

抄 録

—製 銑—

石灰添加焼結銑の特性と熔銑炉操作の改善

(R. K. Glass: Blast Furnace and Steel Plant, 46 2 (1958) p. 198~204)

1940年7月 New York の Troy の熔銑炉で Chateaugay の磁鉄銑を原料とした焼結銑を用いたところ、生銑降りがあり、炉温は下り、その対策として塩基度を変えたりコークスを増したり、種々手段を講じたが出銑量の低下は避けられなかつた。そこでマンガン銑石と酸性転炉滓を加えて Chateaugay 銑石の配合率を低めた焼結銑を作つたが抜本的解決を得ずして今日に到つている。そこで根本的に机上実験からこれを追究するために比較試料として3種(A, B, C)の磁鉄銑焼結銑と塊状赤鉄銑を用い、まず、1112, 1500, 2012°F で水素還元実験を行つた。その結果を例示すると Table 1 の通りであつて、1500°F で 95% 還元に要する時間は Chateaugay 焼結銑が最も長く、A, B, C の各試料より2.4倍、赤鉄銑より11.4倍にも達した。これは他の還元温度でも傾向は変らなかつた。またこれらの試料を粉碎して還元試験したが同様の傾向を示した。

Table 1 1500°F における還元時間(mn)の比較

試験番号	80%	85%	90%	95%
1. 赤鉄銑塊	6	7	8	10.4
2. 磁鉄銑焼結銑A	19	27	32	55
3. 同 上B	19	23	30	45
4. 同 上C	19	24	32	45
5. Chateaugay 焼結銑 No.1	35	46	63	104
6. 同 上 No.2	27	34	50	125

そこで、顕微鏡による観察をしたところ Chateaugay 焼結銑にはガラス質珪酸塩マトリックスがあり一次の磁鉄銑結晶以外に珪酸塩から冷却過程に析出した二次の磁鉄銑結晶が出ており、かなり緻密である。これに反し、A, B, C 試料では磁鉄銑結晶は小さく、拡散型結合であり気孔に富んでいる。よつて、石灰石やドロマイトを添加して焼結銑を作ると、これらがガラス質珪酸塩と反応しこれを無くすることができた。たとえば CaO 3% 以上含有した焼結銑は、発生した CO₂ のために磁鉄銑結晶の一部は酸化され赤鉄銑となりこれがスデ状に粒界に現われ、気孔も多い。

実際熔銑炉に装入した結果では、焼結銑中の CaO も 3.22% まで上げるに従つて逐次産率も上り、コークス消費は 1,659 lb/t·Fe から 1,433 lb/t·Fe になり出銑量は 573 t/day より 708 t/day にまで増大した。

(中村信夫)

—製 鋼—

FeO-MnO 状態図と純鉄の Mn による脱酸との関係に関する研究 (H. Schenck, N. G. Schmahl, A.K.

Biswas: Arch Eisenhüttenwes. 28 1957 Sept. s. 517)

Mn による脱酸については $FeO + Mn \rightleftharpoons MnO + Fe$ の平衡と共に脱酸生成物としての FeO-MnO 系状態図の知識が必要である。従来の Herty & Daniloff による状態図では普通の製鋼温度では脱酸生成物はすべて液態であることになるが、実際に鋼中の介在物をみると MnO が増すにつれ、その形は丸形から次第に三角形や多角形になることが確められており、この事実は脱酸生成物が生成したとき液態ではないことを物語っている。本研究は改めて FeO-MnO 系の状態図を新しい方法で決定し、脱酸生成物の生成条件を求めんとした。

使用した FeO は純カーボニル鉄と Fe₂O₃ から合成したもので 22.835% O, 77.165% Fe, $a=4.298\text{Å}$, 熔融温度 1385°C であつた。(正確には $FeO_x=1.033$ となる)。MnO は Mn-Carbonate を H₂ 中で分解して得たもので $a=4.437\text{Å}$, 熔融温度 1750°C であつた。

実験方法は両者を一定割合に混合し砲弾形に固めたものをマグネシヤ板の上に立て、乗せ、Ar 気流中で横型の炉(モリブデン線加熱)に入れたものを一端の視窓から試料の先端を観測し、軟化し始めの温度を以て固相線を、完全に熔融し始めた温度を以て液相線を定めた。Ni と Fe の熔融点を以て検定しかなりよく一致した。

