

抄 録

鋼 の 製 造

酸化鐵スラグに於ける酸素の活動度

(H. Larson and J. Chipman: Journal of metals 5 (1953) 1089)

最近スラグと熔鋼間及びスラグと雰囲気間の平衡に関しては非常に詳細な研究が数多く発表され、平炉製鋼に於けるスラグと熔鋼間の反応を解釈するための智識は相当豊富になつた。然しスラグと雰囲気間の反応を解くための智識はまだ貧弱である。平炉の雰囲気中の酸素の圧力は普通 $10^{-1} \sim 10^{-3}$ atm であり、スラグと熔鋼間に於いては 10^{-3} atm である。スラグの酸素圧力は酸化第一鉄と第二鉄の比や硫黄の溶解度にも関係するので重要である。

そこで著者等は酸素圧が製鋼に及ぼす効果について研究し、空気或いは CO と CO_2 の混合気を用いて酸素圧 10^{-1} から 10^{-7} に亘る実験を行つた。

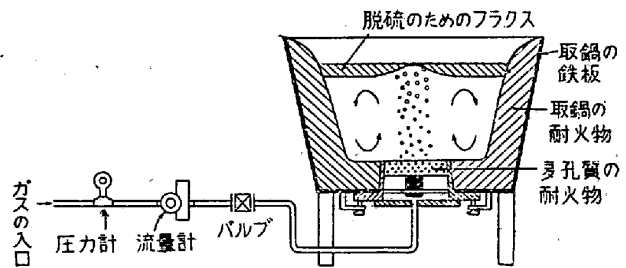
実験は円筒形グローバーを加熱体とし、この内にジルコンの坩堝(内径 $1\frac{5}{8}$ in, 壁厚 $1/8$ in, 長さ 30in)を白金線で吊つてスラグを溶解させた。温度は Pt-PtRh 熱電対で測定したが $\pm 1^\circ$ で保持することが出来た。雰囲気の変更は空気と CO , CO_2 ガスの混合気を用いたが酸素圧の微小なものは $\text{CO} + 1/2\text{O}_2 = \text{CO}_2$ の反応を利用し、 CO_2/CO の比によつて調節した。と云うのはこの反応の平衡定数 $K = p_{\text{CO}_2}/p_{\text{CO}} \cdot p_{\text{O}_2}^{1/2}$ は National Bureau of Standard が $\log K = 14.550/T - 4.405$ と云う正確な値を出しているからである。ガスの全流速は $200 \sim 300$ cc/min とした。

実験の結果 10^{-1} から 10^{-3} atm に亘つて $j = (\text{Fe}^{+++})/(\text{Fe}^{+++} + \text{Fe}^{++})$ の値を求めることが出来た。j の値は CaO の添加によつて著しく増加するが MgO の添加によつては夫程増加しないことを認めた。 $\text{CaO} + \text{SiO}_2$ を含有するスラグでは、j の値はモル比で $(\text{CaO})/(\text{SiO}_2)$ が 2.2 或いは 1.3 の場合は添加すると増加するがモル比が 0.54 の場合は逆に添加によつて減少した。其他の酸化物を添加した場合は、例えば BaO の如き塩基性酸化物は j を増加するが、 SiO_2 や TiO_2 の如き酸性酸化物は j を減少した。尚 1550°C における酸素の活量を $\text{CaO} \cdot \text{FeO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ の三元図によつて示している。これらのデータは平炉製鋼に於けるスラグと雰囲気の間

界に於けるスラグ組成の全般に亘つている。(堀川一男)

脱硫と脱ガス用の取鍋処理 (E. Spire; Electric Furnace Steel Proceeding (A.I.M.E) 1951, Vol 91, 75~84)

取鍋を改良して取鍋の底に多孔質の耐火物を入れて、そこから不活性ガスを圧力をかけて取鍋の下から吹上げて湯を下より拡散させてスラグと湯の接触を充分させて脱硫と脱ガスを充分にさせる取鍋処理方法である。第1図にその取鍋略図を示す。



第1圖 取鍋の特別装置

第1図の如き 500 封度の取鍋で溶湯の脱硫をした時の結果によると取鍋に保持した時間が 2.5 分のとき S は 0.080% より 0.050% まで低下し、保持時間が 6 分のときは 0.035% まで脱硫し、10 分間保持すると 0.020% になり、12 分間保持すると約 0.012% まで S が低下する。

脱硫する際に取鍋の下より吹き上げる不活性ガスにアルゴンガスを用いると窒素は著しく除去される、即ちアルゴンガスの吹込み時間が 9 分間のとき N_2 ガスは始め 0.0075% あつたものが 0.0023% まで低下した。然し始めの N_2 ガスが 0.028% のときには 9 分間吹込后 0.001% までに低下した。(上野 学)

