

## 抄 録

## 銑鐵の製造

新しい高爐羽口について (Willi Dehne: Stahl u. Eisen, 73 (1953) No. 4, S. 222)

現在一般に用いられている普通の羽口に対してここに紹介されている新しい羽口は螺旋状に銅管を内壁及び外壁に巻きつけたもので冷却水はその銅管中を随意の方向に流れることが出来る様になつて居りその断面図及び写真が示されている。羽口の頭部は主体部と鉄製の水道管でつながれ、ねぢで締めつける様になつている。この頭部が使用中に破損すればこの部分のみ取り換えることによつて直ちに再使用することが出来るので便利である。

次に高炉に実際に備付けて新しい羽口と普通の羽口との冷却水量と冷却水により取り去られる熱量との関係を測定している。その結果は第1表に示す如くで新しい羽口の冷却能は普通の羽口に較べて相当大であり、新しい羽口のスパイラル部は頭部より取り去る熱量は大である。又新しい羽口は冷却水の使用量も少なくてすみ水を節約することが出来る。

高炉操業で大切なことは定常であることだが、實際は数多い要因の為に常に変動がある。高炉のハンギング、スリップもよく起る不定常の一つで、高炉技術者の頭を悩ます問題である。著者はハンギング、スリップの成因に就いて従来の研究の成果を上げ、ハンギングはガスの炉内装入物に及ぼす揚力が主原因を為し、他の原因もあるけれど、結局この時には装入物中を通るガスの圧力降下が大になる事を指摘した。従つて羽口と炉頂間の圧力降下を測定し、これをある適当な値に保つ様調節すれば、ハンギング、スリップは殆んど阻止出来るとした。装入変更による調節が長時間経たねば効果がないのに対して、この様な気体による調節は秒の単位で効果を及ぼし、且又機械化して自動調節出来る点にも注意を喚起した。

Neville Island の吹止め直前の 850t 高炉に差圧調節送風装置を取付け、4 週間に亘つて実験した。先づ差圧調節器の指針を適当な位置に定めると、羽口圧と炉頂圧の差圧がその点以上になれば、炉頂ガス管の弁が自動的に閉ぢる方向に動かされ、炉頂圧が上つて差圧を元に戻し、従つて炉内のガス流速を下げてハンギングの傾向

第1表 種々な操業条件下に於ける冷却水により取り去る熱量の新しい羽口と普通の羽口との比較

羽口	作 業 條 件	羽口の部分	冷却水量 m <sup>3</sup> /hr	冷却水の温度上昇 °C	取り去る熱量 Kcal/hr
新 し い 羽 口	第2爐, 3型 熱風量 980Nm <sup>3</sup> /分 風壓 55cmHg 熱風温度 750°C	スパイラル部	3.74	33.8	126500
		頭部	5.30	14.3	75800
		全體	9.04	—	202300
	上に同じ 冷却水を減圧す	スパイラル部	3.08	37.4	115200
		頭部	2.70	22.8	61600
		全體	5.78	—	176800
上に同じ, 冷却水を減圧す 熱風温度 820°C	スパイラル部	2.71	41.3	112000	
	頭部	2.94	30.8	90600	
	全體	5.65	—	202600	
普通 の 羽 口	第2爐, 2型 熱風温度 750°C	全 體	7.63	16.5	125900
	第2爐, 4型 熱風温度 750°C	全 體	9.43	17.5	165100

(鳥取友次郎)

自動調節による高爐のハンギングとスリップの減少 (Otto J. Leone: Iron and Steel Eng. Vol. 30, No.4, April, 1953. 55~72)

をなくする。もし炉頂圧調節のみで足らぬか、或は炉頂圧が上り過ぎる場合には、自動的に冷風主管の 4" 放風弁が開き、送風圧を下げて調節する。この外、炉頂圧調

節装置もあり、スリップが起つた場合等炉頂圧があまりに急激に上昇すると、8" の放風弁が急速に開いて圧力を下げ、ブリーダーや爆発弁の開くのを防止する。この様にして数週間に亘り、ハンギング、スリップは殆んど起らず、ダストは減り、送風量、送風温度は上り、出鉄量増し、ブリーダーの開く事による空気の汚染の問題も解決された。

尙高圧操業にも言及し、高圧操業のみではハンギングは阻止出来ぬと論じ、差圧調節方式と並用する事を提案している。

続いて同じ高炉の改築直後に行つた差圧調節方式の結果を追加して前の結果を確認し、現在はこの他に他工場を含めて3基の高炉に設置され好成績を上げつゝあると報じている。

送風圧、送風量、炉頂圧、ストックライン、圧力降下等のチャートの写真を掲げて説明しているが、それから見られる限りでは、調節装置の効果は相当顕著であると認められる。(八塚健夫)

### メキシコと瑞典の海綿鉄 (P. E. Cavanagh: Metal Progress. 1953, March (No.3) p. 67)

鉄鉱石の直接還元が最近著しく発達した事に興味を持たれた筆者は製鋼用材としての海綿鉄の製造が年間 50,000t から 200,000t のレベルに達し、而も大部分が瑞典とメキシコでまかなわれて居る現状からこの両国の海綿鉄の製造状況を次の如く紹介して居る。

