

抄 録

—製 鉄—

鉄鉄の化学組成に対するガス圧増大の影響

(V. N. ANDRONOV: Stal, (1960) No. 10 869~877)

エマンスキー並びにヘニェールによると高炉の炉頂ガス圧を上げた場合COの分解および鉄の滲炭反応は促進される。また温度一定ならばO₂の活量は拋物線関係に従ってCO圧の増大と共に増加する。このことからSi, Mnの直接還元が妨げられることになり、鉄鉄中のMn, Si含量の減少, S含量の増大を生ずるといふ。しかしこの結論は活量係数と濃度との関係を考えれば必ずしも正しいとはいえない。

シチェドリンの研究によれば, Cで飽和された鉄中のSiの活量係数はSi濃度の小さい場合(平炉鉄)には一定で、鉄鉄中のSi濃度はCOの分圧、従って送風圧力の平方に逆比例するが、Si濃度が高い場合(鑄物鉄, フェロシリコン)には、活量係数は濃度に比例し、Si濃度はCO分圧の0.7~1.0乗に逆比例する。従って炉床におけるガス圧を2倍にすると平炉鉄で0.6%, 鑄物鉄で1.5~2.0%程度Siが減少する。この結論は実際高炉においては、溶解強度、コークス比などの要因の変動により明確でないが、火入れ直後の炉では比較的単純化されるので、シチェドリンがイリツチ工場で得たようにSiと送風圧間の関数関係が成立する。勿論これは定性的で定量的なものではない。またガス圧の上昇はSi減少と同時に鉄鉄、鉄滓の温度を上昇させ、このことが更にSiの減少に導く。

Mn含量についても同様のことがいえるが、その程度は弱い。またC含量はSiの減少に伴って増大するが溶解強度が増大される場合には逆に減少がみられる。

従来高圧操業では高Si鉄の吹製が特に困難であるという説があるが、これは全く理論的根拠が薄弱で、高炉溶解の非等温性に対する考慮が不十分なための誤りであり、寧ろ脱硫の関係で低Si鉄の吹製に問題がある。すなわち送風圧の増大により温度が上昇し、Sの活量が増大する結果脱硫が進行しうであるが、実際高炉の試験ではほとんど変化せず只コークス比が若干低下した。結局脱硫のプロセスに対する圧力増大の影響を制動する反作用はコークス比の低下である。この意味から例えば天然ガス吹込などによりコークス比を低下させれば低Si, 低S鉄吹製の可能性がある。(長井 保)

高炉内における装入物の圧力について

(V. K. KROPOTOV: Stal, (1960) No. 11 972~977)

高炉内における装入物の圧力に対する種々の要因の影響を研究するため、モデル実験により容器の底に対する充填物(砂, 焼結鉄, コークスブリーズ)の圧力、すなわち作用重量を測定し、更にそれに対するガス流の作用を研究して理論式の妥当性を検討した。

円筒モデルの可動底が開いた場合、垂直方向の圧力は激しく減少し、全断面にわたって一様に原料が降下する際の作用重量はその平均垂直圧力によつて特徴付けら

れ、プロトディヤコノフ、センセンなどの与えた公式による計算値と極めてよく近似する。その値は中心部で最小で、壁際で最大であり、原料の物理—機械的性質および運動特性、壁の表面状態などの要因に左右される。

(下方に広がった)截頭円錐の場合、壁の傾斜角が、円筒モデルにおける壁の粗度と同様の効果を示し、角度増大に伴って平均垂直圧力は最小値に向つて急激に減少する。

一方高炉における装入物降下の原因は、羽口におけるコークスの燃焼、羽口レベル以上における原料の溶解とガス化である。この場合燃焼帯の回転楕円体は、それを通して固体装入物が降下する孔であり、その物体の流れは一般的法則に従うと考えられる。

その観察によると炉腹部と朝顔部では原料降下が不均一であるが、シャフト部では全断面にわたってほぼ均一に降下する。従ってシャフトについてはモデル実験の結果およびプロトディヤコノフの公式が適用可能である。またこの部分では煉瓦積表面に対する原料の摩擦係数とその内部摩擦係数が実際上等しいから(ガス流の作用を考えない場合)、装入物の平均圧力すなわち作用重量は、降下の際の最小可能圧力に等しい。

実際に高炉のシャフトにおいて作用重量を測定せるババルイキンのデータによれば、ガス流作用に対する修正を行なつたプロトディヤコノフの公式による計算値よりも小さかつたが、これは原料分布従って通気性による誤差と考えられ、やはりこの法則は是認される。

羽口レベル以下における装入物の垂直圧力は、溶解生成物の周期的な集積と排出、および炉床における原料柱の運動特性との関連により決定されるが、比較的一様な降下が起るので同様に法則の適用の可能性がある。

一般的にガス流の作用下においては、炉の底と壁に対する圧力は装入物柱内における(圧力降下量)/(原料柱高さ)の比に応じて減少する。(長井 保)

高温衝風の利点および問題点

(T. L. JOSEPH: Blast Furn. & Steel Plant, 49, (1961) No. 3, 239~246, No. 4, 324~328)

溶鉄炉衝風温度を高めることはコークス比低減、出鉄量増大の有効な手段と考えられている。本稿はこの問題について、得られる利点およびその限界を述べたものである。

羽口前面に形成される燃焼帯の大きさは熱風温度により変化する。最近のソビエトにおける研究や筆者の調査の結果では、衝風温度が高くなると燃焼帯の大きさは小さくなり、この面からの熱風温度の限界も考えられる。熱風温度の高温化に伴い、熱風管の酸化、高温強度および熱風管内における温度低下などの問題が生じてくる。ソビエトにおける測定の結果では、断熱送風管の使用により、例えば熱風温度が125°F高くなり、鉄鉄t当り59lbのコークスが節減されたことなどが報告されている。この種の温度測定を行なう場合には特殊な温度計を用いなければ非常に大きな誤差を生ずる。

