

抄 録

—製 鉄—

高炉に蒸気添加送風を適用することの技術的—経済的合理性 (V. Ia. Millier & S. A. Ielkum: Stal No. 3, 1958 p. 193~202)

蒸気添加送風を適用した場合に、コークス比を一定に保つために必要な送風温度の最少補償値を求めるためには、送風中水分の分解に要する熱量だけでなく、水分の分解により生成される H_2 と O_2 (したがって CO) の還元能をも考慮しなければならない。著者らは蒸気添加送風操業において問題となる水分範囲 ($120g/m^3$ まで) に対応するガス中 H_2 濃度の酸化鉄還元速度におよぼす影響を実験的に求め、これから上述の最少補償値を求め最後に蒸気添加送風の合理性を総合的に考察している。

実験にあたっては、マグネタイト鉱の精鉱を $0\sim 0.11$ mmとしたものを $867kg/cm^2$ で圧縮した円筒状人造鉱石を $1000^\circ C$ で焙焼した後、これに適当な大きさのカナルを穿つたものを試料とし、このカナルを所定温度まで加熱し、所定温度所定成分の還元ガスを通過させて、排棄ガス中の CO_2 , H_2O 濃度から、還元速度を求めるようにした。

予備実験として、カナルにおけるガス流の linear velocity (すなわちレーノルズ数) の変化と、ガス量との還元速度におよぼす影響を調べた (カナルの単位表面積または試料の単位重量あたりのガス量を一定にすればガス量の影響を受けることなく lin. vel. の影響をみる事ができる)。これによると、レーノルズ数が 500 から 2500 まで、すなわち層流から乱流まで変つても還元速度には変化がないこと、一方ガス量を増加させると還元反応の速度が大きくなり、これがガス中への反応生成物の集積度 (すなわち CO_2 の濃度) の減少によるものであることがわかった。つぎにボッシュガスに近似した組成を有するガスに H_2 を $0\sim 10\%$ 添加したものについて $800^\circ C$, $900^\circ C$ および $1000^\circ C$ で還元速度を調べた結果、この温度範囲では H_2 濃度 1% の増加により、還元速度が平均 4.7% 増大することがわかった。これを送風中水分 1% に換算すると、還元速度の増大は 3.53% となる。

いま水分 1% を増加する前の直接還元率を 60% とすれば、水分添加によつて、間接還元が促進される結果、57.14% に低下することになる。直接還元率 1% の低下により、コークスが $6kg/t$ 節約されるとすれば、水分 1% あたり $17.2kg/t$ の節約となる。そこでコークス比 0.8, 鉄鉄 $1kg$ 当りの送風量 $2.4m^3$ として、送風温度の上昇に換算すると $40.5^\circ C$ となる。これをさらに水分 $1g/m^3$ あたりに換算すると $5^\circ C$ が得られる。

一方水分を $1g/m^3$ 増加させた場合、その分解のために必要な温度補償は $9.7^\circ C$ であるから、これを直接還元率の減少による補償分と相殺させると、最少温度補償は水分 $1g/m^3$ あたり $4.7^\circ C$ となるが、この値はクズネック冶金コンビナートの成績 ($1g/m^3$ 当り $7.5^\circ C$ 上

昇させたところ、コークス比は低下した) と一致する。

しかし水分を添加することの効果はたんに間接還元率の向上にあるのではなく、酸化帯を拡大することにもある。アラパエフスクコンビナートの 1 高炉の調査によれば、水分 $1g/m^3$ あたり送風温度を $7^\circ C$ 上昇させて、コークス比を少し下げようとしたが、その場合、水分を増加する前に比べて、酸化帯が大きくなっている。すなわち送風温度上昇による酸化帯の縮小効果を、水分添加により補償して余りがあるので、送風温度を前述の最少補償値以上にあげ、したがってコークス比の低下を期待できるのである。

ただし水分の添加は送風温度を上昇させる十分な余裕のあるときに限つて合理的である。それはたんに熱風炉の能力に余裕があるということだけではない。すでに熱風温度が十分高く、しかもいちじるしい周辺流も、荷下りの妨害もない場合には、水分の増加は合理的なものではなく、その場合は水分の年間自然変化を防ぐためにだけ添加すべきである。(東大生研, 館 充)