測定値をプロットするとほぼ全率固溶体を示し、これらのデータを満足する液相線、固相線を次の如く算出した。一般に理想溶液をなす A-B なる二元系においては、凝固時に平衡する液相および固相の各成分のモル分率を N_A^{fl} , N_A^{kr} および N_B^{fl} , N_B^{kr} とすると (1) 式が成立する。

$$N_A^{fl}/N_A^{kr} = a_A^*, N_B^{fl}/N_B^{kr} = a_B^* \dots \dots \dots (1)$$

こゝに a_A^* , a_B^* は純 A, B 成分の同一温度における固態および液態としての蒸気圧を表わす。すなわち (2) 式の如くである。

$$a_A^* = p_A^{kr}/p_A^{fl}, a_B^* = p_B^{kr}/p_B^{fl} \dots \dots \dots (2)$$

またこれらは次の関係式 (3) を与える。

$$\log \frac{p_A^{kr}}{p_A^{fl}} = \log a_A^* = \frac{-\Delta H_{TA}}{4.575T} + \frac{\Delta S_{TA}}{4.575} \dots \dots (3)$$

B 成分についても同じである。こゝで ΔH_T は熔融熱、 ΔS_T は熔融エントロピーで $N_A + N_B = 1$ であるから

$$N_A^{kr} = \frac{1 - a_B^*}{a_A^* - a_B^*}, N_A^{fl} = a_A^* \frac{1 - a_B^*}{a_A^* - a_B^*} \dots \dots \dots (4)$$

この (4) 式から ΔH , ΔS , a^* を知れば固相線液相線が求められる。既知の文献のデータの中から、FeO に対して $\Delta H_{TFeO} = 8000 \text{ cal/mol}$, $\Delta S_{TFeO} = 4.825 \text{ Cl/mol}$ をとり、MnO に対しては $\Delta H_{TMnO} = 10500 \text{ cal/mol}$, $\Delta S_{TMnO} = 5.19 \text{ Cl/mol}$ を与えると実験値を極めてよく満足することを知つた。

ついで Mn による脱酸式として, Chipman, Gero, Winkler により求められた脱酸生成物が液態であるときの (5) 式

$$\log K_{Mn} = \log \frac{(MnO)}{(FeO)[Mn]} = \frac{6440}{T} - 2.95 \dots\dots\dots (5)$$

をとり, さらに熔融 ΔH, および ΔS を計算に入れて脱酸生成物が固態であるときの (5)' 式を得

$$\log K_{Mn} = \frac{6986}{T} - 3.03 \dots\dots\dots (5)'$$

(5), (5)' 式において本実験結果から液相線, 固相線上に沿い FeO-MnO を適当に入れて計算すると各温度における脱酸生成物が液態から固態に移る限界 [Mn] が求められる。この結果を脱酸平衡図に示した。

(井上道雄)

— 鑄 造 —

鑄鋼品の歩留, 性質を改良する圧縮空気下の“上り”

(D. R. Kononow: Iron & Steel, vol. 30, No. 11 Oct., 1957, 489~491)

圧縮空気下の“上り”いわゆる“P.V.D. 上り”は鑄物の性質を改良するばかりでなく, 製品歩留を上昇させるといわれている。この“上り”はゴムホースを連結した管が“上り”部分に挿入され, そのゴムホースを通じて圧縮空気を供給するようになっていく。この圧縮空気は流量を正規に送ることが出来るので他のガスのように不規則な送入しか出来ないものと比較した場合, それだけ利点がある。従つて“P.V.D. 上り”は大きな鑄鋼品に特に重要視されている。

“P.V.D. 上り”は熔鋼上の表面気圧が圧縮空気の圧力で置換されるので“上り”の高さは減少しその結果普通に見られる収縮孔はかなり消滅することになる。また普通の“上り”の場合は相当数の“上り”が使用されても“P.V.D. 上り”になると僅かに一, 二で充分その役割をはたすことになる。

第1表は“普通上り”と“P.V.D. 上り”とを使用した鑄物についての歩留の比較を示す。

第 1 表

鑄物製品の 種類	鑄物の寸法 (in)	鑄物の普 重 量 cwt	普通“上り” の歩留%	P.V.D. “上り” の歩留%
かじ(船)	44×75	59.1	40	70
建築用 枠	71×55×28	29.5	50	78
汽 函	51φ×22	17.1	44	84
ブラケット	87×31.5×7.9	15.3	34	72
スリ ー ブ	20.3φ×19.7	5.4	50	88
ベ ッ ド	71×15.7×7.9	27.6	50	80
ダイブロック	71×11.8×5.9	15.8	50	60