熱風炉などの耐火物も大きな問題となるが、2400°Fまで安全に使用しうるセミシリカタイプの耐火煉瓦を用いることができる。実用結果も満足すべきものであつたが、塩基性物質は僅かでも非常に有害であり、注意を要する。U. S. Steel および National Steel Co. では、Bureau of Mines の実験用溶鋸炉において、熱風温度天然ガス吹込み、水蒸気添加などに関する実験を行なつた。その結果、天然ガスを吹込む時には熱風温度を上げねばならないが、110°F上げた場合、天然ガス1%吹込みにより約60lbのコークスが節減された。他の条件が同一の場合、熱風温度100°Fの上昇により、コークスは35lb節減された。熱風温度が33°F上昇した場合に衝風中への添加水分1グレイン/ft³当りで4lbのコークス節減が行なわれた。

この結果から実際の溶鋸炉6基による天然ガス、湿分添加による影響の調査が行なわれた。熱風温度は2000°Fである。その結果湿分14.2g/ft³を基準にして、29.2g/ft³の湿分添加の場合、生産量は1.11倍、コークス比は0.96倍になり、天然ガスは平均4.53%吹込により生産量1.13倍、コークス比は0.79に低下した。したがつて生産量増大の面から論ずる場合は湿分添加の方が有利であり、天然ガス吹込はコークス比低減の面から考察しなければならない。(河合重徳)

溶鋸炉への燃料ガスの利用

(EUGENE R. DEAN: Blast Furn. & Steel Plant, 49 (1961) No. 5 417~423)

昨年来、Pittsburgh Coke and Chemical Co. ではコークス炉ガスおよび天然ガスを銑鉄製造に利用して効果をあげている。これにより溶鋸炉の能力は10%以上の上昇を示し、溶鋸炉用コークスの長期需要量は約15%低下した。ガス吹込は12の羽口の一つおきに行なう。ガス圧送設備としては3000 SCFMの往復動型コンプレッサー4基、および5,000,000 ft³のガスホルダーを有し、50lbに圧縮さされたガスが8in配管を通じて溶鋸炉へ送られる。途中にはコントロールステーションがあつて、流量、圧力の測定、調整がなされる。このあとガスは熱風管の上部にある6inの環状配管へ導かれる。これには12コの3inガス導出口と3コの1in蒸気排出口がついており、3inガス導出配管には操作用バルブが付属している。これの先はしばられて1½inの可撓鋼製ホースにつながり、さらに吹込装置につながっている。吹込装置はステンレス鋼パイプ製で羽口先端から8inの所へ接続されている。ガス吹込を行なつた溶鋸炉は、湯溜部直径22ft、有効内容積30,392 ft³、熱風温度1650°Fである。

1960年1月に2週間にわたつてコークス炉ガス吹込による効果に関する試験を行なつたが、4%のガス吹込により、銑鉄生産量は9.5%増大し、コークス比は12.4%低下する結果を得た。

60年6月以降は実際生産に適用し順調な結果を得ていたが、8月に至りコークス炉を減産することにしたので天然ガスを利用することにした。天然ガスはメタンが多く、H₂が無く発熱量の非常に大きい点でコークス炉ガスと異なる。圧縮費、温度、不純物などの点ではむしろ優れていると考えられる。天然ガスを吹込んで操業した

時には、銑鉄t当り204lbのコークスが節減された。コークス炉ガスに比較すると、天然ガス1000 ft³当りコークス90.7lbの節減で、コークス炉ガスの場合は73.7lbの節減である。スピーゲル製造の際には天然ガスによるコークス節減は1000 ft³当り100lbに達した。このことはマンガン酸化物と酸化鉄の還元機構に関連して興味深い。操業条件が許す限り、この方法に関する検討を続けたいと考えている。(河合重徳)

— 製 鋼 —

鑄鋼工場における酸素吹込みの管理

(K. KNAGGS: J. Iron & Steel Inst, (U.K.), 198 (1961), Part 1, 14~21)

英国鋼鑄物研究協会では電気製鋼における酸素の効率性が工場毎に変動していることを認め、酸素吹込方法に関する最も効率的な使用方法を決定するために会員に質問状を出して回答を求めた。比酸素通入量SOIと比酸素消費量SOCを次式で定義すると同一鋼種でもSOCとSOIの間に相関が認められず、SOIで20~200、SOCで3.0~12.5に変動していた。

$$SOI = \text{吹込酸素容量 ft}^3 / \text{吹込時間mn} \times \text{熔鋼量 t}$$

$$SOC = \text{吹込酸素容量 ft}^3 / 0.01\% \text{単位脱炭量} \times \text{熔鋼量 t}$$

本報告はこれらの変動の要因を追究すると共に管理用グラフの作製ならびにその実地適用結果について述べたものである。

i) SOCと酸素吹込開始時のC量との関係はバラツキが大きい。

ii) SOIが150より大きい場合は有効な反応時間が少いために脱炭効率にいちじるしいバラツキが認められる。

iii) 炭素より酸素と親和力の大きい元素が熔鋼中に存在する場合は脱炭が起りにくいで、炭素の燃焼焔が開始してから酸素使用量を対象とした“正味のSOC”を計算し、これと酸素吹込開始時のC量との関係を求めるとバラツキが少い。

iv) 熔鋼温度の影響は低炭素側では比較的小さいが高炭素側では無視できない。

以上の各項目を検討した結果から1500°C、1550°Cおよび1600°Cに対する管理用のグラフを作製した。これは横軸に脱炭すべき炭素量を採り、縦軸にこれに要する酸素量が採つてあり、吹込開始時の熔鋼中炭素量毎に曲線を異にしている。この場合の酸素量は勿論炭素焔の開始以降に必要な値である。このチャートをも6工場の現場で応用したところよく実際の値と合致することが確認された。ただし実際の脱炭量はグラフの値より0.02%程度多かつた。またバラツキはサンプルをAlでキルしない場合、強酸化性スラグを使用した場合、あるいは計量器の不正確な場合に起ることも判明した。

