

抄 録

— 鋼の製造 —

純酸素による製鋼の問題 (Otwin Cuscoleca: Stahl u. Eisen 1952 (72) 12 989~992)

1949年 Linz では平爐銑を轉爐で、純酸素を使用し上から吹鍊する研究を始めた。其の後2年間に亘つて研究を続けた結果、操業にも熟練し、優秀な鋼を生産し得る確信を得た。この設備を Donawitz 及び Linz で夫々年間 150,000 t 及び 180,000 t のものを建造中である。この方法を採用するに至つた経過は次のようである。

オーストリアでは 1953 年迄に製鋼能力を年産 1,300,000 t に擴張する計畫である。これは現在の需要が多過ぎるばかりでなく、戦争中高爐の設備を増強したので製鋼、壓延の生産能力が釣合っていないからである。然しどのような製鋼法によるかは残された問題である。オーストリアに於ては屑鐵が不足してをり、石炭も次第に乏しく、重油も餘りあてには出来ない。そこで平爐によることは不適當である。電気爐も國內の電力事情から高價につく。ベツセマー法は良質の Si の高い銑鐵を要し、高爐のコークス消費も多い爲に經濟的でない。トーマス法を採用するには高燐鐵石が少い。戦争中トーマス轉爐で低燐熔銑を吹く試験を行つたが、實際に作業化することは熱量が不足の爲に困難であつた。然し Linde-Fränkell 法の發明によつて大量の酸素を安價に得ることが出来るようになった。送風に酸素を富化し吹鍊することによつて、平爐銑をトーマス轉爐で精鍊することが出来、而も屑鐵を相當使用することが可能である。

平爐銑を鹽基性轉爐で、純酸素を用いて上吹精鍊する新しい方法はオーストリアの國情に最も適した製鋼法であり、鋼の材質も平爐鋼に劣らず、寧ろ良好な結果を得ることが出来る。(耳野 亨)

上方から純酸素で吹鍊する製鋼作業法と冶金反應 (Herbert Trenkler; Stahl u. Eisen 1952 (72) 17 992~997)

Linz 及び Donawitz では R. Durrer 及び H. Hellbrügge の提案により、純酸素で上方から吹鍊する轉爐製鋼法について試験した。この方法は轉爐で送風用爐底を使用せず、鋼浴の上から水冷した鋼浴口から純酸素を吹きつけるもので、吹鍊時間は 5 t 轉爐で 20~20 min. 15 t 爐で 18~20 min である。吹鍊経過は C が

直線的に下り、最後に遅くなるようなことはない。P は最初から低下し、C と同様の経過をとる。従つて後吹がなく、吹鍊の終りは焰の衰へることで明瞭に判定出来る。Mn は最初急激に、後には緩かに低下する。

熔銑成分は C 3.7~4.4%, Mn 1.6~3.0%, Si 0.2~1.0%, P 0.08~0.2%, S 0.08% > であり、出鋼前の熔鋼成分は大體 Mn 0.4~0.6%, P 0.02~0.04%, S 0.03% >, N は約 0.005% である。鋼中の N を 0.010% > に保つには、この方法では 98% 以上の酸素を使用しなければならないことが確められた。

スラッグの成分は 15 t 轉爐で SiO₂ 10~18%, CaO 30~40%, MgO 1~5%, Mn 10~15%, P₂O₅ 1.0~1.8% で Fe は 15~20% である。従つて Fe 含量は平爐滓と同じ程度で、普通のトーマス滓に比して高い。

出鋼歩留は平均 88.5% で、滓化によるものは 7.5%、残りの 4% は噴出及び機械的に滓に巻込まれたものである。これ等は應急的な設備に原因するもので、歩留 90% は確實に得られる見込である。

熱効率はトーマス法の 55% に對し 72% に達する。酸素の効率は鋼 t 當り全裝人物 1,130 kg, この中熔銑 930 kg の場合、理論消費量 53.5 m³ に對し、實際使用量は 55~57 m³ であり、従つて 95% となる。

(耳野 亨)

酸素製鋼工場の設備・操業及び經濟性 (Kurt Rösner; Stahl u. Eisen 1952 (72) 17, 997~1004)