—製 鋼—

真空溶解における諸問題

(Edward A. Loria: Blast Furnace and Steel Plant, vol. 46, No. 4, Apr. 1958, p. 379~384)

最近のいくつかの報告の中に真空溶解法が非常な発達を示し、容易かつ経済的になつたと述べられているが、今後の問題点を考察する。誘導炉真空溶解に比べ消耗電極真究溶解は新しいものであるが驚異的な発展をとげた。誘導炉に比べ大型鋼塊の製造が可能であり、溶解速度が早く、原価が安い、溶解速度の制御には困難がある。真空溶解により性質が非常に向上するが、これは真空溶解のみによるのではなく、それと平行的に行われるわずかではあるが重要な成分上の変更によることも大きい。真空下でなければ添加できない元素の利用などで真空溶解のみで顕著な品質向上をえられるのは特殊な場合である。

真空アーク溶解は、雰囲気、ルツボなどによる汚染のない製造法として重要である。直流低電圧大電流が使用される。製品の品質に対してはアークの安定性が重要な因子として作用し、Gruber は調整すべき要因を指摘している。(a) アーク開始時のガスまたは蒸気圧。(b) 溶解開始後の炉体内圧力は 10μ をこえない。(c) ソレノイドを巻き安定性を改善、攪拌を行うと有効である。(d) アーク間隙とルツボ、電極間隔。

初期のアーク安定のためにはかなりの大電流が必要である。溶湯の飛散などで生じたサイドアークは真空中の場合には、稀ガス雰囲気の時より危険度は少く拡散、消弧する、稀ガス雰囲気の時には集中的でアノードスポットを生じやすい。

電極とルツボの間隙は最低 $5/8$ インチ必要で狭いとガスの流出を妨げ、サイドアークを生じやすくし、重量の

大きい電極の中心を正確に合わせることも困難である。大型鋼塊 (26 in 角) の溶解を行つた場合には、小型鋼塊に比べ冷却速度が遅いため鋼塊組織は普通のものに類似してくる。一般的に鋼塊長さは径の5倍、電極直径はルツボ直径より4インチ小さくする。

真空アーク溶解の状況を映画に記録した結果から、沸騰現象とアークの長さとの関係、溶解速度との関係を知ることができた。減圧下においては溶解速度は非常に早く、10 μ 程度では極限に近い。これ以下になるとグロー放電を生ずることがある。

アーク特性、溶解速度は炉内圧により変化する。最近 Suiter は炉内圧力分布を測定して鑄型底部は、頭部あるいは炉体中央部に比して高いと報告した。ガスの流出は温度によつても変化し、圧力勾配、温度勾配によつて流れる。鑄型壁に沿つた圧力低下はガス放出速度、鑄型頭部の圧力から計算でき、これによつてグロー放電を避けることができる。

誘導炉とアーク溶解の組み合わせで非常に優れた性質を得ることができる。二回真空溶解を行つてえた鋼塊を鍛伸して作製せる試験片の鍛伸方向に直角方向の絞は、高抗張力の場合でも気中溶解の2倍である。

今後コストを低下せしめるためには炉容量の増大ならびに溶解速度の増大があるが、冷却速度を遅くすることは好ましくなく、連続鑄造などを考慮する必要がある。誘導炉真空溶解の場合の脱ガスは物理化学的な法則に従つて行われる。水素、窒素は Sivert の法則に従うが、酸素は酸化物の溶解度により変化し、この法則に従わない。酸化物はCにより還元され、CO ガスとして排出される。ルツボと溶湯間の反応も行われ、この過程でBなどが溶湯中に入る。真空度が脱酸速度、最終酸素含有量におよぼす影響は測定されていない。大量の溶解を行つた場合には時間をかけても少量溶解に比べ酸素含有量が大きく、適当な脱酸素を少量添加すると良い。最終ガス含有量は漏洩速度と非常に関係することを Jones が示している。Darmara によれば、湯浴表面の圧力は気泡の発生に非常に重要な影響を有する。この点に関しては、気泡はルツボ底部に発生するとする異論もある。しかし表面での圧力は問題とされる反応は多く表面層のみで生ずると信じられており漏洩速度が真にルツボ表面に存在するガスを示すものとして注目されねばならない。

(日立・安来, 河合重徳)

— 鑄 造 —

大型の強力鑄鋼品の発達について

(H. Bühler: Giesserei, 13, 1958, S. 87)