(堀川 一男)

低合金鋼々塊の肉眼組織におよぼす化学成分の影響

(T. B. SMITH et alii: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 198 (1961) Part 2, 161~163)

Ni 1.5%, Cr 1.0%, Mo 0.3%のNi-Cr-Mo鋼について鋼塊の肉眼組織におよぼす鑄込温度の影響を50kg鋼塊について研究していた処、鋼中のSiとMnが

肉眼組織に対して鑄込温度よりも強く影響することを発見した。研究の初期に鑄込方法について検討していたが Si が目標 (0.20~0.30%) より可成り低く (0.05~0.07%), また Mn が目標 (0.45~0.65%) より若干低目 (0.20~0.30%) の鋼塊が数個できてしまった。これらの鋼塊の柱状晶は同じ温度で鑄込まれた他の (Si および Mn の高い) 鋼塊と比較して非常に長いことが認められた。例えば次表の化学成分を有する鋼塊は、鑄込温度は共に 1600°C であつても No.29 は柱状晶の長さが約 1 in で容積が約 80% なのに対して No.7 の方は約 2 in の長さで容積は約 99% となつている。

鋼塊 No.	C	Si	Mn	Cr	Mo	Al (wt.%)
7	0.32	0.07	0.34	1.01	0.31	0.025
29	0.32	0.30	0.62	1.03	0.29	0.061
63	0.36	0.035	0.065	0.95	0.35	0.011

この効果を確認する目的で、Si と Mn が非常に低いこと以外は No.7 や No.29 と同じ成分を有する鋼塊 No.63 を 1600°C で鑄込んだところ、その組織は明かに No.7 と同様であつた。Al も影響しているようにみえるが、Al の高い (0.05~0.08) 多数の鋼塊について検討した結果では Si, Mn に比較するとその影響力は弱いことが判つた。

柱状晶の成長するとき、柱状晶の前面には溶質の富化した液層が存在するがそこでは当然液相線の温度 T_L と従つて核生成温度 T_N は低下している。もし柱状晶の前で自由晶の核が生成するとすれば液相の温度勾配が T_N の曲線に接する位緩やかでなくてはならない。Si と Mn を減らすことは柱状晶の前にある液相の核生成を遅らせる方向に T_N あるいは T_L を移動させる効果があることになる。

以上の実験では Si と Mn のいずれが影響するのか、両者が共に影響力をもっているのか明確でないこの点について目下検討中である。なお各元素が核生成を促進する機構についても研究中である。(堀川 一男)

大型電気炉における熱精算と廃ガス量について

(ROBERT GÖRGEN: Stahl u. Eisen, 81 (1961) Heft II, 707~711)

80 t の大型電気炉における 2 種類の熔解について熱精算を行なつた。また、普通熔解と酸素を使用した熔解について廃ガス量を計算し比較した。

熔解 A の装入は鉄鉄 5.1 t, スクラップ 81.4 t, その C は 0.37% であり、出鋼は 84 t, C は 0.14% である。熔解 B の装入は鉄鉄 10 t, スクラップ 84.2 t, C 0.37%, 出鋼は 95.3 t, C は 0.30% である。入熱は使用電力と反応熱であり、A においては使用電力が 45,800 KWH で 88.1%, 反応熱 11.9%, B においては使用電力 52,400 KWH で 85.6%, 反応熱は 14.4% である。出熱は熔鋼、熔滓の頭熱と熱損失であり、A における熔鋼の頭熱は 58.3%, 熔滓の頭熱は 12.1%, B における熔鋼の頭熱は 59.7%, 熔滓の頭熱は 6.2% である。熱損失は炉壁からの熱損失、冷却水頭熱、排ガス頭熱の 3 つを計算した。炉壁からの熱損失は天井 (A 292°C, B 279°C), 炉壁 (A 144°C, B 110°C), 炉

底 (A 290°C, B 337°C) の温度を測定して計算したが、A は 9.0%, B は 7.7% である。冷却水頭熱による熱損失は A 17.0%, B 14.9% である。排ガス頭熱による熱損失は排ガス孔、電極挿入孔について間隙面積排ガス温度、動圧を測定して計算したが、A は 9.2%, B は 9.9% である。この結果熱効率は A 70.4%, B 65.9% である。

この平常精錬において測定した排ガス量が 2.700 Nm³/h であるのに対し、酸素 (純度 99.6~99.8%) を 22 Nm³/mn 使用した場合の排ガス量は 4.220 Nm³/h である。(水井 清)

平炉と純酸素転炉のいずれを採るべきか

(A. F. MYRTSYMOR: Stal in English, (1961) No. 1, 16~19)

製鋼法の撰択は重要な問題だが、現在ソ連では 85% が平炉鋼であり、1959 年からの 7 カ年計画でも新設の約 79% は平炉となつているが、これは間違つた傾向で、平炉は技術的にも経済的にも純酸素転炉に劣つている。