轉爐で純酸素を使用し熔銑を上吹精鍊する方法について研究した。この結果に基づいて Linz のオーストリア合同製鋼及び Donawitz のオーストリアアルプス鑛山會社では酸素轉爐工場を建設中である。兩社とも 25 t 爐 3 基を計畫しているが、差し當り夫々 2 基を建設し年間 15 萬 t 以上を生産する豫定である。この方法では酸素發生装置が必要であるが、Linz では Linde-Fränkell の純度 98%, Donawitz では Firma Messer の純度 99.5% の酸素を共に 2000 m³/hr 供給し得る設備を具えている。Linz では普通のトーマス工場と殆ど同様の設計になつてゐるが、Donawitz では平爐を並べて建設する豫定であり、混銑爐も前者は 1000 t 爐 1 基、後者は 500 t 爐 2 基を準備している。

Donawitz の 5 t 轉爐で試験した際の精鍊経過は次のようである。C は温度の上昇と共に 7~18 分間で急速

に低下する。Pの酸化は4~6分で最高となり、以後徐々に低下し、Sは最初急激に下るがその後多少増加し、末期に再び低下する、Nは初期に0.005%に低下し以後変化しない。滓中のFeOは約8分後に25~30%に達するが、その後減少しC0.07%のとき10~12%となる。Cを吹下げると再び増加する。冷却用屑鐵の所要量はLinzの結果では17~27%である。兩社の結果を総合し良塊も當りの消費量は熔銑930kg、屑鐵220kg(良塊歩留87%)、酸素ガス60m³(効率90%)となり、石灰は熔銑のP含量0.1%の場合約4.5%である。

この試験の結果から鋼塊原價を平爐で熔銑鑛石法による場合と比較すると、裝入原料費は高價であるが、作業費及び建設費は安く、結果として著しく有利である。

(耳野 亨)

純酸素によつて精鍊した轉爐鋼とその性質

(Wolfgang Kühnelt: Stahl u. Eisen 1952 (72) 17, 1004~1011)

Donawitz 工場試験した轉爐でC4.0%, Si 0.2%, Mn 2.6%, P 0.10%, S 0.06%, N 0.010%の熔銑を純酸素で吹鍊する酸素轉爐製鋼法(略稱SK法)は、PとCの酸化が同時に生じ後吹の必要がないこと、精鍊末期にMnOの還元が起り過吹してもMn含量は高く、リムド鋼の場合はそのまま鑄込めること、P, S, N, Oの低い良質の鋼を得ることが出来ること等の特徴を具えている。SK法ではC0.02%, Mn 0.20%迄下げることは容易であり、C0.06~0.08%にした場合Pを0.030~0.035%, Sを0.035~0.040%に制限することも容易である。

非金属介在物は少く、リムド鋼については鋼塊の成分偏析状況が良好であり、従つて切斷歩留は高く、又熱間加工性は優秀である。C0.05%のものでも赤熱脆性は認められない。引張試験の結果靱性は平爐鋼と同等或はより良好であり、降伏比は差がない。冷間加工性も平爐鋼より寧ろ優れている。時効衝撃値、磨帶鋼のエリクセン値、珐瑯引用、線材の亜鉛鍍金性、鍛接性等も良好である。

キルド鋼については平爐鋼に比して降伏比が高く、滲炭焼入性は差異がない。クリープ試験の結果は平爐鋼よりも優れている。

SK法によつて製造した引張強さ70kg/mm²以上のルールについても試験したが、衝撃曲げ試験、磨耗試験機による耐磨耗性試験ともに良好な結果を得た。

これ等の試験結果からSK鋼は同一強度の平爐鋼と比較して少くとも同價値と見ることが出来る。(耳野 亨)

轉爐で純酸素により上吹精鍊した鋼の性質

(Hubert Hauttmann: Stahl u. Eisen. 1952 (72), 1011~1018)

Linzのオーストリア合同製鋼会社では、鹽基性轉爐で鋼浴表面を純酸素により吹鍊する試験を行つた。最初2t轉爐で、後に15t轉爐で實施し1949年6月から1950年の末迄に計269チャージが試験されたが、この中重量6~14tのスラブ鋼塊に鑄込んだ92チャージから成分の異つた代表的なものを撰んで、引張、無時効及び時効衝撃、ビード熔着曲げ、溝プレス曲げ、エリクセン、滲炭焼入性、熔接性及び耐蝕性等の試験を行つた。又特に試作した珪素鋼鋼について履歴損失及び磁氣感應も調査した。

これ等の試験の結果、この製鋼法によつて得た鋼(LD鋼)の材質は優良であり、平爐鋼と完全に同等、否寧ろ降伏比の高いこと、靱性の大きいこと、冷間加工性の優れていること、熔接性の良好なこと等多くの點で平爐鋼よりも優れていることが明らかになつた。