本文は大型の強力鑄鋼品の発達について報告している。20年前に5つの有名なドイツの鑄鋼品メーカーは、第1表のような肉厚 250mm, 重量 50 t, 420mm 90t; 600mm, 90~120 t の鑄鋼品をつぎつぎに作つた。

以前は Ni を 4~5% 含むものが作られていたが Ni の代りに Cr を使つても靱性は低下せず、またいちじるしく C を低くすると Ni 鋼と類似の衝撃値が得られることがわかつた。Cr 鋼には僅かの Mo, V を添加することが考えられ、その成分と肉厚の関係は第2表の通りである。

強力鑄鋼は電気炉または平炉で溶解されるが、電気炉

の方がよく、材料は第1級のものを選び P, S を 0.025~0.030% 以下にすることが必要で、熱処理した場合には P, S を低くしないと、溶接の時亀裂の生ずるおそれがある。肉厚の大きいものは 1050°C に、肉厚 100mm の鑄鋼品は 10h, それ以上のものは 40h まで保持する拡散焼ナマシにより、大きな鑄造晶および偏析を除くと靱性が改良される。焼ナマシ温度は低過ぎるより高過ぎる方がよく、焼ナマシの後冷風の吹つけ、または炉外へ引き出すことにより 750°C まで急冷した後、再び炉中へ入れて徐冷する。

これらの鑄鋼は2段焼入れが適当で、第1の焼入れ温度は 950°C, 第2は 880°C である。

Cr の添加により A₁ 点は上るから肉の厚い鑄鋼品は焼戻し温度を 700°C まで上げることが出来る。焼戻し時間が長い程、衝撃値は高くなる。0.13% C, 2.3% Cr 1.4% Ni, 0.4% Mo, 0.1% V, の鑄鋼品を 900°C から水冷した後、焼戻し温度をかえて引張り強さと衝撃値を調べたところ、最高の引張り強さ、伸び、衝撃値は焼戻し温度が 700°C のときにえられた。焼入れの時の冷却速度は降伏点、引張り強さに影響することは少いが伸び、衝撃値には大きな影響をもつ。

大型合金鑄鋼品の熱処理時間は長く、例えば重量 50 t 肉厚 250mm のものは 10 日、420mm, 90 t のものは 18 日、600mm 125 t のものは 32 日であるが、このように長い熱処理は不経済である。小型鑄鋼品は焼戻しの際、予熱しておいて普通より 50~100°C 高い温度の塩浴で 1/2~1h 加熱すると引張り強さが大きくなり衝撃値は 30% 高くなる。焼戻し脆性を防ぐために焼戻し後急冷することが必要である。Mo を添加すると徐冷した場合でも焼戻し脆性は改良されるが、0.6~0.8% Mo を添加しても空冷のときは多少焼戻し脆性があらわれ、これを防ぐには冷却の際焼戻し脆性のおこる臨界温度範囲 (600~400°C) を急冷し、それ以下を徐冷すると焼戻し脆性を防ぐと共に熱処理時間を短縮し、大型鑄鋼品の製造原価を下げる事ができる。(住友機械, 安原四郎)

* (第1表~2表は次頁へ)

— 加 工 —

超音波溶接について (J. B. Jones: Metal Progress Vol. 73 (1958) No. 4 68/72)

最近の新しい超音波溶接は接合部分に振動エネルギーを与えて同種または異種金属を接合させる方法である。この技術による溶接部分の材質的結合力はきわめて強大で、特に薄いゲージのものや耐食金属が高温度で容易に接合されるという利点がある。

この技術は研究的段階から、すでに工業的領域に入り従来の方法では困難とされていた各種のステンレス, Mo, Zr およびその合金, インコネル, Ta 等の溶接が可能で特にきわめて薄い断面の溶接迄期待されるようになった。超音波エネルギーが被溶接部分を加熱しダイナミックなヒズミが分布されると温度上昇を来した被接合材料はいわゆる、金属の塑性的“流れ”を起して充分完全な溶接が行われるのである。この際材料の硬度が高ければ高い程それだけ溶接作業には大きな力を必要とするわけである。

