

第1表 ベセマー轉爐にて A. S. M. 吹製過程

操業過程	時 刻			爐内裝入物 及び添加劑 の重量 kg	爐内裝入物及び添加劑の成分%						
	°	'	"		C	Mn	Si	P	S	Al	Cu
熔銑の注入	19	08	00	11,650	4.00	1.00	1.12	0.062	0.047	—	—
吹製開始	19	11	00	—	—	—	—	—	—	—	—
同 中 止	19	18	30	—	—	—	—	—	—	—	—
フェロシリコン添加	19	18	50	200	0.04	0.08	46.24	0.08	0.014	—	—
吹製開始	19	19	30	—	—	—	—	—	—	—	—
轉爐 45° 傾斜	19	26	25	—	—	—	—	—	—	—	—
吹製 中 止	19	27	30	—	—	—	—	—	—	—	—
同開始; 爐 45° 傾斜	19	28	40	—	—	—	—	—	—	—	—
吹製中止, 試料採取	19	31	20	—	0.13	0.54	0.24	0.072	0.049	—	—
フェロシリコン添加,	19	31	50	1,500	0.04	0.80	46.24	0.080	0.014	—	—
轉爐動搖	19	36	50	—	—	—	—	—	—	—	—
吹製 開、始	19	36	50	—	—	—	—	—	—	—	—
同 中 止	19	37	20	—	—	—	—	—	—	—	—
フェロシリコン添加	19	37	30	900	0.04	0.80	46.24	0.080	0.014	—	—
固體フェロマンガンを添加	19	46	50	500	6.42	72.58	0.38	0.46	0.013	—	—
熔融フェロマンガンを添	19	47	00	400	6.07	64.20	0.38	0.48	0.014	—	—
加(第二キヌボラより)	19	48	30	—	—	—	—	—	—	—	—
吹製 開 始	19	48	30	—	—	—	—	—	—	—	—
同 中 止	19	49	—	—	—	—	—	—	—	—	—
固體フェロマンガンを添加	19	49	10	500	6.42	72.58	0.38	0.46	0.013	—	—
熔融フェロマンガンを第	19	50	00	790	—	—	—	—	—	—	—
一キヌボラより添加	19	50	00	790	—	—	—	—	—	—	—
熔融フェロマンガンを第	20	02	00	560	—	—	—	—	—	—	—
二キヌボラより添加	20	02	00	560	—	—	—	—	—	—	—
轉 爐 動 搖	20	02	03	—	—	—	—	—	—	—	—
流 出 開 始	20	03	00	791	—	Fe	—	—	—	—	—
アルミニウム	20	03	00	100	—	3.95	1.95	—	—	86.93	6.82
流 出 終 了	20	05	00	—	—	—	—	—	—	—	—

ムは取鋼中に加へる。

第二法により Dzerjinsky 工場に於て製造された過程を第1表に示す。得られた合金の最終成分は：0.84% C, 9.16% Mn, 7.35% Si, 4.10% Al, 0.098% P, 0.036% S である。

著者の推薦する方法は次のやうである：(1) 熔銑は S 0.04%, P 0.07% 以上を示してはならない。(2) 吹製は軌條鋼を吹く場合と同様にする。(3) 第3期の始めに熔銑の重量に對して 0.8~1% のフェロマンガンを加ふ(鋼滓の流れをよりよくする爲)。(4) 吹くのを止めてフェロシリコン(45~75%)を大きな塊で迅速に添加する。(5) 轉爐を 45° 回轉して 30~40 sec 吹く。(6) 添加物計算の際は Si 15~20%, フェロマンガンを(熔融) 2~3%, Al 12~16% の損失を考慮する。(7) Si (フェロシリコンとして轉爐に投入) 熔解後フェロマンガンの計算量(キヌボラで熔解)を唯一回で注ぐ。キヌボラに於ける損失は 12~13%; フェロマンガンを注入後轉爐を動搖さす事フェロシリコン投入後と同様。(8) 操業の終りに冷たい鐵合金の 30% を添加しなければならないとなつてこれは轉爐の温度を下げる故に熱く溶かしてやらなければならない。(9) 熔融合金をアルミニウムと混合さすのは取鋼中に於て行ふ。(10) 合金を取鋼中に 3~5 min 置く。(11) 鑄型中で合金が凝固後一定時間中に空氣中で冷却する。(出口)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

平爐の裝入量, 持込熱量及び出鋼量との間の關係

[L. P. Viadimiroff, G. Beskhnelnitskaia (VII-2), ((Teoria i praktika metallurgii) n° 5, 32~39 (1937), Revue de Metallurgie, 36 (1939), Extraits, p. 17) 著者は Kanzietsa の 150 噸爐並に同工場の他の 300 噸爐の操業を研究して次の如き結論を得た。

(1) 若し夫々持込熱量(時間當りに持込むカロリー數)を高める事なしに爐の裝入を増すと, 爐の時間當りの出鋼は減ずる。

(2) 爐の酸化時間及び出鋼量は原則的に爐の持込熱量及び混合ガスの發熱量に相關聯して居る。

(3) 裝入の増加並に持込熱量の増大は熱の相對的消費を甚だしく減ぜしむるに至る。

(4) 持込熱量が等しいならば, 300 噸爐は 150 噸爐よりも出鋼量に於て 22~28% 優る; 燃料の相對的消費が等しいならば, 300 噸爐は 150 噸爐よりも出鋼量に於て 30~35% 優る; 吾人が最も屢々遭遇する 300 噸爐の出鋼は時間當り 24t であり, 150 噸爐のそれは 12~15t である。

