

抄

録

—製 銑—

自溶性焼結鋳とその使用について

(T. E. Ban; Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 43 (1959) No.3, pp. 294~302)

本論文は自溶性焼結鋳に関する総合的な観察を文献調査と実験に基づき詳細に述べたものである。はじめに Dwight-Lloyd 研究所における Pilot plant による焼結実験の操業状況、物質収支について述べ、ついでこの種自溶性焼結鋳は非鉄金属精錬とくに Pb 鋳の自溶性賦与のために石膏や石灰石、砂などを添加して焼結したことにはじまるといつている。さて、一般に焼結鋳の塩基度を $(CaO+MgO/SiO_2)$ 重量比で示すと、Lake Superior 鋳単味では 0.1 以下であつて、これを中性あるいは塩基性にするのが研究の当初の目的であつた。実験結果および文献によると、含 CaO 焼結鋳の強度増加は各種のセラミックボンドの形成によるものであり、主なものは belite ($2CaO \cdot SiO_2$)、wallastenite ($CaO \cdot SiO_2$)、fayalite ($2FeO \cdot SiO_2$)、monocalcium ferrite ($CaO \cdot Fe_2O_3$) などであり、この中で Ca-ferrite の生成に特徴があるのは当然である。

Ca-ferrite の生成率と温度の関係について述べると、 $CaO \cdot SiO_2$ は $1500^\circ F$ で 60% 生成するが、 $2CaO \cdot SiO_2$ は $2000^\circ F$ を要する。 $2183^\circ F$ では $CaO \cdot Fe_2O_3$ と hemicalcium ferrite ($CaO \cdot 2Fe_2O_3$) が共融している。ある程度以上の CaO 含有率に達すると焼結鋳の強度はかえつて低下する。自溶性焼結鋳の被還元性の増大は FeO したがつて fayalite の減少にもよるが、Ca-ferrite の触媒効果もあるかも知れない。還元性ばかりでなく還元強度も大となることは注目される。さらに実際問題として、 $CaCO_3$ 添加の場合、その分解熱損失にもかかわらず、あらゆる意味で焼結効率が増大することは大きな利点の一つである。D. L. 研究所における基礎実験においては、添加材料として、ドロマイト系のものや、 $CaCO_3$ 、 $Ca(OH)_2$ なども用い、塩基度は 1.4 を狙つて試験した。試料の試験法としては、ASTM コークス強度試験法 (24r.p.m., 200回転, $-1/8''$ 分粒度分析) により、天候試験 (24h 水浸, 24h 乾燥) もこれに加味している。

実際溶鋳炉に使用した結果を総合すると、一般にコークス比は低下し、炉頂ガスの CO/CO_2 比も低下している。これは直接還元やソリユーションロスの低下を意味している。また、開放型電気製鉄炉にこの自溶性焼結鋳を用いると 15~20% の生産能力は上るものである。

結論として、CaO の含有によつて焼結鋳の強度は大となる。ある量以上の含有では大塊のものは少なくなり強度は多少落ちるが、それでも粉化は防がれるものであり、強度低下も焼結の際の予熱操作によつて解決しうるものである。その他、高炉内における石灰石の分解による熱損失をなくし、焼結鋳内ですでに予備的にスラッグ化が進んでいること、その他炉内反応の無駄をなくし、高

炉をその本来の機能である鋳石の還元に戻すに復帰せしめる効果をこの自溶性焼結鋳が有していることは明らかである。(中村信夫)

製銑・製鋼過程におけるオートメーション

(J. E. Oram; Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 47 (1959) No.7, pp. 716~724)

従来より圧延その他加工工程における自動制御については多数の報告があるが、製銑、製鋼過程については未知の要因、適当な制御方法などの点からまだまだ不十分である。これらの工程は加工工程と同様、品質価格などに大きな影響をおよぼす重要なものであり、本稿では溶鋳炉、平炉、焼結用設備、均熱炉などの自動制御について述べたい。

溶鋳炉の自動制御はかなり進歩している。例えば溶鋳炉の自動装入装置は最近の高性能溶鋳炉の多くに採用されている。この装置では操業者はあらかじめプログラムに応じてコークス、石灰石などの装入量、装入順などを設定しておけば、それにしたがつて装入ならびにベルの開閉が自動的に行なわれる。これがさらに進歩すればストックラインレコーダーと連動させて、必要量を秤量、捲上、装入するようになる。つぎの段階では配合計算を自動的に計算してプログラムを自動的に決定するようになり、さらに原料を自動的に分析して、装入プログラムを計算するようになれば装入は完全にオートメーション化される。これは電子計算器および分析法の発達によつて可能となろう。しかし溶鋳炉最終製品についての自動制御を行なうためにはまだまだ多くを調べ、特に時相関を明らかにせねばならない。

平炉は製鋼法として重要な役割を果すものであるがこの分野におけるオートメーションはあまり発達していない。しかしこの分野でも多くのことが適用できるはずである。第一の段階はデータの収集で、各種の要因に関係する数値を集めこれを整理しなければならない。これをもとにして完全なプログラム、自動装入などが可能になる。適当な計算器、分析法などができれば溶鋳炉の場合と同様に平炉の完全自動操業も可能であろう。

焼結工程の自動化はかなり進んでいる。各種原料は一定比率で送り出され、混合される。焼結部への流量は焼結終了位置検出器からの信号に応じて調整される。さらにベッドレベル調整器により一定高さになるよう焼結機速度が制御される。しかしあらかじめ要求されている品質の焼結鋳を得るためにはまだまだ熟練や経験により決定される要素が存在する。例えば原料配合とか、ベッド厚さとか、焼結終了位置などは操業者が設定するものである。これを完全自動化するためには他の例と同様、データの収集、集約が必要であり、これを整理しプログラムに適用する必要がある。現在はこの段階でさらに進歩しつつある。

