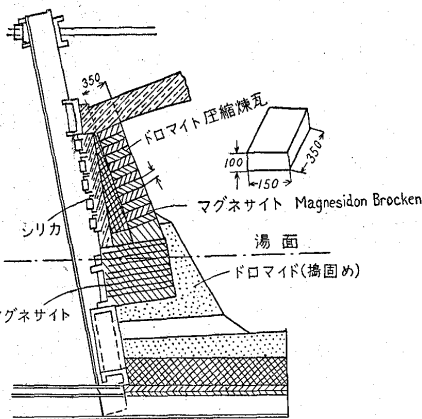


目 録

2) 耐火材並に燃料及び驗熱

シーメンスマルティン爐に於けるドロマイト壓縮煉瓦 (Pressstein) の利用 (Sittard j. Stahl u. Eisen, 18. November 1937) 數年來製鋼工場——プレスを具へたドロマイト工場をもつ——のシーメンスマルティン爐の背面部にドロマイト壓縮煉瓦が使用されて來た。この煉瓦は 350~400 氣壓で固められ 8~10% のタールを含んでゐる、一方空氣中の濕氣により速かに破壊するからやゝ長途の運搬は不可能である。然しマグネサイトやクロムの酸化物を含んだ適當な材料の製造が困難なため、ドロマイト煉瓦が色々の點で改良されるに至た。先づ最初にドロマイトをブリキ罐に入れて、壓搾空氣を利用した搗固め機で、 $350 \times 230 \times 230 \text{ mm}^3$ に固める。比重は 2.4~2.5 で、表面はタールとグードロン (Goudron) の混合物を塗布する。



然しこれはブリキ罐を要するから煉瓦の製造費が高くつくので次の様にして煉瓦を作た。

燒ドロマイトを 1~2 mm の粒に粉碎し、4% のタールを混じプレスで 2,000 氣壓で壓縮する。煉瓦の寸法

は $350 \times 150 \times 100 \text{ mm}^3$ で比重は 2.8 である。大氣の濕氣の浸入を防ぐために前同様タールグードロンの混和物を塗るか或はその混合液中に浸して後、紙で氣密に包装する。

このドロマイト煉瓦で作られたマルティン爐の背部は少くとも 22,000~25,000 時間の製鋼期間の壽命をもつてゐる。

上述のドロマイト煉瓦でマルティン爐の背部、天井部を作るとは高價なマグネサイト、クロム酸化物を含む特殊材料を使ふより經濟的に有利である。尙この軟化溫度は $t_a=1,750^\circ\text{C}$ $t_e=1,900^\circ\text{C}$ であつた。(茨木)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

高周波電氣爐による熔解 (Broglia N. Metal Progress, Dec. 1937) 筆者の工場では工具鋼を熔解するのに最近坩堝爐を高周波電氣爐に變へた處蓋る優秀な結果を得たのである、溫度の調節容易なる上攪拌作用が充分に行はれる、高周波爐によると種々の高 Cr, Ni-Cr, Cr-Mo 等の耐熱鋼、耐蝕鋼を連續して熔製出来る。耐火物はドイツの珪酸性の耐火粘土を使用した奇麗な屑鐵を使へば 40~60 回の熔解に耐へ、炭素鋼許り熔製するなら坩堝は 80~100 回位耐へる。鹽基性のマグネシドンのライニングにすれば低炭素の高 Cr 鋼で 160~200 回熔製出来る。最後の熔解が終たら坩堝に水

をかけて破壊し爐の底部より取出しコイルを掃除するこれは約 10~15 分位で出来る。新しい坩堝を入れたらコイルとの細い間隙に石棉を入れ耐火物をスタンプする。これに約 30~40 分要す。次に金屬を徐々に熔解してライニング其他を充分乾燥す。電力は奇麗なスクラップ 1t に対し 430~500 kW である電力は高炭素の低合金鋼の場合は小で低炭素の高合金鋼の場合に大である。然し 100~150 kW の餘計な電力よりも蓋る製品の品質の方が重要である。使用電力の多少は装入物の状態に大に影響し精練は 1t につき 50~200 kW を要す。奇麗なスクラップ及び酸性の坩堝を使用すれば熔融體の酸化は約 3% である。