(5) 湯溜の容量増大, 爐床の持込熱量及びガスの發熱量の増加は近い中に 500t 裝入可能なる爐たらしめるであらう。單位時間により多量の鋼を出し, 鋼塊當りの燃料消費は現在の爐よりも少くなり得よう。(出口)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鑄造の實際より見たる高力鍊鐵並に合金鍊鐵鑄物

(McRae Smith, A. E.: -F. Tr. J. July 10, 1941. 19. vol. 65 No. 1299) 鑄鐵の強度を増加しようとする研究は可成古くから行はれてをり實際に於ても相當高力なものが出来るやうになつて來たが規格の上では何處の國でも案外低い値がきめられてをる。例へば英國に於ける標準規格 B. S. S. No. 321 は 1928 年に制定されたものであるがその最高抗張力が $12 t/in^2$ であり而もこれは試験片直徑 $0.785 in$ の場合であつて、これが $1.2 in$ 又は $2.2 in$ の場合は夫々 $11 t$ 又は $10 t$ と定められてをる。其後 1938 年に至つて新に B. S. S. 786 が發布されこれが所謂高性能鑄鐵(High duty Cast Iron)の規格とも云ふべきものであらう。これには第1種より第3種まであつてその抗張力は $0.785 in \phi$ の試験片に於て第1種 $15 t/in^2$, 第2種 $18 t/in^2$, 第3種 $22 t/in^2$ となつてをり、その最高抗張力が 10 年前の規格のそれに比して約 2 倍となつてをるのは興味深い。勿論 1928 年當時でも $20 t/in^2$ 内外の高力な鑄鐵が出来なかつた譯ではないが規格の上では大して必要と認める迄に一般に認識されてゐなかつた迄である。ところでこの B. S. S. 786 に最近第4種が追加制定されたがその最小抗張力が實に $25 t/in^2$ である。(但し直徑 $0.875 in$ の試験片に於て) 本文はかゝる高力鑄鐵を最も確實に且容易に平常造るには如何なる成分に依るべきかを知らせたもので最近興味を惹いた論文の一つである。

著者の経験によるとかゝる高力鑄鐵を得る爲には隣の含有量の低い合金鑄鐵に依る事が最も簡単に目的を達する上に確實だと云つてをる。何れにしても $25 t/in^2$ の規格に合格する爲には常に $26 \sim 28 t/in^2$ の強度を示すものでなければ安心が出来ず、而もこれを鑄造の儘で得ようとなると相當困難な問題である事は事實であるが著者は合金鑄鐵によるならば熱處理等に依らなくても鑄造のまゝで且キヌボラ操業で、 $28 \sim 32 t/in^2$ の鑄鐵を規則的に得る事難くないと云つてをる。併此等の合金鑄鐵は然らば如何なる成分のものかと云ふと Ni, Cu, Cr, Mo 等を含んだものが宜しく其内でも最近では Ni, Mo を含有せる鑄鐵が一番確實である。數年前では $Ni-Tensyl$ と云つて Ni を含有せる高力鑄鐵が廣く用ひられたが、これは前記第3種 $22 t/in^2$ の強度を合格する上には有効であるが今度のやうな第4種となると不安心で之には更に $0.3 \sim 0.5\%$ の Mo の加はつた $Ni-Tensyl$ が用ひられるに至つた次第である。一體 Mo が單體で鑄鐵に添加された場合にその強度を著しく増す事に關しては可成古くから知られてゐたが、 Ni と共に加へると、即ち $1.5 \sim 3\%$ の Ni と共に $0.7 \sim 1.0\%$ の Mo を加へた鑄鐵が非常に高力にして耐衝擊値の高い強靱なものが得られる事が解つたのは比較的最近の事である。而もそのブリネル硬度は 350 位で機械加工も困難でなく實用價値が大きい。又其 $T. C$ が $2.8 \sim 3.0\%$ で良い爲鑄造性も宜しく、且キヌボラで平常操業で得られ易い事も得點と云ひ得るもの、尤も鋼片屑の配合量等には相當研究は要するものと思はれる。次に Mo が或る量鑄鐵に加はると地質に針狀結晶が出てくるのがこれが強靱性に大きい關係をもつてをるものでこれは $T. C$ が $2.8 \sim 3\%$ の鑄鐵では Mo が $1 \sim 1.5\%$ の時になつて漸く表はれるがもし Ni が 1.5% あれば Mo は 0.7% でもかゝる組織が得られる。尤もこれは肉厚 $1.5 in$ 程度の場合であるがそれより肉厚になると Ni を増してやる必要がある。 $1.5 in$ 以上の場合でかゝる規格に應じ得る代表的成分としては $T. C$ $2.8 \sim 3\%$, Si $1.8 \sim 2.8\%$ (肉厚に依る), Mn $0.8 \sim 1.2\%$, S 0.12% 以下, P 0.20% 以下, Ni $1.5 \sim 3\%$ (品物の質量に依る), Mo $0.7 \sim 0.9\%$ が最も目的を達し易い。尚キヌボラ操業の事であるから時に $T. C$ が 3.3% 位になる事があつてもかゝる合