平炉から圧延機に至る間には種々の設備やその間の輸送設備がある。この分野では現在その駆動システムの自動化が行なわれているが、将来は鋼塊ストリッパー、均熱炉

分塊ロールなど一連の自動操業の行なわれることも想像できる。この分野においてもまだまだ自動化は進むであろう。(河合重徳)

— 製 鋼 —

真空アーク溶解について

(E. A. Loria; Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 47, No. 6, (1959) p. 601~607)

最近における真空溶解の発展はめざましいものである。誘導炉では 5000 lb, アーク溶解では 12000 lb の鋼塊が実用化されている。著者は真空溶解の問題点について幾つかの報告を行なっているが、本稿でも現在問題になつてゐる諸点、最近における傾向などを論じている。

最近真空溶解に要求される鋼塊が大型になつてきておりアーク溶解が有利とされている。アーク溶解の利点は偏析の少ないこと、鋼塊が健全であること、低コストなどであり誘導炉は化学成分の調整などの点が有利である。両者の利点が異なるので時には併用することもある。

脱ガスの点に関してはアーク溶解は時間が短いので完全ではないが温度の高いことにより介在物の分解があり大型介在物の場合には浮上凝集する。介在物が減少し熱間における韌性が向上するので熱間加工性が非常に向上し、通常では加工困難な合金の鍛造も可能になる。また疲労特性が向上し航空機用ベヤリングなどが真空溶解される。

真空アーク溶解のためには電極の準備をしなければならない。鑄放し品、鍛伸材などを用いるが成分は厳密に調整しておく必要があり、特殊なものでは誘導炉で真空溶解して作製する。表面はスケールなどを除かねばならないが予備処理は十分注意して行なわねばならない。

溶解時には電極長さの変化により電圧降下量が変化する。一方温度が上昇して抵抗が増大する。アーク電圧を適当に調整できる自動制御装置は有利である。

溶解時の電流値は鋼塊寸度、表面状況、内部状況などから考慮される。偏析に対しては低電流、低速溶解の方が良好な結果を生ずるが、表面状況は良くない。アーク溶解の場合、連続的な凝固 (progressive solidification) が重要であるが、入力の大い場合湯浴は深くなり凝固速度は相対的に減少して、通常の鋼塊類似の組織となる。溶解速度を下げれば柱状晶の成長傾向は低下し、小自由晶が増す。溶解速度は炉体内の真空度にも影響しさらに鋼塊品質に影響をおよぼす。

不純物の除去に対しては陽極温度の影響が大きい。これには蒸気圧も関係する。介在物や microporosity は電極自体の他に鑄型表面への飛沫の不完全溶解によつて生ずることもあるので電流値に注意を要する。溶解末期には入力を下げて頭部のアーク加熱を行なつて収縮孔の生成を防止するがこの間にはアークが不安定で時には介在物が完全に浮上しきらぬことがあり注意を要する。鋼塊の寸度、成分によつては割に注意しなければならない。

最近溶湯に直接超音波振動を与え柱状晶の過大な成長を防止する試みが行なわれている。Ni-Mo-V 鋼 22 in. ϕ 長さ 55 in の鋼塊に適用して 24 in 高さまで微細な

自由晶のものを得ることができた。現在入力エネルギーをさらに増大して効果を上げるよう試みている。

(河合重徳)

— 加 工 —

継手金属中の水素含有量におよぼす溶接条件の影響

(R. A. Kozlov, Svarochnoe Proizvodstvo, (1958) No. 4, p. 25~28)

低合金鋼および中合金鋼の溶接の際に発生する割れの主原因は、継手金属中に存在する水素であるということは周知の事実であり、したがつて溶接中の水素の挙動を詳細に研究することはきわめて重要なことである。この論文は継手金属中の水素含有量が溶接条件の変化によつていかに増減するかを調べたものの報告である。

溶接は自動溶接と手溶接を採用し、前者の場合には低合金鋼の心線 (規格 EI581) と規格 AN-42 (酸性) および 48-OF-1A (塩基性) の溶剤、後者の場合には低合金鋼用溶接棒 (規格 48N-1) を用いた。

継手金属中の水素はつぎのようにして求めた。すなわち自動溶接の場合には孔をあけた鋼板上に肉盛り、落下する溶融金属を銅製の坩堝で受け、“鉛筆型”の試料を作り、また手溶接の場合には水冷した鋼板上の溝の中に肉盛りして試料を作り、かくして得た試料を三日間アルコール中に保存して拡散性水素を求め、さらにこれを真空中で 600~700°C に加熱して残留水素を求めた。

かくして継手金属中の水素含有量は電流の種類、電圧溶剤の種類および乾燥状態などによつて左右されることが分つた。すなわち自動溶接において電圧が高くなると (電流、溶接速度、溶剤の乾燥状態などは一定である。) 酸性溶剤の場合には継手金属中の水素含有量は減少するが、塩基性溶剤の場合にはほとんど変化しない。著者はこの現象をつぎのように説明している。すなわち酸性溶剤の場合に電圧が上昇すると、水素がスラグ中に OH^- イオンとして存在するようになり、その結果継手金属中の水素量は減少する。しかし塩基性溶剤の場合にはスラグ中の OH^- イオンが電圧の増加によつてもあまり変化しないので結局継手金属中の水素量もほとんど変化しない。