この表に見られるように, “P.V.D. 上り”を使用することによつて熔鋼は節約され, 品質は改良されて密度の高い高圧用鑄物として最適である。

“普通上り”の鑄物と“P.V.D. 上り”の鑄物との機械的性質を試験した所, 降伏点と強度とは双方とも同じであつたが, 伸, 断面収縮率および衝撃強度は“P.V.D. 上り”の鑄物の値が“普通上り”の鑄物に較べてそれぞれ, 2.25 倍, 2 倍および 1.65 倍という結果を示した。

“P.V.D. 上り”の適正な位置は鑄物の凝固開始位置に対し最遠隔の所に置くことである。この“上り”のモールドは 45% 珪酸粉, 45% 砂, 10% 粘土から作られた鑄型剤が使用されている。この混合剤は滲透度が零であるため圧縮空気の消費が少なくてすむ。実験の結果は直径 12 吋以下の“上り”は, その重量が鑄物重量の 20~25% で, 12 吋以上の直径の上りになると鑄物重量の 10~20% であることを示した。

結論として, 小物鑄物には大気圧下の“上り”が適正とされ中位の薄物鑄物にはガス圧力下の“上り”がよいとされ, 大物で薄肉の鑄物には“P.V.D. 上り”が最適であることが示された。

なお, 鑄鉄やその他の金属鑄物にもこの“P.V.D. 上り”は利用できることである。(谷 昌博)

— 加 工 —

棒材の高温引抜—新しい方式 (Wire and Wire Products. 32 (1957) No. 6, p. 660)

いろいろの物理的性質と機械的性質を兼ねそなえた材料の新しい生産方式が最近報告されている。この方式は“e.t.d.” (elevated temperature drawing) 高温引抜と名づけられているが, 諸性質をいろいろに組合せるための処理であつて変形を容易にするための方法ではない。この処理には 1956 年 10 月 23 日に 4 つのアメリカの特許がとられている。高温引抜は棒材の化学組成, 引抜の程度, 引抜温度が問題となる。特に引抜温度が希望する性質を与える。高温引抜においては, (1) 結晶組織内で起る滑りによる歪硬化, (2) 過飽和の固溶体から炭素および窒化物の析出による時効硬化, (3) 結晶粒内のサブ組織の高温変形による成長の 3 つの金相学的現象が起る。これらの組織の適当な調整が“e.t.d.”によつて作り出される諸性質の結合となるのである。この方法の発展の様子を知るには過去 50 年の冷間仕上げ工業の主な技術的発展を見るとよい。最初, 棒材は熱間圧延が行われた。しかし次第に寸法の精度, 美しい仕上面, 良い加工性が要求されてくると冷間圧延が発達してくる。そして冷間圧延もやがて冷間引抜にとつて代わられる。冷間引抜は精度および仕上という点ではさらにすぐれているからである。約 20 年前に棒材の物理的および機械的性質を重要視するようになり, 冷間引抜後に応力除去を行つて棒材の応力を低くすると共に冷間引抜のまゝの状態よりも降伏点の上昇をはかるようになった。極端に加工度を大きくし加工後に応力除去を行つて棒材の性質改良をはかる特許が La Salle 会社によつて紹介されたのは約 15 年前である。La Salle はさらに大戦後“e.t.d.”という新方式を生み出したのであつた。

1955 年 9 月 6 日に新しい“e.t.d.”処理によつて得られた性質をもつ新材料, すなわち“疲労耐久材”(Fatigue-Proof) が経済的に初めて利用されることになつた。この製品は炭素鋼で, 初めて硬度 Rc 30, 抗張力 98 kg/mm², 降伏点 88 kg/mm² の棒材が経済的に生産された。その上機械加工性が非常によく焼鈍された合金鋼よりも約 25%, 同じ強度をもつように熱処理された合金鋼よりも 100% 早く機械加工を行うことが出来る。結局“e.t.d.”処理は次のようなすぐれた点をもつ

ていると考えられる。(1) 戦略的に乏しい金属の節約、(2) 現在の方法では経済的に組み合わせることのできない諸性を組み合わせることができる、(3) 多くの場合に熱処理が節約できる、(4) 高強度をもちながら機械加工性のよいこと、(5) 今まで多くの工程と費用を要した部品を直接に機械加工で作ることができる。(中島宏興)

一性 質一

不銹鋼の冷間ヘッディング線材 (S. E. Tyson: Wire and Wire Products. 32 (1957) No. 10 p. 1193)

不銹鋼は冷間ヘッディング部品にかなり多く用いられているが、耐蝕性、室温および高温で強度の大きい点においてすぐれ、航空機の締具などに多く用いられている。ヘッディング部品の製造は化学組成の選択、線材の製造、冷間ヘッディング作業の3つの段階に分けられる。