金鑄鐵であるなら $28 t/in^2$ の抗張力は確實に得られる。

此等の鑄鐵は各種製品例へば火造り用ダイス、高力齒車、クランク軸、カム軸、レバー(鑄鋼代用)其他に適してをる。尚著者は更にかゝる合金鑄鐵を用ひた場合の鑄型製作上の諸注意を詳細に説明してをるが要は一般高級鑄物製作の場合と大差なくその要點は凝固を最初鑄込まれた部分から湯口の方に順々と進むやう所謂 progressive Solidification をさせるやう湯口を切るべきであると云つてをる。従つてシリンダ鑄物等では下部より押し上げ式に鑄込む事は不可で、上部より一様に落し込み湯口で鑄込むべき事、而も薄肉のところ均等に湯口を切つてどこも一樣な温度で凝固するやうな湯の入り方を考案すべき事を説いてをるがこの點は誠に實際の経験上傾聽するに足る事がよく解る。尚押湯の必要な事亦細い揚りの却つて有害な事を説いてをるがこれ又同感である。何れにしてもかゝる合金鑄鐵は鑄鋼又は鍛鋼代用品として極く特殊の場合に用ひられるものであらうが英國のやうな Ni, Mo 等の資源の入手の比較的容易な國ならいざ知らず吾國のやうな處では到底實用的な成分とは云ひ難いものである事は申す迄もない。がその用途に至つては充分考案して見る必要があらう。(齋藤)

6) 鐵及び鋼の加工

コロナイジング法 (The Corronizing Process) による金屬被覆

(Rimbach, R.: - Metal Finish. 39 (1941) 360) 耐蝕性の強い金屬被覆は軍需物資の消耗を防ぎ國防上重要なものであるが此所に述べるコロナイジング法は Standard Steel Spring Company で考案された強耐蝕性金屬被覆の一種である。

コロナイジング法

コロナイジングは非常に耐蝕性の強い金屬或は合金の幾層かの被覆より出來て居る。現在の手法は電氣鍍金に依るニッケルと亜鉛或はニッケルと錫の薄い混合被覆を用ひたものであつて鐵、非鐵金屬、或は合金等何れでも應用する事が出来る。母材は最初にアルカリ洗滌剤で完全に洗つて油や汚れを取り除き寧ろ腐蝕する位にして置くのである。鍍金前の表面状態が良ければ良い程被覆の外見は良く出来るのである。第1表にその手順を示す。

第 1 表

1. 陰極洗滌

洗滌剤 :	ソーダ灰	3~5 oz/gal
	苛性ソーダ	0.4~0.8 "
	pH	12.6~13.2
	電流密度	20~60 A/ft ²
	操作温度	180°F
2. 洗滌
3. 酸洗(資料が銹を生じたり荒れたりせる時のみ)

酸洗 :	硫酸(55~57° Be)	3% 容量
	操作温度	160°F
4. 洗滌
5. 陽極酸洗

酸洗剤 :	硫酸 (55~57° Be)	
	電流密度	20~200 A/ft ²
	操作温度	160~180°F
6. 洗滌
7. ニッケル鍍金

溶液 :	硫酸ニッケル	28~35 oz/gal
	鹽化ニッケル	4~6 " "
	硼酸	4~5 " "
	pH	2.0~5.0

電流密度.....400 A/ft² まで
 操作温度.....120~125°F

8. 洗滌
 9. 亜鉛鍍金

溶液：硫酸亜鉛.....35 oz/gal
 鹽化アンモン.....2 " "
 硫酸アンモン.....2 " "
 pH.....3.5~4.0
 電流密度.....300 A/ft² まで
 操作温度.....室温

10. 洗滌
 11. 乾燥
 12. 熱處理

温度.....500~750°F
 時間.....6h まで

鍍金後の熱處理に於ける温度と時間は資料の條件に依つて適當に選擇すべきである。675°F・6hの熱處理後に形成された層を顯微鏡にて觀察するとニッケル層、β相(47~52% Ni), γ第一相, γ相(15% Ni)及び遊離亜鉛が見られた。

試験結果

コロナイズド被覆の耐久日數に就ては未だ充分の自然期間が與へられて居ないけれども現在試験條件の下では豫期した優秀さが確められて居る。第2表は種々の資料に就ての被覆の厚さと曝露試験の初期劣化の時間を示す。

第 2 表

被覆厚(10 ⁻⁶ in)	電氣鍍金				コロナイズ			
	150	200	275	350	120	143	225	320
初期劣化(月)	3	4	5(不變)	5(不變)	5(不變)	5(不變)	5(不變)	5(不變)

この被覆は現在種々の方面に應用されて居る。調温器、遮蠅網、殺蟲用噴霧器タンク、油罐、針金等が主なるものである。コロナイズド被覆の亜鉛鍍金に對する利點を上げれば次の如きものである。

1. 被覆の厚さが均等である。
2. 被覆の厚さを精密に制御出来る。
3. 母材の物理的性質に影響を及ぼさない。
4. 延性、粘着性に富む故曲げても剝落、龜裂を生じない。
5. 表面が平滑で緻密であり針金は半光澤に作る事が出来る。
6. 他の被覆に較べて劣化が早く進行しない。自己回復の傾向が見られる事が度々ある。(橋本)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