以下比較すると、100 t 転炉は現在ソ連で建設計画中の 800~900 t 平炉より年間出鋼量が大きく、転炉の年間出鋼量は平炉の約 8~10 倍である。計算によると年間出鋼量 190 万 t の転炉工場では労働者 1 人あたり年間出鋼量は 5528 t だが、年間出鋼量 510 万 t の平炉工場では 3900 t にすぎない。屑鉄は 80~100 t 転炉ではいまや 35~40% も使われているし、ある場合は 50% にも達している。銑鉄は固定式平炉では 0.3~0.4% P 以下、傾注式平炉でも 1.7~1.8% P 以下なのに、転炉では粉末石灰を酸素と共に吹込むか中間排滓すれば 2.0~2.2% P 迄は処理できるし鋼質は良く鋼滓の価値も高い。転炉は V 銑や Cr-Ni 銑が処理し易いし、粉銑を吹込めば高品位の塊銑石が不要だし、塩基性平炉でつくられる炭素鋼や合金鋼のすべてに加え将来は電炉でつくっている特殊鋼 (工具鋼、軸受鋼その他) もつくれよう。転炉鋼の材質は、燐や硫黄の含有量は平炉鋼より高くはなく粉末石灰を使えばむしろ低い。吹錬用酸素は 99.5% 以上の純度のもを使うべきでこの場合熔鋼中窒素分析値は 0.002~4% で平炉より低い。酸素と水素は平炉と同程度だが脱水酸素を使えば水素をずつと少なくすることもできる。機械的性質も平炉鋼に劣ることなく、展延性 (従つて加工性にプレス性) はすぐれている。転炉は容量が小さくてよいかから連続鑄造と組合せ易いし、分塊も楽であるが、良塊歩留は 2% 位低い。平炉では 100~120 kg/t の燃料がいるが転炉では不要であり、酸素所要量の差も大したことはなく、作業の機械化や自動化が行ない易く、耐火物の消耗量も少ない。

経済的にも年間出鋼量 t あたりの建設費は 1960 年の計算では、ソ連西部で 100~130 t 転炉が 500 t 平炉の 58.1% 補助部門を入れて 89.2%, 東部では 75~100 t 転炉が 500 t 平炉のそれぞれ 66.7% と 86.2% となり、原料や工場規模を同じにしても工場として 25% は安い。転炉の鋼塊原価は平炉より 5% は安く作業費は 35 Rs./t は安く、歩留りが低くて 5 Rs. は不利としても 30 Rs. は安くなるだろう。だから新製鋼工場は転炉を採用すべきで、200~250 t 転炉も計画されている。

(磯 平一郎)

超低S炭素鋼の製鋼作業 (A. J. KIESLER: Proc. Electr. Furn., 17 (1959) 148~155)

General Electric Research Laboratory によつて新たに脱硫製鋼法が研究されているが、これによると先づ第1回目は普通の造滓剤によつてP, FeOを除去し、直ちに除滓する。第2回目は石灰2容, 黒鉛1容, 粉碎Si 1容を混合したもので鋼滓を造り, また脱酸補助としてAl塊0.1~0.15%を投入するが, この第2回目の造滓作業により脱硫は迅速に, しかもほぼ完全に行なわれる。この炭化物鋼滓を注意深く除いた後, 酸素吹精によつてC, Mn, Si, Alを酸化する。この後は通常通りMn, Si添加を行なつて出鋼する。FeS, CaSの活性度は鋼の成分により左右され, C, Siが高い場合はSは溶鋼から脱出する傾向が強い。脱硫効果を上げるには酸化期に入る前に行なうことが大切で, これが本法の基礎となつている。ただし炉の容量が大きくなると新たな問題が発生する。溶解例を次に示す。

溶解例

装入	1400 lb
溶落	52mn
溶落分析値	C 0.68%, Si 0.16%, Mn 0.60%, P 0.029%, S 0.026%
除滓	5mn
新造滓剤装入	石灰 16 lb, 黒鉛 12 lb, FeSi 6 lb
除滓	装入後 12mn
酸素吹精	2mn
合金投入	Mn, Si……炉中, Al……レードル中
出鋼	全 1h 15mn; 600 kWh (作業不馴のため高い)
レードル分析	C 0.17%, Si 0.26%, Mn 0.56% P 0.019%, S 0.003%
機械的性質	降伏点 38,000 psi, 引張強さ 60,000 psi, 伸び 37.0% 絞り 52.6%

(上正原 和典)

— 鑄 造 —

鋼の連続鑄造法について

(HANS HOFMEISTER: Blast Furn. & Steel Plant, 49 (1961) No. 5, 403~406)

鋼材を鋼塊から圧延, 鍛造などによつて製造することはかなりのロスをとまう。ピレット程度のものを連続的に鑄造すれば各種のロスが軽減され, 各種の設備が不要となり非常に有利である。1949年にSIEGFRIED JUNG-HANSが小規模な連続鑄造に成功し, 1950年以降はさらにBohler, Mannesmannなどで開発され, 現在Demag社がJunghans方式の連続鑄造設備の製造権を有している。

Demagが最初に建設した設備はTerni (イタリア)のもので, 次の設備はフランス向の200×200角4ストランドの設備である。

Terniの設備は110×110または140×140角, 8ストランドで, 能力は60t/回, 鑄込速度2.5m/mn年間生産量200,000tである。設備は5階建で, 最上部(床上13.2m)に各4本の鑄型2組, 計8本が取付け

られている。溶鋼はタンディッシュを通して鑄型内へ注入される。鑄型は銅製水冷式, 分解容易で, 水圧機構により運動する。鑄造ストランド表面を良好にするため, 鑄型壁面を平滑にし, 鋼滓の混入を防止し, さらに酸化膜形成を防止するため油の吹付けを行なう。この時形成される煤は潤滑に役立ち, 定常的な鑄型の上昇下降が溶鋼の鑄型壁への固着を防止する。鑄型の下には噴水用ノズルを有する冷却室があり, その下にストランド保持用ガイドローラーがある。