また溶接条件が同一でも直流正極を用いた場合には直流逆極の場合よりも水素含有量が多くなる。これは溶融スラグと溶融金属間の電解現象によつて説明することができる。すなわち正極の場合には OH^- イオンが溶融金属面に引き寄せられるために、継手金属中の水素含有量が高くなり、逆に逆極の場合には OH^- イオンが溶融金属面から離れようとするために、水素含有量が減少するわけである。溶接速度が小さくなると金属およびスラグの溶融している時間が長くなるので結局電解時間が長くなることになり、この傾向は益々いちじるしくなる。

手溶接の場合にアーク長が大きいと継手金属中の水素含有量は減少するが、これはアークが長いほど空気中の酸素がアーク雰囲気中に侵入する可能性が大きくなり、酸素と水素が結合して、アーク雰囲気中の水素の分圧が低下するためである。

一方溶剤あるいは溶接棒の乾燥度を高めると継手金属中の水素含有量は低下する。(笠松 裕)

鋼の鍛造性決定に際しての熱間振り試験の使用

(C. Wallquist, J.-Ch. Chrlén; Jernkontorets Annaler, 143, (1959) 1, 1~28)

鋼材の変形はいわゆる鍛造因子 (Smidningsfaktorena) といわれるいくつかの因子によつて左右される。すなわち化学組成、温度、形状寸度、変形速度、変形時の摩擦などがこれに当る。一方、鍛造性という言葉は莫然と用いられているが、ここでは決定的な破壊を伴わずに行える最大変形と定義する。今日までこの鍛造性の比較値を実験室的に簡単に定めるために引張り試験、圧縮試験をはじめ多くの方法がとられて来たが、その中で最も信頼性あるものは振り試験である。本論文はこの試験に関するものである。まず、応用力学の面から破壊力を計算し、ついで現在までのこれに関する研究者の試料の寸度、回転数、温度等を列記し比較している。いま、振り角度を φ (°/mm) 試料の長さを l_0 (mm) とすると単位長さ当りの振れ角は $\varphi_s = \frac{\varphi}{l_0}$ 、試料径を d_0 (mm) とすると、試験棒外周面におけるせん断角は $\gamma = \frac{\varphi_s \cdot d_0}{2}$
 $= \frac{\varphi}{2} \cdot \frac{d_0}{l_0}$ 、同じくせん断応力 $\tau = \frac{4}{\pi \cdot d_0^3} \left(\varphi_s \cdot \frac{dM_r}{d\varphi_s} + 3Mr \right)$ であり、ここに Mr はモーメント (kg-m) を示す。これはまた $\tau = \frac{4(3+k)Mr'}{\pi \cdot d_0^3}$ と書かれ、 k は回転試料の構造や温度に依存する常数で 0.1~0.26 の間にある。そして、破壊と到るまでの仕事 W_r (kg-m) は回転角速度 ω (rad/mn)、時間 t_r (mn) とすると、 $W_r = \int_0^{t_r} Mr \cdot \omega \cdot dt_r$ で示される。

振り装置はストックホルムの王立工科大学 (Kungl Tekniska Högskolans) の鋼材加工処理研究所で組立てられ、炭素鋼、低および高合金鋼 12 種について試験された。そして破壊までの振り数、トルクなどを温度、回転数の種々の条件下に比較研究された。試験棒ははじめ 250mm×20mmφ で行い、後 10mmφ で、把持孔間隔 100mm とした。上仕上げの部は約 4.85mmφ × 58mm である。試験温度は約 700~1250°C、振り速度は 10~200r/mn で多くは 100r/mn で行っている。

破壊までの振り数は、軟鋼以外すべて、ある温度までは上りふたたび下降することがわかつた。その最高値はオーステナイト域にあり、試料の組成によつて異なる。そして、振り数は振り回転速度の上昇と共に低下する。かくのごとく、eutectoid や hypo-, hyper-eutectoid の炭素鋼は 770回以上の振り数で最も塑性が高く、市販の軟鋼では約 180回、そして不銹鋼や高速度鋼は最も低く場合により最高 20 回ということもある。他の研究結果も総合して信じられることは、 α - γ 遷移域ではトルクの上昇を伴い、振り数は少なくなることである。一方オーステナイト域では温度の上昇と共にトルクは下る。破壊に到る振り仕事を主としているが、これは振り数の場も同様である。同時にその仕事は振り回転数の増加と共に増大する。

結論としては、トルクも振り仕事も共に余りあてにならないということであり、これに反し振り数は塑性の指

針を与え、異なる鋼材間の鍛造性の比較値をよく示す。そして最適加工温度は振り試験最高値より約 30°C 低目のところである。(中村信夫)

金属の酸洗 (J. B. Mohler; Metal Finishing, Vol. 57 (1959) May p. 63~67)

酸洗は金属表面のスケール除去、エッチング、光沢仕上げ、活性化等の機能をもっている。しかし各種金属は酸に対して反応が異なるので、目的や金属の種類に応じて酸の組成・温度・処理時間を選ぶ必要がある。

低炭素鋼では、8% H₂SO₄, 160°F, 5 分間程度の処理が一般的で炭化物のスマッジの出易いときには HCl を用いる。またつぎの工程までの停滞時間の長いときにはメッキ不良となり易いので、1.5 g/l の NaOH および NaCN 溶液で中和しておくとの良い。また有機塗装の前には燐酸々洗が良く、酸化作用は硝酸塩、あるいは第 2 硫酸鉄を加えると促進される。ステンレスは 10% H₂SO₄, 180°F, 10 分処理しそのあと、HNO₃+HF にクロム酸等を加えた 130°F の液中で、20 分間処理する。不動態化には 30~50% HNO₃, 110~120°F 中で 15~30 分浸漬する。そのチェックは硫酸銅で行う。鑄鉄のスケールは溶融塩浴で除去し、Cu 合金の光沢仕上げは HNO₃ 14%, H₃PO₄ 54%, FeCl₃ 22% の混合溶液中で 2 分間処理すると良い。