まず化学組成については、冷間ヘッディングに重要なものは耐蝕性とヘッディング性能である。この点を考慮に入れていろいろの組成のものが用いられているが、耐蝕性という点ではオーステナイト系不銹鋼がCrのみを含む不銹鋼よりもすぐれている。加工硬化の程度は冷間ヘッディング性能を示す一つの因子と考えられる。フェライト系、マルテンサイト系のものは加工硬化の程度は大体同じだが、加工前の強度にはそれぞれ相異があり、これらの合金は焼鈍状態の強度がヘッディング性能を決定する。一方オーステナイト系の合金はフェライト、マルテンサイト系のものに比べて焼鈍状態の降伏点は1/2以下であるが、加工硬化度が大きく抗張力はかえって大きい値を示す。オーステナイト系不銹鋼の加工硬化度を決定するのは化学組成であるがNiは特に重要な元素でNiが増加するとオーステナイト組織はより安定になり加工硬化度が増加する。

つぎに線材の製造については、最もよい冷間ヘッディング線を作るには化学組成の如何にかかわらずまず仕上寸法よりやゝ大きい大きさに完全焼鈍状態で製造することである。その後この線を潤滑のための特別な被覆をして仕上寸法に冷間引抜する。この工程で冷間ヘッディング機に供給するのに都合のよい適当な張りとも最底の硬度をもつ線材ができる。冷間引抜線材は最後に焼鈍された線材よりもすぐれている。最後の僅かの引抜がヘッディング機をつまらせる原因となる“ねじれ”“まがり”などを含まない線材を作るからである。その上剪断性の点でもすぐれ、ヘッディングの際の潤滑のための特別な被覆をすることもできる。一般に用いられる被覆は銅であるがその他石灰やステアリン酸ソーダ石けんなどがそれぞれの合金に応じて用いられる。

最後に冷間ヘッディング作業では、まず線材がきれいに剪断されることが必要で、裂けていたりするとヘッディングの際に割れが生ずる。ヘッディングの全段階を通じて頭部は同じでなければならない。偏心していると頭部のある部分に極端に大きい応力を生じさせ、これが割れの原因となるのである。冷間ヘッディングの加工率はヘッディング中に起る広がり線材直径に対する比と鍛圧される部分の長さの線材直径に対する比とで表わされる。一般に前者は3:1以上にするとは非常に厳しい冷

間ヘッディングであり、後者は大きくなると屈曲するのでこれも4:1以上にするとはかなり困難である。型の寿命はコストの点で重要で安い不銹鋼で必ずしも安いヘッディング部品ができるとは限らない。そこでできるだけ加工硬化度の小さい不銹鋼が工夫され、いろいろな潤滑材が用いられているのである。結局不銹鋼は必ずしも容易ではないが冷間ヘッディングできるものである。しかしそのためには充分な冶金学的知識を背景にして加工されるべきであり、線材も特別に製造されねばならない。(中島宏興)

ニッケル基合金の γ' 相の電子顕微鏡的判定

W. C. Bigelow, J. A. Amy and L. O. Brockway. (Proceedings of A.S.T.M. 56 (1956), 945)

金属および合金の組織の研究特に光学顕微鏡でみえない小さな相および粒子の大きさ・形状・分布を調べるのに、解像力が高く高倍率にできる電子顕微鏡が用いられて多くの利点を与えている。そして組織を観察するために種々の方法が用いられているが、選択的腐蝕法によつてこれらの異つた微小物を判定区別し得るならば、さらに好結果が得られるであろう。光学的観察にこの方法が利用され、電子顕微鏡による組織観察にあまり受け入れられていないのは、後者がレプリカによるため着色の差に対して区別を与えないという根本的な差異にもとづくものである。電子顕微鏡的方法の際に考えられる選択的腐蝕法としては、(1) 異つた部分に選択的に何らかの化学的生成物を附着させる。(2) 形や凹凸の差で組織をあらわす腐蝕法の2つが考えられる。本研究では、後者の方法を用いて工業的に重要視されてきているTi, Alを含有するニッケル基合金の γ' 相の析出ならびにそれに関連した現象を調べた。研究した材料は、Inconel X (73.4% Ni, 14.6% Cr, 2.33% Ti, 0.67% Al, 6.90% Fe, 1.04% Cb, 0.05% C), Waspalloy (56.5% Ni, 19.5% Cr, 13.4% Co, 2.81% Mo, 2.21% Ti, 1.09% Al, 2.90% Fe, 0.09% C), Udimet (55.4% Ni, 19.5% Cr, 14.88% Co, 3.80% Mo, 2.79% Ti, 2.94% Al, 0.08% C) で腐蝕した後、パラジウムシャドウをしたコロジオンレプリカを利用して観察した。そして次の3種類の腐蝕液を用いた場合の γ' 相のあらわれ方について比較検討した。