凝固後ストランドは等速度で下降するバーナーにより切断され, トングに吊られて下部受取装置に達する。設備の操作は自動または遠隔操作によつて行なわれる。

常に一定量の溶鋼が供給される場合には設備は連続的に稼動しうる。中断あるいは運転開始の場合には特別の方法を採用しなければならない。鑄造を終了する場合には頭部に環を埋め込み, これにホイストのフックをかけた手動操作を行なう。運転開始時にはストランドと同寸度のdummy-barを使用しなければならない。

鑄造は50分以内に行なうべきで, これ以上になると満足すべき結果は保証しがたい。成品の品質の点では, 適正な鑄造が行なわれた時には, 通常の鋼塊より均質かつ微細な組織が得られ, 炭化物分布も改善される。

連続鑄造ストランドは, 角, 丸, 矩形, スラブなど種々のものを作りうるが, 偏平矩形断面のものの場合, ストリップ, 板などの製造に対し所要工程が短縮され, 非常に有利である。(河合 重徳)

レードル流滴脱ガス法による鋼の鑄造

(E. DYBLE & G. E. DANNER: Proc. Electr. Furn., 17 (1959) 212~223)

1959年3月, Erie Forge & Steel Corp.においてタービン・発電機ローター用合金鋼の鑄造を目的とするレードル流滴脱ガス法による鋼の鑄造基礎実験が行なわれたが, 以下はその紹介である。

真空中で脱ガス後大気中にて75t塩基性電炉に装入された溶鋼は浸漬熱電対にて最終温度を決定した後出鋼する。溶鋼を受けた炉前レードルは直径17ft, 高さ28ftの真空室の上に取付けた15t小型レードルの上に置く。小型レードルに3/4位注がれた溶鋼はストッパーが開かれるとノズル下端のアルミニウム板を破つて, あらかじめ4段蒸気エジェクター方式により圧力200~300μに下げられている真空室に流入する。この際小型レードルでの温度低下は約100°Fである。真空室に流入する溶鋼流はバスケットにより調整され, ほぼバスケット出口の大きさに拡がる。ここで水素および他のガスは流滴中より除去される。脱ガス続行中圧力は500μから700μに増加する。注入時間は5~8mnで, これは小型レードルのノズルの大きさで加減する。注入が完了すると窒素を導入し爆発性ガス-空気混合体の生成を防止する。これが終了すると10inバルブを開いて大気圧にし, 小型レードル, 真空室のカバーを取除き, 内部レードルを鑄造位置に移転して鑄造を開始する。全作業時間は出鋼から輪状鑄物2コの鑄造まで45mnである。

【実験】0.36%C鋼。外径74⁷/₈in, 内径63¹/₂in, 厚さ23in+4in(試験用)に鑄造→1/4inの削り代を残して粗切削→水焼入焼戻→外径71⁷/₈in, 内径66³/₄

in, 厚さ 22in+4in(試験用として削り出す)

【結果】 水素は流滴脱ガスにより 66% が除去され, また乾燥砂型に鑄込んでも増加しない. また湯上り部分は熱処理後 0.4ppm で, 90% が除去されている. 鍛造リングに対する機械的性質の要請 (降伏点 >40,000psi, 引張強さ >80,000 psi, 伸び (2in) >22%, 絞り >40%) は鑄造リングによつてもほぼ満たされている. 超音波探傷試験を行なつたところ微細な空孔の集団が 1カ所発見され, X線によつても確認された. 熱処理 (816°C 水焼入, 671°C 焼戻) による歪は直径 <5/16in, 平行度 <1/16 in. また化学成分に対する要請 (C 0.35~0.45%, Mn 0.60~0.90%, P <0.04%, S <0.04%, Si 0.15~0.30%, Ni <0.25%, Cr <0.18%, Mo <0.06% V <0.06%) は Mn が 0.05~0.08% オーバーした以外満たされている. (上正原和典)

— 加 工 —

工具鋼の熱処理による変形, 焼割の対策

(R. F. HARVEY: Metal Progress, 79 (1961) No. 6, 73~75)

工具鋼の熱処理に際して生ずる焼割れ, 変形は, 焼入中に生ずる内部応力に基づくものである. この内部応力は主として変態応力, 熱応力である. すなわち焼入に際して, 製品の形状変化, 肉厚変化に伴つて表面においても, また表面と内部でも冷却速度が異なり, 温度勾配を生ずる. この結果マルテンサイト変態が位置によつて時間的にずれてくる. マルテンサイト変態は膨張を伴うために未変態オーステナイトは変形し, その後に変態する. 従つて大きな応力を生ずる. 一方温度勾配は熱応力をも生ぜしめる. これらの応力が製品の強度以上に達すると焼割れとなり, 割れを生じなくても降伏点以上の応力であれば塑性変形させる. それ以外にも前処理による残留応力が加熱中に解放されたり, 加熱中の温度勾配による熱応力, 装入方法の不備などによる外部応力による変形がある.

従つて対策としては, 加熱に際して予熱, 徐熱, 適当な保持方法を採用することが必要である. 焼入に伴う応力を減少させるには, 冷却能の小さい空気を冷却剤とすることにより, 温度勾配を小さくできる空気焼入鋼を採用するのがよい. その他マルテンサイト変態を均一に起させるために中断焼入 (階級焼入, マルテンパーなど) を採用するのも一方法である. ただしこの時に使用される熱浴の冷却能は攪拌によりいちじるしく変るために, 製品の形状, 大きさにより適当な条件を選ばないと変形を生ずる. 焼入冷却剤の蒸気膜の発生による冷却ムラも変形を起す原因となるので超音波焼入 (超音波によつて蒸気膜を除去する) を行なうことも考えられる.