高純度鐵-炭素合金の顯微鏡組織の特性

(Digges, T. G.: Res. of N. B. S. vol. 27, No 1, p. 65~79)
 従來滲炭鋼の異常性(遊離フェライトの存在)に就ては、十指に餘る原因が擧げられてゐるが、著者は酸化鐵を海綿鐵に還元して真空熔解したもの、カーボニル鐵を水素處理したもの及び電解鐵を真空熔解したもの等々純度を異にする計 17 種の高純度鐵炭素合金に就てその異常性を調査した。

試料の厚さは 0.04~0.05 in とし、1700°F で 3h 清淨なる水素とベンゼン蒸氣の 100 ml/min の混合ガス氣流中で滲炭して断面全部に互り過共析となし、Ar₁ 變態點を最も妥當と思はれる約 4°F/min の速度で冷却した。

鐵炭素合金の不純物は變態速度を増減したり、又 Ar 點に於ける炭素の擴散性に變化を來して異常性の招來に影響を及ぼすも、個々の不純物の影響を無くする事は至難である。

アルミニウムを含有せぬ高純度鋼(不純物統計 0.012% 以下)に於て 0.001~0.007% O₂ のものを供試したが、何れも相當の遊離フェライトが認められ O₂ の多少には殆ど無關係であつた。異常性に及ぼす O₂ の役割は明瞭でないが、若しありとすればその量は微量に存在しきへすれば充分足りると云ひ得る。

アルミニウムを含有せぬものは何れも多少の遊離フェライトが認められるも、Al 0.001% 以上では認められない。Al 0.001% 以下にして O₂ 0.003% 及び 0.005% のものを供試すると、何れも遊離フェライトが存在してゐたが後者が前者より多かつた。かゝる試料では Al の全部が Al₂O₃ となり金屬アルミニウムは無いと考へられ、而も兩者の Al₂O₃ 量は略等しい。これは従來の説と異なつて遊離フェライトは金屬アルミニウム或は Al₂O₃ の多少に因らずして、微量の O₂ の存在する時 Al の微量が存在してゐるか否かに因るものと思はれる。

水素の影響に就ては、滲炭及び焼鈍雰囲気中の水素の存否によつて試験したが、水素に因る異常性の差異は認められない。

炭素の影響に就ては共析鋼には異狀性が認められないので、初析セメンタイトは遊離フェライトの現出には必要であると云ひ得る。

然し初析セメンタイトの量の影響は左程認められない。

又滲炭後の焼鈍は滲炭雰囲気中でその儘冷却しても、或はそれを真空中で冷却しても遊離フェライトの現出には影響なく、滲炭前の組織も影響がない。

1700°F で滲炭した鐵炭素合金の平均オーステナイト粒度は A. S. T. M. の 4~1 であつたがその間の粒度の差異は遊離フェライトの現出には無影響であつたが、高純度鐵炭素合金中比較的遊離フェライトの多いものはオーステナイト粒度は大であつた。

(加藤一十)

高純度鐵-炭素合金の臨界冷却速度に及ぼすオーステナイト結晶粒度の影響

(Digges, T. G.: Trans. A. S. M. 29 (1941) 285~316) 鋼の臨界冷却速度即ち焼入性は化學組成、化學的均一性及び粒度に依るが本報告ではオーステナイト粒度の影響のみに就て述べた。試料は C 0.23~1.21% の Fe-C 合金にて不純物總量 0.03% で極めて純粹である。これは水素とベンゼン蒸氣の混合物中で高純度の鐵片に加炭し真空中で 950°C に加熱し均一にしたものである。試験片は 0.1 in 角、0.04 in 厚みのものを用ひ 32 番線のクロメル・アルメル熱電對を夫々兩側面の中心に點熔接し真空又は乾燥窒素中で加熱し 15 min 保持し水素ガスで冷却した。オーステナイト粒度測定は Jeffries の方法を用ひた。

實驗裝置(圖略)は加熱室、水素及び窒素清淨裝置並に真空装置より成る。本裝置に依ると試料は動かさずに焼入可能で加熱及び焼入の際酸化も防止し得る。又冷却速度も適宜變化出来るし全試料が一樣に冷却され非常に便利である。臨界冷却速度測定の際の爲焼入の際の温度-時間曲線を纖維電流計で寫眞フィルム上に記録し變態温度、冷却速度等を求めた。

オーステナイト結晶粒度に及ぼす變態域加熱速度の影響 試料を種々の加熱速度で 775~980°C に加熱し粒度を検べた。その結果かゝる高純度の合金では 775~830°C に於ける粒度は變態域加熱速度が小なる程大となり 980°C に於ける場合はその影響は殆ど認められない。

温度の影響 775~1,150°C の範圍の粒度を試験した。可及的同一速度で加熱し炭素を充分固溶する時間保持したので總ての合金の

870~1,150°C に於ける平均粒度は大體同じであつたが 775~815°C には恐らく加熱速度の僅かの差及び不均一性等の爲に異つた結果となつた。仍て加熱温度及び變態域加熱速度は粒度の統制には大切である。尙この種純合金では炭素は粒成長を防止する唯一の防害物ではあるが變態點以上充分加熱すればその影響は殆ど無視出来る。

