

抄 録

—製 銑—

ブラジルの木炭熔銑炉作業に就て (R. G. Walker: Iron & Steel, 28, No. 7, pp. 297~300)

著者はブラジルの熔銑炉建設と其の作業に 25 年の経験を持つ Louis Ensich 博士の論文を読み、その木炭熔銑炉に就て次の如く紹介している。先づ Ensich 博士は木炭用木材の不足到来を主張してブラジルの木炭熔銑炉に依存する製鋼場の経営を否定する人達の意見には強く反対しているのである。その理由としては同じ木炭熔銑炉を活用しているスウェーデンと比較した場合、スウェーデンの天然山林は伐採後 50~60 年にして漸く再生するのにブラジルのユーカリ樹 (eucalyptus tree) は僅か 7 年後に再伐が出来る事、ブラジル造林地のエーカー単位の木材生長率が非常に高い事、及びここで焼いた木炭の比重が温帯でのそれより遙かに高い事、等をあげている。ブラジルの木炭熔銑炉の平均能力は約 150t/24h で近來の技術により燃料消費量は 50% も減じ木炭の連続供給を確保するスペースも 15~20 倍尠くなり、且つ熔銑炉の能力は 10 倍も増加している。Ensich 博士は炉の高さと容量を増大して生産効率を上昇せしめた。表はアメリカの Pioneer, スウェーデンの Wikmanshytten Fagersta No. II, Hofer No. I とを比較研究したブラジルの Mohlevade I, II, IV 代表的データである。

木炭熔銑炉の特色と考えられる事は、木炭の強度の許す限り最大限迄その高さを利用する傾向である。尙、炉操業を改良するに重大と考えられる点は①入荷銑石の節分けと焼結、②木炭の品質改良、③木炭の管理、④送風の調節である。① の場合は焼結によつて生産の上昇、

燃料節約が出来ること、②の場合は木材そのものの性質 [比重の大なること (炭荷は容量単位で計算を行う) や、年代の最適なこと] 及び炭化方法を考慮する事である。③の場合は細粒の除去、乾燥、寸法調整を行うことで、④に於ては空気を加熱すると共に酸素含有量、乾燥の状態一定の水分及び圧力の調整を行うことの重要さである。特に、木炭熔銑炉の最高圧力下の作業はコークス炉の如く装入物の規則的沈下は期待出来ないが、ガス反応を強化し燃料を節約出来るのである。又 Ensich 博士は Monlevade の 1970 年迄の年間燃料消費量を 750,000m³ とおさえユーカリ樹の造林計画を樹て、更に炭焼きの最適な年代、木材の湿度、炭化作用の最上な方法、木材の種類に応じた窯の形及び温度、木材の病気からの保護等に就ての徹定的な研究計画をすすめている。尙、貯蔵並びに自然発火の問題に就ても研究を行いつつある。

木炭熔銑炉とコークス炉とを比較した場合、コークス炉では 1500t/24h 以上も製造出来るが木炭炉では最大で約 300t/24h である。併し次の利点があげられている。即ち低硫良質銑が出来ること、輻射その他に依る熱損失に拘らず銑鉄 t 当りの燃料消費量の尠いこと、スラグは流動性大で而も量は尠く脱硫の影響は殆ど見られないこと、dust 損失の尠い事、銑鉄 t 当りの送風量と圧力の尠いこと、炉の構造の簡単なこと、作業効率の大なることである。

因みに、現在準工業的段階で試験中である例の低炉 [非粘結炭その他を燃料とし低品位の銑石を使用せるもの] との比較に就いてはまだ決定的な意見は述べられないとしている。

Ensich 博士の考えによれば現在、年間 250,000~

	Wikmanshytten	Fagersta No. II	Pioneer	Mohlevade I, II, IV	Hofers No. I
Working volume (Vu)	m ³	65.05	100	120.7	103
Direct production	t/24h	41.9	86.5	130	135
Specific production		0.644	0.855	1.08	1.31
Fuel consumption	m ³ /t	4.0	4.38	5	4.4
Specific gravity of charcoal	k/m ³	—	—	268	155
Fuel unity	%	—	—	12	6
Carbon consumption		—	—	530	545
Volume of slag	k/t	112	340	230	220
Air pressure	mmHg	90	140	210	170
Blast temperature	°C	550	550	650	750
Fe in metallic burden	%	69	59.6	55	60
Sinter burden	%	99.4	94	0	70
Gas temperature	°C	150	175	—	150
Gas composition %	CO ²	25	18.1	—	15.0
	CO	14	21.4	—	25.8
	H ₂	5.5	7.8	—	—
CO/CO ₂ ratio		1.60	1.18	—	1.72
Analysis of pig iron	C%	4.3	4.1	—	4.0
	Si%	0.3	1.0	—	0.4
	Mn%	0.3	1.0	—	0.8
	P%	0.015	0.025	—	0.25
	S%	0.010	0.012	—	0.01
Efficiency of operation burden	m ³ /24h, m ³ /V	3.20	4.48	6.15	3.87
					6.75