A 液	{	弗化水素酸 (48%)	5 ml	} 水を加えて 100 ml とす る。
		グリセリン	10 ml	
		エチルアルコール	85 ml	
B 液	{	磷酸 (85%)	12 ml	
		硫酸 (96%)	47 ml	
		硝酸 (70%)	41 ml	
C 液	{	弗化水素酸 (48%)	5 ml	
		グリセリン	10 ml	
		エチルアルコール	10~50 ml	

上記の液を用いて0.6Amp/cm²で過腐蝕にならぬように、A液とB液では3~10秒、C液の時は1秒以内電解腐蝕をした。 γ' 相の確認は、腐蝕した試料について背面反射X線回折法による回折像で行つた。次に観察および結果をまとめる。

- (i) 電解腐蝕する前に電解研磨しておくると好結果を得る。
- (ii) A液とC液は、Taylor および Floyd の腐蝕

液 (グリセリン 10%, 弗化水素酸 5%, 水 85%) の水をアルコールで置換えたものであるが, アルコールの量によつて腐蝕性が異なる。

(iii) Taylor の液は C 液と同様に γ' 相を選択的に腐蝕すると同時に粒界や炭化物・窒化物の周囲を冒かすのに対して, アルコールを加えることにより後者の作用が減少して γ' をよく区別する。

(iv) 上記の液の水をアルコールで全部おきかえると逆な作用を示し, γ' よりもマトリックスの方を迅速に腐蝕する。

(v) B 液は, 18-8 ステンレス鋼の電解研磨および電解腐蝕において優れた結果を与える。

(vi) A 液と C 液を用いた場合, 時効させた上記材料のすべての中に γ' -相が観察され, その大きさ・分布・形状は材料および処理によりいちじるしく変動し, γ' 相はマトリックスの粒内にあらわれた。

(vii) Udimet の場合にだけ, この相が結晶粒界にかなり析出しているのが観察され, これは Ti および Al の含有量が多いことに関係すると考えられる。

(viii) Ti 窒化物および Cb を含む合金中の Cb (C, N) は溶体化処理して急冷した後でさえもばらばらに分布して存在し, 時効処理によつて大きくなる。

(ix) 結晶粒界の析出物は, 溶体化処理後急冷した時にはあらわれていないが, 時効させるとあらわれる。これらの析出物は $M_{23}C_6$ 型の複雑な炭化物からなると思われる, 若干の TiN と Cb の炭素窒化物(carbonitride) を含んでいるかもしれない。(内山 郁)

熱処理によるダクタイル鑄鉄の衝撃値の改善

(J. Gittus: 24th International Foundry Congress 1957, No. 14)

完全に焼ナマシしたダクタイル鑄鉄は炭素鋼に匹敵する優れた衝撃値をもつが, 衝撃値が高くなるとカタサは下るといわれている。本文ではカタサを変えないで衝撃値を改良する方法について調べている。

スウェーデン鉄を使い Ni-Mg で処理した C 3.42, Si 2.55, Mn 0.41, P 0.031, S 0.002, Ni 0.71, Mg 0.049 の 60×60×200 の供試材を 900°C に 16h 加熱後 690°C で 48h 保持後炉冷し, 完全にフェライトとしこれから 0.5 の取代をつけたシャルピー試験片を削り出した。これを 3 等分し次の 3 種の熱処理をした。

(1) 690°C × 1h 水冷, (2) 650°C × 1h 水冷, (3) 炉冷のみ。この 3 つの群から, さらに 300°C, 350°C, 400°C, 450°C に 15, 30mn, 1, 3, 24h 加熱後, 研磨し, V 型ノッチをつけ, 20°C で 30kg-m で折つた。その結果は水冷後 300~350°C に加熱したものの靱性が最も大きかつた。

フェライト結晶粒を小さくするために, C 3.54, Si 2.4, Mn 0.52, P 0.029, S 0.002, Ni 1.05, Mg 0.10 の成分の 1"φ×4" の試験片を 850°C 25h 加熱後一端をスプレーで急冷しパーライトとマルテンサイトの間の連続した組織を作りこれを 600~790°C に加熱した所, 急冷した端から, 1.5cm のベーナイト組織の所が最も早く最も細いフェライトになつた。これからノッチをつけた衝撃試験片を加工し, 4 ft-lb で折つた所, 始