特にビード熔着曲げ試験、溝プレス曲げ試験の結果、平爐リムド鋼では燒準した厚さ50mmの鋼板で既に脆性破壊傾向があるのに對して、リムドLD鋼は80mmで脆性破壊領域に入り、Alを含むキルドLD鋼は厚さ80mmでも尙脆性破壊に安定であることが確められた。

更にC含量0.13%のリムド鋼について、燒準後の冷却速度と、10%強押し時効した後の衝撃値との関係は、冷却速度50°C/minで8~15kg-m/cm²を示し、大體厚さ30mm迄の時効に安定なリムド鋼板を普通の冷却速度で製造し得ることが明らかになつた。これは從來成功していないことであり特に注目値する。

(耳野 亨)

Ti 處理不銹鋼の熔解法 (F. Vincent & R. W. Rebol: J. of Metals, 4, (3), March, 1952, 245)

Tiで處理した不銹鋼の製造にはフェロチタンの添加に十分な注意が必要で、歩留を上げるために色々な熔解法が研究されて來た。即ち、それらの方法は主として熔解温度の制御と酸化性スラグの除去等に關するものである。この方法では先ず、鋼浴が規定の成分になる迄CaO-SiO₂スラグで操業し、この酸化性のスラグを除去した後、フェロ・チタンの添加前にCaO-Al₂O₃スラグをつくるのである。

鋼浴は通常先ずフェロ・チタンの添加に先立ちSi又はAlで十分脱酸する。Tiの歩留りを向上させる際の困難は、チタン酸化物の生成がその主な原因である。又

酸化による Ti の損失も考えられるが餘り問題にならない。

最も重要な問題はスラグ及び鋼浴に於ける酸素の平衡を調整することである。CaO, MgO₂, Al₂O₃ 以外, Ti は不銹鋼の熔解に於ける他のすべての酸化物を還元する。特にこの場合 SiO₂ も Ti により還元されることに注意する必要がある。酸化期に於て, スラグ及び鋼浴中に存在する酸化物の大部分は最初の除滓と共に除かれる。この除滓は十分に行うことが大切で, これが完全ならば次につくるスラグによる操業が容易に行われる様になる。酸化性スラグを除いた後は CaO-Al₂O₃ スラグにする。通常このスラグは CaO と Al の添加によつてつく。この Al はスラグ中の大部分の Al₂O₃ の源となるのであるから, 或程度過剰に加えて鋼浴を被覆するに十分な量をつくらなければならない。Al の過剰は爐内の酸化性雰囲気で酸化される。

しかし, 一部の Al は鋼浴中に入るから Al を有害とする場合には酸化性スラグの残りの酸化物を還元するに必要なだけの量にとどめ, スラグは CaO と純良なボーキサイトをつくる。

Ti は爐内雰囲気で酸化されやすいから, これを防止する必要がある。この點からスラグの熔融點と流動性は重要な因子である。即ち流動性の良いスラグはフェロ・チタンの鋼浴への擴散を容易にし, 又熔融點が低ければフェロ・チタンの添加に際して Slag Chilling を起す事がない。フェロ・チタンは比重が小さいから, スラグと鋼浴の中間で初めに Ti に富む Fe-Ti の層をつくり, これから鋼浴中に擴散する。従つて十分に擴散を行わせてから出鋼する必要がある。

不銹鋼の熔解では, Cr が相當高いから, 鋼浴に對する窒素の溶解度が増大する。しかし, これが Ti の歩留に影響するかどうか疑問である。しかしながら, Ti の添加はチタン炭化物をつくるのが目的で, 窒化物の生成はこの炭化物の生成を害するから, 鋼浴中の窒素量は十分搖制しなければならない。(長谷川正義)

—鐵及鋼の性質・物理冶金—

鋼鑄物に於ける選擇結晶方位 (J. D. Lavender & J. I. Morley: J. Iron & Steel Inst. 117 (1952) No. 1, 26~28).

1929年に Nix & Schmid が Fe-Si 合金柱狀晶の選擇方位をX線法により測定して, 柱狀晶の [100] 方向が鑄型壁に直角なることを報告した。最近著者の一人

はオーステナイト鋼の遠心鑄造のリングから, 試験片の長さ方向に對し直角に柱狀晶が並んだものを切り出した所, ヤング率が低下した。即ちこの結晶の [100] 方向に應力をかけると低くなり, [110] と [111] 方向では高くなることが想像される。