300,000t の能力を持つ Minas Geraes の木炭溶鋳炉を操業する事はノルマルな事で、その製品は国際競争価格で充分採算が採れると言う事である。(谷 昌博)

溶鋳炉内ガス流のモデル実験 (N. N. Ternob: Izvest. Akad. Nauk. SSSR, Otdel. Tekh. Nauk, (1954))

溶鋳炉内のガス流は非常に複雑であるが、これを近似的にはモデルによつて再現し得る。すなわち炉の形状、荷の状態、ガス密度、粘性等が完全に相似していればよい。原溶鋳炉は 945m³ の内容積を有するが、モデルは各部寸法を 1/25 に縮尺した。ガスは空気を用いる。

まず両者の間のレイノルズ数 Re が等しいことが必要条件である。この条件を満たせば、モデルのガス流速は原溶鋳炉のその 25 倍にしなければならず、実験室的に不可能である。従つて他に便法が必要となり、オートモデルを構成することにより類似性を実現できる。オートモデル領域とは種々の Re 数においてオイラー係数 $Eu = f(Re)$ が一定値をとるような領域である。 $Eu = \Delta P / \rho w^2$ であるから圧力差 ΔP 、密度 ρ 、流速 w を実測することによりこの領域を決定しうる。こうして単に Re 数を等しいとおいた場合の 1/10 程度の流速でモデル化に成功する。

実験は送風量、羽口突出し、羽口径、装入物粒度等のガス流分布に与える影響を調べている。ガス流分布を表わす方法としては炉頂水平面で等面積に 3 つの同心環状断面、炉心部、中間部、炉壁部に分け、その各々を通過するガス流速を測定する。装入物はコークス単味でその粒度は 10~20mm, 5~10mm, 3~5mm の 3 者について実験した。その結果①ガス流分布に最も響くのは装入物粒度であり、羽口突出し、羽口径、送風量は 2 次的な役割を果すにすぎない。②粒度の大きい時は、ガスは中間部を最も通りやすく、炉壁部を最も通りにくい。粒度が細かくなるとガスは炉壁に沿つて通りやすくなる。実際作業のコークス粒度に相当する 3~5mm の場合には全ガスの 37% が炉壁を、33% が中間部、30% が炉心部を通過する。それ故、ガスを均一に通過せしめるには、送風量、羽口突出しを増す以上に炉中心部に粗粒が集まるような装入法をとることが必要となる。

次に炉内静圧を、やはり環状断面に沿つて測定しているが、粗粒の場合は各部平均しているが、小粒の場合には装入状態によつて複雑な圧力分布をとることになり、緻密柱の前で高静圧を呈する。(新実稔生)

— 製 鋼 —

C 飽和鉄の脱硫 Si, Mn, Al の影響 (E. T. Turkdogan, R. A. Hancock & J. Pearson: J. Iron & Steel Inst. 179 (1955), 4, 338)

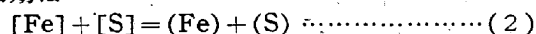
鉄鋼製錬において脱硫反応を阻止する因子として $C + O = CO$ 反応の緩慢なことが挙げられる。そのため脱硫を促進するには Si, Mn, Al 等脱酸剤の効果が期待される。

Fe-C-S (1.08%) 合金 8g をスラッグポットを持つ黒鉛坩堝中に溶解する。別に下方の黒鉛坩堝中にスラッグ (CaO : 50%, Al₂O₃ : 50%) を溶解しておく。実験温度 1505°C に達した時スラッグ坩堝を押上げるとスラ

ッグはスラッグポットを通しメタル上に流入する。この流入スラッグ量は 4.0g になるようにしてある。この工夫によつて反応開始時を正確に知り得る。

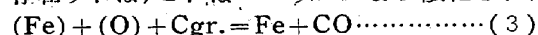
脱硫反応としては $[S] + (O) = [O] + (S) \dots (1)$ が考えられるが、この反応速度は温度を一定とすれば、(i) 反応成分の活量、(ii) スラッグ、メタル 2 相界面の反応生成物の拡散速度、(iii) スラッグ、メタルの接触面積、などによつて影響される。しかし、初期のスラッグメタル組成量、坩堝寸法を一定にしてあるし、CO ガスの攪拌作用により、反応生成物の拡散速度が律速段階になるとは考えられない。そこで溶鉄中の酸素活量を小さくすることが脱硫速度をはやめる手段となるが、C はその機能を十分に発揮できず Mn, Al, Si 等の脱酸剤が有効になる。Mn, Al を 0.16, 0.05gr. 添加 (この添加量は化学量論的に $[S]$ と置換されてメタル中に入る $[O]$ 量に対応する当量である。) した場合は添加前の数倍の脱硫速度が得られたが、Si : 0.04gr. の添加の効果はやや劣る。これはスラッグ中において SiO₂ の酸素イオン活量が最小であることから理解される。要するに脱酸生成物が気体でなくスラッグ化するような脱酸剤が脱硫反応を促進する。