先づメキシコの状況であるがこの国では Monterrey の Hojalatay Lamina 製鋼工場に依り海綿鉄製造が行われその製鋼の全部がシートバー用リムド鋼塊を造るために電気製鋼炉でスクラップと共に溶解されて居る様な現況である。それは原材料と労働力の値を以てしてもこの海綿鉄がこの地方で得られるスクラップより安価に得られる事と、この海綿鉄によるリムド鋼がオールスクラップ装入のものよりも歩留もよく品質、価格の点で充分に採算がとれるからである。この Monterrey で行われている方法では海綿鉄の1年の生産量は約 10,000t で鉄石は 62%Fe を含み、サイズは 1/4~3/4in で燃料は微粉炭が使用されて居る。キルン中では約 2,000°F の温度に 12hr 保持され製品海綿鉄は 85%Fe である。之がスクラップと共に電気炉に装入されるわけであるが現在の装入割合は約 30% 程度である。1952 年 1 月以降操業は好調で良質な海綿鉄を毎月 600~800t 製造し自工場の電気炉に於て溶解されている。

次に瑞典に就てあるが、この国の鉄鉱石直接還元は其歴史も古く謂わば瑞典の特色とも言ふべき有名なものであつて Hoganas のキルンと Soderfors の Wiberg 炉は世界的な営利操業を続けて来たわけである。そして彼の Jernkontorets と Swedish Ironmater's Association による長年の研究結果は「海綿鉄は鋼の製造にとつて炭鉄よりも寧ろ木炭鉄の立派な代用として満足なものである」との意見が発表されている。而も瑞典の条件下に於ては海綿鉄に依る鋼が炭鉄による鋼よりも安価に得られる事に加えて減少しつつある木炭鉄供給の対策として海綿鉄製造工場建設が計画されているとの事である。Hoganas の工場では粉鉄を造るために海綿鉄を製造しているが Soderfors の Wiberg では高品位、高合金鋼を電気炉にて製造する為の原料として海綿鉄を製造して居るのである。現在では Sandviken で操業されているが各地でこの Wiberg の炉が計画され近き将来に於ける瑞典の海綿鉄生産額は年間 120,000t にも達し大部分特別な鋼製造に供されるであろうと言われている。又ここでは酸性、塩基性平炉及び酸性、塩基性電気炉等各種の炉に海綿鉄が使用されて居る。尙、直接還元の新しき方法として水素の利用が提唱されて居るのは興味あることである。トンネルキルンと Wiberg 炉を比較すれば前者は労働力が安価で電力及び天燃ガスの高価な所で利用され Wiberg 炉は労働力が高く電力及び天燃ガスの安価な所に発展するものとされている。

結論としてこの海綿鉄はアメリカでは感情的にすら容れられない様なものであるが、要するに鉄鉄やスクラップにとつて代るものではないが、電気炉製鋼でこの使用を経験したものはスクラップのみによる製品には得られない特性を見出すであろうことを指摘して居る。

(谷 昌博)

## 鋼の製造

### 溶鉄における C 稀薄溶液の熱力学的研究

(F. D. Richardson & W. E. Dennis: Trans. Faraday Soc. 49 (1953) 2, p.171)

CO-CO<sub>2</sub> 混合気体と溶鉄の平衡  $[C]+CO_2 \rightleftharpoons 2CO$  を取扱つた論文である。従来のこの系の研究は熱力学的計算に充分なデータ、精度を与えていない。

CO<sub>2</sub> はポンプより、CO は CO<sub>2</sub> を 1150°C の黒鉛を通過させて得ている。高品位純鉄と黒鉛をマグネシア坩堝を用い真空又は Ar 気流中で溶解し、その実験条件で平衡組式と予想される C 量に対し大体 0.1% 高い

Cと0.1%低いCの試料を用意し、この2grをアルミナ(>99% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), マグネシア97% MgO), 或はライム(99.9% CaO)のボートに載せ、予熱されている再結晶アルミナ反応管に挿入する。この間酸化を防ぐため N<sub>2</sub> 気流で試料は保護される。実験温度に至れば既知組成のCO-CO<sub>2</sub> 混合気体を通じ1~3時間後、これを flushing gas に切り換えて水冷式黄銅管中に溶鉄を押し出して急冷する。測温はボートに細孔を穿ち、これを通して光学高温計で読む。なおこの温度計は1200~1600°Cの範囲でPt-Pt-Rh 熱電対で補正されている。実験温度は1560, 1660, 1760°Cであり p<sup>2</sup>co/pco<sub>2</sub> は100~800である。CO, CO<sub>2</sub>とC間の平衡は気圧によつて変るから N<sub>2</sub> と反応の back-pressure の影響に対する補正が大気圧とCO/CO<sub>2</sub> 比から p<sup>2</sup>co, pco<sub>2</sub> を計算する時に折込まれている。

[C]wt.% は pco<sup>2</sup>/pco<sub>2</sub> の増すにつれて、僅かに上に凸状を示し乍ら増加し温度の低い程甚だしい。1660°C以上ではアルミナ、ライムはよく一致しているが、マグネシアはそれらに比しかなり低い[C]を与えるがこれは MgO の還元の影響である。

純鉄とβ-黒鉛を標準状態にとればCの活量 a<sub>[C]</sub> は p<sup>2</sup>co/pco<sub>2</sub> = K a<sub>[C]</sub> から計算でき、Kの値は Selected Values of Thermodynamic Properties (National Bureau of Standards) Series 3, 1948~49 から引用する。a<sub>Fe</sub> は Gibbs-Duhem の式により図的に求めている。a<sub>[C]</sub> は温度によつて影響される事少ないが、温度が高くなるにつれCの溶解度が増し、従つてCの活量係数はわずかに減少する。ヘンリーの法則から負に偏倚し1760°Cで1.5原子%を越えると偏倚が顕著になる。a<sub>Fe</sub> は1560~1760°Cでは温度に独立であり、僅かにラウールの法則より負に偏倚する。log<sub>10</sub>a と 1/T のプロットから微分的分子生成熱 ΔH̄, エントロピー ΔS̄ を計算できる。