カーバイドをガスで吹込むことによる酸性電気炉鋼と鹽基性電気炉鋼の脱硫について

(Sam F. Carter; Electric Furnace Steel Proceeding (A.I.M.E) 1951, Vol 91, p. 67)

鹽基性電気炉では脱硫するためにはスラグの塩基度を高める必要がある。このために当然還元期が長くなる。此の還元期が長いことと、鹽基性耐火物が高価であると云うことから脱硫を実施することは製鋼の際のコストを高くする。酸性電気炉では鹽基性電気炉の場合に比して充分脱硫することが出来ないので装入原料が硫黄を含まないことを必要とする。然し酸性電気炉で脱硫せんとす

る数回の試験溶解が American Cast Iron Pipe Co. で実施された。このときは酸性耐火物をいためないように硫化ナトリウムを第2番目のスラグに富化させた。この方法ではSは第1回の溶解では0.085% から0.045% に第2回目の溶解では0.075% から0.039% に、第3回目の溶解では0.030% から0.019% に低下したと報告しているが、これに変わる良い方法として本稿に報告してある方法はカルシウムカーバイド粉を不活性ガスで溶鉄中に吹入れて脱硫する方法である。耐火物で保護されたパイプを溶鉄中に装入して不活性ガスの圧力でカルシウムカーバイド粉をパイプを通して溶鉄中に吹込れる。この方法を酸性電気炉と塩基性電気炉に應用した時の硫黄の結果が報告されてある。不活性ガスにはN₂ ガス、アルゴンガス、CO₂ ガスが考えられる。

先づ酸性電気炉に於いてカルシウムカーバイドで脱硫するときに得られた結果を第1表に示す。

第 1 表

溶解番號 (No.)	鋼 種	不活性ガス	カルシウム・カーバイド粉を吹込む時期	硫黄含有量 (%)		硫黄の除去量 (%)	添 加 量	
				吹込前	吹込後		CaC ₂ (lb)	ガ ス (ft ³)
1	1040	アルゴン	還元期後	0.037	0.028	0.009	20.9	9.3
2	1035	N ₂	同 上	0.036	0.026	0.010	18.7	8.9
3	1025	N ₂	酸化期前	0.030	0.019	0.011	39.1	—
4	1020	N ₂	同 上	0.085	0.045	0.040	23.5	8.0
5	1025	N ₂	同 上	0.075	0.037	0.038	30.7	8.5
6	1025	CO ₂	同 上	0.054	0.038	0.016	13.3	—

溶解番号 No.5 において N₂ ガスで CaC₂ を吹き込んだ操業においてSを0.075% より0.037% に低下させるについて1t について3.22 弗の費用が余分に必要とする。そして溶解時間を脱硫のために延ばす必要がなく普通の溶解時間と同じであつた。

次に塩基性電気炉にて此の CaC₂ を吹き込む方法を用いると溶解時間は著しく短縮される。此の方法は始め塩基性電気炉に應用されて成功したので酸性電気炉に用いられたのである。CaC₂ を1t の溶鉄に対して38.3lb そして N₂ ガスを 22.8ft³ だけ使用して吹込むと硫黄は0.045% より0.022% に低下し、酸性電気炉に比して能率が非常によい。この場合 CaC₂ を多く吹込れると硫黄含有量は低下するが炭素量は遂に増加する。

(上野 学)

継目無鋼管製造用鋼塊の鑄造に於ける實際的

注意 (G. Bowman; Metallurgia, Vol 47, No.281, 1953, p. 129~136)

本稿には継目無鋼管を造るキルド鋼塊の鑄造に際し起

る種々の問題を取り上げ論じ、特に次の因子について述べている。即ち(1) 鑄造速度(2) 鋼塊の割れ(3) 収縮孔(4) あばた(5) 気孔について報告している。

(1) 鑄造速度: 或る限度内で鑄造速度が早ければ早い程鋼塊は一層よくなるが、割れが発生するにいたる。それで最適の鑄造速度を決定するに當つて割れによる損失を生じない様な最大鑄造速度を採用することが大切である。

数年前までは継目無鋼管の鋼塊は円形鋼塊であつたがこの円形鋼塊は割れに敏感であるので現在は12角の鋼塊である。

(2) 鋼塊の割れ: 鑄造の際の不均一冷却は主として圧延方向に長い割れを生ずる、この不均一冷却を避ける方法は沢山あるが、実際にとれる手段には次の2つがある。その1つは鑄型を予め250°C 位に予熱して鋼塊の冷却速度を遅らせる方法と、次は鑄型内面に型紙で内張