Ni には HCl に CuCl₂ を加えて用い、メッキ前には表面が活性であることを要し、32% HNO₃+3% NaCl の液に約 10 秒浸漬すると良い。

Zn はクロム酸々洗の後 1% H₂SO₄ で処理する。メッキ前には 1% HCl またはクエン酸中で軽く処理する。

Al は 130~160°F の 5% NaOH 液を用い、熱処理の汚れに対しては HNO₃-HF 浴を用いる。

上記の外 Mg, Ag 等の金属の各種処理条件を、最近の文献および特許から紹介している。(安藤卓雄)

一性 質一

鋼の焼戻と焼戻脆性に関する組織の観察

(W. P. Clancy and M. R. Norton; Proceedings of A.S.T.M. Vol. 58 (1958) p. 912)

合金鋼および炭素鋼における焼戻脆性については多くの報告があり、特に Woodfine あるいは Jaffe Buffum, Hyam, Nutting らが顕微鏡組織、フェライト粒度とシャルピー衝撃遷移特性などを焼戻温度および時間を変えてそれらの関係を調べている。本報告においては光学的に観察し得る最高解像力を利用し、下部臨界温度以下の各温度で時間を変えて焼戻した SAE 3140 鋼のフェライト粒の成長について調べ、“Upper nose isothermal temper embrittlement” は焼戻し第 4 段階において起る普通の組織変化による衝撃特性の脆化に他ならないということを確認した。

焼戻組織の研究には SAE 3140 鋼を用い、その衝撃遷移値は Jaffe および Buffum の値を使用した。腐蝕効果の研究には、SAE 3140 鋼と同様な性質を示す SAE 1020 鋼、4.5 Ni 鋼、Mn-V 鋼、Mn-Ni-Cr-Mo 鋼、Ni-Cr-Mo 鋼、Ni-Cr 鋼について行い、SAE 1020 鋼 (フェライト地にマルテンサイトを生ずるように処理) を

除いた他の鋼は総べて 100% マルテンサイトになるように焼入処理を施した。焼戻組織を調べるために 0.5% ピクリン酸水溶液で 3~4 mm 腐蝕した。一方腐蝕の影響を検査するために 2 つの液すなわち (ピクリン酸エーテル溶液 + ツェフィランクロライド) および 0.5% ピクリン酸水溶液のいずれかをを用い組織を比較した。組織観察は光学顕微鏡で Apochromat 60, 0.95 N.A. および Apochromat 108, 1.6 N.A. の対物レンズを用い、最高解像力を得るために干渉フィルターおよび II-0 型の写真乾板と 1.6 N.A. 対物レンズを用いた。撮影は 3500 倍で行った。さらにフェライト粒度の測定は、代表的な視野について線分比法により行った。これらの結果を以下にまとめる。

(1) SAE 3140 鋼において 650°C × 48 h 焼戻の組織は、700°C × 8 h 焼戻した場合と類似した組織を示し、650°C × 5mn および 700°C × 5mn 焼戻の際に見られなかつたフェライト粒界がはつきりしてくる。炭化物もやや成長し、伸びたフェライト粒が若干あるが等軸形の粒になりはじめた状態がみられた。焼戻時間を増すとこれは顕著になる。

(2) 遷移温度の上昇に伴い、フェライト粒度は大きくなる。そして、実験誤差範囲内では、同じ粒度をもつ材料は、異つた熱処理によつて得た場合でも、その遷移温度は同じである。

(3) SAE 3140 鋼において、フェライト粒の成長は下部臨界温度以下の温度で起る。この結果は Jaffe および Buffum の報告とは異なるが Woodfine の説と一致する。

(4) 鋼の S 曲線の鼻の上方部における等温変態焼戻脆性は、焼戻の第 4 段階で起る組織変化を伴つた衝撃値の変化のあらわれに他ならない。

(5) 本実験で行つた粒度測定法は、少なくとも今まで報告されたプラスチックレプリカを用いた方法に比して精度がよく、2 μ 程度の粒の成長は電子顕微鏡によらなくても観察し得ることがわかつた。

(6) 焼戻脆性の研究のために、従来行われてきた腐蝕後に軽く研磨する方法は、大切な組織の微細な点を見落すおそれがある。

(7) ピクリン酸を主成分とした腐蝕液で、十分に時間をかけて腐蝕すれば、脆性を示す試料にみられる腐蝕と同程度の腐蝕を脆性を示さぬ試料にも与えることができる。

(8) ピクリン酸を主成分とした腐蝕液を用いると、脆性を示す試料および示さぬ試料のいずれもフェライト粒界の輪郭を非常によく現出することができる。

(内山 郁)

高力鋼の珪酸塩型介在物に関する疲労強度低下係数

(H. N. Cummings, F. B. Stulen, and W. C. Schulte Proceedings of A.S.T.M. 58 (1958) p.505)

この報告は 1958 年 6 月の A.S.T.M. 第 61 回年次大会において発表されたものである。前報告^{註1)}に引続き、ここでは、極限引張強さ 140~300ksi^{註2)} (98.4~210.9 kg/mm²) の範囲にある航空機用 SAE 4340 鋼および SAE 4350 鋼の疲労強度に対する延びない非金属