以上の効果は 18-8 Cr-Ni-Ti, 18-12 Cr-Ni-Nb, 25-12 Cr-Ni-W の鑄物にも認められた。何れも常溫ではオーステナイト鋼であり, 柱狀晶は鑄型壁に平行な立方體の面を向けて並んでいた。第1の鋼の如く効品 α として凝固してから, γ へ格子變態する場合, 初品 α の結晶位が常溫の γ 結晶に見られるものと同様であるとする。當然體心立方から面心立方への變態が再結晶なしで起るのか, 或は新結晶が同じ選擇方位を持つかということになる。之に就いては室溫迄初品 α を殘留する鋼を選んで研究した。又凝固後冷却途中に $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態の起る低合金鋼についても實驗した。

材料としては, (A) 25Cr-12Ni (B) 21Cr (C) 0.5C-1.4Cr-0.3V (D) 0.7C-2Mn (E) 0.15C の5鋼種で之等の冷却途中の變態は (A) $\alpha \rightarrow \gamma$ (1350~1100°C), (B) なし, (C) (D) (E) は何れも 750°C 以下で $\gamma \rightarrow \alpha$ を生ずる。さて斯様な鋼種の 2 1/2" 角インゴットから中心に小さな孔のある 1/4" ϕ \times 1/2" の圓筒を削り出し加工層を強腐蝕して除去し, 檢鏡にて確かめてから, Co の K α のX線で, 試料を廻轉しながら寫眞を撮つた。

(A) (B) 鋼では, インゴットの内外層を區別してX線寫眞をとつたが外層の柱狀晶の方が選擇方位を明瞭に示し, [100] 方向に直角軸にて廻轉する單結晶からの反射の計算位置とよく一致し, 散亂は +8° 以内と考えられた。(B) 鋼が最も明瞭であることから, $\alpha \rightarrow \gamma$ 變態は初品の方位を幾分亂す様である。(C) (D) (E) 鋼では何等の選擇方位も示さない。之等の室溫に於ける組織は (C) Bainite & Martensite (D) Ferrite & Bainite, (E) Pearlite であつた。之等は初品 γ 柱狀晶では選擇方位を持つていたのであるが, 750°C 以下の低溫での $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態で不規則方位となつてしまつたと想像される。こゝに柱狀 Dendrite の耐久力は再結晶よりも, micro 的偏析にもよると想像される。

(E) の軟鋼のインゴットから削り出した柱狀晶試片は硬度 130, 室溫でのヤング率は 13,400ton/Sq.in. を示した。熱間壓延した棒からのヤング率は 13,500ton/sq.in. と同程度であつた。即ち軟鋼では冷却の途中比較的低温で變態を起すから, 柱狀晶の存在は明かに彈性的異方性に關係しない。

結局, 鋼鑄物の柱狀晶の選擇方位は冷却途中に起る同

素變態に關係して考察され、之が高温(1300°程度)で起るとその初晶 Dendrite の結晶學的方向性は室温迄保持される。斯様な場合柱狀晶の鑄物は彈性的異方性を問題とされる。併し其の變態が 700°C 以下で起るものでは再結晶の間に不統一な方位が發達する。斯様な鑄物が等方性であろうと述べている。(花井 優)

B 肌焼鋼齒車の歪みと實用試験

(S. L. Widrig & W. T. Groves: Metal Progress, 61, No. 1, July, 1952, 75)

自動車の動力傳導装置の部品であるカウンターシャフト、齒車、ピニオン、ユニバーサル、ジョイント等について、80B20 鋼 (C 0.20, Mn 0.75/1.00, Si 0.20/0.35, Ni 0.20/0.40, Cr 0.20/0.35, Mo 0.08/0.15), と 8620 鋼 (C 0.18/0.23, Mn 0.70/0.90, Ni 0.40/0.70, Cr 0.40/0.60, Mo 0.15/0.25) とを滲炭硬化して實用比較を行つた。因に、この鋼の鍛造性、切削性及び硬化能等についてはすでに同著者によつて Metal Progr. (60, No. 6, June, 1952, 73) に論述されている。