りして鋼塊から鑄型への熱伝導速度を遅らせる方法とがある。

(3) 収縮孔: キルド鋼塊の凝固で問題となるのは収縮孔である。この収縮孔の形、深さ、偏析により圧延の成績が左右される。継目無鋼管を造る際には収縮孔の深さは板の圧延場合程問題はないが、収縮孔の大きさを小さくするために造塊中鑄塊のトップを加熱しておく方法を採用している。

(4) あばた: 鋼塊表面に生ずるあばたは鑄造速度に伴なう欠陥の一部である。このあばたは脱酸生成物と金属の表面に浮んでいる耐火物の破片と酸化物よりなつている。鋼塊の頭に近い程此のあばたの大きさが大きくなり、このあばたが最終仕上成品の比較的重要な欠陥となる恐れがある。

(5) 気 孔: キルド鋼塊によくあらはれる気孔は潜在的で鑄造のまゝでは探知出来ない場合が多い。此の気孔を調べる方法としては3種類ある、即ち(a) 縦断面に鋼塊を切断し検査する、この方法では表面切削した時に

あらわれる気孔の全部をあらわさない。(b) 鋼塊の表面を旋盤にて表面を僅かに切削する方法、この方法で気孔を検査するには円形の鋼塊には便利であるが、長方形の鋼塊には適さない。(c) 酸素アセチレントーチで鋼塊の表面を削り取り気孔を検査する方法、この方法は非常に便利で盛んに用いられている。(上野学)

鋼塊の表面欠陥 (IV) (H.D. Howson: Iron & Coal Trade Review, Jan. 16 (1953) p.131)

鋼塊の表面欠陥の原因とその防止法に関する一連の研究の一部で、ここでは鋼塊の割れ、熱間亀裂 (hot tear) 及び表面気泡の割れに及ぼす影響等について記述している。

鋼塊が鋳型内で凝固冷却するとき収縮が目に見ゆるような拘束がないときでも割れは発生し、その形態発生位置で (a) 縦方向の面割れ (b) 縦方向の角隅割れ (c) 横方向の角隅及び面割れに区別できる。(a) 縦方向の面割れは 16in 正方形以上の鋼塊及び 0.3% C 以上の鋼に限り鋳型が冷いか多量の Al を添加し型抜きが早過ぎた場合起り易く、この割れは深い場合が多い。(b) 縦方向の角隅割れは多角鋼塊に多く正方形又は矩形鋼塊では稀である。鋳型の角隅半径を鋭くして急冷効果を高め柱状晶の発達を促進し熔鋼の静圧に耐えるようにして角隅割れを防ぐより仕方がない。熔鋼の静圧の影響は断面積に比較し周囲の長さが最も小さい円形鋼塊で顕著で収縮応力が調節される機会が殆んどなく、車輪を製造する時鋼塊底部に相当する部分程割れが多いのはこのためである。尤も最底部のものは柱状晶の発達が大きくこれが熔鋼の圧力に耐えるので割れは少い。(c) 横方向の割れは角隅半径や偏析と全然関係はなく、hot tear のためである。割れは鋼塊下半分に多く 51 チャージの統計によれば底部は頭部の約 2 倍の発生率で鋼塊と鋳型間の摩擦に熔鋼の静圧が影響していると思われる。

以上述べた割れはキルド鋼塊の場合で、リムド鋼では殆んど生じない。これはリムド鋼のプロホールのためリム部の可塑性が非常に良くなるためと思われる。

割れの顕微鏡組織は一次オーステナイト結晶粒に無関係で、デンドライト間に沿って割れており硫化物と関係ありそうだが顕微鏡的に確認することは困難である。鋼塊の割れは破面にデンドライトがあることで Clink と区別できる。加熱により内面が酸化され周辺は脱炭されかなり圧延すると酸化物は消失することがあるが割れは表面に直角なフェライト筋 (Ferrite stringer) として残る。