* 第 1 表

| No. | 化 学 成 分 % | | | | | | | | |
|------|-----------|---------|---------|--------|--------|---------|---------|---------|-----------|
| | C | Si | Mn | P | S | Ni | Cr | Mo | V |
| I | 0.22~0.30 | ~0.5 | 1.3~1.7 | ~0.035 | ~0.025 | — | — | — | 0.08~0.15 |
| II | 0.22~0.30 | ~0.5 | 0.5~0.7 | ~0.035 | ~0.025 | — | 0.8~1.0 | — | 0.08~0.15 |
| III | 0.20~0.28 | ~0.5 | 1.1~1.4 | ~0.035 | ~0.025 | — | 1.3~1.7 | — | 0.08~0.15 |
| IV | 0.32~0.42 | 0.2~0.5 | 0.6~0.9 | ~0.030 | ~0.030 | — | 2.0~2.6 | — | ~0.15 |
| V | 0.32~0.42 | 0.2~0.5 | 0.6~0.9 | ~0.30 | ~0.30 | — | 2.0~2.6 | 0.2~0.3 | ~0.15 |
| VI | 0.32~0.42 | 0.2~0.5 | 0.6~0.9 | ~0.30 | ~0.30 | 0.7~1.2 | 2.0~2.6 | — | ~0.15 |
| VII | 0.20~0.30 | 0.2~0.5 | 0.6~0.9 | ~0.30 | ~0.30 | 1.2~2.0 | 2.0~2.6 | — | ~0.15 |
| VIII | 0.10~0.15 | 0.2~0.5 | 0.6~0.9 | ~0.030 | ~0.030 | ~0.50 | 3.2~3.8 | 0.5~0.8 | ~0.15 |
| 1 | 0.08~0.13 | 0.3 | 0.5 | | | 1.7 | 1.8~2.4 | 0.4 | 0.15~0.20 |
| 2 | 0.08~0.13 | 0.3 | 0.5 | | | 0.7~1.0 | 2.0~2.5 | 0.5 | 0.15~0.20 |
| 3 | 0.10~0.15 | 0.3 | 0.5 | | | — | 3.0~3.8 | 0.4 | 0.15~0.20 |
| 4 | 0.10 | 0.3 | 0.5 | | | 2.3~2.5 | 2.5~2.8 | 0.3~0.5 | 0.20 |
| 6 | 0.15 | 0.3 | 0.5 | | | — | 3.5~4.2 | 0.5~0.7 | 0.20 |

| 熱処理可能の肉厚 mm | 熱 処 理 | | | | 機 械 的 性 質 | | | |
|---|-----------------------------|-------------------|-------------------|-------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|---------------------------------|
| | 拡散焼ナマシ | 焼 入 れ | | 焼 戻 シ | 引張り強さ kg/mm ² | 降伏点 kg/mm ² | 伸 び % | 衝撃値 m-k g/cm ² |
| | | 1 | 2 | | | | | |
| 30 30 50 | 920°C ~ 950×5 h | 900°C ×2h 水 冷 | — | 520°C ~620 ×1/2~1h 水 冷 | 80~110 80~110 100~125 | — — — | 13~16 14~17 10 | 5~10 7~11 5 |
| ~80 | | 920°C ×8h 油 冷 | 860°C ×8h 水 冷 | 620°C ~660 ×10h/20h 水 冷 | 75~90 | — | 8~10 | 8 |
| ~100 ~100 100/200 | 1000°C ~ 1050 ×10h/20 | 920°C ×8h 油 冷 | 880°C ×10h 油 冷 | 620°C ~660 ×10h/20 水 冷 | 80~95 80~95 65~80 | — — — | 10~14 10~14 12~14 | 10 10 10 |
| ~400 | 1030°C ~ 1060 ×10h/40 | 950°C ×20h 水 冷 | 920°C ×15h 水 冷 | 680°C/700 ×15h/24 水 冷 | 55~70 | — | 25 | 20 |
| 250 250 250 420~600 420~600 | (750°C ま で急冷次 いで徐冷) | (肉厚により時間を かえる) | | | >60 >60 >60 >60 >60 | >40 >40 >40 >35 >30 | >15 >15 >15 >12 >10 | >12 >12 >12 >12 >12 |

第 2 表

| 肉厚 (mm) | | 30 | 400 |
|-----------|----|------|-----|
| 化学成分 % | Cr | 1.5 | 3.8 |
| | Mo | 0.25 | 0.8 |
| | V | 0.15 | 0.2 |

