

抄 録

—製 鋼—

165ton 電気炉の操業結果

(Gaston Stassin: Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 47 No.8, (1959) 862~864)

ベルギーの Fabriqu de Fer は 1956 年 2 月 炉殻径 24 ft 165~185 t の容量の電気炉を建設した。年産能力は鋼塊 24,200 t である。レクトロメルト型天井押上旋回炉頂装入式で、トランス容量は 35,000 kVA, 一次電圧は 10,500 V, 二次電圧 483~166 V で、30,000 kVA の同期調相機を併置している。電極径は 24 in, 総長さは 282 in である。炉体には ASEA 製 350 kVA 誘導攪拌装置がついている。天井は珪石煉瓦, 厚さ 12 in, 炉床はマグネシヤ煉瓦およびドロマイトで築造, 炉壁はマグネシヤチューブを用いている。炉壁厚さは上部 13.5 in, 下部 18 in で、炉殻とマグネシヤチューブの間にはアルミナ質煉瓦を入れてある。

この炉の最適操業条件は初装 110 t, 追加装入 72 t, であるが適当なスクラップがないので通常装入は 4 回になつている。操業時間は初装, 追加装入物を含めて溶解時間が約 3 時間, 精錬時間が 2 時間, 出鋼, 補修時間が 1 時間の計約 6 時間である。装入物は完全に冷材であり, 銑鉄はほとんど使用しない。電極原単位が断続操業時に 10.6 lb, 連続操業時に約 10 lb, 電力原単位は 477~482 kWh/t, 平均力率は 0.82, 設備全体の力率は 0.999 になつている。酸素使用量が 64 ft³/t, 装入物歩留 80~100%, 誘導攪拌における電力使用量 2.7 KWH/t であつた。

耐火物関係では天井命数が約 50 回, 6.4 lb/t であり, 炉床, 炉壁関係は 50 回ごとにかんりの修理を行ない, 平均して 150 溶解で 80 t の耐火物を使用した。これは 8 lb/t の消費量になる。この間の修理時間は最初の 50 溶解後に約 12 時間, つぎの 50 溶解後に 18 時間, そのつぎの 50 溶解後に 30 時間で稼働率は 93% である。(河合重徳)

大型鍛造品中の水素

(J. E. Steiner: Metal Progress, 76, (1951) 1, p. 72~75)

大型鍛造品中の水素の挙動に関する U.S. Steel の見解を以下に述べる。

1940 年以前は, 鍛造品中の少量の水素ガスは不可抗力的なもので, 発生する白点は適当な熱処理によつて防止し得ると考えられていた。1940 年代に鋼の水素脆性が発見され, 水素について再警告が発せられたが, 工業の進展による鍛造品の大型化, 高合金化に起因して, 遂に 1950 年代に蒸気タービン発電機の軸車類に重大事故が頻発し, あらためて大型鍛造品中の水素除去について研究が進められた。

最も多く生産されている直径 120 mm, 長さ 3700 mm 程度の大型鍛造品では, 機械的性質を得るための単なる焼ナラシ-焼モードシ処理だけで 5~10 日間を要し, これ

に白点防止処理として恒温処理, 二重焼ナラシ-焼モードシサイクルなどを行えば 40 日間にもおよぶこととなり, 莫大な費用と時間とを要するので積極的な水素除去策がどうしても必要となつた。なおこの程度の大きさでは, 水素含有量は鍛造品の表面層近くで 1 ppm, 中心部では 5~6 ppm であり, 中心部の水素量は溶解時の水素量とはほぼ等しい。白点を発生せしめるに必要な水素量は鋼の成分, 鍛造品の大きさ, 均質性などによつて大いに異なるが, 3 ppm 以下でも発生すると考えられており, 水素量の増加とともに白点発生に対して敏感となる。

白点は一般に鍛造により変形した結晶内, 偏析地内またはこれらに平行して発生し, 特に変態時に slag を捲き込んだ局部的偏析地の高合金層中に多い。ゆえに白点防止処理をして地の鋼を充分に変態せしめても, 偏析地の微小部分は変態が未完了のため, 処理後の室温冷却時に変態して応力を発生し白点の原因となる。