原子% C	ΔH̄ <sub>C</sub> K-cal	ΔS̄ <sub>C</sub> Cal/deg	ΔS̄ <sub>ideal</sub> Cal/deg
	(±2.0)	(±1.2)	
1.0	6.4	13.32	9.15
2.0	6.4	11.82	7.77
2.5	6.4	11.27	7.33

ΔH̄<sub>Fe</sub> は a<sub>Fe</sub> が温度に独立な事から ΔH̄<sub>Fe</sub> = 0 であるから C 1gr 原子を溶解させる溶液の積分生成熱は 6.4 Kcal である。

更にオーステナイト中のCに対する Smith & Darken の統計力学的モデルを引用し、隣接格子空間に2ヶ

のC原子を持ち来るに要するエネルギー即ち反撥エネルギーとして3.5Kcalを得ている。この値を用いて1560, 1660°Cの p<sup>2</sup>co/pco<sub>2</sub> - [C] の関係を逆算して見ると実測値と大体良い一致を示す。(新実稔生)

### Fe-C-S 系溶液について (D. A. Spratt, J. A. Kitchener: J. Iron and Steel Inst., 172 (1952) 383)

製鋼反応への物理化学の応用については近年ガス-メタル, ガス-スラッグ, メタル-スラッグ間の反応の平衡恒数の計算に対して、これら種々の溶液は全て理想溶液であるという仮定即ち Raoult の法則に従うという仮定の本に計算されているが、この様な方法は高温に於ける金属や珪酸溶液の熱力学的挙動についての正確な知識が得られないこととなり避けられない仮定であり、活動係数も溶質間の相互作用についての定量的な解釈が得られるまでは経験的方法によらざるを得ないと述べている。活動係数は直接測定された温度及びその溶液に対してのみ応用され、組成の異なるものについてはその値を計算することが出来ないし、又その変化の方向でさえも予測することは困難である。例えばCとSiは溶鉄中のSの activity を増加するが Mn は減少する。

本実験ではモリブデン炉中で黒鉛ルツボ(灰分<1%)にて電解鉄を用い、5% H<sub>2</sub> を含む N<sub>2</sub> ガスを通して溶解した。温度は補正せる光高温計で測定し、試料は2~3mmφの薄肉のシリカチューブ中に溶鉄を吸い込み水冷することによつて採集し組織検査と化学分析を行った。Sの存在しない時は溶鉄を攪拌することなしで約3hr. 後C含量は一定となり、組織は外部から0.3mmの範囲のみ針状セメントイトを示し内部は片状黒鉛とパーライトよりなつている。Sが存在する場合は攪拌を行わないと6hr. でもCは飽和に達せず、少くとも15~20hr. が必要で、攪拌すれば1½hr. で達せられた。この際の試料の組織は中心部でさえも共晶の地に細い、FeSの不純物を含む針状セメントイトを示した。中冷却しても黒鉛は全然認められず0.5~1.0% Sでは黒鉛の析出を全く阻止すると思われる。

1200~1700°Cで[S]%を含む溶鉄中の黒鉛の溶解度は次の式によつて与えられる。

$$C\% = 1.19 + 0.00262t - [S][1.67 - 0.001(t - 1200)]$$

即ちSは溶鉄に於ける黒鉛の溶解を遅くし、黒鉛の生成を阻止する。その原因については未だ充分知られていないが著者は黒鉛とSが安定な「表面化合物」をつくるという仮定をたてて黒鉛核の生成を邪魔するという説明をしている。

最後にセメントには少量の FeS を高温で溶解し微小の FeS 不純物が低温でセメントから分離することを顕微鏡組織によつて示している。(鳥取友治郎)

**溶鐵と耐火粘土, マグネシア, コランダムからなる爐内張りの間の電気抵抗と起電力の測定及びそれらの酸化物のサーモケツテの構成に関する測定**

(W. A. Fischer u. R. Schäfer: Arch. für Eisenhütt., 24 (1953), 3/4, 105~111)

12kg 高周波誘導電気炉中に耐火粘土, マグネシア, コランダム坩堝を作り, その内壁より 6, 12, 20mm の処に 0.6mmφ の Pt 電極を埋め込み, スエーデン鉄 (C: 4%) を溶かしてその中に C 電極を挿入し, Pt 極との間の電気抵抗と EMK を測定した。前者は Firma Philips, Philoscop 式のブリッジにより, 後者は 50, 000Ω の抵抗を直列につないだ mV メーター又は真空管電圧計により測定し, 測温には Pt-Pt-Rh 熱電対を用いている。なお両計器による EMK の値は測定誤差範囲内において一致している。

溶鉄 1350°C における電気抵抗値は測定開始後何れも約 2 時間後に安定して来るが, これは組成及び焼結状態が安定した事による。Pt 極 6mm の位置では耐火粘土 マグネシア, コランダムの順に 40, 000, 10, 000, 12, 000 Ω を示し 12mm になると抵抗は倍増している, C 極 (陰極) と Pt 極 (陽極) との間の EMK (mV) は第 1 表の如くであり, Pt 極の位置が遠い程 EMK が大きいのは遠い程温度低下が甚だしく, 熱起電力が重なつて来るためである。この熱起電力を消去するために,