(加藤 直)

— 性 質 —

高純度の低炭素 Fe および Fe-Mn 合金の引張試験成績 (W. C. LESLIE et alii: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 198 (1961) Part 1, 21~29)

最近高純度の低炭素鋼および Fe-Mn 合金の機械的性質についての研究報告がみられるようになった. これら

の報告は商用鋼を対象とし, 特に延性遷移に重点をおいて研究したものが多く, 著者らはこれらの報告に述べられている内容を, 炭化物の粒度と分布状況, フェライト粒度などを細かく調節してチェックすると共に, フェライトのスリップが析出炭化物によつて影響される理由を追究しようとした. 試料の化学成分は C 0.0025% (A), 0.012% (B), 0.052% (C) およびこれらにそれぞれ Mn を 0.45% 添加した (D), (E), (F) の 6 種類である. 真空中で熔解ならびに鑄造した 30 lb の鋼塊を 0.30~0.35 in 角に熱間圧延し, フェライト粒度を ASTM の No. 3~4 に揃えるために熱処理した. (A) と (D) とは (B) と (E) を湿水素中で 590°C × 240 h の熱処理により脱炭して作製した. 各試料を 720°C から炉冷, 油冷, 塩水冷すると共に塩水冷後 40~480°C で時効させた. 顕微鏡組織を 100 倍, 1000 倍, 10,000 倍および 50,000 倍で観察し, フェライト粒度, 粒界炭化物の分布, フェライト中における炭化物の分散, および個々の炭化物の形状などを調査した. 引張試験は 20°C および -196°C で行ない, 歪硬化指数 n は次式から算出した.

$$\sigma = K \delta^n \quad (\sigma: \text{真応力}, \delta: \text{真歪}, K: \text{強度係数})$$

試験結果の概要は次のとおりである.

純鉄に対し C を添加した場合, 引張試験値におよぼす影響は C を 0.002% から 0.02% に増加した場合の方が 0.02% から 0.07% に増加した場合より顕著である. 焼入れた C 0.013~0.07% の Fe-C 合金は 200~500°C で時効しても常温の引張試験値と炭化物の分布状況は本質的に時効温度と関係がない. C が 0.02% 以下で炭化物粒子が結晶粒の内部で微細に分散している場合は, 一様伸びの量から測つたフェライトの低温靱性は C によりむしろ改善される. 少なくとも 0.07% までの範囲では C が増すほどフェライトの歪硬化指数 n は減少する. 高純度の Fe および Fe-C 合金に Mn を 0.5% 添加すると僅かながら引張強さが増加し伸びが減少するが, その他の引張試験成績には影響しない. 冷間圧延したフェライトの変形は非常に不均齊で, 60% の圧下をかけた後でも少なくとも 5×10^{-5} cm の大きさのブロックが変形されずに残る. 250°C で時効中に析出した小さい樹枝状炭化物は地の組織の塑性変形にほとんど関与しない. これらの炭化物は集中したスリップにより破砕されてしまうかほとんど影響されずに残るかである.

(堀川 一男)

塑性加工されたオーステナイトから生じたマルテンサイトの強さ (J. C. SHYNE et alii: Trans. Amer. Soc. Metals, 52 (1960) 346~361)

準安定なオーステナイトに熱的—機械的な処理をほどこすことによつて強度を上げることができる. この論文はそのような処理を行なつた時の機械的性質と組織について述べたものである.

試料は大気中および真空中で高周波溶解したもので, その化学組成は 0.31~0.64% C, 2.21~2.94% Cr, 1.03~1.65% Ni, 0.75~1.17% Mn, 1.46~1.64% Si, 0.31~0.43% Mo, 0.31~0.32% V である. これらの試料を 870°C でオーステナイト化した後, S 曲線のいわゆる bay に相当する 430~570°C で 0~93% (断面収

縮率で)の塑性加工をほどして油焼入れした。オーステナイト状態における加工度が大きいほど降伏強さ(0.2%永久伸び)も引張強さも増加し、93%加工では加工しないものに比べて約28~42kg/mm²高くなる。普通の焼入れで生じたマルテンサイトの大きさと、オーステナイトに塑性加工を加えた後に生じたマルテンサイトの大きさを電子顕微鏡写真で比較すると、前者が約3μであるのに対して93%加工した後者は半分約1.5μで大体加工度の増加に比例してマルテンサイトの大きさは小さくなる。これらの値は、STROHやCOTTRELらが提唱している結晶粒の大きさと降伏強さおよび脆性破壊強さとの関係式

$$\sigma = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

によくあてはまる。ただ靱性の大きい低炭素鋼(絞り33%)では、破壊強さはマルテンサイトの大きさにあまり左右されない。このことから、高炭素鋼(絞り9%)は脆性的な破壊をするが低炭素鋼は靱性的に破壊すると考えられる。

次に焼戻した場合、普通のマルテンサイトは焼戻温度と共に降伏強さ、引張強さは減少するが、塑性加工したオーステナイトから生成したマルテンサイトでは、降伏強さは焼戻温度と共に上昇し320~430°Cで最高に達する。引張強さは150°Cの低温焼戻しでは低下するが、200°C以上になると増加し始めて焼戻温度320~430°Cで最高に達する。しかも320°C以上の焼戻温度では降伏強さと引張強さはほとんど同じ値を示す。たとえば、0.41%Cの試料についてみると、オーステナイト状態で塑性加工をしなかつたものは焼入れたままで降伏強さ190kg/mm²、引張強さ245kg/mm²であるが、塑性加工を加えたものは焼入れたままで降伏強さ210kg/mm²、引張強さ275kg/mm²、370°Cに焼戻すと降伏強さ、引張強さ共に275kg/mm²になる。これらの結果もやはり顕微鏡組織的な効果によると考えられる。残留オーステナイト量はオーステナイトを加工することによって大した変化はなく、引張性質にも大きい影響を与えない。(中島 宏興)