さらに非金属介在物, 顕微鏡的多孔質部, 格子の不連続点などが潜在的な白点発生の核となり, 水素を蓄積するものと考えられている。

白点発生の機構は, 水素含有量の多い合金鋼大型鍛造品の引張試験片に現われる "Fisheyes" と全く同じものと考えられ, 水素ガスと応力, および水素ガスを蓄積し得る前述の核が必要である。("Fisheyes" は試片を引張試験前に 260°C に 1 h 加熱すれば発生しなくなる。)

水素ガスはジンを低下せしめることがはなはだしいが特に大型鍛造品の切線方向の断面収縮率を低下させる。一例をあげれば, 水素ガス含有量 1 ppm の場合の切線方向の断面収縮率は 40% であるが, 5 ppm では 10% 以下に低下する。ゆえに高水素ガス含有引張試験片を作製後一週間放置すると相当にジンを回復し, また 260°C に 1 h 加熱しても同様な効果を得られる。

ただし水素ガスの拡散速度は鍛造品の径の増大とともに急激に低下する。例えば鍛造品を 689°C に加熱して, 中心部の水素ガスを 5 ppm から 1 ppm に低下せしめるには, 直径 250 mm で 3 日間, 直径 500 mm で 12 日間, 直径 1250 mm では 75 日間を必要とする。ゆえに直径 1000 mm 以上の大型鍛造品の水素ガスを焼ナラシによつて除去することは工業的な手段では無い。

ゆえに溶解, 造塊時に水素ガスを除去せねばならず, 実験の結果, 軸車用鋼では 1.5 ppm 以下を目標として作業を行なう。溶解条件としては, 炉内雰囲気中の水分量を低下させ, スラッグの塩基度も低め, FeO 量を多くすることを維持せねばならぬことが判明した。この結果をまとめればつぎの経験式のごとくなる。

$$H^2 = 10B(H_2O)/FeO$$

ただし H = 鋼中に溶解した水素量 ppm

B = スラッグの塩基度

$$= (CaO\% + 0.39 MnO\%)$$

$$/ (0.93 SiO_2\% + 1.18 P_2O_5\%)$$

H_2O = 炉内雰囲気中の水蒸気 (容量%)

FeO=スラグ中の全鉄酸化物(FeO%に換算)

なお従来の溶解法では厳密な調節を行なつても最小、 2.0 ± 0.8 ppm という結果が出たが、これを直径 2,800 mm までの鋼塊を鑄造し得る真空鑄造装置により鑄造すると、全断面にわたつて水素量は約 1 ppm を示し、水素の偏析は認められない。さらに真空鑄造大型鍛造品では時効の有無によるジンの性は現われず、また全く白点は発生せず、熱的処理も短時間で良い。

結論として大型鍛造品に発生する白点および低ジンの性は鋼中の水素量を低下することによつて解決することができ、また真空鑄造法が水素量を低下せしめる方法として最も効果的である。(吉田勝彦)

超音波振動による結晶粒の調整

(D. H. Lane, J. W. Cunningham and W. A. Tiller: Metal Progress 76 (1959) No.3, 108~110)

Westinghouse Electric Corp. で実験、発展せしめた方法で、消耗電極溶解に超音波振動を与え鋼塊の結晶粒の大きさを調整しかつ均一化することを目的とする。現在はなお初期段階であるが将来は真空消耗電極溶解のみならず大気溶解の場合にも応用して鍛造性のよい鋼塊が得られようという非常に将来性のある方法である。

Power source としては Ni 板を組合せた magnetostrictive transducer で 5~60 kc の周波が得られる。振動鑄造法は以前も試みたことがあるがいずれも振動エネルギーを鋼塊に伝える効率が悪く成功しなかつた。その方法は鑄型の側壁と底に transducer を密着するとか、鑄型自身を transducer として働かせるとかの方法であつたが鑄型—鋼塊の接触面での損失や eddy-current 損失が大きく充分な振動効果が得られなかつた。ただしこれらの方法でも小型の鋼塊については脱ガスならびに組織調整効果はあつた。ここで述べるわれわれの方法は大型鋼塊にも可能なもので transducer を溶接した coupling を鑄型底とし、この coupling と鋼塊とは溶解の初期に溶着するので充分な振動が鋼塊に伝達し得る。この伝達効果は coupling と鋼塊との溶着面積が広いほどよい。また transducer 装置と鑄型とを vacuum-seal D-ring で隔離すると音波エネルギー損失は最小となる。