この溶接装置は変換器—結合組織装置 (Transducer-coupling system) の発展によつて急速に拡張されたのである。すなわち超音波振動を被溶接体に与える溶接チップとこの変換器結合装置と超音波無感応台および振動エネルギーを被溶接体に集中する反射体とから成る装置

で、将来は入力電力が 6,000W におよぶものが製作されようとしている。

この溶接が実施された金属は Zr 板に対する真鍮、銅鋼および Al の溶接、また鋼に対する Pt, Mo, 真鍮、インコネルおよび Ag-Mn 合金の溶接、また W, Cu あるいは Ni に対する Au-Pt 合金の溶接、真鍮に対する Cu, Ag の溶接、Al に対する Mo Ta の溶接、さらに Ag-Au 合金に対する Pb-Ru 合金の溶接等に成功している。

この超音波技術による溶接強度は次表に示す通りである。

最後に、著者はこの技術はさらに精巧な機械の出現に

よつて益々発展し、高温用耐食材料の溶接に革命を起すであろうと期待している。

| 材 料 | シートゲージ | 引 張 剪断強さ |
|--|---------|-------------|
| 316 ステンレス | 0.010in | 220±10lb |
| | 0.018 | 440±50 |
| インコネル | 0.010 | 170±70 |
| | 0.020 | 220±105 |
| 5 Al-2.5 Sn 含有 Ti 合金 (A110-AT) | 0.028 | 1950±120 |
| | 0.025 | 1230±60 |
| 6 Al-4 V 含有 Ti 合金 8 Mn, Ti 合金(C110-M) | 0.032 | 1730±200 |
| | 0.020 | 615±20 |

(日本科学技術情報センター・谷 昌博)

一 性 質

酸化鉄中での空洞形成 (D. W. Juenker, R. A. Meussner and C. E. Birchenall: Corrosion vol. 14 No. 1 January 1958 57~64)

本研究は鉄を純酸素の中で 700°C~1000°C で酸化させた時の定性的な研究で、これらの条件の下では3つの酸化相はすべて存在する。酸化につれて中心部の鉄が外側に拡散して行くが、その結果試料全体に歪力を持つようになる。酸化物がこの鉄の後退に従うだけ十分に塑性的でない限り、この歪力は酸化物の内部破壊か、鉄との少くとも部分的な分離によるのぞかれねばならない。従つてその後の酸化の進行は少し異つてくる。この変化を調査するのが本研究の目的である。

実験方法としては、10 mil の Ni-Span-C 線をバネとして 0.05% 以上の重量変化をカセットメーターで連続的に測定する方法と、顕微鏡で断面を観察する方法をとつた。鉄の試料としては2種類あり、1in×1/4in×1/16in の Westinghouse Puron の板と、1in から 1 1/2in 迄の長さの種々の直径を持つた Armco Iron の棒で、これらは使用前にアセトンで洗い、850°C で湿つた水中で3時間、乾いた水中で3時間の間清浄にされる。顕微鏡観察には、試料を epoxy resin の中に埋め込んで研磨し、塩化錫アルコール溶液やピクラルール等で腐蝕する。

試験の結果では、酸化に三つの型が見られる。一つは scale が地鉄から不完全に分離しているもの、つぎは完全に分離してしまうもの、そのつぎは、鉄が酸化物から分離するにつれて scale の薄層がはげて行く型のものである。酸化物としてヘマタイト、マグネタイト、ヴェスタイトが種々の形で見られる。これら試料の断面を種々の酸化の状態を示し、それに対応しての重量変化を X 軸を $\Delta M/R_0 A_0$, Y 軸を $(K_p/R_0) \cdot t^{1/2}$ で表わす。こゝに ΔM は重量増加, R_0, A_0 はそれぞれはじめの直径および表面積, K_p は抛物線速度恒数, t は時間で、この図表の上に実測したものと空洞が出来ないとした時の理論値とを画いてその差を示した。

これらの結果から、酸化物の成長に際して大きな空間が見出されることおよびこの原因を考察し、FeOが安定な温度範囲では scale は塑性的であるが、他の二つの高度の酸化物は比較的硬いこと、それから、鉄がその周囲の scale に移る時の拡散距離が非常に短いこと等の原因があり、空洞形成の機構はすべて同一とは認められ