1 次コイルに通ずる冷却水は 1/2 t 爐で 3 gal/min 1 t 爐では 4 1/2 gal/min を要す、冷却水はコイルを通して出る時は 140°F 以下なるを要す、若しモーター、ゼネレーターが坩堝の容量に適當なら熔解は 40~50 分で終る。精練は時によつて必要とし時間は約 15~45 分程度でよく、低炭素高合金鋼の場合に最も時間がかかる。キューボラで熔製した鼠銑の場合は 50~70 回位の壽命である。

高周波電氣爐に於ける熱の利用率を示すと次の如し。

轉換損失	17.5%	輻射	15%
蓄電器損失	3.0	有效熱	70.0
コイル損失	8.0	計	100.0

鼠銑鐵の大量を熔製するには高周波電氣爐は最も有効で歐洲ではこの目的に 8t の爐を設けて居る。又規格の嚴しい小型のものにも至極適當と思はれる。(M)

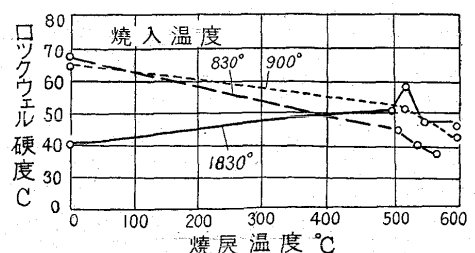
6) 鐵及鋼の加工

14%クロム鋼の滲炭 (Erich Widawski Arch. Eisenhüttenwes. 11 Okt. 1937) 次表の化學組成を有する試料を種々の條件で滲炭した。

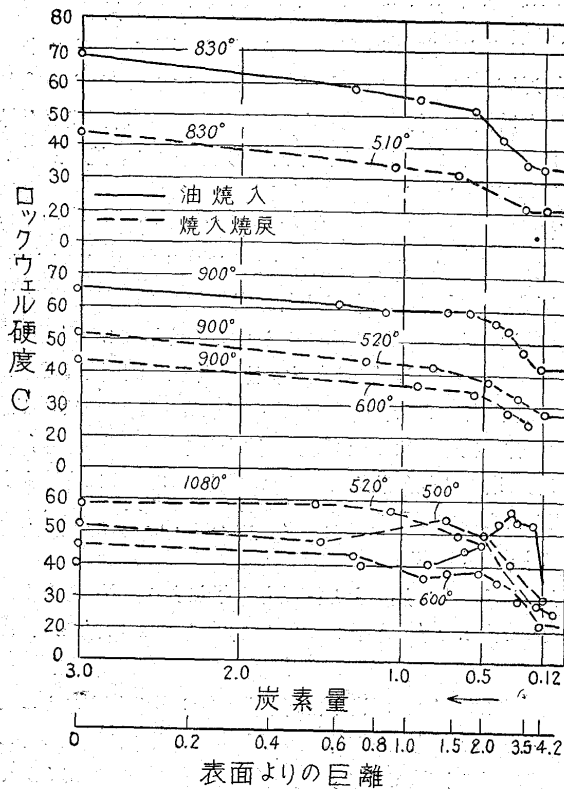
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
1	0.12	0.32	0.42	0.035	0.023	0.53	13.9
2	0.45	0.57	0.72	0.017	0.028	0.37	13.2

加熱溫度が 1,000°C 以上になると滲炭部の炭素量は 3% に達した加熱溫度が 950°C 以上になると滲炭の深さは溫度の上昇と共に著しく増加する。950°C 以下では滲炭時間を長くしても滲炭の深さ、滲炭部の炭素量は大とならない。1,000°C 以上で滲炭すると炭化物の粗大な網狀組織が出来る。これは γ 固溶體に炭素が飽和して結晶粒界に (CrFe)

C_2 が析出するためであらう。又燒入硬度に關しては 830°C より燒入したものが最大である。830°C より高温で燒入すればホーステナイ



燒入、燒入溫度の關係
鋼 I 1,000°C 10h 滲炭



種々の熱処理による滲炭効果
鋼 I 1000°C 10h 滲炭

トが増加するから硬度は小になる。然し焼鈍による硬度の減少は低温焼入のものが著しい。(圖参照) (荻木)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