數種の齒車が 80B20 鋼で造られたが、B 處理鋼の一般的性質として孔の收縮が多く、齒部の歪みも多い。即ち、8620 鋼よりも 80B20 鋼の方が孔の收縮が多く、硬化能もやゝ劣る。例えば、28lb カウンター・シャフト(長さ 19 1/2", 直徑 2 1/2") を滲炭硬化した場合、8620 鋼では長さに於て 0.018" 膨脹したが、80B20 鋼では收縮し、しかも斷面は増加している。齒車の楔孔は 0.003"~0.005" 深さを増さねばならない。疲労強度は 80B20 鋼の方が 8620 鋼に比して優れている。なお何れも焼入だけのものより、マルテンパーしたものの方が疲労限が高い。残留應力が疲労限に及ぼす影響の大きいことはすでに知られているが、残留應力の分布を齒車について定量的に測定することは不可能である。こゝでは焼入及びマルテンパーによる残留應力を 8620 鋼について測定した。長さ 7", 直徑 1 3/4" のものに深さ 0.050" 滲炭し、焼入及びマルテンパーを行つて SR-4 歪み計で測定した結果によると、130°F 油中焼入したものは 400°F 鹽浴中にマルテンパーしたものに較べて残留應力が多い。しかし、これによつて結論されることは、マルテンパーの齒車の疲労強度の増大は、必ずしも残留應力が少いためでなく、受ける應力の分布をよくし、切欠感度を少なくするからであると思われる。

傳導装置の他の要素は、ギヤの入れ換えのときの切欠に対する抵抗である。これには滲炭焼入後の残留オーステナイトが少いことが望ましい。80B20 鋼を 340°F でマ

ルテンパーしたものは、この場合の衝撃試験ではよい結果が得られなかつたが、375°F でマルテンパーしたものは延性のあるマルテンサイトを得、しかも表面の炭素量を低め、残留オーステナイトを少くして満足すべき結果を得た。

少しの例外をのぞいて 80B17 及び 80B20 鋼は重い荷重のかゝる傳導装置用ギヤとして満足すべき物理的及び機械的性質を有しているので、廣く實用されている。(長谷川正義)

ジェットとロケットに期待される新しい

Ti-B 鋼

John L. Everhart: Materials & Methods Vol. 36 No. 3, Sept. 1952, 96~98)

ジェット及びロケットのエンジン用材には専ら耐熱用高合金鋼が推奨されている時に、著者は酸化の重大視されていない所で、しかも短期間の使用ならば低合金フェライト鋼が適材であることを主張し、新しい Ti-B 鋼を紹介している。

先づこのフェライト鋼の利點として高合金鋼よりも熱傳導が良く、膨脹係数が少く、加工が容易で且つ磁氣探傷による材質検査が可能なことを指摘している。主題の低合金鋼研究を企畫し SAE 鋼、特殊フェライト鋼、不銹鋼等の高温性質を試験した結果 Cr-Mo 及び Cr-Mo-V 鋼が 425~650°C の温度範囲で標準低合金鋼中最高の強度を持ち、且つフェライト鋼の高温強度を増すためには従來のものより N, Ti, B が遙かに効果的であることを示している。又種々の Ti-B 鋼を 15kg 實驗熔解爐で熔製し研究した結果では Ti-C の比が 2~4 のものが最高の耐熱強度を持ち、又 Ti-B 鋼に 2~3% の Cr と、1% の Mo を添加したものがこれらの合金中で最優秀のものであることが分つた。これは Mo が耐熱強度を改善し、Cr が酸化及びスケーリングに対する抵抗を備えるものと見ている。尙 650°C 迄の温度では 0.010~0.010% の B の量の變化には大した影響をもたらさないことが分つた。又 3% Cr, 1% Mo を含む Ti-B 鋼に W 及び V を双方で 0.15% 加えると耐熱強度は僅かばかり改善される様である。

次に、15kg 熔解の實驗結果を手引として 300kg 現場熔解爐を以て實驗した結果、Ti-C の比が低いもの即ち C を安定化するに充分な Ti を含有していない高 B 鋼は赤熱脆性の危険があることを知つた。そして、これは 1,000°C を熱間加工温度の限度とすれば防止は可能で、しかもこの合金鋼は壓延及び鍛造によつて容易にシートとすることが出来た、このシートはガスタービン

650°C に於ける匍匐と破壊強度の比較

試料	熱処理	各時間の1%匍匐に対する至 Psi				各時間の破壊に対する至 Psi			
		1時間	10時間	100時間	300時間	1時間	10時間	100時間	300時間
3Cr-1Mo-Ti-B*	1150°C 水素気流中 で加熱後空冷	50,000	40,500	22,000	15,000	52,100	42,000	28,000	17,000
3Cr-1Mo-Ti-B*	1150°C に豫熱して 1000°C で熱間歴延	—	43,000	23,000	16,000	—	47,000	26,000	18,000
18Cr : 8Ni	焼鈍	17,000	16,500	16,200	16,000	33,000	31,000	21,000	17,000
18Cr-13Ni-Mo	焼鈍	17,000	17,000	17,000	15,500	37,000	33,000	28,000	25,500