米国における高速度鋼の現状(その1)

(P. PAYSON: Metal Progress, 79 (1961) No. 6, 65~69)

高速度鋼の発展の歴史を先ず簡単に述べている。今日最も多量に生産されている鋼種は、M2、M1、(Mo-W-Cr-V)、M10 (Mo-Cr-V) および T1 (W-Cr-V) の4種である。米国における1959年度のこれら4鋼種の生産量は総計17,600tである。この4鋼種以外に、アメリカ鉄鋼協会によつて多種類の高速度鋼の鋼種が規定されている。それぞれ成分上に特色があるが、主としてM2、M1およびT-1を改良したものであり、大きく分類すれば、10種類のMo鋼と9種類のW鋼となる。鋼の総生産量に比べれば、高速度鋼の生産量の占める割合は確かに極めて小さい。しかし、高速度鋼を生産している会社は米国には10社以上もあり、いずれも十分な受注量を有している。高速度鋼には、このように多種類の鋼種があるにもかかわらず、顧客はなおより安く、より高性能のものを要求しメーカーは新しい高速度鋼の開発に不断の努力を傾注している。最後に著者は、今日

多種類の高速度鋼がそれぞれの高度の要望に応じているのは、18-4-1型高速度鋼が20世紀に入る前に見出されて以来の60年以上にわたる研究、開発および実地経験の積み重ねのたまものであると結論している。著者は次号その2においては、高速度鋼の冶金学について論ずる。(邦武 立郎)

工具鋼の高温硬度 (D. P. HUGHES: Metal Progress, 79 (1961) No. 6, 76~79)

本報では、各種工具鋼の高温硬度の変化を測定し、材料選択の便に供しようとした。供試材としてAISI規格の高C高Cr冷間工具鋼、5%Cr熱間工具鋼、高W熱間工具鋼、高Mo高速度鋼のうちいくつかを選び試験に供した。高温硬度の測定は標準ロックウエル硬度計に電気炉をとりつけ、N₂中で加熱測定を行なつた。最高温度は密閉用油の性質上649°Cが限度である。試料を所定の温度に30分間保持したのちC-スケールで測定した。この結果、硬度の温度変化は鋼種、熱処理によつてかなり相異なるが、概して常温硬度の高いものは高温硬度も高いことが示されている。オーステナイト化温度の影響は、たとえば高Mo高速度鋼の場合、オーステナイト化温度が高いほど硬度レベルも高いことが示されるが、これは炭化物の固溶度の差異によるものであろう。焼戻温度によつてもまた結果は異なる。二次硬化の最大値に焼戻した場合、焼戻温度より高い温度領域では硬度は急激に減少する。5%Cr鋼の異なる成分のものを同一室温硬度に熱処理した場合には、高温硬度に本質的な差異を示さなかつた。材料の高温での安定性を調べるため427°Cで長時間保持した後硬度を測定したが500h以内の保持時間では変化はなかつた。このような高温硬度を材料の選択基準として用いる場合、使用温度の硬度値(Hrc)×5000psiが抗張力の目安となり、この値が使用応力以上であることが必要である。(寺崎富久長)

低合金電炉鋼の機械的性質におよぼすSと希土類金属の影響 (R. D. ENGQUIST: Proc. Electr. Furn., 17 (1959) 125~147)

200lb塩基性誘導炉により超高抗張力低合金鋼(C 0.26~0.29%, Si 0.37~0.54%, Mn 1.35~1.50%, P 0.011~0.021%, S 0.005~0.045%, Ni 0.22~0.30%, Cr 0.60~0.74%, Mo 0.52~0.60%, B 0.0019~0.0031%)を18種溶製し、9溶解は希土類金属合金(Ce 44.5%, La 31.5%, Pr 11.0%, Nd 7.0%, その他6%)で処理を行ない、低S鋼には焼石灰・螢石を、高S鋼には黄鉄鉱を使用した。また全溶解ともAlおよびCa-Mn-Si合金(3lb/t)で出鋼直前に脱酸した。Al添加量は希土類合金使用の場合は1.5lb/t、他は2.5lb/tとした。

試験片は引張試験片ならびにシャルピー衝撃試験片でその熱処理は954°C×2h焼準→粗切削(1inφ一引張試験片用、1¹/₄inφ×2in一シャルピー衝撃試験片用)→899°C×1h水焼入→121, 204, 316, 371, 427, 538, 649°C×2h焼戻(各2試片づつ)→水冷→仕上切削→93°C×24h時効処理とし、これらにつき降伏点・引張強さ・伸び・絞り・シャルピー衝撃値(室温および-40°C)・硬度などの測定を行なつた。

この結果、(1) S は超高抗張力鋼の降伏点・引張強さには直接悪影響はおよぼさないが展延性・韌性に悪影響をおよぼす。(2) 希土類金属処理は展延性・韌性に好影響を与え、高 S 鋼の場合特に顕著である。(3) 希土類元素処理は低温焼戻材の性質を改善し、高温焼戻材の場合にも一層有利であるが、焼戻脆性による害を償うほど特に有効ではない。(4) 希土類元素が鋼の材質を改善する機構については確証は得られていないが希土類元素と添加合金元素との合金効果、あるいは希土類元素が S、介在物の特性におよぼす影響などが考えられそうである。(上正原 和典)