実験後スラッグ中に金属鉄を検出したが、これは脱硫反応の初期は

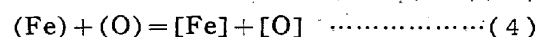


なる反応が生起しているためである。溶鉄中の S はそれ単独ではスラッグ、メタル界面を通過できず、恐らくは Fe より電子を奪つてイオンとなり、Fe イオンを随伴して界面を拡散するのである。

黒鉛が存在すれば、これはスラッグにより酸化される。



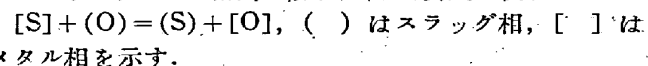
このためにスラッグ中に微細な金属鉄を生成するのである。脱硫反応は O イオンの溶鉄中への溶解によつて終結する。



黒鉛が存在しなければ (3) 反応は起らず、S イオンの移動に対し、当量だけの O イオンが逆にスラッグからメタルに移動する。(新実稔生)

鉄鋼製錬におけるガス、スラッグ、メタル相間の S の分配 (E. T. Turkdogan: J. Iron & Steel Inst. 179 (1955), 2, 147)

スラッグ、メタル相間の脱硫反応は次式で表わされる。



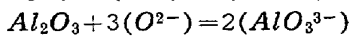
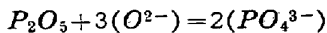
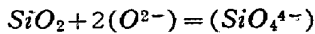
ここで (S) 濃度の小なる時は活量 $a_{(S)}$ をイオン分率 N_s に置換えて、 $\mathcal{R}_S = N_s [a_{(O)} / a_{(S)}]$ なる sulphur capacity を定義する。これは Richardson 等がスラッグ—ガス相間の反応において定義した sulphide capacity に相当する考え方である。

製鋼反応下の S 分配: Chipman 等の研究結果によれば \mathcal{R}_S は $a_{[O]}$ によつてはもちろん、さらにスラッグの酸度によつても支配を受ける。そこで Sulphur capacity index を定義する。

$$\lambda = 1 / (N_{SiO_2} + 1.5 N_{P_2O_5} + 1.5 N_{Al_2O_3}) \quad N: \text{モル分率.}$$

ここで分母の 1.5 という数字は次の根拠に基づく。

SiO_2 , P_2O_5 , Al_2O_3 がスラッグ化する時には



なる形をとると思われる。すなわち P_2O_5 , Al_2O_3 は SiO_2 の場合の 1.5 倍の酸素と結合するからである。この $\log \lambda$ と $\log R_s$ の関係を Chipman 等のデータを用いて求めた。さらに $\log R_s$ と温度の関係は $\log R_s = -(3380/T) + \nu$, ただし ν は λ によつて定められる恒数

各 λ に対し ν を計算してみると, ν は

$$\nu = -2.68/(\lambda + 0.4) + 0.11$$

として与えられるから結局, $\log R_s$ と温度, スラッグ酸度の関係は

$$\log R_s = -3380/T - 2.68/(\lambda + 0.4) + 0.11$$

で与えられる。

製鉄反応下の S 分配: この場合には [O] 濃度が非常に小さくその値を正確に知り得ないし, 高炉スラッグは λ も小なるために $\log R_s$ を求めることが困難である。ここでは S 分配を解析するために $[Mn\%]/(Mn\%)$ を変数にとり, 数名の研究者のデータによつて $[Mn\%]/(Mn\%)$ と $(S\%)/[S\%]$ の相関分析を行うと $[Mn\%]/(Mn\%) < 5.0$ の範囲では

$$(S\%)/[S\%] = 28[Mn\%]/(Mn\%)$$

なる直線関係にある。

ガス—スラッグ間の反応: $1/2 S_2 = [S]$, $1/2 O_2 = [O]$ の反応熱と Sulphur capacity index から次式が得られる。

$$\log C_s = -2660/T - 2.68/(\lambda + 0.4) - 1.166$$

$$\text{ただし } C_s = N_s \sqrt{p_{O_2}/p_{S_2}}$$

これらの関係式を用いて現場データを解析してみるとかなりよく実測値と一致している。すなわち製鋼, 製鉄反応においては S 分配はほぼ平衡に達していることができる。(新実稔生)

塩基性平炉における脱炭 (M. Urbain, P. Flament: Rev. Metall., 52 (1955) 3, pp. 179~189)