クロム鋼の耐酸化性に及ぶ炭素の影響 (The Metallurgist, Metal Progress, December 1937) 化学成分は同じでもクロムオーステナイトはフェライトと炭化物の混合組織より遙かに耐酸化性大である。Oertel, Landt の兩氏は小型の高周波試験爐で Cr 10% 20% 30% の 3 種類の試験鋼を熔製した各種共 C は 0.10~1.50% の範囲である。

この試料を試験温度に加熱せる管状爐中で流動せる空気又はガスに極く徐々に觸れしめ 1 時間當り 1m² に於ける酸化量を秤量した。700°C から 1,100°C の間の各温度に於て 10% クロム鋼は C が增加する程耐酸化性は多少ながら減少する。即ち C 0.10% のもので酸化量は 700~1,100°C の間で 2~90 g/hr/m² で C が 1.40% 迄増加すると約この 20% 減少を來す。C 量と酸化量の關係曲線から見ると C 10% で酸化量は最小値を示し 20% クロム鋼に於て特に顯著である。

20% クロム鋼では 700~800°C に於て各種の炭素量に於て酸化程度は殆ど均一で組織は何れもフェライト及び炭化物である。

C 0.80% 以上のものは 900°C でオーステナイトを示し低炭素のものより多少酸化程度大である。この事實は 1,000~1,100°C で一層顯著である。1,000°C に於ける代表的クロム鋼の酸化量を次に示す。

C 0.80% オーステナイト及び炭化物の組織のものは 1,100°C に於て酸化減量最小である。

30% クロム鋼は各温度に於てフェライト及び遊離炭化物よりなる高温の空氣に対する耐酸化性は C が増す程即ち炭化物の量が増

Cr(%)	1,000°C に於ける組織	酸化量 g/hr/m ²
0.10	フェライト	46
0.35	フェライト—オーステナイト	11
0.80	フェライト—オーステナイト	2
1.45	オーステナイト及び炭化物	5

す程減少す。即ちフェライトの Cr 含有量は減少してくるわけである。然し酸化の進行は極く徐々で 700°C 0.2 g/hr/m², 1,100°C で 2.5 g/hr/m² 程度である。煙道ガス中では 10% Cr 鋼は空氣中に於ける場合の酸化量の約 3 倍を示すがこれは C 量には無關係である。然し 20% クロム鋼は 10% クロム鋼より耐酸化性大で 1,100°C で 250 g/hr/m² 程度である。(N)

0.1% 迄のボロンが Ni 0~5% のニッケル鋼の機械的性質に及ぶ影響に就て (Günther Naton und Eugen Piwowarsky, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Dez. 1937) γ 鐵に對する B の溶解度は 0.1~0.15% で温度によつて變化する B は A₃ 點を上昇せしめ A₄ 點を降下せしめる。 α 鐵に對する溶解度は大で 0.15% に達する $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態は 915°C で起る。L. Guillet は初めて C 0.22% B 0.46% のボロン鋼の機械的性質を調べたが 900°C で焼鈍し抗張力 40 kg/mm² 伸 27% ブリネル硬度 107 で 850°C から焼入したものは抗張力 148 kg/mm² 伸 65% ブリネル硬度 311 となつた。ボロン鋼は硬度高く脆い憂があるから C の量を充分考慮する必要がある。R. Wasmuht 氏の炭素鋼及び Si Mn Ni Cr の各種の元素を含む鋼に對する B による析出硬化の研究によると珪素鋼に於ては焼鈍状態に於て B が増す程硬度が上昇するが熱處理