臨界冷却速度 本實驗では試料の組織がマルテンサイト中に1~3%の結節状トルースタイトを示す場合の600~500°Cの平均冷却速度を臨界速度とした。これはオーステナイトの安定度の指標であつて所謂S曲線の上屈曲部に相當する。本論文に於てはS曲線と臨界速度との關係を述べて居るが高純度のFe-C合金の等温變態の値を求めることに依つてS曲線のオーステナイトの分解し易い部分を決定すれば臨界速度を定める上に大いに助けになる。然しこの速度は極めて大きいので正確な測定は困難である。次にAr¹點の開始温度であるが0.8% Cの合金にて焼入温度を775~980°C(粒度は毎平方吋20~3粒)(100倍にて)にしても餘り變化が無いし冷却速度を305~1,445°C/sにしても變化が認められなかつた。焼入温度と臨界速度との關係を0.8~0.85% Cの合金で求めたがその結果焼入温度が高くなれば臨界速度が小になつた。これは一様にCが固溶する温度に充分加熱して焼入したからオーステナイトの粒度の差のみに歸因出来るだらう。この場合オーステナイトの程度は焼入温度に依るが毎平方吋20~1.5粒(100倍にて)であつた。

オーステナイト結晶粒度とC量の臨界冷却速度に及ぼす影響
C量一定で均一の分布をなし且全炭素がオーステナイト中に固溶すると假定すれば臨界冷却速度とオーステナイト粒度との關係は近似的に次の經驗式で表はされる。

$R = \text{定數} \times (N)^n$ 但し R は臨界冷却速度

N は毎平方吋の粒數(100倍に於ける)

n = 定數 = 約 0.4

これより粒度と臨界速度の關係を對數尺度で圖示すれば近似的に直線になることが判る。又オーステナイト粒度が100倍の視野に於て毎平方吋平均7.5粒と2.9粒に相當する2種のC 0.23~1.21%の合金の臨界速度を求めオーステナイト粒度の焼入性に及ぼす影響を求めたが前者と後者の比は1.43~1.0で細粒鋼は粗粒鋼に比し1.5倍の速さで冷却せねばならぬことを示した。一般にCが増せば臨界冷却速度は減少するがその關係は次の經驗式で示される。

$$R = \frac{\text{定數}}{C+c} \quad (2) \text{ 但し } C \text{ は炭素含有量 } (\%)$$

c = 定數 = 0.2

仍て(1)と(2)を組合せると(3), (4)が得られる。

$$R = \frac{K(N)^n}{C+c} \quad (3), \quad R = \frac{410 N^{0.4}}{C+0.2} \quad (4) \text{ 但し } K = \text{定數} = 410$$

これは鋼の焼入性を全般的に表すものでC 0.23~1.21%の高純度のFe-C合金でオーステナイト粒度が毎平方吋20~1.5粒(100倍に於て)の範圍のものに適用出来る。

表面硬度 本實驗ではロツクウェル表面試験機(荷重30kg)で臨界速度を測定した試料の硬度を求め比較の爲C尺度に換算した。本實驗の結果はこれ迄と同様炭素量増すに従ひ硬度上昇し0.7%で最高となり0.85%迄一定でそれ以上になると減る。又焼入温度を變へて試験したがこの場合オーステナイト粒度は同様20~1.5であつたが硬度殆ど變化なく本合金では焼入の際の硬度にオーステナイト粒度は無關係であることを示した。(佐)

鐵及び鋼中の水素 (III, IV)

(Zapffe, C. A. and C. E. Sims:--Metals and Alloys 13 (1941) 737 and 14 (1941) 56 June and July issues)