ない。

今後の実験としては、鉄の酸化物の高温における塑性的性質の決定とか、酸化物表面での鉄の拡散速度の測定等が考えられる。(東洋鋼鉄, 安藤卓雄)

鋼の歪時効脆化現象について (C. J. Osbon, J of the Iron & Steel Institute., 188, (1958) Feb., 97 ~101)

鋼に歪時効を行つた際に発生する最も重要な現象の一つに、切欠衝撃値のいちじるしい低下がある。この現象をも含めて歪時効については以前より多くの研究者により、時効硬化、降伏挙動、電気的諸性質等について理論的並に実験的にその本性の追求が行われて来たが、時効硬化現象については特に多くの研究結果があり、時効脆化現象については非常に少い。ところがもしも歪時効硬化と歪時効脆化とがその本性は同一で表面的な現象のみが単純に異つているものとするならば、歪時効硬化に関する膨大な諸資料がたゞちに歪時効脆化現象の解明に有用となる。そこで著者は以下の実験を行つてその関連性の有無を明らかにせんとするものである。

一般に軟鋼の切欠脆性に対する研究結果によると、その遷移温度範囲は試験方法、脆性基準の取り方、試料の熱的並に機械的履歴等によつて多少変化するが、±100°C の温度区間に存在することが知られている。しかしながら歪時効進行中の遷移曲線を決定することは実験的に非常に困難である。すなわち歪を与えている状態から取り外して衝撃試験操作に移るまでに重要な時効が発生することを避け、かつ少数の試料によつて遷移現象を捕えなければならない。これらの事柄を実行するために、遷移現象の実態より考察して、衝撃試験は、歪時効開始前の遷移範囲の最高点と、完全歪時効状態の最低点との中央の単一温度で行い各歪時効状態の脆性を把握した。また衝撃試験片の形状に修正を施し、上記単一温度がなるべく室温になるようにした。試料は均一なフェライト状組織を示し市場的な価値のあるつぎの如き成分の鋼を用いた。

| C% | Si | Mn | P | S | V |
|-------|-------|------|-------|-------|-------|
| 0.025 | 0.007 | 0.02 | 0.017 | 0.034 | 0.008 |

本研究の切欠脆性試験は試験温度を 30°C とするために試片寸法は 0.394in 角棒に深さ 0.080in, 巾 1/8in, 半径 1/16in の切欠を附した修正アイゾット型とした。試験方法はまず無切欠試片 (0.404in角棒) に引張試験機で 5% の塑性伸び歪をあたえ、時効浴にて所定温度に時効後約 10 分以内で標準寸法 0.394in 角材に切削し、上記切欠を附し、直ちに Edward 式温度調節可能万力を有する衝撃試験機にて 30°C に 5 分間保持後試験を行つた。

試験結果によれば、歪時効硬化、歪時効脆化の変化過程は 30°C においては 100h 後、80°C においては 3h 後それぞれ完結し、その他硬度、強度、延性等についても相似な変化を示している。以前 Swindin 等によつて行われた結果によると歪時効硬化は歪時効脆化を伴わなかつたと報告しているが、これは遷移現象に関する知識の欠除によるもので、時効時も未時効時も共に遷移範囲が室温より低かつたためにこの現象を把握し得なかつた

ものと考えられる。すなわちこれらの結果から歪時効硬化と歪時効脆化とは同じ本質的な過程の異つた表現に過ぎないと考えられる。

さらに種々なる温度における歪時効硬化および歪時効脆化の活性化エネルギー Q を計算すると、いずれも高純度鉄—炭素、鉄—窒素の内部摩擦および α 鉄中の窒素の拡散等の活性化エネルギーと全く良く一致し、20,000 cal/mole を示した。すなわちこれらの一致は、歪時効硬化と歪時効脆化とは同一原因により発生し、またこれらの進行速度は鉄固溶体中における炭素および窒素原子の拡散速度に支配されることを示す。(日本特殊鋼・吉田勝彦)

Cr-Ni-Mn オーステナイト不銹鋼の耐蝕性について
(W. G. Renshaw & R. A. Lula, Proc. A.S.T.M 56 (1956) p. 866~889)