—物理冶金—

Fe-Mo および Fe-W 合金の硬化と析出

(G. ELSSEN u. G. WASSERMANN: Z. Metallkunde, 52 (1961) Heft. 4, 263~269)

供試材としては真空溶解した Fe-Mo 合金 (15.7% Mo, 0.3% Mn, 0.2% Si) および Fe-W 合金 (14.7% W, 0.3% Mn, 0.2% Si) を 6mm 八角棒に圧延したものを用いた。

熱処理は保護雰囲気 (水素またはアルゴン) 中に行なった。均質化処理は Fe-Mo 合金では 1260°C, Fe-W 合金では 1290°C にそれぞれ 50 分間保持後水中急冷した。なお短時間の時効の際には加熱時間短縮のためにソルトバスを使用した。

時効後ビッカース硬度、長さ、電気抵抗、熱起電力、格子常数、顕微鏡組織などの変化を測定した。

また均質化処理し急冷したのち直ちに圧縮加工を加え時効させたものについても同様に測定を行ない加工の影響を調べた。

Fe-Mo 合金は 550°C ~ 900°C で時効させたが、温度が低いほど時効に時間がかかり、また時効による硬度上昇は大きくなる。析出相は状態図から当然考えられる Fe_7Mo_6 である。

Fe-W 合金は 500°C ~ 850°C で時効させたが、温度が低いほど時効が遅く硬度上昇の大きいのは Fe-Mo 合金の場合と同様である。然しながら Fe-Mo 合金と比較し、平衡に達する時間ははるかに遅く、時効硬化曲線に 2 つの山を生ずる点で異なる。最初の硬化の山は Fe_7W_6 の析出によるもので、第二の山は Fe_2W が Fe_7W_6 になることにより生ずるものとしている。状態図では Fe_7W_6 は時効温度より高温で安定な相とされているものであり、試験温度では Fe_2W が安定相であるので、この現象は異常である。著者は均質化温度 1290°C から 1040°C までの冷却中にすでに Fe_7W_6 が少量析出されていて、時効で Fe_7W_6 析出の際に核として役立つものとしている。

圧縮加工の影響として Fe-Mo, Fe-W いずれの場合も、時効時間が短縮され、時効硬度は加工率が増すほど大きくなる。

Fe-W 合金では加工後時効すると硬化曲線の 2 つの山が密接して生じ、臨界加工率 25% 以上で同時に現われるようになる。高加工率のものでも Fe_2W は α 相と

Fe_7W_6 との包析反応により生ずると推論している。

(小犬丸胤男)

一分 析一

補正法を用いるハイドロキノンによる Nb, Ti および W の直接吸光光度定量

(J. P. Mc KAVENEY: Anal. Chem., 33 (1961) No. 6, 744~747)

Nb と W または Nb と Ti を含む耐熱合金試料を HCl, H_3PO_4 , H_2SO_4 , および HNO_3 で分解し、加熱蒸発させ H_2SO_4 白煙処理し HNO_3 を駆除する。希 H_2SO_4 を加え塩類を溶解したのち、 $SnCl_2$ で Fe, Mo などを還元し、さらに希 H_2SO_4 を加えて 50 ml とする。この試料溶液 1 ml をハイドロキノン H_2SO_4 溶液中加入し、Nb と W または Nb と Ti を発色させる。別に試料溶液 1 ml を 95% H_2SO_4 中に入れる。これが Background 溶液である。10±2 分後この 2 つの溶液および呈色試薬であるハイドロキノン H_2SO_4 溶液の吸光度を、95% H_2SO_4 を対照液として 400 および 500 m μ の波長を用いて測定する。400 および 500 m μ 両波長における呈色溶液の吸光度から、それぞれの波長における Background および呈色試薬の吸光度を差引き、この吸光度とそれぞれの成分の錯塩の吸光係数より連立方程式を解き、Nb と W または Nb と Ti 量を算出する。

ハイドロキノンは濃 H_2SO_4 溶液において Ta, Ti, W および Nb と反応して有色錯塩を生成する。これらの錯塩の吸収曲線によれば Ta は 368 m μ , Ti は 480 m μ , W は 475 m μ , Nb は 400 m μ においてそれぞれ最高の吸収を示す。しかし、475 m μ と 500 m μ における吸光度の比較では Nb は 500 m μ において約 35% 低下するのに対し、Ti と W はわずか 3% しか低下しないので、前記のように実際の操作の場合は 400 m μ と 500 m μ で吸光度の測定を行なった。これらの波長において Nb, W および Ti はいずれも Beer の法則に従いがい、したがって、2 波長測定による同時定量が可能である。なお、Ta は 500 m μ では影響がないが、400 m μ では 1% の Ta が Nb として 0.08% となる。

Nb-ハイドロキノン錯塩は呈色の不安定なことが難点で、本法でも前記のように試薬添加後 10±2 分間に吸光度を測定しなければならない。それ以前では呈色が完全でなく、それ以後では褪色する傾向がある。また、ハイドロキノン H_2SO_4 溶液も不安定で調製後 16~21 時間範囲のものを使用する必要がある。しかし、W および Ti の場合は呈色の安定性は良好で、数時間は吸光度に変化なく、反応時間は問題でない。さらに、W および Ti を定量する場合はハイドロキノン H_2SO_4 溶液は調製後 3~4 日間使用可能である。

以上のように、共存成分の有色イオンおよび呈色試薬の影響を Background 補正法によつて除き、また 2 波長測定、連立方程式法によつて 2 成分同時定量を行ない耐熱合金中の Nb と W あるいは Nb と Ti の直接同時吸光光度定量法を確立した。(若松 茂雄)