中では浸入型固溶体を形成している。

(上野 学)

—鉄及び鋼の性質、物理冶金—

ノデュラー鑄鉄の切欠靱性について

(W.S. Pellini, G. Sandoz & H.F. Bishof: Trans. A.S.M. Vol. 46 (1954) 418~445)

種々のフェライト系球状化黒鉛鑄鉄とパーライト球状化黒鉛鑄鉄についてV型シャルピー試験により遷移曲線を求めた。そして又鑄物の衝撃破裂試験によつてV型シャルピーの遷移曲線を再検討した。又鑄鋼と圧延鋼板について上記の2種の試験を実施して球状化黒鉛鑄鉄の比較の基礎とした。

1) V型シャルピーの遷移曲線のデータより完全なフェライト球状化黒鉛鑄鉄は適当な切欠靱性を必要とする。そしてSi, Pの含有量を出来るだけ最小限にする必要がある。普通程度のMn, Ni, Cuは余り重要な影響を及ぼさない。

2) Si と P の低いフェライト球状化黒鉛鑄鉄のV型シャルピーにおいて遷移を生ずる温度範囲は一般の鑄鋼や圧延鋼材と殆んど同じである。然し遷移曲線での最大衝撃エネルギーの部分は球状化黒鉛鑄鉄の場合は鋼に比して可成り低いのである。

3) 各種球状化黒鉛鑄鉄の衝撃破裂試験の結果はシャルピー試験で示した脆性破断に対する抵抗と相関関係にある。Si と P が高く且つ不完全なフェライト球状化黒鉛鑄鉄は切欠脆性を帯びやすい。

4) 衝撃破裂試験ではV型シャルピーによる遷移温度範囲で脆性破断を示すに至る。然し遷移温度より高い温度では剪断破断を示す。以上のことより球状化黒鉛鑄鉄

のシャルピーによる遷移曲線の重要性を再確認した。

5) 球状化黒鉛鑄鉄の衝撃破裂試験の結果より2.75%~3.50% Si で約0.05% P を含有している完全なフェライト球状化黒鉛鑄鉄は一般の鑄鋼や圧延鋼材よりも脆性破断に対する抵抗が弱い。Si と P が約2.0% と0.01% になると脆性破断に対する抵抗が同じ程度になる。

6) Si の高いフェライト・マトリックスの脆性にも拘わらず、球状化黒鉛鑄鉄の破断に対するすぐれた抵抗は黒鉛が球状化していることに起因する。同じ組成のもので黒鉛が球状化していないと韌性であるものが非常に脆性を帯びるに至る。

7) 切欠を入れない鑄鉄の破裂試験によると球状化黒鉛鑄鉄は破断前のはげしい変形に耐え得る。鋼の場合と同じように常温では脆性破断を開始させるためには、するどい切欠を必要とする。(上野 学)

フェライト系不銹鋼の粒間腐蝕について

(R. A. Lula, A. J. Lena & G. C. Kiffer: Trans. A.S.M. Vol. 46 (1954) 197~229)

フェライト系不銹鋼の粒間腐蝕に対する感受性については相当以前より知られた事実であるが、本稿においては腐蝕状況に対する冶金学的要素の追求が行われて、その結果が報告されている。その結論は次に列挙される。

(1) 16~18% Cr を含有するフェライト系不銹鋼(430, 442, 446 タイプ)は925°C以上の温度より急冷すると粒間腐蝕に対して敏感になる。酸性硫酸銅溶液(クルップ試薬)、65% 発煙硝酸溶液、弗化水素酸一硝酸の混合溶液等に不銹鋼を浸漬すると粒間腐蝕試験が迅速に行われる。然し925°C以上の温度より炉冷の如き徐冷を実施すると粒間腐蝕がまぬがれる。

(2) 不銹鋼中の炭素量の約8倍以上Tiを添加すると酸性硫酸銅溶液に対する粒間腐蝕の抵抗は増加するが然し65% 発煙硝酸溶液に対しては粒間腐蝕を起す傾向を呈する。Ti/C=17.5なる430 Tiタイプの不銹鋼は硝酸に対する粒間腐蝕の抵抗を有し、耐蝕性は良好である。

(3) このフェライト系不銹鋼を溶接すると溶接により熱影響を受けた溶接の2番の所が粒間腐蝕を受けるにいたる。

(4) 925°C以上の温度でオーステナイトの形成を阻止するだけ充分にTi, Si, Nb, Vを含有する不銹鋼は粒間腐蝕に敏感である。

(5) 粒間腐蝕に敏感な不銹鋼は650°C~815°Cの温度範囲で短時間焼鈍すると粒間腐蝕を阻止される。

(6) Ti/Cの比の高い不銹鋼をヘリアーク溶接すると溶着金属の耐蝕性が著しく悪くなり、熱処理によつては此の悪影響を除去することが出来ない。

(7) 粒間腐蝕を受けるにいたる温度はCrの含有量によつて左右される。430, 442, 446タイプの不銹鋼のその温度は本質的に同じである、且つ又フェライト系不銹鋼にTiを添加するとその温度は高温側にずれる。

(8) フェライト系不銹鋼の粒間腐蝕に対する感受性はフェライトの粒間に炭化物或いは窒化物が析出する程度により左右される。この析出のため析出物附近のマトリックスが歪むために腐蝕され易くなると思われる。65.°~815°Cにて焼鈍すると此の歪みが除去されるので粒間腐蝕がされなくなる。(上野 学)