* 300kg 熔解爐で熔製

300kg 熔製 3Cr-1Mo-Ti-B シートの抗張性質

成分 %	条件	抗張力 Psi	降伏点 Psi	伸 2in%
0.65C 0.34Mn	1040°C でノルマライズ	127,500	105,000	5
1.06Mo 0.022B	1150°C でノルマライズ	124,000	96,500	7
0.28Si 2.91Cr 0.14Ti	1150°C で豫熱 1000°C で熱間歴延	143,000	110,000	9

ホール用の抗張力には充分に耐えるものである。

この Cr-Mo-Ti-B 鋼の理想的な耐熱強度は勿論適切な熱処理に俟つもので、特に留意すべきことは、完全なオーステナイト化と Ti, B が熔解する程充分に高温に保つことである。熱間歴延を施したシートはノルマライズを行わなくとも、行つたと同じ熱間強度を持ち延性は改善されている。しかし、スラブの方は合金元素やカーバイドを熔解する爲に一應1,150°C迄加熱する必要がある。

Cr-Mo-Ti-B 鋼の高温性質を検べる爲に他の不銹鋼を探り其匍匐性を比較した結果、同じ条件の焼鈍したどの不銹鋼よりも優れていることが分つた。又、破壊試験も同じ結果となつた。(表参照)

Ti-B 鋼シートの腐蝕及び酸化を防ぐ目的でセラミックの被覆試験が行われ其結果の良好なることを指摘している。

最後に、ジェットエンジンの組立に Ti-B 鋼のシートの熔接が行われているが何れも試験範囲を出でず、今後熔接方法と熔接棒の研究にその期待をかけていることを述べている。(谷 昌博)

σ 相變態による高 Cr 鋼の硬化

(J. J. Gilman; Trans, A. S. M. 1951, 43, 161)

4種の高 Cr オーステナイト-フェライト鋼に於ける σ の生成率を硬度測定及び検鏡によつて研究し、σ の生成率に及ぼす次の變數の影響を調べた。

1. 組成, 2. 温度, 3. 最初のフェライト量, 4. 冷間加工, 5. 焼鈍, 6. 歴延温度, 7. 鑄造法, 8. 鑄造材と鍛造材, 9. 再結晶。

最初のフェライト量, σ 生成温度の上昇, 冷間加工及び低歴延温度は σ の生成率を増加し, 925~1150°C に於ける焼鈍及び繰返し再結晶はそれを減少する。又鍛造材より鑄造材の方が σ の生成がはるかに遅く, 生成率は明かに凝固中の冷却速度に關係している。即ちその鋼の履歴が σ の生成率を決定し, 組成と同様に重要である。

σ が生成すればかなり硬化するが, その硬化の機構は時効硬化或は單なる混合相の硬化と考えることはできない。然し種々な量及び分布を示す σ を含む鋼のオーステナイトの平均自由行程の對數と硬度との間にある相互關係があることがわかつた。即ちこの σ の生成による硬化は混合相型のものであるが, σ の量及び分布に關係している。

組成は一定温度に於ける σ の生成率, σ 生成温度の上限, σ が實際上生成しない上限温度に影響を與える。

(篠田 暉)

爐内の蒸気による不銹鋼の脆化 (C. A. Zapffe, R. L. Phebus; Trans. A. S. M. 1951, 43, 811)

この研究では爐内雰囲気中の湿気が不銹鋼の脆化に及ぼす影響を調べた。爐内雰囲気には乾燥ヘリウム, 空氣及び蒸気を選び, 試料としてはマルテンサイト系の不銹鋼を用いて, 脆化の程度は破断せずに曲り得る角度によ

り比較した。爐内の濕氣は焼入温度のような高温に於ては水素を解離し、この水素が脆化の原因となる、従つて脆化の程度は蒸氣、空氣、乾燥ヘリウム順に小となる。即ち A. I. S. I. 403, 410 は焼入れた場合に、爐内雰圍氣が空氣或は乾燥ヘリウムの時は、曲げ角度は 180° であるが、蒸氣の時はこれより脆化し、約 1000°C で工業的な熱処理を行つた場合は 20° である。414 は約 1000°C までの焼入温度より焼入れた場合には乾燥ヘリウム、空氣及び蒸氣に對して夫々 180° , 30° , 10° である。431 は 414 とほとんど同様であるが、更に高温にならなければ同程度の脆化は生じない。これはマルテンサイトが少い爲か或は Cr 量が多い爲と考えられる。416 は 410 よりも脆化が甚しい。440-C は C が多から焼入のままでは本質的に可曲度は小さいが、これを蒸氣中で熱処理した場合は 5° で實際に硝子の様な状態を呈する。