まず $C + CO_2 \rightleftharpoons 2CO$, $C + O \rightleftharpoons CO$ 及び $FeO(liq) + CO \rightleftharpoons CO_2 + Fe(liq)$ の 3 平衡図を CO , CO_2 の分圧及び温度のパラメーターによつて整理し, つづいて脱炭反応を, (1) スラッグ→鋼浴の酸素の移動, (2) C と O との反応, (3) 浴中に生成した CO の離脱の 3 段に別けて dynamic な考察を行つている。ここで Castagneri (イタリ-) が $-d[C]/dt = k_1[FeO][C] - k_2p_{CO}$ 式から, 脱炭過程中に $\%C$ の一方的な減少に拘らず, $\%O$ には極小点のあることを証明していると述べ, 25t. 塩基性平炉の 6 溶解試験についてたしかめている。

浴温は immersion pyrometer で測り, $\%O$ はポンプ試料について, 臭素—錯酸メチルによる Al_2O_3 定量法或いは真空溶融法で定めた。これから, (1) $\%O$ の極小点が確認され, これに相当する $\%C$ は溶浴 $\%C$ と函数関係にあるから, 極小 $\%O$ の点で造塊が終るようにチャージを決めることができる。(2) $p_{CO} = [FeO][C]/k$ (k : 温度の函数) から求めた p_{CO} は脱炭速度によつて変わるから, 他のすべての条件さえそろえておけば, 極小 $\%O$ になるような最低の脱ガス圧力を持つてゆく緩

やかな脱炭が望ましい。

次に浴の $\%H$ と $\%N$ に関する 2, 3 の摘要を述べている。 $\%H$ の方は, 鋼製モールドに铸込んだ 10mmφ の試料を冷水に焼入後, 素早く切断して水銀鐘に入れ, 250°C でガス放しさせた後 700°C の真空加熱によつて定量した。文献によつて, $[H_2] = (0.04t(°C) - 36) \sqrt{p_{H_2}}$ (cc/100gr) と H_2O (水蒸気) $Fe + (liq) \rightleftharpoons [FeO] + H_2$ 平衡が与えられているので, p_{H_2O} を求めてみると, 作業進行と共に減少し, 水素が入ってくるのは還元期であつて脱炭速度と脱水素とは無関係である。一方 $\%N$ は作業初期には減るが, 後は不規則であつてノロ出しなどによつても変わる。(討論項に $\%O$ 定量に関するもの, 及び脱炭についての著者の結論に対する反駁が掲げられている。) (松下幸雄)

— 鑄鉄の製造 —

鑄鉄の鑄型の影響による収縮欠陥に就て (J. Gittus: Iron & Steel, 28 (1955), No. 8, & No. 9, pp. 331~355 & pp. 387~390).

鑄物のひけ, 気孔, 気泡等の原因についての研究は, 従来主として湯口, 上り, 及び成分を中心として行われて来た。その為収縮欠陥による鑄物スクラップが増加しても, 成分や湯口の具合が当を得てなかつた事と解されることが常識となつて来ていた。併し近年になつて漸く鑄物の欠陥に対する原因が鑄型の状態にありと多くの関心が向けられる様になつてから, 之に刺戟されて, 英国鑄鉄鑄物研究会でも鑄物の健全性と鑄型との関係に就て研究を行う様になつた。同研究会に於て数多く行われた予備実験の中で代表的なものは, T.C. 3.39%, Si 2.10%, Mn 0.56%, S 0.02%, P 0.07% の平均成分の材料を使用し, 6in×4inφ の棒材に注入して, 4 個の生砂型と 4 個の乾燥砂型に就て試験されたものである。砂型は収縮欠陥に重大な相違は見られなかつたが, 収縮孔の容量を計算すると生砂型が 34cc, 乾燥砂型が 6cc とする結果を示した。次に収縮欠陥の生成機構の基礎的研究に, 純 Al と低磷灰鑄鉄を材料として撰んだ。之によつて鑄物内部の収縮孔が凝固収縮及び熔湯の圧力等に関係すること, 特に灰鑄鉄にあつては, オーステナイ凝固による収縮と共晶凝固による膨脹とが互に相殺して, 収縮孔に作用するものである事が分つた。

次に, 生砂型と乾燥砂型に就ての試験で鑄物凝固の際に於ける長さの変化をシリカ Probe を用いて測定を行つた所, 生砂型では先づ最初に膨脹し, 次に収縮して注入後 4mn 程して初めて共晶凝固による膨脹が見られたが乾燥砂型は出発から収縮し, 注入後やはり 4mn 程して共晶凝固膨脹を示していることが分つた。更に生砂型乾燥砂型の各々に就て鑄物の表面から砂型の各位置に於ける膨脹度合を測定した所, その曲線は何れも前回の実験と同じ傾向を示した。之によつて生砂型の最初の膨脹は熔湯の圧力による砂型の変形のためであり, 乾燥砂型の場合は鑄物に接触した加熱砂粒の膨脹によるものであることが示唆された。