Cr-Ni-Mn オーステナイト不銹鋼は Ni の節約という意味より発達した鋼種である。この不銹鋼の機械的性質や耐蝕性は Cr-Ni 系の不銹鋼と非常に似ているので経済的な面で重要な鋼種となつてくる。この Cr-Ni-Mn 系不銹鋼の耐蝕性について本稿に詳細に報告されている。この研究では、Cr, Ni, Mn の個々の影響と種々の腐蝕液に対する耐蝕性について報告されている。

Cr-Ni-Mn 系不銹鋼では Ni の影響がもつともいちじるしい。沸騰硝酸における試験では、17% Cr に Ni を増して行く方が 20% Cr に Ni を増加するよりも良

い結果が得られた。18-8 不銹鋼の硝酸に対する腐蝕速度に比肩するものとしては、20% Cr-6% Ni-Mn 系不銹鋼がある。この組成のものは粒界腐蝕および沸騰した 50% 乳酸に対しては非常に良好な耐蝕性を示す。

Mn は 4% より 1% まで耐蝕性を害することなく増加することが可能である。Cr は添加量を増すにつれて沸騰硝酸、ある有機酸および噴霧食塩テストに対して好結果をもたらす。

201 型と 202 型不銹鋼は、醋酸、枸橼酸、磷酸のような腐蝕液に対しては 301 型と 302 型不銹鋼と同じ耐蝕性を示す。沸騰硝酸のようなげしい腐蝕液においては、20% Cr-6% Ni-8% Mn の組成のものが良く、これは 304 型不銹鋼に相当する。Cr-Ni-Mn 不銹鋼の粒間腐蝕は Cr-Ni 鋼のそれに相当する。炭素量が低くなると粒間腐蝕が阻止される。炭素含有量については Cr-Ni 系不銹鋼よりもやかましくなくても良い。Cr-Ni 不銹鋼の最大炭素量 30.0% に対応する Cr-Ni-Mn 系不銹鋼の最大炭素量は 0.05~0.06% である。

Cr-Ni-Mn 系不銹鋼は Cr-Ni 系不銹鋼と同じように応力腐蝕割れを受ける。応力腐蝕の抵抗は、オーステナイト系であるならば、Cr, Ni, Mn の量には関係がない。デルタ・フェライトの存在はそのような応力腐蝕割れを阻止し得るし、その傾向を減少させる。(金材技研・上野 学)

— 特 許 記 事 —

最近の製鉄鋼業界における発明

| 公告番号 | 発 明 の 名 称 | (発明者) 出願人 |
|-----------|--|---------------------------------|
| | 特許出願公告 (昭和 33—6—17) | |
| 昭 33—4702 | 焼 結 装 置 (略) | (桑木元三) 住友機械工業 K.K. |
| 昭 33—4703 | 酸素により浴を精錬するときの平炉を運転する方法 (カール・グスタフ・ベルヒ外 1) メルツ・インダストリーエー・オッフ・エンバフ・アリチエンゲゼルシャフト(瑞) 廃ガスが酸素による浴の精錬中接続溝を経て運び出され、この接続溝は蓄熱室を側路づけておりかつ 鉍滓溜りの一つと煙道との間を延長している平炉の運転方法。 | (田口悟外 1) 八幡製鉄 K.K. |
| 昭 33—4710 | 方向性を有する硅素鋼帯を製造する方法 Si 含有量約 2.0~4%, Al 0.01~0.04% の硅素鋼素材を熱間圧延し、さらに 65~85% の圧下率で 冷間圧延し、次いで 750~950°C で短時間焼鈍後 1000~1200°C の温度で最終焼鈍する方法。 | (ルシアン ペラ) レジー・ナショナル・デュジヌ・ルノー(仏) |
| 昭 33—4711 | 粘り強い鋳物の製法 (略) | (青山新一) 同 人 |
| 昭 33—4712 | 磁硫鉄鉍を水溶化する方法 (略) | (錦織清治) 大同製鋼 K.K. |
| 昭 33—4713 | 鋼の造塊法の改良 銻衣剤と銻鋼とを同一取鍋に注入し、その上側に設けた倒立鋳型と取鍋とを同時に回転させて銻衣剤 と銻鋼とを徐々に鋳型内に注入する方法。 | (東海林喜雄外 1) K.K. エバーブラック |
| | 特許出願公告 (昭和 33—7—3) | |
| 昭 33—4957 | ステンレス鋼の黒着色法 (略) | |