第 1 表

Pt 極位置 内張材料	Pt 極位置	
	6mm	12mm
耐火粘土	600	1100
マグネシア	220	170
コランダム	100	180

① タンマ炉中で, 外径 38mm, 内径 15mm の坩堝を用い, 内壁より 6mm の処に Pt 極を埋め込ん

で前と全く同様の実験を行う。この場合に溶鉄と Pt 極の間の温度差は 10°C 位である。電気抵抗はそれぞれ前の値に比べて 1/10 位に小さい。この事は温度差の小さなことに帰する。

② サーモケツテを構成する。即ち前記材料で 30mm φ×60mm の円筒を作り, 再底面よりそれぞれ 12mm の位置に Pt 箔を埋め, それに Pt-Pt-Rh 対を溶接した。この両極に 150°C までの温度差を与えてその熱起電力を測定する。温度差と EMK は各場合とも直線的関係を示し, dE/dT は耐火粘土; 0.57, マグネシア; 0.42, コランダム; 0.28 であつた。次に 12mm 間隔における電気抵抗を 400~1600°C の範囲で測定した。耐火粘土では 450°C; 10<sup>7</sup>, 1400°C; 2600, マグネシアは 450°C; 10<sup>7</sup>, 1500°C; 60, コランダムは 700°C; 10<sup>7</sup>, 1550°C; 7×10<sup>8</sup>Ω であり, 温度と抵抗の関係はそれぞれ 800°C, 925°C, 1200°C を析点とする 2 本の直線群からなる。

以上の三方法による EMK を総合すると第 2 表の如くなる。

この EMK の原因として溶鉄中の C による FeO, SiO<sub>2</sub> その他不純酸化物の還元が考えられる。コランダムの EMK が最小を示すのはこのためである。実際, 耐火粘土製坩堝中の溶鉄に Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を加えてその還元力を弱めると EMK は減少し, 遂に零を示し, 復炭すればもとの EMK を再現する。マグネシア, コランダム坩堝に Cu を溶かしておき, これに鉄鉄を加えてゆくと EMK は増大し, 遂には飽和してその温度における溶鉄固有の EMK に達する。(新実稔生)

### 冶金學的方法としての分析化學

(W. Koch: Stahl und Eisen, 72 (1952) Heft 18 1056)

製鋼過程に行われている化学反応や鋼材の様々な性質を研究するためには, 唯個々の成分濃度を知るのみでは不十分であり, 更にそれらの成分が如何なる形で存在するかを明らかにせねばならない。この点について P. Klinger 及び W. Koch の研究した所謂“冶金學的

第 2 表

坩 堝	溶鐵温度 °C	Pt 極位値 mm	高周波爐の場合 C-Pt 極間温度差	EMK mV			
				高周波爐	熱起電力	タンマン爐	(高周波爐)-(熱起電力)
耐火粘土	1350	6	350	600	224	450	376
マグネシア	1352	6	270	220	117	160	103
コランダム	1350	6	190	100	57	40	43

分析法”は新しい分野に属するものとして注目される。これは鋼中の炭化物、酸化物、窒化物等を分離させ、これらの各構成成分につき微量分析法に依る組成の決定、顕微鏡組織、X線的研究等を行わんとするものである。この方法に依り先に Mn, Si, Al の共同脱酸剤を加えた場合の脱酸生成物の組織、脱酸反応の研究等を行つたが (W. Koch, H. Wentrup und O. Reif; Arch Eisenh., 22 (1951) 1/2, 15), 更に本論文に於いては脱酸生成物と溶鋼との間は平衡に達しているかどうかという問題を中心にして調べた結果が報告されている。

[O]=0.2% の溶鋼に 1600°C に於いて脱酸剤 (49% Si, 24% Mn, 0.4% Al) を 0.1, 0.2, 0.5% 加えた場合を調べた。脱酸剤 0.1% 添加のときには Fe, Mn の多い融点の低い珪酸塩 (SiO<sub>2</sub> 約 20% を含む) 介在物が生成される。脱酸剤が 0.2% になると脱酸剤を加えた直後に出来る Fe, Mn の多い色のついた珪酸塩を透明な珪酸ガラスで包んだような介在物が出来るが、0.5% になると内部に多少 Fe, Mn 珪酸塩を含む珪酸ガラス介在物が出来る。鋼中の酸素の分析値を Körber 及び Oelsen の求めた平衡値と比較すると、0.1%, 0.2%, 0.5% と脱酸剤を増すにつれて、平衡値よりも夫々 1.25 倍, 3.0 倍, 5.7 倍程度高い値を示す。これは脱酸剤を加える程凝集、浮揚し難い、SiO<sub>2</sub> の多い介在物が出来て鋼中に残留する介在物の割合が多くなることを示すものである。

分離した介在物の分析値を求めると、これに依つて溶鋼と酸化物との間の化学反応乃至は平衡の問題を研究することが出来る。Si 及び Mn に依る脱酸反応の平衡恒数  $K_{Mn, Si} = (MnO)^2 [Si] / [Mn]^2$  をこの方法に依つて求めると、 $K_{Mn, Si}$  は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加と共に小さくなる。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=0% に外挿した値は大体 15~16 であり、Körber 及び Oelsen の求めた SiO<sub>2</sub> 飽和の場合の 1500°C の値と近似的に一致している。前に報告した結果をも総合してみると、結局酸化物介在物が液状の場合には大体溶鋼と平衡していると考えられるが、介在物が固体の場合には平衡状態まで反応は進んでいないことが分つた。同様のことが SiO<sub>2</sub> の Al に依る還元反応についても導びかれた。