めの組織がベーナイトのものはパーライトのものより靱性が大きく, またフェライト粒が小さくなくてもカタサが下ることはなかつた。カタサを下げずに靱性を上げるには, 細いフェライトとすればよく, このためには 850~900°C でオーステナイト化し, 690~710°C でフェライトとするとよい。ベーナイトを作りこれをフェライトとすればさらに細いフェライトができる。ベーナイトを作るには通常急冷処理が必要であるが, Mo や B を添加すると, 冷却速度をかなり小さくしてもベーナイトができる。(安原四郎)

酸素一市販ガスを使用する火焰焼入法 (Iron and Steel, 30, 1957 Sep., No. 10, 451~452)

西独乙の Peddinghaus の正確な調整によつて酸素一市販ガスの火焰焼入はいちじるしく普及し, 発展したことはたしかである。

これはバーナーを通過する酸素とガス量を精密に測定し適切な焼入温度に維持するために自動調節器を使用すれば最上な結果が得られる。酸素一市販ガスを使用することの利点は, バーナー口での消費が酸素一アセチレンに比較して, 前者はその 90% が消費されるのに後者は僅かに 25% が消費され残りの 75% がバーナー口の第二次空気によつて消費される一事を見ても明瞭である。また, 酸素一市販ガスの温度は酸素一アセチレンガスのそれより幾分低く 800~1,000°C の間で, 材料の表面を焼入加熱するには最適とされているからである。しかし市販ガスの酸素に対する割合はガス 100 ft³ に対し酸素 60 ft である。

この火焰焼入には, 0.30%/0.70% C の鋼および合金鋼, 並びに片状黒鉛の小さい比較的low phosphorus の鑄鉄が適当な材料である。

Peddinghaus で, この火焰焼入機械の広範囲なものが設計されるようになってから, 形の大小, 組織の種類を問わず正確かつ経済的に焼入されるようになってきた。次に掲げる 4 通りの方法がその主なるものである。

Progressive method: バーナーが焼入される表面上を漸進的に移動し, スプレー冷却が行われる仕組みのもので, 旋盤のベッド, 5 D.P. より大きな歯車, 等に適用されている。この場合, バーナーの進行速度は処理される材料の断面の大きさに応じて自動的に調節されるので, 一定の焼入温度が期待される。

Spinning method: 材料の広範囲な部分を迅速にかつ非常に正確に焼入する貴重な方法で, 処理材が適当な巾のバーナー間を廻転し, 予定の温度に達した時, 加熱位置から冷却位置に移され, 特別な場合に焼入剤中へ移行されるようになってきている。この方法によつて, 曲軸, ピン, ボルト, 歯車等に, 低費用で優秀な焼入を施すことができる。この方法で, 加熱の際の入熱量を正確に調節して, 焼入温度に達する時間を適当に変化させれば材料の焼入温度を制御することができる。(焼入加熱量が低ければ焼入温度に達する所要時間は長くなり, 焼入深度は深くなる。)

Combined method: この方法は (上下の) 垂直バーナーが使用され, 処理材はこのバーナーの中心間を垂直状態で回転し, 焼入温度に達すると水力式に冷却されるようになってきている。草刈機のカッターなどの焼入に利

用され、また、孔の内部の焼入にも活用されている。

Spot method: これは形状の不均整な材料をジグで保持し、その焼入位置に特別形状のバーナーを直接にあて、それが焼入温度に達すると迅速に焼入剤に移す方法で、トラクターリンクやロッカーアームなどの形状のものに広用されている。(谷 昌博)

直接焼入は決して悪くはない (T. W. Ruffe: Iron & Steel, 30, 1957, No. 10, Sep. 441~444)

アメリカにおいては肌焼が盛んで、その際の直接焼入は恰かも規格のように広用されている。数年前迄、英国においても高合金肌焼鋼には相当量の残留オーステナイトが避けられなかつたので、この直接焼入が行われていた。しかし、最近に至つて合金元素の経済的見地から低合金鋼が使用されるようになってから、むしろ冶金技術者達が直接焼入は不要なものだという印象を一般に与えてしまった。