最初非常に高電流によつて鑄型底である coupling を溶かした後、電流を最小まで下げる。transducer は 400W, 20 kc とした。ここで transducer 底部に取付けた piezo-electric transducer によつて振巾を測定し鋼塊振動を共振点に近づけると最大の効果が得られる。

超音波振動鑄造を行なつた鋼塊の macro 組織では 2 方向から発達した結晶の界面に当る弱い部分が消失しかつ粗大柱状晶の発達が阻止された。12"φ の種々の鋼種の鋼塊もこの方法で鑄込んだ。(牛島清人)

取鍋真空脱ガス法

(C. W. Finkl: Metal Progress 76 (1959) No.3, 111~114)

装置—4段 steam ejector, 排気能力 0.5 mmHg で空気換算 215 lb/h, 排気速度 1000 cu.ft を 0.5 mm Hg に落すのに 5mn, tank は 60 t 取鍋に 37 t の溶鋼を受鍋したものを収容できる。蒸気圧力 100 psi. 冷

却塔 7000 gal. control panel には全装置が図化され操作の進行状況を知ることができる、事故の場合はここにあるボタン一つで全操作を停止せしめることもできる。

操作—結晶粒調整用には Al でなく V を使用 (Al は真空下での CO boil を阻害する) 除滓時の鋼浴温度は 30~40°F 高くする。鋼浴温度の上昇と除滓のために 25mn 溶解時間が長くなる。C および Mn は真空下で損失を考慮して高くする。受鍋後真空 tank への取鍋の移動は可及的速に行なう。真空中で取鍋内に pipe によつて He を通ずる。この pipe はストッパーとしても働く、15mn 後に tank から取鍋を取出す。鋼浴の温度降下 3~7°/mn. 脱ガスされた溶鋼の stream は散らないのでガス分析をしなくても鑄込時に脱ガスの効果を知ることができる。溶鋼の流動性は非常によくなる。30~40°F 温度が低くても同一 nozzle で通常の鑄込時間で鑄込むことができる。取鍋寿命は 20% 短縮する。毎日 tank 内および取鍋外部の清掃を要す。第一段 ejector からは毎月数百 lb の塵が出る。

脱ガス効果—主として Cr Ni Mo 型材および Ni 含有鋼に適用して [H] は 4.3 ppm から 1.75 ppm [O] は 86 ppm から 44.6 ppm に減少した (100 溶解の平均)。白点は除去された。機械的性質は次表にその一例を示すが、伸び、絞りが 43~86% 向上する。抗張力、降伏点はほとんど変わらない。

以上は Finkl & Sons Co., Chicago での結果である。

熱処理後鋼片の 1/2 半径位置の機械的性質

	X-1573	X-1607*	X-1612*	X-1618
抗張力 (psi.)	167,000	168,500	166,000	164,000
降伏点 (psi.)	141,600	145,200	141,200	140,000
伸び (%)	10	15.0	15.8	11.5
絞り (%)	19.2	41.8	42.6	26.1
水素 (ppm)	3.5	1.7	1.6	2.9
酸素 (%)	66	42	34	68

* 脱ガス

(牛島清人)

—性 質—

オーステナイトの冷間加工による超高抗張力鋼

(D. J. Schmatz, J. C. Shyne and V. F. Zackay: Metal Progress 76 (1959) No.3 p. 66~69)