第 1 表 試験材の組成

鋼番	C%	S%	Mn%	P%	S%	Ni%	B%
1	0.13	0.52	0.49	0.092	0.049	—	—
2	0.13	0.52	0.49	0.092	0.049	—	0.020
3	0.13	0.52	0.49	0.092	0.049	—	0.045
4	0.13	0.52	0.49	0.092	0.049	—	0.096
5	0.13	0.52	0.49	0.091	0.049	0.98	—
6	0.13	0.52	0.49	0.091	0.049	0.97	0.020
7	0.13	0.52	0.49	0.091	0.049	1.00	0.036
8	0.13	0.52	0.49	0.091	0.049	0.99	0.070
9	0.13	0.52	0.49	0.091	0.049	0.98	0.091
10	0.13	0.50	0.48	0.089	0.047	3.00	—
11	0.13	0.50	0.48	0.089	0.047	2.98	0.015
12	0.13	0.50	0.48	0.089	0.047	2.99	0.041
13	0.13	0.50	0.48	0.089	0.047	2.97	0.075
14	0.12	0.50	0.48	0.089	0.047	3.00	0.115
15	0.12	0.49	0.47	0.087	0.046	5.01	—
16	0.12	0.49	0.47	0.087	0.046	5.01	0.020
17	0.12	0.49	0.47	0.087	0.046	5.00	0.046
18	0.12	0.49	0.47	0.087	0.046	4.98	0.065
19	0.12	0.49	0.47	0.087	0.046	5.01	0.085
20	0.24	0.53	0.62	0.086	0.061	—	—
21	0.24	0.53	0.62	0.086	0.061	—	0.019
22	0.24	0.53	0.62	0.086	0.061	—	0.048
23	0.24	0.53	0.62	0.086	0.061	—	0.099
24	0.24	0.53	0.61	0.085	0.060	1.00	—
25	0.24	0.53	0.61	0.085	0.060	1.07	0.010
26	0.24	0.53	0.61	0.085	0.060	1.09	0.042
27	0.24	0.53	0.61	0.085	0.060	1.05	0.073
28	0.24	0.53	0.61	0.085	0.060	1.01	0.100
29	0.23	0.51	0.60	0.083	0.059	3.05	—
30	0.23	0.51	0.60	0.083	0.059	3.11	0.018
31	0.23	0.51	0.60	0.083	0.059	3.22	0.037
32	0.23	0.51	0.60	0.083	0.059	3.11	0.065
33	0.23	0.51	0.60	0.083	0.059	3.09	0.086
34	0.23	0.50	0.59	0.082	0.058	4.72	—
35	0.23	0.50	0.59	0.082	0.058	4.65	0.027
36	0.23	0.50	0.59	0.082	0.058	4.58	0.052
37	0.23	0.50	0.59	0.082	0.058	4.62	0.075
38	0.23	0.50	0.59	0.082	0.058	4.65	0.110

しても硬度は上昇しないがマンガン鋼は焼入硬化する。500°C 以下で焼戻すと硬度は一時上昇するが、150°C 以上の所で急激に元に戻る。Ni 及び Cr を含むものは、1,000°C~1,230°C から焼入しても全然硬化せぬが 700~800°C で焼戻すと初めて硬度が上昇する。本研究に使用した材料は C 0.13% 及び 0.24% の 2 種の平爐鋼で取鋼中の 25kg の熔鋼に 20% B のフェロボロン及び純ニッケルを種々の割合に添加し鋼塊を径 32mm の丸棒及び 34×17mm² の角棒にしたこれが熱膨脹を測定した A₃ 點以上 40°C に加熱し 0°C の水中に焼入し一部分を長時間かけて爐冷した。焼入した方の試験片を 50~150 及び 250°C で各 32 時間焼戻し径 5mm 長さ 25mm の丸棒と 10×10×55mm³ の衝撃試験片とに仕上げた。尚以上の試験材の化學成分を第 1 表に示せり。

變態點測定には F. Wever, A. Müller の結果を参考にした、B の量が増す程 A₃ 點は Ni C 量に無關係に上昇し B 0.12% 迄で約 20°C 高くなる。B 0.12% 以上は上昇せぬ。α 鐵への最高溶解度は 0.13% を示した。B 量が増すにつれ焼鈍したものは抗張力 17~27% 増加す。降伏點も同様である。5% Ni 鋼は B 0.085% で降伏點 82kg/mm² 抗張力 91kg/mm² で降伏比 91% に達する。伸は B が増すと減少するが Ni を含まぬものでは極く僅かで 5% Ni 鋼では著しい。衝撃値も同様に減少するその程度は割合小さい降伏點が特に高いものは衝撃値が殊に低い。焼入せし試験材をみるに B が増す程硬化程度が大となり。Ni を含まぬ B 0.096% の鋼は焼入前の抗張力の約倍になる Ni 鋼に於ても B により抗張力は増加する。B を含まぬものと B 0.1% のものを比較するに抗張力に約 30kg/mm² の差がある。