鋼の熱間亀裂 (hot tear) に関する実験室的研究の結

果は鋼塊の割れ発生に大部分適用できる。例えば hot tear 抵抗は鋼の抗張力と延展性の両方に依存し亀裂は 1200~1350°C で生じ、注入温度が液相線直上のとき hot tear は最小である。又 0.05% S 以上は hot tear を生じ易く、0.35% Si 及び 1.21% Mn までは抵抗を増し構造用鋼に通常含有される程度の Ni, Cr, Mo は抵抗を減ずる。0.16% C は hot tear 抵抗は最大であるが実際の鋼塊製造の場合とは全く逆である。

hot tear に関する研究で明白になつた事は亀裂を防止するための最大の因子は応力に耐ゆるため凝固した結晶が充分できることで、これは結晶構成速度が適当な注入温度及び速度で調節されるという実際の経験とよく一致しており、注入温度及び速度の影響を 4089 箇の 10.5 ton 鋼塊について調査し最適の注入速度のあることを確めた。注入速度が早過ぎると結晶構成速度が不適当になり、遅いとラップを生ずる。又注入温度が高い場合は注入速度を遅く、温度が低い場合は速度を早くすると適当な結晶構成が得られる。鋼塊の割れに対する第 2 次的因子として (a) 鋼塊周囲の自由性 (b) 鋳型温度 (c) 鋳型の厚み (d) 塗装 (e) 熔鋼の流れ等が挙げられる。

表面気泡の中浅いものは加熱によつて洗い流され成品の疵とならず、深いものは全然影響なく気泡は熔着する。この中間の深さの気泡が酸化され表面に露出して圧延によりシーム (seam) となつて成品に残る。シームは圧延圧力の方向に影響を受け、閉孔型の如く側面から受ける圧力では気泡を圧着し垂直圧力では口を開く。米国の鋼片圧延では初めの圧下でシームができるだけ口を開き次の圧下でそれを平にして除去できるようにロールを順序よく配置している。(江口直記)

高 S 快削鋼の鋼塊、ブルーム及びピレットの

断面試験 (D.J. Carney and E.C. Rudolph):

J. Metals 5 (1953) 999

S 快削鋼の切削性については硫化物の大きさ、分布、組成が関係するとか、酸化物の存在が関係するとか種々の意見が発表されている。そこで著者等は先づ鋼塊だけでなくブルーム、ピレットと工程が進むにつれて介在物の形状や分布がどの様に変化するかを確かめようとした。

調査した鋼種は B 1113 で、鋼塊の大きさは 23×25×75in の 12,000lb スラブ鋼塊である。同一 charge の熔鋼から同一寸法の鋼塊を鋳込み、一方を鋼塊の儘の状態を試験し、他方は 7 7/8×7 7/8in のブルームに圧延し、更に、2 1/2×2 1/2in のピレットに圧延した。これらの鋼塊、ブルーム、ピレットについて断面の化学成分の偏析、S-

プリント、顕微鏡による介在物と組織の調査等を行つた。その結果として次のことが判つた。

鋼塊はキャップド鋼としたが、丁度キルド鋼の凝固する場合のように殆んどガスを発生しなかつた。C, Mn, P, N の偏析は低Sのキャップド鋼塊と殆んど同じであつた。Si と O は鋼塊の中心軸上の、底部から約 1/3 の高さの処で最高値を示したが、S は鋼塊頭部の中心が最高値を示した。これは珪酸塩と硫化物の偏析が異なるためである。組成の如何を問わず鋼塊の介在物は丸味を帯びている。凝固速度が早いので底部では如何なる形状の介在物も少量しか存在していない。鋼塊の肌から中心部に向つて介在物の大きさは増加するが数は減少する。

又、ブルームとピレットについては次のことが判つた。介在物の長さ対巾の比 (L/W) は鋼塊がブルームに圧延されると約4倍に増加する。鋼塊からピレットに圧延される時介在物の大きさは約 60% 減少する。

介在物の組成が、介在物が機械的変形を行う場合の挙動を主として決定する。変形し易い珪酸塩介在物は鋼塊がブルームやピレットに圧延される際に伸ばされるが、硫化物は丸味を保とうとする傾向がある。鋼塊頭部のブローホール収縮窩は圧延によつて閉塞するが、低熔融のSに富む金属によつて囲まれ、充填されるように思われる。鋼塊のフェライト結晶粒度は No. 1 又はこれより大きいブルームでは No. 3~No. 4 でありピレットでは No. 6~0.8 である。(堀川一男)

鋼の性質・物理冶金

低炭素鋼の歪時効に及ぼす Al と Si による

脱酸の影響 (W.C. Leslie and R.L. Rickett: J. Metals 5(1953) 1021)

低炭素鋼の歪時効に及ぼす化学成分、熱処理、時効条件等の影響について研究している。試料は平炉鋼で、C 0.10%, Mn 0.41~0.44% のリムド鋼に Al を注入時 t 当り 0, 1, 2, 4lb 添加したものと、C 0.20% Mn 約 0.8% の炉中に Fe-Si を投入して鎮静したキルド鋼に Al を注入時 t 当り 1, 2 及び 4lb 添加したものを用いた。この他取鍋中に Al を 1.9lb/t 添加した Al キルド鋼と Fe-Si を炉内に多量使用したものも加えた。