介在物の影響を定量的に調らべ、さらに回転曲げ試験で介在物が疲労破壊の原因となつた場合について疲労強度低下係数をもとめ、それにより影響を推定した。

塩基性電気炉で溶製した鋼塊から試験片をとり、表面を 2~5 μin (5~12.7 μ) に仕上げ R. R. Moore 回転式疲労試験機 (10000~12000 r.p.m.) で試験した。試料の数は、SAE 4340 鋼 [極限引張強さが 140, 190, 230 および 260 ksi (98.43, 133.6, 161.7 および 182.8 kg/mm²)] および SAE 4350 鋼 [極限引張強さが 300 ksi (210.9 kg/mm²)] の総計 309 個である。これらの試料において、破壊に到つたすべての亀裂は、試料の表面あるいはその近傍に存在した珪酸塩型介在物から発達したものであつた。破壊面の観察は約 400 倍で偏光を用い、破壊の起因となつた介在物の測定にはマイクロメーター対眼鏡を使用した。介在物の大きさとしては、幾何平均直径すなわち試料面に直角方向および平行方向に測つた直径の積の平方根の値をとつた。

まず介在物の大きさによつて試料を 4 つの群に分け、疲労破壊までの回転数とその場合の応力の関係を調べた。つぎに、極限引張強さの値について介在物の大きさと疲労応力との関係を求め、外挿法によつて各極限引張強さについての介在物のない場合の疲労応力を推定した。この値と介在物のある場合の値の比を疲労強度低下係数としてこれら 3 つの値の相互の関係を調べた。解析結果を以下にまとめる。

(1) 実験した試料の中で、寿命の長いものおよび中程度のものにおいて、疲労強度は延びてない珪酸塩型介在物の大きさが 0.001 in (25.4 μ) 増す毎に減少し、鋼が硬い場合ほど顕著である。

(2) 介在物の大きさが一定の場合には、疲労強度低下係数はその鋼の硬度が低いほど小さくなる。極限引張強さが 140 ksi (98.43 kg/mm²) 以下の鋼の硬さの程度では、疲労強度に対して介在物の大きさはあまり影響しないだろう。

(3) この実験により、約 0.00025 in (6.3 μ) より大きい介在物がない鋼では、事実上は介在物のない鋼あるいは介在物の影響のない鋼と考え得る。これは、本研究の破壊面の観察においてこの大きさ以下の介在物が破壊の起因をなしたとみられる形跡が認められなかつたことによる。

(4) 弾性に関する数学的な理論では、介在物に関する切欠低下係数の変動を鋼の介在物の大きさおよび鋼の硬さの関連において証明することができない。鋼の硬度の高い場合における介在物の敏感性は、熱処理操作の際に生ずる熱的収縮によつて介在物のまわりに生ずる高い残留引張応力に關聯がある。

[註]

1) F. B. Stulen, H. N. Cummings and W. C. Schulte; Proc. of International Conference on Fatigue of Metals, London, (1956) p. 439

2) 1000 lb/in² (約 0.703 kg/mm²)

(内山 郁)

中合金鋼の溶接における低温亀裂の生成におよぼす水素の影響 (R. A. Kozlov, Svarochnoe Proizvodstvo, (1959) No. 4, p. 17~22)

中合金鋼を溶接するばあいに、溶接部に亀裂が発生し易いが、この論文は亀裂と溶着金属中の水素含有量および母材の炭素当量との関係を定量的に求めたものの報告である。

母材として 32~70mm 厚さ、2000×5000 大ききの Cr-Ni-Mo 鋼を用い、自動溶接のばあには低合金鋼の心線 (EI 581) と AN-42 の溶剤を使用し、また手溶接のばあには低合金鋼用溶接棒 (48N-1) を用いて突合せ溶接を行つた。自動溶接のばあいの溶接電流は 700~850A、電圧は 36~44V、溶接速度は 15~25m/h で溶接を行い、また手溶接のばあには 220~260A の電流で溶接を行つた。溶着金属中の水素含有量は溶剤または溶接棒の乾燥状態を変えることによつて変化させた。また冷却速度の影響を調べるために母材の温度を 20~30°C と -15~-25°C の二種類に変えて溶接を行つた。溶着金属中の水素含有量は先の報告のものと同じの方法 (Svarochnoe Proizvodstvo, No.4, 1958, p. 17~22) により求め、また母材の炭素当量は次式によつて算出した。

$$C + Mn/6 + Cr/5 + V/5 + Mo/4 \\ + Ni/15 + Cu/13 + P/2\%$$

上記の方法によつて作製した溶接部を横方向に 6 コ、縦方向に 8 コ、水平方向に 9~15 コの切断面を作り、亀裂の数を調べた。

かくして得た結果を整理すると、溶接部に発生する亀裂は板厚にはほとんど無関係であり、溶着金属中の水素含有量と母材の炭素当量に密接な関係が存在することが分る。すなわち溶着金属中の臨界水素含有量 (亀裂を発生させるために必要な最低の水素含有量) は炭素当量の増加により、大体直線的に減少している。また冷却速度のおそい場合には亀裂の発生は少なくなる。したがつて溶接部の亀裂の発生を防止するには、母材を予熱したり溶剤あるいは溶接棒を十分に乾燥するなどの方法を講じなければならない。

溶接部の亀裂の発生は溶接部の硬化現象と水素脆化の共同作用である。水素が何故鋼を脆化させるかということについて、現在二つの仮説が立てられているが、いずれも水素脆化の現象を完全に説明することはできない。

(笠松 裕)

航空機用鋼 (中一低・合金鋼)

(L. F. Barnhardt & P. Adams; Electr Furn. Steel Proceedings Vol. 15 (1957) pp. 142~147)

この論文は、Atlas Steels が受注した、SAE 4340 系統の航空機用超高抗張力鋼 (縦方向の引張強さ 260,000~280,000 psi, 伸び < 0.90%; 断面方向の引張強さ 260,000~280,000 psi, 伸び > 0.45%) の特性上の注意と、これに適合した熔解・鑄込作業の要点、および段削試験、磁気探傷試験について述べている。