尚, 鑄物凝固中砂型の各位置が加熱される状態を熱電対により測定して見ても, 鑄物に近接する砂の層は急激に温度上昇し, この層の膨脹が乾燥砂型では内部に, 生

砂型では最初の段階に外部に起ると言う事が考えられた。

更に、ひけと気孔の生成時の測定により、之等はオーステナイト凝固中、つまり共晶凝固前に起きるものであることが分つた。そして又、特殊な技術的実験装置によつて乾燥鑄型の気孔のサイズが減少すれば鑄物の収縮欠陥の容量も減少するものであり、生砂型の場合その気孔が増大すれば鑄物の収縮欠陥も又増大するものである事が実証出来た。

以上の結果より、乾燥砂型による鑄物の方が生砂型による鑄物より遙かに健全である事は、乾燥型では砂の膨脹と鑄物の共晶凝固膨脹との双方によつて収縮孔を極度に減少させる事が可能であると言ふ事に要約出来る。

最後に、成分の影響としては Si, P は殆ど大した影響はなく、グラファイト C の含有量の増加は鑄物の全膨脹量を増大し、収縮度は逆に減少するものである。そして生砂型の水分や密度の変化 (borax, bentonite, vermiculite 及び鋸屑等の添加による) の為による鑄型硬度の増加は鑄物収縮欠陥を減少していると言われているが完全乾燥砂型に較ぶれば、それ程効果的なものではない。

とも角、収縮欠陥の為に、スクラップにされる鑄物の量が増加していると言ふ事は、或程度鑄型の欠陥を物語つていられる。筆者は、若し所謂“鑄型管理”なるものが積極的に行われるならば、鑄物の品質改良が期待されるであろうと述べている。(谷 昌博)

—加工—

圧延鋼材の高周波加熱 (M. C. D, Hobbs: Iron & Steel, 28 (1955), No. 7, 315/318)

カナダの製鋼会社のバンクーバー圧延工場は鋼材の高周波加熱を行つた世界最初のものである。加熱時間は75%節減、生産は30%増加しt当り1弗の燃料費を節約し、加えてスケールの除去設備を要せずとも圧延製品には殆んどスケールが見られなかつたと言ふことである。

50万弗の設備資金を投じて、作業費の低廉なこと、最終製品の高品位なこと、スケール損失の少いこと等は高周波加熱を採用する決定因子である。

高周波加熱炉では実際の加熱がコイルタンネル内に起き鋼塊の内部自体が加熱状態に置かれるのでタンネルの外側は全然非加熱の状態に保つことが出来る。ヤードからはコンベヤによつて鋼塊が運ばれ炉の装入口から圧延機にかけられる迄総て自動的に行われている。使用される電力の略半分は60cycle (550V) の標準周波で鋼塊加熱ラインに送られ、最上の効率を上げるために5,000 KVA のサイクロンモーターで全体の平衡が保たれ周波がコントロールされている。あとの半分は400V 電力で540 cycle の周波で送られている。

540 cycle の高周波加熱コイルは各相が二つのグループに分けられ発電機からのメインケーブル線は高周波コイルを各グループ別に分けて送電している。発電機はスター連結で、コンデンサーは双方の周波のコイルグループに対して連結されている。(540cycle のコンデンサーは水冷されている) 各コイルグループによつて加熱コイルを通過する鋼塊の温度に応じたコントロールが行われ

ている。

最大鋼塊の電力消費はt当り300 KWA で、この加熱設備の特徴は何と言つても加熱速度の早いことで、最小鋼塊で3.6mn、最大鋼塊では8.4mn の範囲で完了されている。次表は普通鋼塊サイズの標準断面、加熱時間、出力時間当りt数を示している。

Size of ingot section in × in × in	Tons per hour	Minutes
4 × 4 × 36	15	3.6
4 × 4 × 42	15	4.25
5 ¹ / ₂ × 5 ¹ / ₂ × 43	20	4.75
5 ¹ / ₂ × 5 ¹ / ₂ × 45	20	5.0
5 ¹ / ₂ × 5 ¹ / ₂ × 56	20	5.50
6 ¹ / ₄ × 6 ¹ / ₄ × 49	20	8.4

是等の鋼塊寸法の加熱に際し、A₁ 点迄の直接加熱に60 cycle の電力を使用し、A₁ 点から圧延最終温度迄、540 cycle で加熱されるのである。従つて冷鋼塊が工場に入つて棒材に圧延完了する迄僅か10mn足らずの時間である。炉の作業はボタン押しで行われ、一交代全員4名で作業される。しかも炉作業条件の改良は測り知れないものがある。即ち真夏も加熱にさらされる事なく安全に愉快地働くことが出来る。

初め加熱コイルは310不銹鋼のライナーで組立てられたが作業交代8~9回でコイルライナーの絶縁は鋼塊の激しい振動で破壊されショートする結果になつた。それで高Siセラミックライナーに置換えられた。之はプラスチックとシリコンワニスで絶縁されておりしかも密度と強度の高い耐熱材料で鑄造されたものである。60cycle及び540 cycle コイル、コンデンサー、変圧器、交流発電機はmulti-baffle型の水冷却塔から70lb/in²の圧力、500 U. S. ガロン/mnの割で送られた60°Cの水温で冷却されている。この設備は1954年7月に完成されて以来1955年3月迄30,000t以上の鋼塊が加熱された。今後は更に発展して生産の増加、燃料の節約を達成することであろう。(谷 昌博)