B は特に降伏點に著しき變化を生ぜしめる様である。5% Ni 0.085% B の Ni 鋼は 131kg/mm² の抗張力で 105kg/mm² の降伏點を示すのである。B を含む鋼の降伏比が約 80% であるが同種の鋼で B を含まぬものは 70% 程度である。B による伸の減少は Ni を含まぬものは特に著しく Ni が増加すと餘り減少せぬ様になる。衝撃値も同様である。Ni を含まぬ鋼を 500°C で 1 時間焼戻したものと焼入儘のものと比較した處抗張力は 35kg/mm² 上昇した Ni が増すとこの差は小さくなり 5% Ni の B-Ni 鋼では僅かに 4kg/mm² である。焼戻温度 150°C で B を含むものは何れも多少強度が増すが B を含まぬものは全然増加せぬ。

250°C で焼戻すと B を含まぬものは何れも抗張力低下するが B を含む Ni 鋼は焼入せしものと同じ抗張力を有し Ni を含まぬ B 鋼は焼入せしものより大なる抗張力を示す。降伏點についても全く同様な結果を示す。焼戻温度 150°C で B の含有量大なるものは降伏點は 92, 95, 107 及び 112kg/mm² といひ値を示す。又 250°C では焼入儘のものより降伏點高いが B を含まぬものは著しく低下する。焼戻試験材は何れも伸は減少する。硬度に及す B の影響をみるに焼鈍材で Ni 5% の B を多少含むものはブリネルで 45 しか増加せぬが焼入したものでは 137 も増加する。硬度大なるにも拘らずこの種の B を含む鋼は加工性よく Ni 5% のものでブリネル硬度 418 でも充分加工出来る。試験材 1, 8, 16 を 50°, 150° 及び 250°C でそれぞれ 32 時間焼戻した。焼戻 1 時間では何れの温度でも B を含まぬものは依然として焼入硬度と同じであるが極く僅かの上昇しか示さぬ。更に時間が長くなり 32 時間になると B を含まぬもの、焼入儘の初めの硬度より低下する。B を含むものは焼戻 1 時間では殆んど硬度の上昇を見ぬが B 0.096% の Ni を含まぬものは 150°C で 32 時間焼戻しても硬度は變化せぬ。250°C で

32 時間焼戻すと焼入儘のものよりブリネルで 9 低下する。Ni を含むものは多少析出硬化がある、即ち焼入の際に B が γ 中に過飽和に溶け込む爲めである。Ni 及び B が増して 50 及び 150°C で焼戻後も 1 時間では何等硬度の上昇を示さぬが 8 時間後は上昇しこの上昇した硬度は 32 時間後も低下せず現存する。焼戻温度 250°C では長時間焼戻しても硬度は一向上昇しない。

以上は C 0.13% Ni 0~5% のものに就いてであるが次に C 0.24% Ni 0~5% のものについて述べる。焼鈍状態では抗張力は B の増す程上昇し Ni を含む方が上昇程度大である。B による焼入硬化の影響も大であり Ni を含まぬもので抗張力約 25kg/mm² Ni を含むものでは 40~45kg/mm² 増す。降伏點もほぼ同様で Ni 1% B 0.1% の降伏點は 101kg/mm² で Ni 4.65~B 0.11% では 117kg/mm² を示す。伸、衝撃値は B が増す程減少を來す。Ni 4.65% のものに於て特に著しく焼鈍状態で伸 11.2% から 3.9% に迄減少す。

焼入したもので Ni を含まぬものは伸の低下大で例へば 16.8% のものが 4% になる。

50 及び 150°C で焼戻すと抗張力は増加する。Ni を含まぬものは特に大で約 23kg/mm² 増し Ni 4.65% のものは 3kg/mm² 程度である。

焼戻温度 250°C では抗張力は低下するが B 0.1% のものでは焼入抗張力より 13kg/mm² 上昇する Ni を含むものは焼入のものと變らぬ。降伏點も同様である。焼入儘のものより 50~150°C で焼戻すと多少は抗張力降伏點が増す。250°C では 3% Ni 鋼は B が増すと明らかに降伏點が高くなるが Ni 1% では多少低下する。B を含まぬ焼戻したものは初め多少焼入のものより降伏點が上る B を増すにつれてこの差は小さくなり。B 0.05% では多少下り B が高くなると更に著しくなる伸は代りに上昇する。炭素鋼及び C 0.24% の 1% Ni 鋼に於ては焼鈍状態では B が増すにつれてブリネル硬度 20~25 高くなる。