しかし、この筆者は直接焼入の問題はなお、再考の余地あるものとして考えている。直接焼入の長所は処理と加熱の双方が経済的に行われ、かつ失敗の稀なことである。また、最近 10 年間に、ガス滲炭は箱滲炭にとつて代つて来た。たしかに直接焼入もガス滲炭からのものはそれだけ作業が容易であるが、仕事の制限範囲や成分の選択に対しては箱滲炭が実際の利点のある方法とされている。特に頑丈な歯車の大量を処理する場合ナド箱滲炭によつたものが優れた結果を示している。

第 1 表

	混合滲炭剤	普通滲炭剤	
850°C より 直接焼入	Hv 725 Hv 758	Hv 715 Hv 754	150°C 焼戻前 150°C 焼戻後
900°C より 直接焼入	Hv 634 Hv 689	Hv 630 Hv 673	150°C 焼戻前 150°C 焼戻後

第 2 表 ハイポイド歯車の熱処理による Hr

	EN.43	EN.35	EN.36	EN.39
直接焼入後	60	62	55	51
サブゼロ処理後	60	66	63	61.5

箱滲炭から直接焼入を成功させるには①滲炭箱が炉から一時に移動できるように完全な熱間包装を行うこと。②箱から取上げ適当な油タンクへの焼入が容易なこと。③迅速かつ確実に実施すること、等が必要である。

En 35鋼 (ベベル, ピニオン) についての筆者の研究結果は 900°C からの直接焼入を適当なものとした。第 1 表は滲炭剤と焼戻とが Hv におよぼす影響を示したもので、これによると滲炭剤の影響はほとんど見られず焼戻は硬度に決定的な増加を与えることが見られる。

次に残留オーステナイトに対する肌焼硬度が深冷処理により本質的に改良されることは第 2 表に示す通りである。(箱滲炭から直接焼入後サブゼロ処理を施せるものゝ Hr を示す)。

直接焼入には箱滲炭によつたもので充分であるが、ガス滲炭からのものはなおさら満足な結果を与える。すなわち、表面の化学成分の調節は可能になり滲炭剤による

障害は起らないからである。最近の水平型ガス滲炭炉は前室に油焼入装置を持ち、滲炭窒化および通常の滲炭に使用されている。なお、この炉は正規の行程として直接焼入用に設計されている。直接焼入で最もよいことは残留オーステナイト量が正確な調節と設備の活用によつて最小にできることである。

筆者は肌焼鋼の直接焼入に固執してはならないが、経済的見地からこれを重要視している。そして二段焼入は製鋼状態が満足でなかつた鋼に利用すべきであるということと、直接焼入を施す鋼にはもつと厳格な製鋼基準を作るべきである。ことを主張している。

最後に、筆者は英国の工業規模を拡大しその経済的利益を得る一端として、入念な炉の設備と、より簡単な肌焼処理への傾向を促進することであると主張している。

(谷 昌博)

ソ連のボロン鋼の研究 (W. G. Cass: Iron & Steel, 30, 1957, No. 10, Sep., 456)

最近、ソビエットの TsNIChM (鉄冶金中央研究所) では、Ni, Mo, Cr および Mn の如き元素を節減して少量の B の焼入におよぼす影響に關しての研究が企画された。鋼種はソ連規格 15KhA (C: 0.15% 程度, Cr: 1% 以下), 38KWA (C: 0.38%, Cr: 1% 以下) および高 Cr 鋼について行われた。アメリカでは 0.2% C, 0.16% Mn 含有鋼に B 0.001% を添加することは、1.33% Ni + 0.31% Cr + 0.04% Mo の添加に相当することを発表しているが、ソ連の Ya. E. GoL'DSHTEIN とその共同研究者はこのような研究の再検討は行わずにアメリカ、独乙等でむしろ無視していた方向への研究を主たる目的としているのである。すなわち、従来の研究は圧延鋼を主眼としていたので彼等は鑄鋼製品 (特に車輪などの摩耗性質を対象として) におよぼす B の影響について 1954~56 年間 Cheylyabnisk Kirovski の中央研究所で研究を行つた。