常温に於ける水素吸収

酸洗ひ : 表面及び金屬の厚さの影響に就き述べる。例へば酸化した表面は研磨した表面より水素吸収率は増し約10倍にも達するし冷間加工は表面の面積を増加したことと同様になる上化學的に活性を増す。従て水素の發生も吸収も又この部分では大となる。且加工に依つて内部に龜裂でも發生するとこれ又水素の包藏能力を増すこととなる。併し反對に水素供給が止まれば加工に依つて鋼中より水素が出易いとも云へよう。次に酸の温度及び濃度の影響に就て述べる。酸の温度が20°Cより80°Cになると鋼の水素吸収率は30倍にも達する。併し吸収水素と放出水素との比は減少し來てこの温度範圍では5倍になつたに過ぎない。従て酸洗ひの影響が發生水素(吸収水素+放出水素)にのみ依るものとすれば高温では吸収量も少ないし時間も短かくてよいし低温では擴散速度が遅いので大部分吸収する。硫酸及び鹽酸に依つて遊離する水素量が温度及び濃度に如何に變化するかを見るに鹽酸は水素の吸収少く硫酸は大であることが知れた。添加劑は高温の酸洗の場合に發生水素量を減少せしむる作用をするが同時に低温にての水素吸収量を可成り増加せしむる。陰極電解を行へばその水素の吸収程度は酸洗の場合と大體同じと考へられ、兩方法共に鋼の表面に於ける原子狀水素の分壓の大なること及び吸収に及ぼす温度その他の物理的條件も全く相似であるが多少異なる例も文献に見られる。併し鋼は發生する水素が一定量なる場合は酸洗ひ法が電解法より水素を多く吸収する。この理由は次のやうに考へられる。即ち陰極電解に際して表面の傳導性薄膜が原子吸收水素の鐵格子に到着しない前に分子狀水素になるやう働くもの考へる。酸洗ひの場合は水素原子は鐵原子と置換して生ずる。電流の影響に就ては硫酸の場合だと水素吸収量の最大なる電流密度があるが鹽酸では漸次増大するのみで極大點を認められない。硫酸の場合吸収水素量 : 發生水素量との比が電流2Aの時%として0.068なるものが5.4Aになると殆ど0となつた。これは注目に値する。次に硫酸に少量のAs, Fe, Sb, S, P, Bi, Hg, Pb, Zn, Cd等の金屬を添加すると吸収水素量/發生水素量%が著しく増加して來る。その程度は記載の順に弱くなりNi, Co, Cu, Ag, Sn等では何等の影響も與へなかつたがAsは水素吸収率を100倍にも高めた。併しAs等を含め鐵は水素を殆ど吸収しない。水素吸収を強める此等金屬が鋼中に含有せられることは已むを得ないこと従て水素吸収量の増加はさけ得られない。尙この他にシアン酸も極めて有効に作用して水素吸収量を増す。硫化水素を加へて電解する時は初め水素の吸収量を増すが後一定の値を示すやうになる。鹽酸にこれ等の金屬を添加する時は硫酸の場合より更にその影響は大である。何故に此等の物質が水素吸収を増加せしむるかは未だ明かでないが種々の説明はある。即ち過電壓の増加、又は原子狀水素が分子狀水素になるのを妨害するやうな一種の觸媒的作用に依るものと云はれて居た。尤も鐵の低い水素過電壓が水素原子2個を水素分子とする方向に働くものであらう。發錆作用はその結果として鐵鋼の表面に於ける水素の分壓を増加せしめその吸収量を大ならしめる。砂吹きした鑄鐵製品を空氣中に永く放置して後珪礫焼付けをするやう泡跡を多く發生する。これは水素を吸収した結果である。Mooreは冷間加工された鐵に殊に空氣中に放置しただけでも驚く程の水素量を吸収する。この量は湿度が高い程大であることが報告されて居る。常温に於ける水素擴散に就きその大要を述べる。電氣鍍金製品中の缺陷

の内にガス孔に依るものは次の原因依るものと考へられる。即ち鐵鋼表面に於ける吸収水素の傾度が電解又は酸洗ひの操作の中止に依り水素原子の供給が止む爲に逆になり従て吸収された水素原子が外部に放散するやうになるからなり。この放散する水素が金屬イオンの陰極に析出附着するを防止する爲所謂ガス孔を生ずる。又鍍金後に加熱又は其の他水素の放出を盛んならしめる操作をすれば泡跡の生ずるのは當然である。この鍍金膜が粘性變化し難い場合且擴散水素が一ヶ所でなく面積を持つた場所に集ると鍍金膜を浮き上げる。珪瑯に於ても同様なことが云へる。3/16 in 厚きの軟鋼板に銅鍍金をして對角線に帶狀に削り地金を露し滲炭を行つた。従つて帶狀部のみが滲炭したわけである。これを酸洗ひして後高炭素部のみに水素が残るやうに加熱してこれに珪瑯を焼き付けたるに炭素部のみ水素が放出して泡跡となつた。又加熱に依つて水素擴散が増加することは次の實驗にても知れる。即ち二枚の金屬圓板を縁づけ熔接して壓延する。酸洗ひして2 飯間に水素を含ましたもの、上に珪瑯引きを行ふとその焼付け作業中に水素は合せ目より逃出して大なる害を興へない。長時間放置しても大なる變化がなく6 週間に fish scale を生じたのを認めたら過ぎない。然るにこれを 200°C に加熱すると 5 mm で多數の fish scale を發生した。これは放出水素量が多くなると合せ目を通る暇がなく表面より放散される爲にこの現象を生ずるのである。従て温度の低い場合は水素が或る壓力に達するには極めて長時間を要することになる。鑄鐵の珪瑯引きには所謂 Chipping は餘り鋼の場合に比して多くない。地鐵は多量の水素を含有し得ないがセメントは非常に水素の擴散を困難ならしめる。従てセメントを多く含む鑄鐵は水素の擴散を困難にする。

酸洗ひに依つてスケールの除去される機構は大體次の三通り考へられる。即ち(1) 酸に依つてスケールが溶解される。(2) 酸が地金とスケールとの間に浸入して發生した水素の壓力に依つて除去される。(3) これは餘り考へられなかつた事であるが露出した部分が酸と作用して水素を發生しそれが擴散して行き他のスケールで覆はれた水素分壓の零の場所に行き放出して分子狀となり爆發作用を呈しスケールを除去する。又水分を持つた水素は乾燥水素より脱スケールの作用は強く且早い。これは水分が金屬の水素吸収を増加せしむるからと考へられる。(中村)

鋼索用鋼線の表面に於けるマルテンサイトの形成

(Trent, E. M.: Iron & Steel 14 (1941) 335) 鋼索の磨耗によつて外側の鋼線の横斷面を減少すれば、鋼索の強度を漸次減ずる。激しい磨耗の起る更に重大な要素は鋼線上にある脆弱面を形成することである。この脆弱面に龜裂が入りて外側の鋼線は斷面積の大なる減少を來さない前に速に弱くなる。このやうなマルテンサイト層の存在する原因は摩擦中の鋼線の表面の急熱、急冷に依るものであることは少しく前から知られて居たが、この鋼索用鋼線の弱化的要素としては重視されて居なかつた。最近試験された 35 本の破損鋼索の内で 24 本即ち 72% は磨耗面上にマルテンサイト層が存在して居た。そして内 13 本即ち 37% は明かにこのマルテンサイトが大なる原因であつた。