Ni 3% では 42, Ni 4.65% では 48 高くなる。焼入すると Ni 及び B を含まぬものでは 143 から 290 に硬度が上るが B を含むものは約 55 位上昇する。焼戻温度 50~150°C で B 0.1% の炭素鋼は大に硬度を増し 32 時間焼戻しても下らぬが B なきものは焼戻 1 時間で多少硬度を増す。250°C では B なきものは 1 時間焼戻で B を含むものより約ブリネル硬度 4 上り 32 時間後には 45 下る。然るに B 0.1% のものは 16 時間後に 50 上る。尚 B 0.1% のものは焼戻 50°C でブリネル硬度 387 から 418 に上り、150°C 及び 250°C でもこの硬度が保持される。3% Ni 及び 4.65% Ni 鋼の高ボロンのは 1 時間の焼戻では何等變化なし。B を含まぬものは焼戻時間が長くなり温度が高くなると硬度が減少する。

組織は焼鈍状態では各試料共 B が増すにつれ結晶粒細くなり Ni が多くなると一層著しい更にパーライトが増す。焼入後は B を含有するものは B を含まぬものより微細な針状のマルテンサイト組織で焼戻後も細い。(K)

鐵合金の腐蝕性豫測に對する電位差計法の應用 (Louis Guitton, Albert Portevin. Rev. de Metallurgie, Octobre 1937) Straumanis に依れば金屬の溶解速度 dp/dt と局部電池電流 i との間には次の關係がある。

$$dp/dt = M/n_1 F \cdot \Sigma i$$

今 E_c と E_A を金屬の陰極及び陽極の電位、 r を電池の内部抵抗とすれば

$$i = e/r = E_c - E_A/r$$

溶解は水素の発生と共に進行すれば

$$E_C = E_H + \eta$$

此處に E_H は水素電極の電位, η は水素の不均一過電壓である。

不均性が餘り多くないならば $E_A = E_M$ 故に

$$dp/dt = M/n_1 F \cdot \Sigma E_H - \eta - EM/t$$

$$\text{此れから } \frac{d}{dt} \left(p \frac{M}{n_1} \right) = a(b - EM) \quad a, b \text{ は常數}$$

著者等は以上の式が如何なる程度に實驗と一致するかを調べた。其の爲に 8 個の不銹鋼試料をとつた。組成は次の如くである。

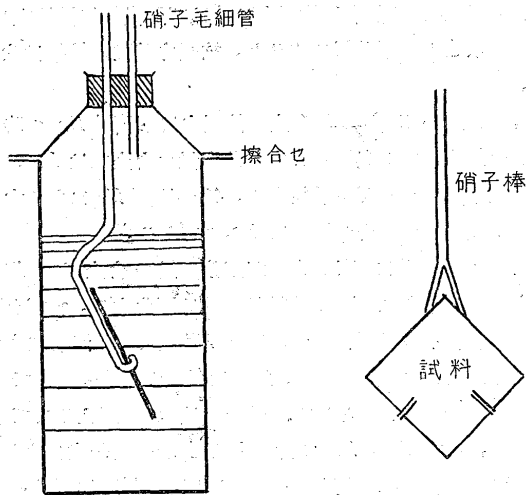
合金	C	Ni	Cr	Mo	Tu	Cu	Si	Mn	熱處理
A	0.100	—	13	—	—	—	0.300	0.250	750°にて焼鈍
B	0.690	9	18	—	—	—	0.500	0.260	1,100°水燻入
I	0.4	12	24	—	—	—	0.900	1.20	"
D	0.080	18	8	5	—	—	3.0500	0.260	"
E	0.080	18	12	2	—	—	4.0660	0.540	"
C	0.090	30	9.5	10	—	—	0.500	1.28	"
G	0.080	34	—	—	14	—	0.245	1.62	"
K	0.080	82	1	0.5	—	2	10	3	"

900°焼鈍

Fe	C	Si	Mn	S	P
99.5	0.100	0.200	0.180	0.010	0.010

液は密度 1.1 及び 1.18 の HCl と 1.4 の H₂SO₄ であり此の密度が鐵や不銹鋼に對して最も強い腐蝕性を示す。電位は標準飽和甘汞電極に對して測られた。測定中の偶發的分極を避ける爲には小面積の表面測定を可能とする Toedt の電極を用いた。最初の測定は試料を液に浸して 1 sec 後になされた。それより短い時間に測定しても初期電位 V₀ の値には變化無い。次いで 1, 2, 4, 6, 8 min に行はれた。