従来の高抗張力鋼の抗張力は SAE 4340 型の鋼で約 200,000 psi, 組成および熱処理をかえた鋼で約 300,000 psi である。さきに E.M.H. Lips と H. Van Zuilen (Metal Progress, August, 1954, p. 103) は、再結晶温度とマルテンサイト変態温度との間の準安定なオーステナイト状態で加工し、つぎに室温に冷却する熱的—機械的方法によつて高抗張力の鋼を得たが、本方法はこれを発展せしめた方法といえる。すなわち TTT 曲線のパーライトとベーナイトの中間のオーステナイト領域で塑性変形を与えつぎに冷却してマルテン様組織を得る方法で "Ausform" 法と名付けられている。

供試材には 3% Cr, 1.5% Ni, 0.75% Mn, 0.5%

Mo, 1.5% Si をともに含んだ 0.48% C, 0.63% C の 2種の鋼を用い、炭素量、加工度、加工後の冷却速度(油冷、空冷)が、200~700°F の各温度に焼戻後の抗張力、降伏点、伸びにおよぼす影響を調べた。

その結果炭素量が多い方が、抗張力、降伏応力ともに高く、伸びは 200°F の焼戻しでは低炭素のものが大きい。600°F の焼戻しではほとんど差がない。加工度は 50%, 90% と増大するほど抗張力、降伏応力は大となるが、伸びは 400°F までは高加工度のものが大であるが、600°F では加工度の大きいものほど小さくなる。油冷、空冷したものでは、油冷したものの抗張力、降伏応力は空冷のそれらより高く、伸びにはさほどいちじるしい差はない。焼戻温度の上昇とともに降伏応力は上昇し、抗張力、伸びが減少することは、炭素量、加工度、冷速のいかんにかかわらない。これらの原因は固溶する炭素量、加工度の増大および急冷によるマルテン様組織の生成しかも細い組織の生成に帰せられることを電子顕微鏡で示し、説明している。(松岡甚五左衛門)

時効硬化性 Mn-V-Mo 系オーステナイト鋼

(Mn-V-Mo Age-Hardening Austenitic Steel.
N. C. Howells and E. A. Lange; Modern Castings Vol. 36, No.3 p. 55~58)

新しい Mn-V-Mo 系時効硬化性オーステナイト鋼は 0~2.5% Cr, 14~18% Mn, 0.25~0.60% C, 0.25~0.7% V, 0.4~0.35% Mo の組成を持つ。いい換えれば、Mn 量は Hadfield 鋼の場合より若干高く、炭素量は普通の時効硬化性合金鋼の場合より低いものである。導磁率は 1.2 以下で非磁性である。熔解から鑄型材の選抜に到るまで、充分注意を払わねばならぬが以下 1 例を述べる。高周波電気炉による 160 kg 程度の熔解では出湯まで約 1 時間半を要し、最初アームコ鉄 100 kg, ニッケル 4 kg を装入し 90 kW で通電開始する。20 分後アルゴンガスを 1 時間炉に流入させ、その後除滓して 0.15% 程度炭素を加える。これは当初のアームコ鉄中の水素をカーボンボイルによつて除去する目的である。また炉雰囲気はこのように不活性ガス雰囲気にするか、アーク炉の場合は還元滓熔解によつて雰囲気調整する。つぎにフェロシリコンを添加してカーボンボイルを中止させ、フェロマンガ、フェロモリブデン、フェロバナジウムで合金元素の添加を行なう。添加が終了したならば、ふたたび造滓しアルゴンガスを流し 10 分後 2900°F (1593°C) で出湯する。その他の注意事項として、添加物、素材などは清浄な乾燥したものを使用する。鑄型材はジルコンサンドを主体とし、珪砂 5%, 中子油 1%, その他ベントナイト、小麦粉を加え水分 2.2% 程度とした。合成砂を用うことが望ましく、鑄造温度は 2775~2850°F (1524~1565°C) とする。鑄造方案は、湯道は絞つたものとし、揚りは Naval Research Laboratory で炭素鋼について定めた例に比較するとより大きく且つ高さは若干低めを採用するのが良い。時効硬化を目的とする熱処理はつきのようにする。

1) 溶体化処理は 2100°F (1149°C) 1 時間加熱後水焼入。2) 時効処理として、標準延性を有し、最大降伏点強さを得るために 1300°F (704°C) 6 時間加熱、降伏点強さを調整し、最大延性を得るためには 1200~1250