試料の鋼塊は圧延し、種々の熱処理を加えた後 4% の歪を加え、時効させた後引張り破壊させて、時効による降伏点の上昇率 (%) を以て時効の程度を現わした。

実験の結果次のような結論が得られた。市販されている鋼の歪時効の主因はフェライト中に溶解している N によるものであり、Si や Al を以て脱酸することによ

る効果は、これらが窒化物を形成してフェライト中に溶解していた N を除去する作用にある。従つて Al 或いは Si で鎮静しても完全に時効を無くしてしまふことは出来ない。

それは C も N の次に時効を起す要素だからである。即ち時効温度を高めるとたとえ Al や Si で完全に鎮静した鋼でも時効現象が認められる。従つて若し完全に時効を無くするためには C と N の両者を共にフェライト中に溶存しないように作用する元素を添加する必要がある。

キルド鋼の歪時効は主として熱処理によつて支配される。歪時効を減少させる熱処理は結局窒化物を完全に析出させるような熱処理だと云うことになる。即ち Al キルド又は Al-Si キルド鋼は熱間圧延から緩徐に冷却すればよく、Si キルド鋼に対しては 1100°F 附近の処理が有効である。リムド鋼は安定な炭化物や窒化物を形成する元素が含まれていないから熱処理には関係がない。

市販されている鋼の時効を防止するためにはフェライト中に溶解している N を 0.0001% 近く迄低下させなければならない。N が C より大きく作用する理由は、N の方が低温でもフェライトに対する溶解度が大きいからである。

結局、歪時効は Al 或は Si を用いて脱酸し、その後適当なる熱処理を行うことによつて減少させることが出来る。

AIN が非常に急速に形成すること及び Si_3N_4 に比較して安定範囲の大きいことは Si より Al で脱酸することの方を有利としている。まだその理由はよく解つていないのであるが、Si 或いは Al は夫々単独に使用するよりも、これらを併用した方が歪時効を除くには有効である。(堀川一男)

リムド鋼の化学成分と時効衝撃値との間の関係 (Helmut Knuppel, Karl Mayer: Stahl u. Eisen 1953, 73, 7, 401~410)

リムド鋼の化学成分と時効性との関係を知ることは鋼の製造に対して、又鋼質を判定し或いは又鋼を実際に使用するに際して重要なことである。そこでリムド鋼の化学成分と時効性との関係を有溝衝撃試験により統計的に研究した。歪時効性に関する試験としては冷間加工し青熱脆性の温度範囲で焼戻した試料について、有溝衝撃試験を行う方法が一般に行われてをり、ドイツでは DVM 試験片が使用されている。然しこの方法では殆んどすべてのリムド鋼は低い衝撃値を示し、優劣の差を認め難い。そこで屢々高温 (例へば 100°C) で試験したり、衝撃値—温度曲線を求めて一定の温度範囲に囲まれた平

面の面積値 (符号 Akt- 面積値) で比較している。又一定温度でノッチ半径を変へた試験片について試験し、ノッチ直径と衝撃値との関係曲線を求めこの曲線に囲まれた面積値 (符号 AkD- 面積値) を比較することも可能である。

そこで先づ以上に述べた各試験方法について分散分析を利用し、最小の試験箇數で最大の精度を得ることの出来る方法を調査した。次に P 及び N₂ 含量と Akt 及び AkD 面積値、径 8mm のノッチを附し 20°C で試験した結果並びに 100°C で試験した DVM 衝撃値との間の相関について検討した。以上の試験により Akt 面積値を求める試験方法が最も適切であることを確めた。Akt 面積値は 20~180°C の温度範囲に亘つて、6つの温度につき夫々 3 ケの試験値を平均して図示した温度—衝撃値曲線下の面積を測定した。

平炉鋼 10, 普通トーマス鋼 190, O₂-CO₂-混合ガスで吹錬したトーマス鋼 10, 酸素で吹錬したトーマス鋼 107 について、Akt 面積値により化学成分と時効性との間の関係を研究した。試験した鋼の成分範囲は C 0.02~0.09, Mn 0.20~0.65, P 0.015~0.120, S 0.010~0.040, N₂ 0.003~0.020, O₂ 0.009~0.055% であつた。各化学成分と Akt 面積値の間には直線の関係が成立すると仮定して計算した結果、以上の成分範囲では C, Mn 及び S の影響に対しては相関が認められず、P, N₂ 及び O₂ については信頼度 95% で相関関係が認められた。計算の結果次の関係式を得た。

$$\text{Akt}(\text{kgm/cm}^2 \cdot ^\circ\text{C}) = 3000 - 15 \cdot \text{P} - 50 \cdot \text{N}_2 - 11 \cdot \text{O}_2$$