水蒸氣は重油爐或はガス爐の燃焼生成物として爐内には當然含まれているから、これによる脆化は十分注意しなければならない。(篠田 暁)

高速度鋼の組織に及ぼす V 及び C の影響

(Donald J. Blickwede, Morris Cohen and George A. Roberts, T. A. S. M. 42, (1950), 1161)

本論文は 6% W-5% Mo-4% Cr 高速度鋼について V 並びに C の含有量及び温度による變化を詳細に研究している。用いた主なる研究手段は電解分離、化學分析、X 線解析及び Lineal Analysis 等である。この系に現われる素地以外の相としては次の 4 種が確認された。

M_6C ; Fe_4W_2C 又は Fe_4Mo_2C を主體とする。

$M_{23}C_6$; $Cr_{23}C_6$ を主體とする。

MC; VC 又は V_4C_3 を主體とする。

M_3R_2 ; Fe_3W_2 又は Fe_3Mo_2 を主體とする。

前三者は何れも面心立方の炭化物で夫々若干量の種類元素を固溶し、 M_3R_2 は六方晶の金屬間化合物で、一定量迄の Cr 及び V が Fe と置換し得る。而して M_6C は $KMnO_4$ 飽和の 4% NaOH で褐色に選擇腐蝕され、MC は 1% クロム酸中で電解腐蝕すると灰色乃至黒色に着色する。

0.1~2.5% C, 0~10% V の範圍で研究して居るが、焼鈍状態に於て低 C 鋼に添加された V の 8 割迄は素地に固溶しているが、高 C 鋼では、少量の V は凡て M_6C 或は $M_{23}C_6$ 中に入り V が増すにつれて MC が現われ次第にその量を増し、同時に、先づ $M_{23}C_6$ が、次いで M_6C が漸次減少消失する。Cr, W 及び Mo は或

る限度迄フェライトに固溶するが、それ以上は M_3R_2 を形成する。而して C の増加はこれらの諸現象を高 V 側にずらす。 M_3R_2 は、0.1% C では、0% V でも現われるが、0.5% C では 4% V, 0.8% C では 6% V 以上で始めて現われ、加熱すると容易にフェライト中に固溶してフェライト形成元素を供給するので、この化合物を含む鋼は高温でもオーステナイトを生ぜず従つて焼入しても硬化しない。

炭化物中、MC は加熱しても殆ど固溶せず、又 M_6C は一部固溶するに對し、 $M_{23}C_6$ は 1100°C 以下で完全に固溶し素地に C を供給してオーステナイト化すると共に焼入性に重要な役割を果している。

以上の實驗結果に基づいて、實用 W-Mo 高速度鋼の組成に就いて次の様に結論している。

(a) C/V の比は焼鈍状態で M_3R_2 を生じない様、充分高くとらねばならぬ。さもないと、加熱してもオーステナイト化しない。

(b) 又 C/V の比が大き過ぎると焼入に際して多量のオーステナイトを残留する。

(c) C 含有量が多過ぎると鍛造困難となる。

(d) V が少な過ぎると加熱に際してオーステナイト粒界に δ フェライトが現われ、又硬く且つ固溶し難くて然も磨耗抵抗を與え粒成長を防いでくれる所の VC が無くなることにもなる。(小高良平)

高速度鋼に於ける炭化物—それ等の性質及び量

(F. Kayser and Morris Cohen, Metal Prog. 61, (1952) 79)

高 W 型 4, Mo 型 4, 計 8 種の代表的高速度鋼に就いて焼鈍並びに種々の焼入状態に於ける各種炭化物の量の變化を詳細に調べている。何れの鋼も三種類の炭化物、 M_6C , $M_{23}C_6$ 及び MC を含む。(M は金屬原子の總和を示す)。各炭化物の容積百分率を Lineal analysis で、又全炭化物の重量百分率は鹽酸電池を用いて電解分離して求めている。

概して W 型の高速度鋼は Mo 型よりも多量の炭化物を含み、又多量の MC を有する高 C, 高 V 型を除いては、どの鋼も $M_{23}C_6$ 及び MC に比して M_6C が最も多い。 $M_{23}C_6$ は焼鈍状態に於てはどの鋼にも約 10% 位存在するが、これは普通焼入温度よりも遙かに低い温度で殆ど完全にオーステナイト中に固溶し、 M_6C 及び MC は普通焼入温度でも尙相當量残存する。而して焼入時の未溶解炭化物量は鋼に依つて著しく不同であるが、固溶炭化物量は大差無い。素地及び炭化物中の合金元素の分配を調べると、焼鈍状態では、Cr 及び Co を除い