°F (650~677°C) とする。

例えば、1300°F 8 時間処理で引張強さ 145000 psi (101.9 kg/mm²), 降伏点 110000 psi (77.3 kg/mm²), 伸び 12% の結果を得ている。時効硬化した状態での機械加工性は普通のオーステナイト鋼の場合と同様で、カーバイド系工具を用い低速度切削によつて加工可能である。(飯島史郎)

0.3% 炭素鋼のマルテンサイトの分解と焼入性におよぼす銅の影響

A. S. Kenneford: J.I.S.I., 192 (1959), 215

R. A. Grange, V. E. Lambert, and J. J. Harrington の研究 (T. ASM, 51 (1959), 377; 本誌抄録 45 (1959), No.10, 1216) によれば Cu の焼入性におよぼす影響は僅少で、高抗張力鋼の合金元素としての興味は少ないと結論しているが、これは著者のほぼ同様の研究から得られた結論と相反しているとして著者の研究内容を述べている。

試料は 0.3% C の中炭素鋼に 0% から 3.0% まで 0.5% 間隔に Cu を添加した 7 種の鋼で、小型高周波炉で熔製して熱間圧延した棒鋼を用いている。いずれも 0.1% Ni, 0.05% Cr を含有し、Al で脱酸されて結晶粒度は ASTM No.7 である。これらについて Ac₁ 点 Ac₃ 点、焼入性、焼戻硬度などにおよぼす Cu の影響を調べている。

Ac₁ 点、Ac₃ 点とマルテンサイトの分解温度は熱膨張測定によつて求め、5°C/mn の加熱速度で測定した Ac₁ 点および Ac₃ 点は 3% Cu までそれぞれ 7°C/1% Cu および 10°C/1% Cu の割合で Cu% とともに降下する。また Cu は α-γ 変態の体積変化をわずかに増加する。焼入試料を 2.5°C/mn の速度で加熱した際の焼戻による収縮量は Cu% とともに増し、またマルテンサイトの分解温度は 1% Cu につき 10°C の割合で上昇する。

焼入性は標準の一端焼入法によつて調べた。オーステナイト化処理はおのおのの試料の Ac₃ 点より 50°C 高い温度で 1 h 加熱した。焼入端から全長にわたつての硬度は Cu 量が増すほど高い。2.5% Cu 鋼と 3.0% Cu 鋼では冷却中の Cu の析出によるわずかの硬化が焼入端から 20/16 in 附近に現われ、2.0% あるいはそれ以下の Cu% では試片全長にわたつて添加された Cu はすべて固溶したまま冷却される。一端焼入による硬度曲線から求めた理想臨界直径 D_r は Cu 量とともに 0.25 in/1% Cu の割合で Cu% とともにほぼ直線的に増加する。また焼入れ倍数は 0.5/1% Cu の割合でほぼ直線的に増加し I. R. Kramer らが発表した結果 (T. AIME, 167 (1946), 670) とはあまり相違せず Ni とほぼ等しい値を示している。

焼戻による硬度変化は直径 3/4 in × 厚さ 3/8 in の試片を水焼入れし、700°C まで 50°C 間隔に各 1 h 焼戻して調べている。Cu のいちじるしい影響は 350°C 以上の焼戻において現われ、Cu 量の増加とともに焼戻硬度は高く Cu によつて焼戻軟化が遅れることは明らかである。例えば 700°C × 1 h の焼戻で 3% Cu 鋼は 0% Cu 鋼より Hv 60 高い硬度を示している。しかし Cu の析出温度範囲に 6 h まで加熱しても硬度上昇は少しも

認められず、この点は焼準した鋼がよく知られているように例えば $500^{\circ}\text{C}\times 4\text{h}$ 程度の焼戻で最高硬度に達する事実と比較して興味深い現象であるが、この焼入一焼戻と焼準一焼戻の相違の原因は明らかでない。