ここに P=1000%P, N₂=1000%N₂, O₂=1000%O₂ 即ち今回試験した成分範囲では、P, N₂ 及び O₂ の影響比は大体 1:3:3:0.75 に相当する。(耳野 亨)

高純度低 C Fe-C, Fe-C-Mn 合金の引張及衝撃特性 (N.P. Allen, W.P. Rees, B.E. Hopkins H.R. Tipler: J. Iron Steel Inst. 174 II (1953) 108)

低 C の Fe-C 合金と二三の Fe-C-Mn 合金について引張及び衝撃特性を、A₁ 点の上及び下の種々の熱処理を行つたものについて粘性から脆性への遷移範囲に亘る種々の温度で測定した。試料は C 0.01, 0.03 及び 0.05% の Fe-C 合金と C 0.05% で Mn 0.5, 1 及び 2% の Fe-C-Mn 合金並に C 0.03% Mn 2% の Fe-C-Mn 合金を使用した。径 2³/₄in 長さ 10 1/2in の八角型鋼塊に鑄込んだ後 5/8inφ に熱間圧延し 950°C で焼準をした。引張試験片は 0.282inφ で G.L.lin のものを用いた。耐久限の測定にはエキステンソメーターを使用し、遷移温度の決定は V ノッチのシャルピー試験片

を用いて行つた。

950°C から炉冷、空冷及び水焼入して冷却速度を変更して実験したところ次の如き結果が得られた。冷却速度の早い場合は C がフェライトに溶込んだ儘の状態に留ること (然し同時に結晶粒の微細化も生ずるのでその効果も影響しているかも知れない) のために耐久力と抗張力が高く -196°C に於ける高い強度とシャルピー試験に於ける低い遷移温度が得られる。冷却速度が遅くなるとフェライトの粒界とパーライトの周辺に炭化物のフィルムが生ずる。(顕微鏡試験で確認) このカーバイドのフィルムにクラックが生ずるために、フェライト自体としては当然強靱であるべき温度でも脆性破壊を生じ、又クラックの不規則性により衝撃値対温度曲線をシャープでなくするのである。Fe-C 合金では C の増加と共に一般に降伏点、抗張力は上昇し、絞、伸等は下降するが、C の量によつて必しも直線的には変化していない。又熱処理の方法によつて可成り異つた状況を示す。従つて常温の引張試験の成績から遷移温度を推定することは稍々困難である。

Fe-C-Mn 合金では、Mn の増加と共に水焼状態では強度は高まり、靱性は低くなるが、炉冷及び空冷状態では Mn によつて余り変化を受けない。一方低温衝撃値は Mn の添加によつて著しく改善される。これは顕微鏡組織の検査から判つたが、Mn は粒界及びパーライトの周辺に析出するカーバイドのフィルム生成を抑制するためである。

Fe-C 及び Fe-C-Mn 合金を焼入した後常温で放置すると時効現象が認められるが、これにより遷移温度は上昇する。但し引張試験の成績には余り変化は認められなかつた。この時効現象を電子顕微鏡の写真を示してカーバイドの析出によることを説明している。Mn は時効を妨げる効果のあることを指摘している。(堀川一男)

鋼の焼戻脆性に及ぼす結晶粒度の影響

(L.D. Jaffe, F.L. Carr and D.C. Buffum: Journal of Metals 5 (1953) 1147)

結晶粒度が焼戻脆性に影響することは充分考え得ることである。焼戻脆性を室温の衝撃試験から測定した場合に、オーステナイト化の温度が高い程焼戻脆性の程度が増加すると発表されている。然し其の後焼戻脆性を室温の衝撃試験で測ることは誤り易いことが指摘された。Hurlich は靱性破壊から脆性破壊への遷移によつて焼戻脆性を論じたが、その試験温度の範囲は狭かつた。

又 Craig はオーステナイト化の温度を種々に変更して焼入れた場合には唯単に結晶粒度の相異だけでなく、

例えば焼入歪の如き差異も同時に導入されることを指摘している。

そこで今回著者等の行つた実験は、焼入温度を一定に保つてオーステナイト化の温度を変更した場合に、衝撃試験温度を -200°C から 200°C までの広い範囲に亘つて行い、焼戻脆性に及ぼす結晶粒度の影響を確認することとした。試験に用いた鋼は SAE 3140 の熱間圧延した $5/8\text{in}$ 丸棒で、長さ $2^{3/16}\text{in}$ に切断した素材 100 個は 900°C で 1 時間加熱してオーステナイト粒度を ASTM の No.8 にした後水焼入し、他の素材 100 個は 1200°C で 4 時間加熱して、半分はその温度から直接水焼し、半分は 900°C の塩浴中に焼入れて 1 時間 40 分保持後水焼入した。これらのオーステナイト粒度は No. 0 以上に大きかつた。何れの場合も焼入後の組織は 100% マルテンサイト化し、炭化物の存在は認められなかつた。