マルテンサイト層の構造：磨耗面上のマルテンサイト層に依つて被はれた面は小さなもので、狭い帶狀をなす。この帶が鋼線の磨耗面に沿つて摩擦の方向即ち鋼索の軸方向に伸びて居る。磨耗面を腐蝕するとマルテンサイトの帶は暗色の基地に對して白く見える。この基地は鋼線のソルバイト組織であつて白く見える層は約 0.001~0.0035 in の厚さである。斷面ではこの帶はレンズ狀をなし帶の中

は一般に 0.03 in 以下である。このマルテンサイト面の小なる事は鋼線と摩擦物との接觸面積が非常に小さく局部壓力が大なることを示す。鋼線は非常に多數の摩擦を受けるから形成されたマルテンサイト層は重なり合ふのである。各層は暗色の帶によつて分たれる。この帶は下層のマルテンサイトが 700°C 以下の温度に熱せられて焼戻された結果である。この焼戻された層は一般に厚さは 0.002 in 以下である。若しマルテンサイトを形成するに要する最小温度が 700°C とし、このマルテンサイトを暗黒色に見えしめる最小温度(焼戻)を 400°C とすれば焼戻されたマルテンサイトの 0.001 in に就て 150°C の温度勾配がある事になる。ソルバイトからオーステナイトへの加熱時の變態は迅速に起るに違ひない。このことは鋼索の鋼線では炭化物が非常に細かく分散されて居ると云ふ事實によつて容易にされるのである。フェライト網が結晶粒界に存在する場合にはこれ等のフェライトはマルテンサイト中に見られる。表面層の迅速なる冷却は非常に薄い加熱層が冷き鋼線に接觸して居ることに因る。

熔接に依る損傷：鋼線の磨耗面を小倍率で検査すると、面は恰も削り取られたやうに斑になつて見える。この斑のある一部分は明かに鋼線が高壓、高温の條件の下で擦り付けられて居た面からその鋼線上に熔接された鑄鐵が鋼である。熔接された層は一般には極端に薄く 0.005 in 以下であつて、その構造の説明は困難である。この事はどの場合にも鋼索が摩擦する物の迅速なる磨耗となり、鋼索自身の磨耗となるのであつて、この場所では摩擦係数は増大し、その結果生成される熱は大となりてマルテンサイトは容易に形成されるやうになる。

マルテンサイト層の龜裂：鋼線面上のマルテンサイト薄層は脆くて殆ど塑性變形には堪へないから使用中の鋼線に生じたマルテンサイトは多くの龜裂を持つて居るのが常である。一つの龜裂がマルテンサイト中に生ずるとこれは起應力として作用する。例へば鋼索が車輪上を通るときの如く鋼線に生じた曲げ應力は龜裂の基部に集中し、龜裂は速に疲労に因て深くされ、遂には破壊する。この龜裂の原因は大壓力や摩擦に因て起された應力や激しい温度勾配に依て生じた應力による。

マルテンサイト層の實驗的生成：實驗には C 0.61%, Mn 0.7%, Si 0.11%, S 0.035%, P 0.042% の 0.1 in ϕ の冷間引拔ソルバイト組織の鋼線で抗張力は 109 l/in^2 であるものが用ひられた。實驗はアイゾット式衝撃試験機を用ひ振子に刃を圓めた工具を取付け鋼線は試験機の萬力に特別の割みて保持した。吸収されるエネルギーが 8 $ft \cdot lbs$ 以上になるとマルテンサイト層が形成されるのである。マルテンサイト層が現はれた鋼線の部分は徑が 0.001 in 増して居た。これは工具から鋼線に熔接の行はれたことを示して居る。

マルテンサイト層の性質：實驗的に造られたマルテンサイト層はその鋼線を約 $\frac{1}{2}$ in の半径で 20° と云ふ僅な角度の曲げで龜裂が出来る。5 mm 半径での繰返し曲げ試験では表面にマルテンサイトのある鋼線は 7 回で破壊するが、マルテンサイトのない鋼線は 9~10 回堪へる。抗張力又は振り試験結果には殆ど影響がない。實際の條件に近くするため鋼線を平削盤の走行盤に取付け圓い刃先の工具で磨耗せしめたが外観上何らかの削取りが起つたやうな場合の外はマルテンサイトは生じなかつた。

鋼索の磨耗面上の腐蝕孔：磨耗面上には特殊な形即ち鎖狀に集つた腐蝕孔が見られる。この腐蝕孔はマルテンサイト層の下にあることからこの生成はマルテンサイト中の龜裂に局限されることがわ

かる。上述の方法でマルテンサイト層を形成せしめそれを曲げて龜裂を生じさせてから 1% の硫酸溶液に浸した。かくして時間と共にマルテンサイト層の下は掘られることが解つた。この試験は単に腐蝕剤に關係するだけであるが、腐蝕孔はマルテンサイト面における龜裂の爲に形成されることを示す。(尾崎)