この種の鋼は、焼戻脆性を避けるために焼戻温度を下げると、焼入による歪が除去されないから、引張強さや衝撃値などが低下する。それゆえ、成分調整の際に、鋼を硬化する合金元素は規格の上側を狙い、炭素は、逆に引張強さを維持できる範囲で、できるだけ低くし、強靱性と焼入性を確保する。

鋼の清浄度を良くし、白点などの発生を防ぐために、

非金属介在物と水素の含有量をできるだけ低くする。そのために、スクラップは良く選別したものをを用い、燐、硫黄は低く、錫、銅を含まず、アルミニウム・チタン・シリコンも多量に含まないものをえらぶ。使用する電気炉は、炉床が安定し、高温での精錬に耐えるものでなければならない。熔切時の炭素含有量は、目標より 0.15% 高く狙い、鉄石による強烈的な沸騰精錬により、水素含有量をできるだけ低下し、非金属介在物の除去に努める。酸化精錬後に使用する諸材料はすべて乾燥し、水素の増加を防ぎ、熔鋼温度を高温に保ち、流動性を良くして、脱酸生成物の浮上を計る。還元期の鋼滓中の酸化鉄の含有量は 0.50% 以下とする。

取鍋の耐火裏張り、ノズルなども耐火性の強いものをえらぶ。出鋼温度は微妙で、同種の普通目的の鋼の出鋼温度より、約 20°F 高くする。出鋼時、鑄込時に、空気との接触による酸化や、耐火物の侵蝕によつて、非金属介在物が増すから、出鋼および鑄込の時に、熔鋼が散らないように、細心の注意をはらう必要がある。鑄型の設計も、偏析の面から重要で、経験上、縦横比が 2.5:1 以下のものがよい。

技術の向上に伴い、電気炉業者は、さらに良好な清浄度と特性を要求されるであろうが、電気炉鋼の清浄度には、限界があることを認めなければならない。脱酸生成物は避けられないし、空気や耐火物との接触も非金属介在物の源泉である。このためには、消耗電極による真空熔解、あるいは消耗電極自身も真空誘導熔解による方法も用いられるであろうが、当然費用は重む。したがつて鋼の使用者は、実用目的から要求される清浄度と、材料費の釣合をとつて決定すべきである。(八巻雄三)

共析炭素鋼のパーライト組織におよぼす焼鈍の影響

(H. Modin; Jernkontorets Annaler., Vol. 143, (1959) Nr. 2, 76~116)

本論文は、共析炭素鋼の焼鈍時間や温度を変えて、顕微鏡試験、電子顕微鏡試験、微少硬度測定、炭化物抽出試験等によつてパーライト組織の変化を追跡したものである。試料は塩基性平炉鋼 20mmφ の素材で、その化学組成は C 0.82, Si 0.23, Mn 0.19, P 0.028, S 0.024, Cr 0.03, Ni 0.01, Cu 0.03 各%である。これを 2mmφ に削りさらに 0.8mm 厚の円板に切断して用いた。熱処理はまず 1100°C で 14mn 純 N₂ 雰囲気中で加熱しオーステナイトとし、ついで鉛浴中で完全にパーライトになるまで加熱した、たとえば 700°C では 22mn, 650°C では 30s である。それらはさらに焼鈍したが、鉛浴中で上記と同様に加熱した場合もあるし、5% NaOH 水溶液に焼入後、鉛浴加熱を行つたりした。種々処理の方法を変えることによつて、粗粒や細粒のパーライト組織を得た。

オーステナイト状態から 700°C 加熱時のパーライト生成速度を測定したら、5mn 後に 25%, 10mn 後には 98%, 22mn 後において反応は完了すること、650°C においては 5s 後に 10%, 10s 後には 90%, そして 30s 後に完結することが認められた。粗粒および細粒パーライトの焼鈍に際しては、先行パーライト処理の時間があり、前者の場合はその時間の終点より、後者の場合は始点より起算して時間を測ることにした。熱処理後の試料

の処置法であるが、反射顕微鏡試験片は研磨後4%ピクラル液腐食を行い、電子顕微鏡試料のレプリカ前の腐食は2% HNO₃ イソアミルアルコール液を、炭化物の抽出は50%硝酸溶液を用いた。

焼鈍による微小硬度の変化は顕著であつて、しかも同一試片上ではつきりと4種類の硬度にわかれている、したがつてこれを保持時間に対して図示すると、4つの硬度バンドが得られる。当然いずれの場合でも焼鈍開始と共に硬度の低下を開始し、これを対数にとると直線に近似する。時間は450hまで行つたが、粗粒パーライトは細粒に比し、はじめは軟化が早く、終期になるとかえつて遅くなることを見出した。700, 600°C 両温度における形成パーライトは共に層状である、そしてこのパーライト中のセメントライトは不定形板状で多数の孔を有している。これが、たとえば650°C 焼鈍では、2mn 後すでに変化し、31mn 後では層状は大部分消失して小粒組織になる。抽出炭化物は31mn 後においてはなお不定形板状であり、さらに長時間焼鈍によつてその形を失つて球状に近づく、そしてフェライト中に次第に固溶して行くため、量も少なくなる。その他種々の知見が得られた。(中村信夫)

中炭素鋼の熱処理特性におよぼす銅の影響

(R. A. Grange, V. E. Lambert, and J. J. Harrington: Trans. ASM, 51 (1959), p. 377~393)

本論文では0.5% C の中炭素鋼に0, 0.5, 1.0, および1.5% のCu を添加した4種の鋼について焼入性平衡変態温度、マルテンサイト生成温度範囲、恒温変態焼戻軟化抵抗などにおよぼすCu の影響をしらべている。試料は500 lb 誘導炉によつて熔製されAl で脱酸し鑄込みのときにCu を添加して上記4種の鋼塊をつくり1.25 in 角材に鍛造後925°C で焼準して実験に供している。