焼入後 675°C で 1 時間加熱水冷の焼戻を行い、次に以上に述べた三種類のオーステナイト化処理を行つたものうち夫々半分は 500°C の塩浴中で 48 時間保持して脆化させた後水焼入れした。

熱処理を終つた素材は標準 V ノッチシャルピー試験片に機削し、 $317\text{ft}\cdot\text{lb}$ 、 $16.8\text{ft}/\text{sec}$ の衝撃試験機を用いて破断エネルギーを測定した。

試験の結果次の事が明かとなつた。オーステナイト粒度の大きい方が遷移温度が高かつた。又焼戻脆化による遷移温度の移動は細粒より粗粒の方が大きかつたが、これは Herres と Lorig の焼戻脆性は結晶粒の大きい程甚しいと云う説と一致している。焼入温度を低下しても粗粒試験片の遷移温度は低くならないばかりでなく、少く共破面状況から推定した遷移温度は寧ろ高くなつた位である。この事は Spretnak 及び Speiser の述べている焼戻脆性の理論とは相反した現象である。 1260°C から焼入れた粗粒試験片の吸収エネルギーの水準は 900°C から焼入れた粗粒試験片のエネルギー水準より高かつた。

(堀川一男)

Nb で安定化したオーステナイト不銹鋼中の炭化物の挙動 (T. V. Simpkinson: Metallurgia. Vol 47, No. 279, 1953, p18)

本稿は Nb を添加した 18-8 不銹鋼、即ちアメリカ鉄鋼協会では Type 347 と称されている不銹鋼について炭化物の相が鑄造、熱間加工、熱処理、及び熔接の際に如何なる挙動を示すかを組織的に研究し報告したものである。研究に使用した試料の化学組成は第 1 表の如くである。

第 1 表

	C%	Mn%	Cr%	Ni%	Si%	Nb%	Nb/C の比
A	0.10	0.38	17.6	11.3	0.45	0.76	7.6
B	0.8	1.54	17.9	10.4	0.80	0.91	11.4
C	0.06	1.60	18.6	11.1	0.52	0.81	13.5
D	0.10	0.51	18.0	10.0	0.59	0.83	8.3

組織的に、Nb を含有した 18-8 不銹鋼は普通の 18-8 不銹鋼と区別することは可能である。それは Nb が含有されると大きな特有の非金属介在物が存在する。この介在物の相は Dulis & Smith によつて NbC と NbN の等量の共晶であると報告されている。此の共晶は鑄造態ではオーステナイト粒界に点在する。A 試料は鑄造後 $1370^{\circ}\text{C}\times 4$ 時間加熱して急冷しても炭化物の形と分布状態は変化したが、その量は加熱前と変化はなかつた。C 試料は 1260°C の加熱では変化はないが、 $1370^{\circ}\text{C}\times 4$ 時間加熱して急冷すると共晶炭化物は完全に固溶する。Nb 添加した 18-8 不銹鋼は共晶炭化物の他に鑄造后析出する相当量の炭化物が存する。これを点在炭化物と云い、非常に小さいので暗視野顕微鏡以外では明瞭に観察出来ない。この点炭化物は 1095°C で殆んど固溶せず Cr を固溶しない NbC と考えられる。 1095°C で固溶した炭化物は Cr に富んだ炭化物で、 900°C 以下の温度附近を徐冷すると析出する試料 C は 1260°C と 1370°C の温度範囲で加熱して水焼入すると結晶粒界に析出物が現われ、加熱温度の高い程析出物の量が多くなる、これは明らかに共晶炭化物 (NbN+ NbC) である。Nb 添加の Type 347 の不銹鋼を熔接した時炭化物の析出部分は熔着金属のすぐ隣りである、即ち 1260°C 以上の温度に加熱された部分に共晶炭化物が析出するのでこの部分が脆性を示すに到る(上野 学)

熱間加工用工具鋼の中間段階における恒温変態処理の研究 (Eilender, Walter, Robert Mintrop, Willy Lutz. Stahl u. Eisen 72, 1952 Heft 19, 1149~1157)