—鋼の性質—

不銹鋼と耐熱合金 (V. N. Krivobok & E. N. Skinner: Metal Progress 68 (1955) No. 3)

Fe-Cr-Ni系耐熱鋼は18-8不銹鋼より出発したもので、之にN, Mo, W, Ti, Co, Cb等を添加して高温強度を与えたもので、之等の元素の添加にともなつて安定オーステナイト地となる如くCr, Ni量を調節する。この系統の耐熱鋼はオーステナイト地に炭化物や金属間化合物の分布によりクリーブ抵抗を与えるが真の時効硬化型合金ではなく約1350°F以下では歪時効により高温強度を与えている。所謂hot cold workingによるクリーブ強度向上の機構は未だ明らかになされていないが、加工条件、焼鈍温度(粒度)応力除去焼鈍(析出物の分布)等によりクリーブ抵抗は著しく変化する。

Ni基耐熱合金はニクロム合金より発展したものが主で、固溶化処理、時効により金属間化合物を適当に分布させることによりクリーブ抵抗を与える。通常の時効硬化の概念では格子歪により硬化するのであるが、この場合は上記の概念では過時効の状態で高温強度を与えるの

がこの合金の特徴である。この合金の性質は製造方法により鋭敏に影響をうける。Ni 合金中の析出相の組成は確定していないが Ni-Ti 及 Ni-Al の中間化合物が主で、外に Cb 及 Ti の炭化物も発見されている。ある人は Cr 炭化物が粒界に分布する為に C は必要であると考え、又ある人は少量の C (0.05~0.10%) は脱酸の為にのみ必要であると主張している。Ni 合金中の B の役割は議論されているが確定的なことは不明で、又 Mo, Co, W, V 等の物理的性質及び Co, V の耐酸化性に及ぼす影響等 Ni 合金については未知のことが多い。

Co 基耐熱合金は酸化抵抗の為に Cr を加え、Ni 及び Fe は地の強化及び安定の為に添加される。高いクリープ抵抗は高い炭素量と共に之と炭化物を形成する Cb, Ta, W, Ti, Mo の添加により得られる。この合金は析出硬化処理を要せず、強靱な Co 地に高温に於ても安定な中間相を分布させることにより得られる。

(長谷川太郎)

靱性鉄—アルミニウム合金 (E. R. Morgan & V. F. Zackay: Metal Progress. 68 (1955) Oct. No. 4)

Fe-Al 合金に関しては 1935 年に C. Sykes 等が発表している。この合金鋼は 1800°F 以上で 8% 以上 Al のとき 302 型不銹鋼と同等の耐酸化性をもっている。又 14% Al 鋼では 2300°F で 316 型不銹鋼より優れた耐酸化性を有する。然るに従来 8% 以上 Al 鋼は著しく靱性をかいてゐる為に一部にしか使われなかつた。この極端な脆性は主として酸素等の不純物の存在によることが明らかとなつた。第一に安定化したジルコニアの坩堝を使用して高真空で熔解すると、17% Al 以下の合金鋼の熱間鍛造性は改良された。然し常温の脆性と鋼塊の微視的亀裂は防ぎ得なかつた。第二に真空熔解に於ける脱酸法として水素又は炭素による脱酸を行つた。水素による脱酸は 4h を要し酸素は 0.0015% にしかならなかつた。然るに炭素によるときは 10mn 間で 0.001% の酸素となり、この方が有利なることがわかつた。0.03% C の存在で脱酸に充分で、靱性も充分であつた。熱間及冷間加工性を考慮すると C 0.15% 以下がよい。かくして靱性 Al 鋼が出来た。この鋼は 8% Al で 41% の伸を有し 10% Al 以上で靱性が低下することは大気中熔解の場合の 5% Al 以上のときと類似している。然し 14% Al 鋼で尚 4% の伸をもつ。この様な Al 鋼を得るには成分、熔解法、加工法等に充分注意を要する。

この系統の鋼は Ti, Si の添加により高温クリープ破断強度が増加し、Mo, V の添加では高温強度は上らず Mo の添加によりかえつて耐酸化性を減ずる。最近の研究により Ti 等の添加により脆性を起さず且高温強度を増加出来ることがわかつた。この鋼は "Ferral" とよばれ 1300°F 以下で 302 型不銹鋼より高いクリープ破断強度を有する。

Ferral 鋼は貴重元素を含まず価格も安いのみならず強磁性体なることも魅力的な点である。その用途は高温用として不銹鋼に代り得るのみならず、電気抵抗加熱体として有用なることは既に C. Sykes 等が指摘している通りであり、滲炭又は滲炭化炉で 500 時間迄の試験結果、すぐれた耐蝕性を示している。化学腐蝕に対して