材料の熔解は 5 t 酸性電気炉で行い、B は鉄合金の形 [ferlor (B 6%) または ferloral (B 6.7%, Si 4.85%, Al 5.48%)] で注傾鍋の底に固体のまま、または熔鋼中に直接添加された。B 添加の最上結果確保については: まづ要求成分となつた熔鋼を粒状コークスで還元し 5 t 取鍋に注入後、スラグを除去して Al (1 kg/t) と 18% Fe-Ti (2 kg/t) を添加する。そして底に ferloral (B 100-250 g/t) の小片を入れた 600 kg 注傾鍋に移すのである。(この際、B の酸化損失を防ぐ意味で僅かの Al (0.5 kg/t) を底に入れる) 熔鋼の B 含有量の化学およびスペクトル分析の結果は計算含有量 0.01% に対し 0.002~0.005% を示した。熔解温度は 1,480~1,600°C に確保すると結果は良好である。他の化学成分範囲は: Si 0.28~0.50%, Mn 0.6~0.9%, Cr 0.1~0.25% Ni 0.13~0.37% S および P 0.02~0.04% で、880°C での焼戻後 45 mm 深さにおける HrC から B 添加は 0.005% でいちじるしく焼入性を改良し、0.002% B が最上の焼入性を示すことがわかつた。HrC 50 の最高硬度はいずれの場合にも得られたが B 添加によつて深層硬度の低下率は減少した。

表は 860°C で焼戻、500°C で焼鈍した 35 種鋼の機

機械的性質を示す。この表で見られる如く弾性的性質は幾分不明確であるので、Bを鑄鋼に用いる場合は、化学成分と顕微鏡組織とを以て調節をはかる必要がある。

B%	降伏強度 kg/mm ²	引張強度 kg/mm ²	圧縮比 %	弾性エネルギー %
—	77.0	70.0	13.0	25.6
	79.0	72.0	12.0	28.0
0.003	89.0	78.5	10.0	25.0
	86.5	72.5	10.0	16.0
0.006	86.5	—	10.0	22.0
	89.0	78.5	10.0	16.0
0.02	90.0	75.5	9.5	10.0
	89.5	80.0	9.5	4.0

(各数値は二種の成分について示せるもの)

この車輪実験は一般的結果として0.0025~0.007%のB含有が有益で、他の元素を調節するばかりでなく、摩擦抵抗や他の性質も改良し部分焼入等の熱処理も受入やすくすることを明らかにした。(谷 昌博)

鋼の焼戻温度推定法 (L. D. Jaffe & Edward Gordon: Trans. A. S. M., 49 (1957), 359~371)

鋼をマルテンサイトに焼入後、希望硬度にする為の焼戻温度をその化学成分から計算によつて導き出す方法を案出した。すなわち研究室で85熔解の鋼を酸性高周波電気炉で熔製し、次に5吋×5吋の鋼塊としこれを1¹/₄吋の丸棒に鍛造後、1700°Fで1時間保持後焼準し、特に炭素量0.30%以上の鋼については1235°Fで1時間保持して放冷し、直径1吋の丸棒に切削後、3/16吋の円盤に切断しこれを四分円に切断してこれより約5000の試料を作製し種々な熱処理を施した後各々の試片につき硬度測定を行い、これらの結果を統計的に解析したものを基礎として作製したものである。

本法の基礎となる各因子間の相関々係を求めた結果、焼入焼戻硬度におよぼす成分の影響は、Mn, Ni, P,

S, Al および結晶粒度においては直線関係にあり、C, Si, Cr, Mo 等においてはこれら元素が或る程度以上に多くなると直線関係でなくなり貢献度が少くなるようである。なおこれら実験データの作表や数学的解析法の明細は他の論文(“Temparability of Steels”, Memorandum No. 20~120 Jet Propulsion Laboratory, Pasadena, California, March 1, 1956)に示す。

焼戻温度の計算には、鋼の成分、要求硬度、指定焼戻時間より次の方程式を用いて第1近似値 T_1 を求める。

$$30(Hc - Ha) = T_1(^{\circ}F)$$

Hc……各元素の含有量と焼戻硬度に対するそれらの貢献度とを対比して示した附図より各元素毎に貢献度を求め、

Ha……要求硬度

T_1 ……焼戻温度第1近似値

次に T_1 値計算後、焼戻時間、Mo量、C量の3種の係数について特に補正を施す。かくして得られた推定焼戻温度の標準偏差(誤差)は39°FすなわちHrC1.3程度であつた。

さらに20熔解の試料につき本法とすでに発表されているDrafts-Lamont法、Grange-Baughman法とを比較計算の結果、本法が精度、計算の難易、計算時間において最も優れていた。

本法の使用上注意すべき点は、焼戻前の組織は必ず完全なマルテンサイト組織であることを基準とすることである。それ故他の組織を含有する鋼を焼戻す場合には注意を要す。また適用成分は一般的構造用合金鋼で高合金のものには不適である。結晶粒度の焼戻温度決定に対する影響は比較的少ない。推定硬度がHrC20以下では多少精度が悪くなる様である。

なおこれらの係数を求める関係図は実用に便利なものを別に準備してあるので著者等へ要望次第別途配布する。(吉田勝彦)