Al は脱酸の他に脱窒の作用をもする。Al を増加してゆくと共に介在物の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/SiO<sub>2</sub> が大きくなってゆき、又窒化物として存在する N は介在物中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加と共に増加してゆく。これらのことから Al は先づ鋼中の酸素と結合して Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> となり、更に珪酸塩介在物と反応し、残つた Al が鋼中の N と反応して窒化物を形成

するものと思われる。(森 一美)

熔銑に酸素吹入による脱珪

(J. of Metal, March, 1953, p.396)

平炉の脱炭には酸素吹入で成績を上げている。B.F の地金を取鍋に入れ、酸素吹入での脱珪の研究は余りすすんでない。The French Iron & Steel Research の研究によると酸素吹入によつて、熔銑中の Si を 0.4% に脱珪している。平炉での脱炭では 1.0~0.9%O 程度であると、能率的で 0.01% 下げるのに Metal t 当 1~2(ft)<sup>3</sup> の酸素完全行われるが 0.05%O の低炭素量には 40~60(ft)<sup>3</sup> の多量酸素を要するので非能率的である。これの両反応の生成物を CO ガスとすると、今仮りに 0.01%O を下げるのに平均 3.15(ft)<sup>3</sup> を要するとすれば

O 0.05% の材料では酸素能率は 6~8%<sub>10</sub>。

O 0.9~1.0% の材料では<sup>10</sup>は 157~315%。このように 100% を超えるのは化学反応の外に Babbling effect のため前三法と異なり、Non-Immersed type で、高圧酸素を用いている。依つてランスの熔落ちがないので耐火被覆の銅管を用いている。この方法でスラッグの Deposit にて鐘乳石の如きものを Lance の先きに生じたが酸素量を減少して 100(ft)<sup>3</sup>/metal ton になると全然なくなつた。この鐘乳石の発生をなくすると Si の除去の能率が甚だよい。

項目	2 ランス 吹入を 取鍋中で	One Non-Immersed Lance			
		単孔 ノズル	多孔ノズル		
			石灰無	石灰無	石灰添加
吹入圧力	30—70	170—210	170—210	—	170—210
酸素/噸	160	90	160	215	160
脱珪 %	0.25	0.19	0.24	0.31	0.30
脱マンガン %	0.08	—	0.07	—	0.08
Fe の Loss /ton	18#	9	11	17	17
温度上昇	65	45	65	80	65

Agitation を起して、物理的影響を大きくしたためである。

平炉脱炭と取鍋地金の脱珪とを比較すると

① 平炉地金は Active slag と共存しているところへ酸素吹入を行うので充分脱炭反応を行う。又平炉浴は浅く、表面面積が大であるために脱炭反応速度は大である。

② 取鍋中の地金は Inert であり、スラッグも Fo-

amy で理論空気量の 2.5 倍も吹入れねばならぬ。こゝで石灰を加えると酸素能率は上昇して来る。酸素吹入によつて出来た  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{MnO}$ ,  $\text{FeO}$ , etc は Slag 中に含有され、地金への酸素移動を極く少量のものとする。脱珪は脱炭に比し能率の低いことは今後研究の予地がある。脱珪操作は次の 4 方法によつて研究した。

(A) 傾斜ランスを Metal-Slag interface に突き入れる。

(B) 垂直ランスを metal 中に突き入れる。

(C) B.F 炉より取鍋に注入時に垂直酸素吹入を行う。

(D) 垂直に高圧酸素をスラッグ上より吹き入れを行う。(Non-Immersed type)

(A) 法はランス熔けて困る。スラッグがランスに密着すると Lance の熔けることが減少した。Metal 中にランスを入れると熔けるし、又軟化屈曲する。Lance の熔けるのは  $100(\text{ft})^3$  の吹入れで  $16''$  もあつた。取鍋の底まで熱を加えるには  $7(\text{ft})^3$  metal ton が必要である。この結果をあげると

① 酸素能率は  $180(\text{ft})^3/\text{metal ton}$  まで 40% であり、これより多くなると、能率は低下する。

② Si と Mn の酸化量を比較すると Si 酸化:Mn 酸化 = 3:1 である。

Initial content Si=0.70%, Mn=0.33%

After oxidized Si=0.47~0.48, Mn=0.25~0.26%

Fe 及び C の酸化は very small である。

(B) Lance に耐火粘土被覆を行つている。それで熔けたランスの長さは  $1\frac{1}{2}''$  しかあつた。若し Metal に Lance がはいると、 $1\frac{3}{4}''$  の熔落ちとなつた。酸素圧力は 42 Psi. Fe の酸化は 1% 以下の僅かであり、Si の酸化熱による温度上昇は  $58^\circ\text{C}$  であつた。

$$\text{酸化比率} = \frac{\text{Si酸化量}}{\text{Mn酸化量}} = \frac{0.70 \sim 0.45}{0.31 \sim 0.23} = 3$$

この方法では Fe の analysis に Variation があり、部分的の温度差が甚だしい。

(C) B.F より取鍋への注入時に酸素吹入を行う。この方法では注入がまずにつれて、Metal 中の Lance はとけるから位置調整は自然にうまく行われる。Ladle filling 中で酸素吹入をやつているので脱珪の全時間は減少している。