は十分な資料はないが高温の硫酸ガスに対する抵抗は不銹鋼よりすぐれていることが判明している。

(長谷川太郎)

白点の原因は水素と変態歪力である (A. W. Dana, Jr., F. J. Shortsleeve, A. R. Troiano: Journal of Metals, 7 (1955), 895)

鉄鋼に現われる白点の原因については現在の所確定的な説はないが水素を含有していることが一原因であり更に格子変態によつて生ずる内部歪力が存する場合に現われるものと考えられる。低合金鋼を 1120°C で水素気流中又は窒素中で 20 乃至 60 時間加熱してから 304°, 338°, 460°, 471°, 477° 及び 632°C の各温度迄急冷後その温度に種々の時間保ち冷却せる各試片を常温で約 1 ヶ月時効せしめて白点の生成状況を調査した。その結果次の如き結論が得られた。

(1) 窒素中で加熱した試片には白点が生じない。白点を生ずるには試片が水素を含有することが必要条件である。(2) 白点は格子変態歪力が存在する場合に起る。Ms 点以上でオーステナイトが完全に分解する場合には水素含有量が大きくても白点を生じない。下部ペイナイト変態温度範囲即ち約 338°C 附近に約 22 分間以上保持したのものには白点を生じない。(3) 4.4~7.7 cm³/100 g の水素含有量範囲では水素含有量による白点生成の傾向の大小は特に認められず熱処理如何により 4.6 cm³/100 g でも白点を生ずることもあり 7.7 cm³/100 g で白点を生じないこともある。(4) 632°C まで急冷せる場合マルテンサイト、パーライト、フェライトが混在するときは白点は非常に著しく発生する。(5) マルテンサイトの多い組織を示す場合には焼入れの際の割れと同様な試片の外形によつて現れ方がきまる割れ (quench type cracks) を生ずる。このような割れを生ずる原因は明らかに単なるミクロ的な変態歪力だけでなく試片を冷却するときのマクロ的な熱的歪力が大きな要因となつてゐると考えられる。(阿部秀夫)

アームコ鉄単結晶による降伏現象の研究

(H. W. Paxton, I. J. Bear: Journal of Metals, 7 (1955), 989)

鉄の降伏現象及び Lüders 帯の発生について結晶学的な理解を深めるために Armco 鉄の単結晶 (0.027% C, 0.01% O) を用いて常温乃至 -70°C で引張変形を行い降伏点附近の諸現象を観察した。常温における引線線の現われ方は試片の表面状況によつて著しい影響を受ける。単結晶の下部降伏点の伸びは変形温度、表面状況、結晶方位などによつて変る。単結晶の塑性変形は 2 つの段階で行われる。第 1 段の変形は上部降伏点の前に起り試片全体としての変形はほとんど起らない。第 2 段の変形は多結晶体における Lüders 帯の発生現象と関係があるもので転位ループは矩形になつてゐる。

(阿部秀夫)

50パーマロイテープの再結晶聚合組織

(S. Spachner, W. Rostoker: Journal of Metals 7 (1955), 921)

現在 50 パーマロイ (50% Fe-Ni 合金) のテープは厚さ 1/8 mil までのものが工業的に製造されている。一般にこの合金の冷間圧延帯の再結晶聚合組織は立方体

組織即ち、(100)-[001] であつてそのためにヒステレシス環線は著しい角型を示すものと考えられていた。ところが2乃至 1/8 mil の厚さのものについて再結晶聚合組織をX線で調査した結果 1 mil 以上の厚さのテープは(100)-[001]を示すが 1/2 mil 以下の厚さのテープはほとんど無秩序な結晶配列を有することが明らかになった。1/2 mil 以下の厚さのテープの再結晶聚合組織はどんな焼鈍条件でも無秩序である。(阿部秀夫)

炭素鋼のベイナイト変態 (H. I. Aaronson, C. Wells: Journal of Metals, 7 (1955), 1002)

0.29% C, 0.76% Mn, 0.25% Si, 0.065% P, 0.007% S の組成の炭素鋼を 1250°C で 48 時間焼鈍してから 1300°C に 30 分間焼鈍、次に 500°C~775°C の範囲の種々の温度で恒温変態を行わせた。之等の試片を光学顕微鏡及び電子顕微鏡で観察した。ベイナイトは過飽和フェライトからカーバイドが析出する結果現れるものであることが確認された。625°C 及び 600°C の各温度ではベイナイト変態はフェライト粒とフェライト粒の粒界にカーバイドの核が生ずることによつて起ることが認められ、Hultgren の報告しているようなオーステナイト粒とフェライト粒の粒界におけるカーバイドの析出は認められない。フェライト粒内のマクロモザイクブロックの境界 (Subboundary) にカーバイドの析出が起ることもある。ベイナイト変態速度はフェライト粒の生長速度形状、分布及びカーバイドの核数によつて変る。或る温度範囲ではパーライトとベイナイトとが同時に現われるが早期に析出するカーバイドが多い場合にはパーライトの生成は変態初期にのみ限られる。(阿部秀夫)