8) 非鐵金屬及び合金

X線による鍍金厚さの測定

(Woods, R. C.:—Metal Finish, 39 (1941) 365) 現在電氣鍍金に於ける被覆の厚さを測定するには種々の方法が行はれて居るが磁氣的方法に依るもの以外は總て資料を破壊損傷せしめ又試験の準備やデータの整理等に多大の時間を要するのである。

こゝに示す X 線の測定法は非破壊的であり時間も亦上記のものよりは可成り早く測定出来るのである。今までの所ではスプーンボールの鍍金の厚さを測定したのみであるが良好な条件下に於て數% 内の誤差範囲で測定する事が出来る。

測定法

先づ基準として洋銀を母材とする薄板に銀鍍金を施し、その厚さを順次階段状に變へた一個のタブレットを作つた。この鍍金の厚さは算術的に増加しては居なかつたけれども顯微鏡的方法で正確に測定されたから大して差支へはない。このタブレットを X 線フィルムの上に置き別に鉛板を以て周圍を圍ひ直接資料を透過したる X 線以外はフィルムに當らないやうにして置く。フィルムとタブレットの間には濾光板を用ひて銀より放射される特性 X 線を吸収せしめフィルムのカブリを防ぐのである。

出來上つたフィルムは銀鍍金の薄い端から厚い方へ漸次黒化度の増して居るのが肉眼でも見られるけれどもこれでは各段階毎の變化に就ては判別する事が出来ない。一層精密な觀察は X 線フィルムをデンストメータに掛けてフィルムの黒化度を基準黒化度と比較するのである。この装置に於てはフィルムの黒化度の對數値が讀取られるやうになつてゐる。

濾光板やフィルムの形などを變へた種々の手法で殆ど 60 回近くの露出を行つて最後に大體適當な手法が得られた。第 1 表は資料の試験結果を示すものであるが少くとも誤差は 10^{-2} 程度以内に於て良く適合するやうである。

第 1 表

銀鍍金の厚さ	フィルム黒化度の讀み	銀鍍金の厚さ	フィルム黒化度の讀み
0	1.10	0.000446	0.964
0.00003	1.78	0.000482	0.924
0.000117	1.05	0.000640	0.890
0.000183	1.028	0.000764	0.850
0.000244	1.00	0.00108	0.780
0.000312	0.983		

黒化度の讀みの變化と鍍金の厚さの變化が完全に一致しないのは恐らく母材の厚さの僅少な相違に依るものと思はれる。第 1 表の第 6 番鍍金と第 7 番鍍金の厚さの差は 0.000036 in であり 7 番を基準に取れば 7% の變化となりこの程度の相違を判別する事が出来るのであつてこの場合に於ける母材の厚さの僅少な相違はさして影響を及ぼさない。何となれば X 線の波長を適當に選べば銀の吸収する X 線の量を他の金屬のそれよりも遙に多くする事が出来るからである。

實際上の應用に就ては色々あるがそれには常に基準となるべき吸収板を測定すべき物質と共に露出する事が必要である。上述のタブレットを用ひればデンストメータに依つて測定物質が良く鍍金されて居るかどうかを判定出来ると同時に厚さの相違を可成り正確に測定する事も出来るので基準として良好である。こゝでは $1/8 \text{ in}$ の鉛板にスプーンボールの飲る孔 3 箇所とこれに平行に上述のタブレットより稍細目の矩形の切抜きを作り各々の資料をこれに載せて透過寫眞を撮つたのである。軽く磨いたスプーンボールはその鍍金の厚さの變化はマイクロメータで測定する事は出来ないがこの装置に依つて測定したものは 0.0009 in の銀の磨耗が見られた。以上の方法に依る測定では鍍金の缺陷部が表裏兩層の中何れの側に存在するかを判別する事は不可能である。

他の方面に於ける應用に就ては X 線の波長を適當に變へて用ひれば銀のみに限らず他の金屬層の鍍金の測定にも廣く應用する事が出来る。(橋本)

ゴム鑄型に依る鑄込法

(Smith, F. K.:—Steel, July 7. (1941) 50) 複雑な裝飾品又は小さな美術品等の薄い物を鑄込むのには從來青銅の金型に數週間を費して彫り出したものを用ひてをつたが最近アメリカやカナダではゴムの鑄型を用ひる事が實用化された。これであると前者が例へば 125\$ の製作費を要するのに比し 5\$ で済み 1 ヶ數時間で出来る上にその形の精確な點其他いろいろの利點がある。本論文は第一にかゝるゴム鑄型の製造法の大略をのべてをるがその大要は蓄音器のレコードの製造要領と大同小異なものである。この鑄型は 600°F 迄の溫度に耐へ得るから例へば Sn98, Sb1, Cu1 より成る合金等を用ひて裝飾品をつくる時には金型同様半永久的に用ひられる。

次に出來たゴムの鑄型を特殊の遠心鑄造機にとりつけ $6,000 \text{ r/s}$ の周邊速度で回轉せしめて鑄込むのであるが湯口の切り方に特殊のクッションをつける事又不良原因の詳細につき説明を加へてをる。

本文又はその装置の詳細等が寫眞で説明してあり興味が深い。

製品も唐草模様素晴らしい見事なものが出來、平和時に於ては我國あたりに最も向きさうな鑄造法の一つである事を思はしめる。

(齋藤)