Metal analysis をあげると

	Si%	Mn%
Initial metal	0.70	0.31

$160(\text{ft})^3$ 吹き入れ後	0.45	0.23
Bath Surface	0.45	0.23
2/3 Bath depth	0.45	0.23

場所による成分差小。

Lance の熔落ちは注入速度によつて異なるが大體  $1\frac{1}{2}''$  である。酸素吹入による Spitting が減少した。

(大西信三郎)

高 Cr 鋼におけるオーステナイト→マルテンサイト変態の安定化 (S. C. Das Gupta, B. S. Lement; Journal of Metals, Vol.5, 1953, No.4 530~536)

恒温変態によるマルテンサイトの生成現象が最近の文献で報ぜられているが、15% Cr, 0.7% C 鋼についてオーステナイト→マルテンサイト変態の特性を明かにするため本研究を行つた。試料を  $1275^\circ\text{C}$  より  $5^\circ\text{C}$  の食塩水に焼入れて炭化物を完全に固溶せる均一なオーステナイト組織にした後、常温時効 (例えば  $500^\circ\text{C} \times 20\text{hr}$ ),  $500^\circ\text{C}$  以下で再加熱、一旦 Ms 点以下の Subzero 温度 ( $-150^\circ \sim -197^\circ\text{C}$ ) に冷却直ちに Ms 点以上 ( $-40^\circ \sim +60^\circ\text{C}$ ) に保持、Ms 点以下 ( $-70^\circ \sim -80^\circ\text{C}$ ) で冷却を中断しその温度に保持、Ms 点以下 ( $-70^\circ \sim -100^\circ\text{C}$ ) の Subzero 処理で一部マルテンサイトを生成せしめた後 Ms 点以上 ( $+20^\circ \sim +500^\circ\text{C}$ ) に保持後夫々の先行処理に引続いて最終の Subzero 処理 ( $-130^\circ \sim -197^\circ\text{C}$  に冷却、恒温保持後  $20^\circ\text{C}$  の水に upquenching) を行い、これら処理の過程で生成するマルテンサイトの量を linear analysis で測定し、その結果を焼入後直接 subzero 処理したものと比較して、先行処理が最終の subzero 処理におけるオーステナイトの安定性に及ぼす影響を追求し次の結果を得た。尚この場合の Ms 点は  $-65^\circ\text{C}$  である。

(i) 常温時効や再加熱の場合の様に変態が全く起らなければ、その後の subzero 変態に対するオーステナイトの安定化は認められない。

(ii) Ms 点以下の冷却中断で少量のマルテンサイトを生じたものは、その後のより低い subzero 温度への冷却変態に対するオーステナイトの安定性を増大する。しかし冷却温度が  $-197^\circ\text{C}$  の場合は、この温度における短時間保持でマルテンサイトが爆発的に発生する。冷却中断で発生したマルテンサイトは試料の中心部に多く現われ、普通の針状である。爆発的生成によるマルテンサイトは "zig-zag" 状で主として中心部以外の部分に現われる。

(iii) Ms 点以下の冷却中断で発生するマルテンサイ

ト量が臨界値をこえると、その後の subzero 処理におけるオーステナイトの安定性は増大し、冷却変態は完全に抑制されるが、恒温保持するとマルテンサイトが生成する。

(iv) Ms 点以下の冷却でマルテンサイトの生成せるものを Ms 点以上に加熱すると、加熱温度の高い程、又加熱時間の長い程、その後の subzero 処理におけるオーステナイトの安定性が増し、且永續する。

(v) subzero 処理前の 500°C 加熱では、予めマルテンサイト化が起つていないにかゝらず、炭化物の析出による残留オーステナイトの調整が起り、その後の冷却における変態を容易にする。

尙以上の諸現象を主として reaction-path theory の適用によつて説明し、歪み核の弛緩がオーステナイト安定化の主因であること等を示した。(立川逸郎)

### リムド鋼の歪時効に及ぼす V 及 Cr の影響

(W. R. D. Jones, G Coombes. J. Iron & Steel Inst vol. 174 part 1. May. 1953. pp. 9~15)

低 C Rimming Steels の歪時効、Rimming action 及び機械的性質に及ぼす少量の V 及び Cr 添加の影響を記述した。鋼塊は 16lb H.F. 炉で溶解し 54% の Fe-V で最高 0.25%迄 V を加え鑄鉄鑄型に注造し、鍛造の後 20-S.W.G のストリップに圧延、680°C で 20hr 光輝焼鈍の後圧延方向に切つて試料とした。以上の予備実験について、平炉の取鍋からとつた 10t 鋼塊、Bessemer の 8t 鋼塊で実験した。これらの場合添加元素は造塊時に鑄型内で加えた。

V の添加によつて無時効 Rimming St. を作ることが出来る。それに必要な V 添加量は窒素含有量によつて変化する。高窒素の場合 (Bessemer steels の如く) にはこれが Rimming action に影響するほどになることがある。併し普通の平炉鋼では V の残留量は 0.03% 程度が要求され、これを達するためには鑄込時鑄型の中に 0.05%V を Fe-V として加えればよい。この量は Rimming action に大した影響を及ぼすことはない。この結果は V 処理 Rimming St. に対する Epstein の主張を証明する。併しながら彼が suggest した Cr の添加による無時効化は不能である。