中間段階における恒温変態処理の熱間加工用工具鋼への応用性を検討するために (1) 0.24C, 1.3Mn, 1.0Cr, 0.2% Mo, (2) 0.46C, 1.3Cr, 0.3 Mo, 1.7 Ni, 0.13% V, (3) 0.39C, 1.4Cr, 0.5 Mo, 0.8 V, 0.9% W, (4) 0.31C, 2.1 Cr, 0.6 V, 3.9% W, (5) 0.27C 2.6Cr, 0.45V, 8.4% W の 5 種の試料について、先づ検鏡、硬度ならびに磁気測定によつて中間段階を主とせる恒温変態曲線を求めた。その結果 (i) いづれの試料も $300\sim 350^{\circ}\text{C}$ において比較的短い時間で変態が完了し羽

状の針状品が生ずる。(ii) 試料 (2), (5) においては 500~550°C でオーステナイトの安定度が大きく、変態開始が著しく遅れるが、(1), (3) では開始線がパーライト段階から中間段階へ連続的に移行し、オーステナイトの安定域が殆んど認められない。

次いで中間段階で恒温変態処理せるもの、ならびに恒温変態処理後更に 400~600°C で焼戻せるものについて、硬度と衝撃値を測定し、焼入・焼戻のものと比較検討した。

主なる結果は次の通りであるが、要するに中間段階における恒温変態処理のこの鋼種への応用の可否について一定の結論を下すことは難しく、個々の場合に応じて判断しなければならない。(i) 恒温変態処理と焼入・焼戻を硬度と衝撃値との相互関係について比較すると、試料 (2) においては硬度 Rc 45 以上で前者の衝撃値が後者に優るが、他の試料においては同等、あるいは劣っている。(ii) 試料 (5) においては恒温変態処理後の 500~600°C 焼戻で硬化が起り、衝撃値が低下する。(1) (3) では同様の 500~600°C 焼戻で硬度が低下するとともに衝撃値も低くなる。(立川逸郎)

遷移温度帯に於ける挙動の統計的解析

(R. W. Vander beek, H. D. Wilde, R. W. Lindsay and C. Daniel: Welding Journal 32 (1953) 325)

造船用の厚板等に於いては熔接板の切欠脆性が問題になるので、低温度に於けるシャルピー試験が行われ、その鋼材の靱性から脆性に移る遷移温度が鋼材の良否を判定する尺度として用いられている。C含有量が 0.3% 以下の鋼材では、標準のキーホール、シャルピー衝撃試験を、試験温度を変更して行くと、ある温度以上に於いては例外なく高い衝撃値(靱性)を示し、又ある温度以下に於いては例外なく低い値(脆性)を示して、その中間に当る値を探ることは少い。こうした挙動を示す遷移温度に統計的手法を適用すると、種々の情報がある確率を以て与えられる。本論文では先づ横軸に試験温度をとり

縦軸に脆性破壊の%をとつた処、累積度数分布曲線が一致することを認めたので、この曲線を直線にプロットするために確率紙を用いている。プロットされた点の直線からのバラツキは偶然的要因によるものであつて、これらの点は正規分布に従うものであることを検定して確めた。従つて遷移帯に於ける挙動は統計的には次の二つのパラメーターによつて表現されるわけである。

(1) メディアン遷移温度(試験片の 50% が脆性破壊する温度) \bar{x}_{50} , (2) 10~90% (或いは他の) の脆性期望値間の遷移範囲の巾を現わす処の直線の傾斜 b 。

次に 2 個或いは以上の回帰線(上述のプロットした点に重みを考慮して、統計的に算出した遷移帯の特性線)の間に果して差があるものと云えるか否かを検定する方法とその実例を述べている。これらは Student の t 検定或いは χ^2 検定を用いる。尚 \bar{x}_{50} 或いは b の値は統計的には或る値を中心として信頼限界内に存在するものであつて、信頼限界は測定値のバラツキが大である程その巾が増大するが、この信頼限界は \bar{x}_{50} 或いは b を、ある確率(選んだ水準)を以て計算し得ることを述べ、実例を示している。

最後に試験回数と、その試験値の分布型を異にする場合(例えば試験片の調製方法に於ける差に因る)に \bar{x}_{50} と b がどの程度の精度で決定され得るものであるかについて考察を加えている。

結局、遷移現象の如く特異の挙動を示す場合のデータの解析には統計的手法を適用してこそある確実性の下に判定を下し得るものであることを強調したものである。通常行われているように、試験温度を 5~6 個処に変え、各試験温度で 3 回位の試験を行つて遷移温度或いはその巾を決定した場合には、相当の差がある場合以外ははつきり差があると云うことを断定することは困難であつて通常行われている試験個数より更に著しく多数の試験を行う必要があることを明かにしている。(堀川一男)