焼入性は一旦焼入法と円柱試料による方法との両方でしらべオーステナイト化温度は845°C で4種の試料とも結晶粒度はほぼ同じである。求められた理想直径は上記2方法のいずれでもCu 量とともに0.15 in/1% Cu の割合で直線的に増加しているが、一旦焼入試験から求められた理想直径は円柱試料から求められた値より約1in 大きい値を示している。また理想直径より焼入れ倍数を決定すると0.2%/1% Cu の割合でCu 量とともに直線的に増加することになり、Cu の焼入性におよぼす影響はNi よりかなり小さい。上記焼入れ倍数はI. R. Kramer らが最初に発表した結果(T. AIME, 158 (1944), 138) とはあまり違わないが彼らが後に発表したもの(T. AIME, 167 (1946), 670) よりはいちじるしく小さい。

平衡変態温度 A_{e1} および A_{e3} は、あらかじめマルテンサイト組織にした小試片を705~787°C の各温度に2時間保つて塩水に焼入れし生成オーステナイト量を顕微鏡的に測定するとともに補助的に硬度測定も行つてしらべている。 A_{e3} 点は11°C/1% Cu の割合でCu 量とともに直線的に降下し、 A_{e1} 点の降下はCu 1% 以内ではややいちじるしいが1% Cu 以上では0% Cu の A_{e1} 点より11°C 低い温度に一定となる。

マルテンサイト生成温度範囲は顕微鏡的に測定され

Ms 点は11°C/1% Cu の割合でCu 量とともに直線的に降下する。

恒温変態の速度はCu 量が増すほど遅く、その傾向は焼入性の結果と一致する。Cu はすべての温度範囲にわたつて一樣に変態を遅らせる点でNi とよく類似した影響を示し、恒温変態曲線の形は普通炭素鋼と同形でただCu の増すほど少しく長時間側にずれる。恒温変態した試料の顕微鏡組織はCu によつてあまり変化しないが、パーライト範囲では亜共析フェライトの量を増し、またベイナイト範囲では生成するベイナイト組織の相互の間隔が大きくなり組織はやや粗大となる。これらに対応してCu 鋼の変態完了後の硬度は普通炭素鋼よりもやや低い。しかし焼入マルテンサイトの硬度はCu 量によつて変らない。 A_{e1} 直下で恒温変態したCu 鋼試片にはフェライト中にCu に富む固溶体の析出物が認められる。この析出物は0.5% Cu 鋼ではほとんど無くCu 量の増すにつれて増加する。

900°C で焼準した試片の595, 538, 480 および427°C の各温度における時効硬化の測定結果では各温度とも、1% および1.5% Cu 鋼は析出硬化が現われたが、0, 0.5% Cu 鋼では現われない。

マルテンサイトの焼戻軟化抵抗性におよぼすCu の影響をみるため、塩水に焼入後316~705°C の各温度で1/6, 1, 4, 24 時間焼戻して硬度測定し、焼戻パラメーター P (R. A. Grange, R. W. Baughman: Trans. ASM, 48 (1956), 165) ($P = ^\circ F + 460(18 + \log \text{ of time in hour}) \times 10^{-3}$) に対して図示すると各測定点は各Cu %ごとに1本の曲線上に載る。しかしCu は焼戻軟化抵抗性を増すがその影響は比較的高い温度(焼戻時間を1h とすれば343°C 以上)でのみ現われる。Cu の効果は固溶体硬化と析出硬化の両方によるものであつて他の合金元素の場合より複雑である。これらの結果を総合して中炭素鋼の熱処理特性におよぼすCu の影響は比較的小さく、Cu の添加によつて熱間脆性などの欠点を償うほどの利益は望み難いが、scrap から入ってくる程度のCu の影響は少くとも熱処理に関する限り無視しても差支えないとしている。(伊藤六郎)

—物理冶金—

Fe-Cr-Ni-N 系における相関係

(G. F. Tisinai and C. H. Samans: Trans. ASM 51 (1959) 589~608)

21~33% Cr, 0~1% N, 0~20% Ni の範囲のFe-Cr-Ni-N 系について82種類の合金を調製し高温での γ 単相領域と($\gamma + \alpha$) 2相領域との境を決定し、また700~1200°C の組織変化をしらべている。82種の合金中59種は粉末冶金によるもので、窒化クロム、クロムニッケルおよび鉄の粉末を圧力5.6 t/cm² で圧縮成型後真空に封じて1204°C 24h 焼結後水冷して検鏡に供しているが、分析結果ではCr とNi は配合値と大差なく、N は約0.05% 高めで、他に0.1% 程度のC が混入した。残り23種の合金は10lb の高周波熔解の鋼塊を鍛伸したものでN は高Nフェロクロムで添加し、熔解鑄造に特別な考慮を払わず内部にかなりの気泡を含む鋼塊が多いが、鍛造温度に注意して3 in 角から5/8×1 in

角に鍛伸した結果、2, 3 の合金が割れた他は鍛造容易で内部気泡は顕微鏡でわからぬ程度に圧着したと述べている。

焼結合金の 1204°C 水冷組織から Cr 量 21, 24, 27, 30 および 33% の各系列ごとに縦軸に N%, 横軸に Ni% をとつて γ と $(\gamma + \alpha)$ の境界を図示すると, Cr 量の増加とともに $(\gamma + \alpha)$ 2 相領域は拡がるがいずれの Cr 量の場合も互いに平行な直線となる。Ni 0% での γ と $(\gamma + \alpha)$ の境界は 21% Cr では約 0.40% N, 27% Cr では約 0.80% N, 33% Cr では約 1.15% N である。また Ni の一部を N で置換して均一 γ 組織を維持するには Ni 1% に対し N は 0.025% となり, この比率は本実験の範囲では Cr 量に無関係に一定である。Fe-Ni-Cr 系の γ と $(\gamma + \alpha)$ 相境界については多くの研究があり, 本研究の結果とかなり相違するものもあるが, それらにおいて, 熔解時に N が吸収されていることその量が Cr% の増加とともに増加することを考慮すれば本研究との相違はよく説明される。