市販の V 処理 Rimming St. は plain な低 C St. と同じ熱処理をしてもよいが、機械的性質の改善は hot roll の後水を spray し、また cold reduction の後 plain な低 C St. よりも僅か高い温度で焼鈍することによつて得られる。

V は鋼中で窒化物をなすことによつて窒素を固定するのでこれが歪時効を抑制する理由と考えられる。この窒化物は 700°C 以上で分解する。このため余り高い温度で焼鈍すると歪時効をうけるようになる。(木戸行男)

焼戻脆性に就て (B. C. Woodfine: Journal of the Iron and Steel Institute Vol. 173, 1953 p. 240~255)

低合金鋼を焼入焼戻して -200°C ~ +200°C 間で V ノッチ衝撃試験を行うと、脆い状態から靱い状態へ移り変る。此の靱い状態から脆い状態へ変る試験温度を変移温度としている。焼入焼戻 (焼戻後は水冷) せる標準処理の場合の変移温度と脆化処理 (脆化後は水冷) を行つた場合の変移温度の差を脆性 (embrittlement) としている。

靱性のある状態の破面は劈開面破断を示し、脆い状態の破面は粒界破断であつて、其の間は両者が混じている。

飽和ピクリン酸水溶液で腐蝕すれば靱性のある状態は結晶粒界が見えないが、脆い状態ではオーステナイトとフェライトの夫々の結晶粒界を示し、その粒界は電子顕微鏡で巾を持つた溝と小粒子が見える。

Ni-Cr 鋼 (0.33% C, 2.92% Ni, 0.87% Cr) にて焼入焼戻後 500°C で脆化すると、保持時間 15 分より 128 時間まで) の増加に従つて脆性は増す。550°C の脆化にては 8 時間保持で脆性は max に達する。575°C の脆化にては保持時間 1/2 時間で max となる。又更に高い温度の脆化にても僅ではあるが脆性を示す。ペーナイト組織及びパーライト組織にても脆性を生じるが、マルテンサイト組織の場合より、組織の差に従つて脆性は次第に減少する。オーステナイト結晶粒度の増加は焼戻脆化の量と脆化の割合の両方を増す。500°C と 550°C 或は 550° と 500°C と一定時間づつ二回脆化処理を重ねると、二回目の終りの処理の場合の脆化処理に支配される。

Ni-Cr 鋼に Ti を添加 (C 0.35%, Ni 3.3%, Cr 1.0% に Ti を 0.47% 及び 1.50% 添加) した場合は焼戻脆性を阻止しないばかりでなくむしろ増加の傾向にある。

鉄-Al-Ti 鋼 (C 0.36%, Al 0.58%, Ti 3.20%) にては 525°C 24 時間の脆化で測定値はばらついている。此の鋼には Ti-炭化物、Ti-窒化物が析出している。しかし脆い状態でピクリン酸水溶液で結晶粒界は腐蝕されず、破面も劈開面破断を示すのであつて、此の論文で扱つている脆性とは異なるものである。

Ni-Cr 鋼に Al を添加 (C 0.51%, Ni 3.24%, Cr 1.20%, Al 0.95%) した場合には焼戻脆性を阻止しない。

Ni 鋼 (C 0.28%, Ni 3%, P 0.010%) にも極く僅であるが脆性を示す。

Ni 鋼に P を添加 (C 0.27%, P 0.134%, Ni 2.94%) する場合には脆性を増す。

Ni-Cr 鋼 (C 0.33%, Ni 2.92%, Cr 0.87%) にて液体窒素 (-196°C) で低温抗張試験を行うとき標準処理 (850°C 油冷 650°C 1時間水冷) せるものは常温の抗張試験値と大差なきも、之を 500°C で 32 時間脆化処理を行うと絞りか約 40% 減少し脆くなる。

焼戻脆性の理論は種々あるが、化合物の析出に依ると云われている。ピクリン酸水溶液の腐蝕に依り結晶粒界は犯されて電子顕微鏡で検鏡すれば薄と小粒子を生ずる。之等は腐蝕時間の増加に依り薄の巾は大きくなり小粒子の数は増す。此の事は腐蝕が粒界に於ける matrix の組成の変化に依ることを示している。又これは或る溶質原素がオーステナイトとフェライトの両方の結晶粒界に偏析していることを示唆している。此等二つの組合せでは焼戻脆性が生じるものと想像される。(井田 隆)

#### 内面あるいは外面の高圧窒素硬化法

(R. L. Chenault & G. E. Mohnkern: Metal Progress, 63 (1953). No. 4, 97~105)

高圧窒化法とは、アンモニアガスを入れた密閉容器を高圧の下に加熱して窒化を行う方法で、従来の方法に比し、特殊な炉設備を必要とせず、ガス消費量は 95% 節約できる上、操作も簡単で極めて経済的である。

一般に窒化は鉄の触媒作用の下に  $\text{NH}_3$  の分解によつて起るのであるが、適当な高圧下に於いては触媒によりその逆反応も起り、その両反応の平衡は温度、圧力によつて決まるのである。本方法に於いては分解反応及び逆反応が循環的に起つて窒化が進むものと思われる。

先づ、窒化に及ぼす圧力の影響を見るに、アンモニアガス圧が 100 から 200 psi に増すに従つて、窒化速度及び最高硬度は著しく増加するが、200 psi 以上 2,000 psi の間では圧力の増加の効果は余り顕著でない。多くの実験結果によればガス圧は 400 psi が最も適当であるが、一般的には 200~800 psi の範囲内で窒化を行うのがよい。