炭素鋼及び低合金鋼のクリープ破断特性と組織変化 (A.B. Wilder, E.F. Ketterer, D.B. Collyer: Journal of Metals, (1954) 6, 6, 764)

種々の炭素鋼及び低合金鋼を480°, 565°, 650°Cの各温度に於いて10,000~34,000時間放置しクリープ破断試験を行い、同時に顕微鏡でグラファイト生成状況を観察した。その結果次の各結論が得られた。クリープ破断特性は1% Mo鋼がすぐれている。

(1) 0.07~0.25% C 炭素鋼に就いて実験した結果、480°及び565°Cに10,000時間放置後のクリープ破断特性は大体に於いてベッセマー鋼でも平炉鋼でも同様であるが、時にはベッセマー鋼の方がすぐれていることがある。

(2) 高温放置前には珪素キルド鋼のクリープ破断力は、0.5lb/tonのAlによつて脱酸せる鋼よりも高い値を示しているが、480°及び565°Cで10,000時間放置後にはその差は殆んど無くなる。一般に高温放置後のクリープ破断力は、脱酸方法によつて影響を受けないと言える。

(3) 0.5% Mo鋼のクリープ破断力は、565°C、10,000時間放置後には相当に低下するが、480°C、10,000時間では殆んど変化がない。1% Mo鋼のクリープ破断特性は0.5% Mo鋼よりもすぐれている。

(4) 0.5% Cr-0.5% Mo鋼のクリープ破断特性は0.5% Mo鋼と同様である。又クリープ破断力は水焼入焼戻、焼準、焼鈍等の熱処理をしても殆んど変わらない。

(5) アルミニウムで脱酸せるベッセマー鋼と平炉鋼とでは、グラファイトの生成状況が殆んど同じであるが珪素キルド鋼では異なる。アルミニウムとチタンで脱酸せる結晶粒の大きな炭素鋼にはグラファイト生成が認められた。

(6) 硫黄, チタン, コロンビウムはグラファイト生成を妨げるが, 磷, デルコンは全く影響がなかった.

(7) 0.5% 以上のクロムを含有する低合金鋼は, アルミニウム含有量が相当に大きくてもグラファイトの生成が認められない. しかし 0.25% Cr 鋼ではグラファイト生成が認められた.

(8) Mo-V 鋼ではクリープ試験前に 1050°C の温度で熱処理するとグラファイトの生成を減退させる.

(9) 熔接の際の熱の影響を受けた部分では, 10,000 時間高温放置後, 粗大結晶粒の認められることがあるがそれ以上の時間では結晶粒の大きさは殆んど変わらない. 又その部分ではグラファイトが結晶粒界に析出することがある.

(10) 熔接部には多くの非金属介在物が認められるがグラファイトは認められない. (阿部秀雄)

✓ 低炭素鋼の表面状況に及ぼす稀土類元素添加の影響 (J. V. Russell: Journal of Metals, (1954), 6, 4, 438)

鋼に稀土類元素を添加するとインゴットの表面状況を良くし機械的性質を向上することが最近注目されるようになった. 或る種の不銹鋼に対して稀土類元素を添加す

ると高温加工性を良くするし, 鑄鋼に稀土類元素を添加すると機械的性質が改善される.

著者は低炭素鋼のインゴット表面状況, 高温脆性等に及ぼす稀土類元素及びその酸化物の添加の影響に就いて研究した. 稀土類元素としては 22~25% ランタン, 50~55% セリウム, 15~17% ネオヂミウム, 8~10%, その他の稀土類元素の混合物を使用した.

稀土類元素は熔鋼中で安定な硫化物を造り, スラッグに移行するので脱硫作用が大きい. 硫黄存在量が大なるほど此の脱硫効果は大きく, 最低 0.006% S 迄脱硫できる.

又インゴット表面状況は非常に改善されるが, マンガン添加量の多い場合には稀土類元素添加の効果は殆んど現われない.

アルミキルド鋼に対して 2lb/ton 以上の稀土類元素を添加すると, 非常に高温脆性を増し, 熱間加工の際に裂け易くなる. 稀土類元素の酸化物を添加するとアルミニウムの脱酸効果を減ずる.

稀土類元素の酸化物を添加するときは脱硫作用は僅かである. (阿部秀雄)

寄 贈 図 書

(昭和 29 年 9 月以降)

書 名	寄 贈 者	発 行 所
創立 15 周年記念講演集	早稲田大学鑄物研究所	右 同
神鋼 50 年史	神戸製鋼所	右 同
工業用加熱炉上巻 ストリンクス著 鈴木 弘 } 共著 井田 緑明 }	コ ロ ナ 社	右 同
新制金属講座 材料篇: 鑄鉄及磁性材料	日本金属学会	右 同
鑄 鋼 三ヶ島秀雄著	丸善株式会社	右 同
合 金 学 (下) 三島徳七・三島良績共著	著 者	共立出版株式会社
小平勇を憶う	八幡製鉄技術研究所	小平勇回想録世話人会
鍛鋼品不良原因類別	日本鍛鋼会	右 同
米国鉄鋼協会米国鋼材要覧 第1巻, 炭素鋼薄板篇	東洋鋼板株式会社	日本鉄鋼経済研究会
" 第7巻, プリキ工場製品篇	同 上	同 上
" 第9巻, 冷間仕上炭素鋼棒鋼篇	同 上	同 上
" 第12巻, 鋼管篇 (下巻)	同 上	同 上
" 第13巻, 庄延電気鋼板篇	同 上	同 上