て殆ど炭化物中に入っているが、Cr は之の約半分が素地中に固溶し、オーステナイト化すると之の量は $M_{23}C_6$ の固溶につれて約 90% まで増加する。他方 W 及び Mo は通常のオーステナイト化でも夫々約半量しか固溶せず、又 V の固溶量は MC の量と共に大きく變化し、低 V 鋼では V の大部分は M_6C 及び $M_{23}C_6$ と共に固溶するが、高 V 鋼では比較的少量の MC が残存するので V の固溶する割合は少い。

又 Co について見るに、18-4-1-5 鋼では、焼鈍、焼入の何れの状態に於ても Co の約 90% が素地中に固溶するが、W-Mo 型では相當量が炭化物中に留まる。

合金元素量の著しく異なる鋼種でもオーステナイト化する素地組成は凡て殆ど類似の値を示し、大體 0.4~0.6% C, 7.3~10.3% W (W 型) 5.4~6.7% W+Mo (Mo 型), 3.9~5.1% Cr, 0.9~1.9% V の範囲にあり、Co は Fe と置換し、兩者の和は 85~89% の間にあつて、この値は Co を含まぬ場合の Fe の限界量である。而してこれ等各種高速鋼が凡て同様の焼入焼戻特性を示すのは、上の如き素地組成の類似性に基因するものである。(小高良平)

シャルピー衝撃試験の確實性 (O. A. Penrose: Iron Age, 170, No. 11, 1952, 143)

特に V ノッチ・シャルピー衝撃試験の確實性について、従来多くの製鋼業者間で討議され、種々の意見が行われているが、著者はこの試験の再現性を明らかにするために統計的な分析を行つた。即ち、衝撃試験値の變化を大きくするため、總て -40°F で行い、試験機及び實驗者が異つた場合、或は試験片が異つた機械で加工された時に起る偏差について觀察している。

供試した鋼材は組織、機械的性質の極く均一なものが選ばれた。第一に SAE 4130 (Cr-Mo 鋼) の歴延棒鋼を熱処理して、115 本の V ノッチ・シャルピー試験片

をつくつた。硬度は Rc 36~42 の範囲にあり、6 台の試験機で -40°F の試験を行つた。各測定値の平均は 28.5 ft-lb, ばらつきの範囲 17~44 ft-lb で標準偏差 5.3 であり、顕微鏡組織によつてこの相違が明瞭に判り、ばらつきは試験技術でなく、材料の不均一によるものであることを確めた。次いで円筒状に鍛造した鋼材について不均一部分を除き、熱処理を施し 95 本の V ノッチシャルピー試験片を造つた。硬度は Rc 36~42 で 6 つの試験機で得た衝撃値の平均 20.9 ft-lb, バラツキ範囲は 15.0~28.5 ft-lb で標準偏差 2.45 であつた。

又、円筒鍛造品の縦方向に對し、直角にとつた試料の引張試験における σ_s , σ_B , δ , ϕ は殆ど變化がないが、148 本のシャルピー試験片を縦方向からとり (硬度 Rc 37~39), 11 箇所の研究所に配布、試験した結果は、 -40°F に於て平均 23.5 ft-lb, ばらつき 19.4~30.0 ft-lb, 全體の標準偏差は 1.86 であつたが、この中非常に大きな値を示した 1ヶ所の結果をのぞいた 137 本の平均では 23.1 ft-lb となり、標準偏差 1.63 となる。

次の試験は 106 本を 11 箇所の研究所で行つた。硬度は Rc 34.5~39 で大部分 36.5~38.0 であつた。引張試験は鍛造品の端と、端より 45" のところで行つたが σ_s , σ_B , δ , ϕ の相違は殆どない。116 本の平均は 23.0 ft-lb, ばらつき範囲 20.0~29.0 ft-lb であり、標準偏差は 1.70 であつた。前と同様に 1ヶ所の結果を除けば平均が 22.7 ft-lb, 標準偏差 1.3 となる。

σ_B 150,000~160,000 psi, 衝撃値 20~30 ft-lb (-40°F) の鋼は ± 1.8 ~ 3.5 ft-lb の範囲の變動を示した。この範囲内ならば、V ノッチシャルピー試験は確實であるが、衝撃値としては 1/10 或は 1/2 ft-lb までの讀みは不必要である。試片の機械加工はもし試験片が規格におうものであれば殆ど影響がない。(長谷川正義)