以上の結果を総合して焼入性におよぼす Cu の影響はほぼ Ni と同様であり、またマルテンサイトの分解温度を上げ焼戻による軟化を遅らせる効果の点では、Cu は Si ほどではないがかなり似ており、これらの点から Cu は高抗張力鋼に対する有用な合金元素であることを結論している。(伊藤六郎)

切欠衝撃試験における遷移温度の予知

(J. A. Hendrickson, D. S. Wood & D. S. Clark; Trans. Amer. Soc. Met. Vol. 11, 1959, pp. 629~642)

脆性破壊の発生の機構に関する概念は先に著者達 (Trans. A.S.M. Vol. 50, 1958, pp. 656~676) によつて発表した。これは切欠引張試験片を種々の温度で急速に荷重を掛けるテストによつて求められたのであるが今回は標準アイゾット衝撃試験によつて前回の概念によつて遷移温度を予知する方法を報告する。すなわち、軟鋼のアイゾット衝撃試験による遷移温度の予知はつぎのような仮定による。切欠底附近の塑性変形の局部的領域が不安定となつて急速に拡がる前に、材料内の真の引張応力が臨界破断応力に達するや脆性破壊が切欠附近に発生するという仮定である。さらにこの臨界破断応力は温度と荷重速度には無関係であると仮定している。

なお、アイゾット試験片内の真の応力状態は弾性一塑性応力解析によつて決定する。

予知された遷移温度は実験的に求められた値と非常によく一致した。それでこの予知の基礎となつた仮定と応力解析の方法の妥当性は再確認された。

この研究の結果は一定の物理的意味を持つ遷移温度の概念をあたえる。そして、またこの結果は、明確な降伏点を持つ材料にある種の形状の切欠が存在すると、脆性破壊が起るであろう温度条件と荷重速度とを定量的に予知することが可能であることを示す。この予知には材料の真の臨界破断応力を知ることであり、また温度と荷重速度の函数としての上降伏応力を知ることである。

(上野 学)

軟鋼の降伏時間遅れにおよぼす結晶粒度と炭素含有量との影響 (J. M. Krafft & A. M. Sullivan; Trans. A.S.M. Vol. 51, 1959, pp. 643~665)

本稿には、種々の炭素量および異なる結晶粒度の軟鋼において、急激に定荷重を加えた後に生ずる降伏の時間遅れを測定した結果が報告されている。その結果を総括すると、

① 降伏時間遅れの測定は上降伏強度を評価する重要な根拠となる。本稿の測定結果は同じ軟鋼について Clark & Wood (Trans. A.S.M. Vol. 44, 1952, p. 726) のデータと良く一致する。

② 支持応力の対数値対降伏時間遅れの対数値の関係は支持応力対降伏時間遅れの対数値の関係よりも直線性を示す。

③ 10^{-6} 秒以下の降伏時間遅れについていえば、支持応力の対数値対時間遅れの対数値との間の直線関係はもはや存在しなくなる。なんとなれば、降伏前の非弾性流動あるいはマイクロ歪によつて生ずる支持応力の低下に起因するからである。降伏前の非弾性的流動の傾向は結晶粒の増大と共に増大する。

④ 降伏の開始に影響するマイクロ構造的な変数は降伏後の塑性流動に影響する変数と同一のものでない。一定の化学組成の鋼で焼準と焼鈍処理せる材料では、上降伏点に関聯して、かつ一定の短時間遅れに対して支え得る弾性応力は、フェライト結晶粒の大きさよりもむしろパーライト粒の大きさに強く影響される。パーライト粒の大きさが小さくなると、支持応力が増加する。

⑤ 一定の組成の鋼では、下降伏点に関係のある、一定の高い歪速度での流動応力は、パーライト粒の大きさよりもむしろパーライト粒間の距離、または結晶粒度に左右される。結晶粒が小さくなると流動応力は増加の傾向を示す。

⑥ Mn 含有量が同じで、脱酸が同一であり、またパーライト粒の大きさの影響が補正されるとすれば、C 量の増加は、一定の時間遅れに対する支持応力の増加をもたらす。

⑦ 結晶粒の増大と C 量の減少は支持応力対時間遅れの特徴に対して同じ影響を与える。(上野 学)