普通の窒化法の場合と同じく、処理温度が 1000°F 以下の場合には、窒化速度は極めて遅く工業的には適当でない。しかし温度を上げると窒化速度は早くなるが硬度は著しく落ちる。最高硬度を得るには 1000°F が最適であ

る。市販の窒化鋼を温度 1000°F、圧力 400 psi 及びそれ以上で 15hr 高圧窒化した場合の硬化深さは 0.009~0.010in, 最高硬度は 1150~1250 V.P.N. に達する。

普通の方法に比して処理時間 4hr の場合は窒化速度早く、それ以上では窒化速度は徐々に減じ、45hr では普通の方法とほぼ同じとなる。60~90hr ではかなり普通の方法より遅くなる。

ガス圧は 4hr 後に最大になるが、これは窒素が鉄の表面と結合する速度以上の速さで分解が起るためである。

時間が進むにつれて  $\text{H}_2$  濃度は略 30% 位で平衡を保つ。(白井直人)

#### Sub-zero 温度における Austenite の分解に及ぼす合金元素の影響—I

(J. O. Ward, M. D. Jepson, J. R. Rait: J. Iron & Steel Inst. vol. 170 part 1, January, 1952. p. 1~10)

焼入鋼中の残留 austenite の sub-zero cooling による分解 (martensite 化) が焼入から sub-zero cooling までの時効によつて影響をうけることは文献によつて報告されているが、これらの現象に及ぼす合金元素の影響を系統的に検討するのが目的で、先づ予備実験として 1% C, 0.3% Mn 鋼に Mn, Cr, Ni を夫々単独に 2.5, 4, 4.5% まで加えた試料に 900°C より油焼入→常温時効 (2~10,000min)→-78°C 1hr sub-zero 処理なる一連の熱処理をあたえ sub-zero cooling による残留 austenite の分解量を熱膨脹、常温磁気の測定、検鏡によつて求めた。その結果はいづれの場合も時効時間が長くなると、残留 austenite の安定性は増して sub-zero cooling による残留 austenite の分解は少くなる。Mn は油焼入後の残留 austenite を増加するが、その大部分は sub-zero cooling で分解する。又 Mn は時効の影響を減少する。Ni は Mn と同様の影響を及ぼすが Mn 程著しくない。Cr は前二者とは逆に残留 austenite の安定度を増し、sub-zero 変態量を減少する。

次いで常温磁気の測定によつて判定した残留 austenite 量を検鏡法により check し、又焼入温度と sub-zero 変態量との関係を 2~6%Mn 添加のものについて測定した後、1% C, 0.3~10% Mn の試料に予備実験と同じ熱処理 (但し 焼入温度は 950°C) を施して sub-zero 変態に及ぼす Mn の影響を詳細に検討し、次のことが判明した。Mn は 950°C 油焼入後ならびに sub-zero 処理後の残留 austenite を夫々増加し、前者では



6% 以上で又後者では 9% 以上で夫々完全な austenite 組織がえられる。sub-zero 変態量は主として油焼入後の austenite の量とその安定度に左右されるが、測定結果は変態量が Mn 4% までは増大し、4% をこえると減少し 9% 以上では 0 となることを示した。

即ち Mn 4% までは油焼入後の austenite 量増加の影響が安定度増大の影響に勝るためであり、4% 以上では

逆になつて後者の影響が前者より大きく作用するのが原因である。常温時効の sub-zero 変態に及ぼす影響は著しくない。

尙 sub-zero 処理の冷却剤には過剰の固形 CO<sub>2</sub> を添加した標準 pentane を使用したが、これによつて急速冷却ならびに -78°C における確実な温度保持が可能であつた。(立川逸郎)

### 論説御寄稿に際してお願い

御寄稿の際寄稿規程を無視されたものが往々ありまして編集に手間取りますので必ず規程に従つてお書き願います。(寄稿規程は本會所定の原稿用紙に印刷添付してあります)。尙下記の點特に御配慮願います。

1. 原稿用紙は必ず本會所定の用紙又は同一寸法の 400 字詰用紙を御使用のこと。
2. 専門家以外の印刷工、文選工にも判るように原稿は明瞭に、特に符号、数式、ギリシャ文字等は丁寧明確に御執筆のこと。従つて普通の事務員に消書を命ぜられた時は必ず御点検の上御寄稿のこと。
3. 論文中図表の挿入個所は必ず御指定のこと。
4. 欧文シノブシは外人が読んで判るように御推敲御執筆のこと。尙邦文の欄類及び要約と欧文の欄類及びシノブシとは成るべく一致するように訳出のこと。
5. 学位所有の方は原稿に附記されたし。
6. 別刷御必要の方は御寄稿の際原稿に其の旨記較されたし、発行後の御要求には応じ兼ねます。尙、別刷は実費のお支払を要します。

### 正 誤 表

鐵と鋼 第 39 年 第 10 號 論説：高速変工具に関する研究 (XVI)

	(誤)	(正)
p.1177	左下より 4 行目 正	比
p.1178	左上より 10 行目 熱戻焼入	熱浴焼入
p.1178	右下 写真 No.2 の写真	写真 No.3 の写真
p.1179	左上 写真 No.3 の写真	写真 No.2 の写真
p.1180	右下より 19 行目 完	安
p.1180	右下より 17 行目 関	間
p.1181	第 1 表 (2) 左下 gr	hr