1093°C では 21 および 24% Cr の場合, 低 Ni 側で γ と $(\gamma + \alpha)$ 境界は高 N 側に彎曲し, 中程度の Ni 量では均一 γ を得るのに 1204°C のときより若干少ない N % でよい。27 および 30% Cr では 20% 程度の高 Ni でだけ均一 γ となり, 低 Ni では 0.5% N 以上の窒化物が現われ α 量も増す。33% Cr では 20% Ni でも窒化物が認められる。

(1225 ページよりつゞく)

金属材料を連続製造する鑄型

特公・昭 34—4661 (公告・昭 34—6—5. 出願: 32—7—18, 優先権: 1956—7—18(米), 発明: ハンス・ツェペー・ウィーランド, 出願: ウィーランド・ウエルケ・アクチエンゲゼルシャフト

多角柱状の黒鉛でライニングが施された金属套体より作られている鑄型の中空室を有する金属材料の連続製造に対する連続鑄型に於て, 黒鉛ライニングが套体の壁上にライニング板を保持する手段が設けられ, 以て所属套体壁との確実な接触閉鎖を保持するためライニング板が相互に無関係に調整し得るようにした。

型連続製造装置

特公・昭 34—4664 (公告・昭 34—6—5) 出願: 33—6—19, 優先権: 1957—6—17(ドイツ) 発明: ハンス・ルステマイエル, ラルフ・シユナイデル, 出願: コンカスト・アクチエンゲゼルシャフト

連続的の鑄造工程で作られた連続鑄造棒の分解が受容装置によつて受容され, ロールガングなどによつて搬出するために水平状態に傾倒せしめられるようになっていく形式の型連続製造装置において, 受容装置が連続鑄造棒 35 からの分塊 9 の分割が行われる前に連続鑄造棒 35 の下端に接触せしめられ, 次いで連続鑄造棒 35 と一緒に先ず最初は連続鑄造棒の流出速度で下降せしめられ次いで分割切断の行われた後により大きい速度で下降せしめられるようにしたことを特徴とする。

鍛錬材の 1038~1260°C の組織変化から各合金組成それぞれに最適の溶体化温度が存在すること, この温度以上では δ を生じ, 以下では窒化物の析出とともに地の N が欠乏して α も現われることを示している。0.05% C 配合のものはすべて 1204°C でも若干の α を含むが, 0.20% C 配合では全く α を含まない。最初 8 in 長さの試片を 649~1260°C の温度勾配の炉中に 20 h 保持して組織分布から最適溶体化温度を求めようと試みたが, 表面層に沿つて 1200°C 以上の部分から 1093~1200°C の部分に向つて N が拡散してしまうことが組織および化学分析からあきらかとなり, この試みは失敗したが興味ある現象である。

最適温度で溶体化した試片をより低い温度で保つと窒化物, 炭化物が析出し, 元の組成ならびに析出の程度に応じてかなりの量のマルテンあるいは α が生成する。マルテン量は 760°C までは保持温度の降下とともに増すが 704°C 保持ではごく少ないことから炭化物, 窒化物の析出による Cr の貧化がマルテン生成の主因で, 704°C では共析型の分解が起つて未変態素地はほとんど影響されないことを暗示するとしている。またこれらの析出が起つても地の Ni 量は減らないため, Fe-Cr-N-C 系の場合と異なり析出がかなり進歩した後でも若干のオーステナイトは残留する。33% 合金では, 0.24% C のもので 927°C 以下, 0.06% C のもので 871°C 以下でいずれも σ 相を生成するが, 704°C では生成速度が遅い。

(田中良平)

真空中に於ける脱ガス金属の連続鑄造方法

特公・昭 34—4665 (公告・昭 34—6—5) 出願: 35—5—9, 優先権: 1957—6—10(米), 発明: チャーレス・ダブリユ・ハンクス, チャーレス・ダ・ハント, ヒュー・アール・スミス・ジュニア, 出願: ストウファー・ケミカル・カンパニー

坩堝の上部を粗真空室とし, 此の内に於て原料の連続供給及び熔融を比較的低い真空度で行い熔融中発生する多量のガスを粗真空を維持するポンプにより吸出し, 坩堝の下部即ち鑄造部を高度の真空室で包囲し, 粗真空室内に於て一部脱ガスされた熔融金属を, 高度真空室内に放出して更に脱ガスし, 高真空を加えつつ熔融金属溜りを形成し, 之を冷却凝固せしめて外気との接触を防止し連続的に取出す。

デスケール溶液

特公・昭 34—4666 (公告・昭 34—6—5) 出願: 32—5—21, 発明: 向江脇公雄, 出願: 日本特殊鋼株式会社
弗酸, 硝酸及び必要に応じ硫酸を含有する酸洗液に, 促進剤としての尿素を添加して成る。

アルゴンガス雰囲気中の電弧溶接法の改良

特公・昭 34—4668 (公告・昭 34—6—5) 出願: 31—6—7, 発明: 追分道生, 西村貞一, 出願人: 追分公次

アルゴンアーク溶接機の電極と被溶接母材との間に生ずる溶接電弧の周囲に供給されるアルゴンガスを -20°C 以下の低温に保つて溶接を行う。