50% Co-Fe 合金の磁場中熱処理と規則格子

(R. C. Hall, G. P. Conard, J. F. Libsch: Journal of Metals, 7 (1955), 985)

粉末冶金法で製造せる 50% Fe-50% Co 合金の環状試片を 1000°C で 1/2 時間焼鈍し 900°C 迄冷却後その温度に 1/2 時間保ち水中に焼入れた。次に之を 600°C 675°C, 720°C, 740°C の各温度で焼戻を行つた。その場合 (1) 磁場無し、(2) 20 エルステットの磁場中で徐冷、(3) 20 エルステットの磁場中で加熱、保持及び冷却の3方法を行つた。之等各試片の磁場 100 エルステットにおける磁束密度 Bs, 残留磁気 Br, 抗磁力 Hc, 磁歪を測定し規則格子の相対的存在量を Co-Kα 特性 X 線

によつて決定した。その結果次のような各結論が得られた。

(1) 規則化の過程において抗磁力 Hc の値は極大値を示す。これは明らかに規則格子の核が発生し生長する過程において内部歪が生ずるためと考えられる。抗磁力の極大値は焼戻温度に逆比例する。

(2) 規則化により Bs は増加する。

(3) Br/Bs の比は磁場中熱処理によつて著しく高くなる。この現象は

[A] 磁場中熱処理により 90° 磁壁が減ずる。

[B] 磁場中熱処理によつて磁歪による格子歪の異方性を生ずる。

[C] 磁場中で規則格子の核が異方的に発生するか又は規則格子の形状が異方的に生長する。

等に原因するものと考えられる。

(4) 抗磁力は熱処理中の磁場によつて変らない。600°C で約 100 時間焼戻すとき抗磁力は最大で約 4.2 エルステットである。

(5) 本実験結果によれば長範囲規則格子は nucleation and growth によつて形成されると考えられる。

(阿部秀夫)

硬化鋼の構造に及ぼす研削過程の影響 (Walter E. Littmann & John Wulff: Trans. A.S.M. 47

(1955) 692~714)

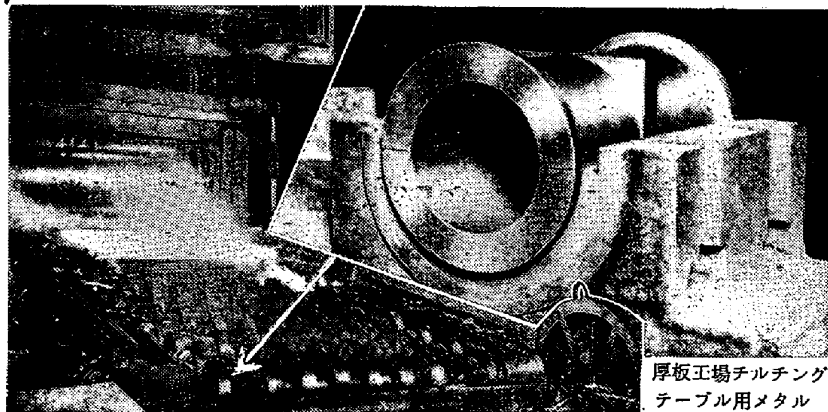
焼入硬化した S. A. E. 52100 鋼の表面の研削加工中における温度分布を測定した。そしてこの温度分布に対する組織変化を微小硬度計と顕微鏡とで追求した。

焼入焼戻して Rc 64 であつた 52100 鋼が研削後に Rc 63 に低下したときには、ピーク温度は約 345°C に達している。研削速度が 60ft/mn, 1 回の送り量が 0.0005 in で、油冷している場合に、組織変化から推定した表面近くの一つの温度勾配は 12.5×16°F/in である。これより表面温度を想定すれば、1040°C 以上になつているものと考えられる。研削エネルギーの入力と仕事に達するピーク温度との間に極めて近い関係があることが明らかとなつた。

研削中に生ずる熱を少なくする機械的因子は 1 回の送りを少なくすること、研削速度と潤滑油による油冷を高めることであり、且又砥石のドレッシング技術を向上させることが大切である。(上野 学)

登録 オイレス 商標

特許 井 300 含油鉄材メタル



厚板工場チルチング
テーブル用メタル

特徴 1. 高温度に特に優秀. 2. 寿命四
~五倍. 3. 注油回数が減る. 4.
焼付が生じない.

適用 1. 高温で注油の効果なき所.
2. 取替又は故障の多い所.
3. 注油困難又は危険な所及高所等

生産能率の増進は

機械の稼働率の向上から

御一報により説明書送ります。
場合により説明に参上します。

日本オイレスベアリング研究所
代理店

三和機械株式会社

東京都千代田区神田佐久間町3-24
電話 下谷 (83) 7426番