腐蝕試験は 3/4 l の Pyrex ピーカーで行はれた。40×40 mm で 1/2 mg の試料は圖の如く置かれた。腐蝕は一般に一様で其の重量の



減少 mg/cm² で測定された。時間は 1, 6, 48 時間及び 7 日である。

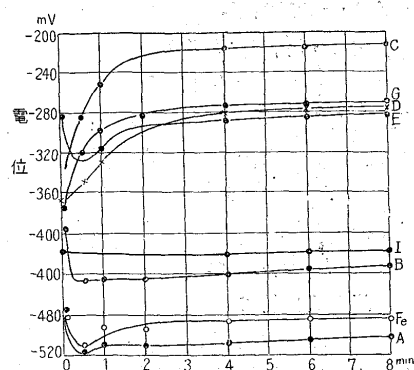
Cr 鋼を調べる時、試料を濕た空氣から防がねばならなかつた。濕た空氣は表面を不動態に置くからである。

I 電氣的測定 興味ある結果を得たが其の 1 例を圖示すれば次の如くである。液は HCl d=1.1 である。HCl d=1.18 及び H₂SO₄ d=1.4 でも大體同傾向の曲線を得た。此の圖より明らかな如く其の電位は次の 2 群に分れる。

A	} 鐵及び普通不銹鋼	E 及び D	} 特殊不銹鋼
Fe			
B			
I			

曲線の初期不規則性は

合金の種類と性質の特性を示す。稀薄 HCl の中で Fe と普通不銹鋼は最初の 30 sec に電位の急速を降下をなす。曲線 G と C は此れに反し最初の 2 min に急速に上昇する。合金 K は何等の變化も現はさぬ。他の 2 種の電解質中では總てこの電位は最初上昇する。特に合金 C と G とは上昇が極めて速かである。合金 I は總ての場合に何等の不規則性も示さぬ。



II 腐蝕試験

HCl d=1.1 ΔP=重量減少 mg/cm²

ΔP	Fe	A	B	C	D	E	G	I
1時間	6.7	7.7	3.1	0.1	0.2	0.2	0.35	3.1
6	16.8	41.6	10.2	0.3	0.6	0.7	0.67	15.3
48	125.8	381.0	163.0	1.1	1.5	2.3	1.65	66
7日	—	—	—	2.5	7.5	9.6	4.0	161

HCl d=1.18

ΔP	Fe	A	B	C	D	E	G	I	K
1時間	46.7	76.3	39.4	0	1.5	1	0.33	16.6	0.5
6	180.6	307	217	0.6	5	5	0.79	67	—
48	600	—	810	1.6	17	24	1.33	290	15.5
7日	—	—	—	5.3	6	78.8	3.63	—	26.3

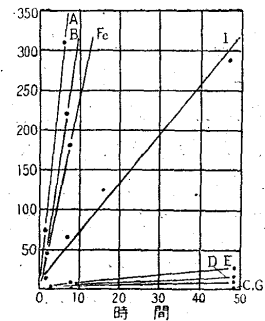
H₂SO₄ d=1.4

ΔP	Fe	A	B	C	G	I
1時間	4.3	14.2	7.0	0	0	0
6	12.2	63.8	31.0	0	1.09	3.5
48	83.6	324.2	183.3	0.92	2.56	53.7
7日	—	—	—	2.84	20.18	—

以上の表を圖示すれば次の如く電位測定に見られた 2 群は此處に於ても明瞭に分離して居る事を知る。

合金 A と B は非酸化性酸である HCl 中では鐵よりも腐蝕される。酸化性酸中では此の反對であらう。H₂SO₄ d=1.4 の中で鐵よりも大なる抵抗を得る爲には特殊成分 36% を含む合金 I まで行かねばならぬ。

III 電位と腐蝕の比較 直角座標をとり縦軸には重量減少, 横軸には電位をとる。此の電位の取り方は最も『貴』なる合金に對應する最も selectronegative でない値が圖面の左にある様にする。



著者等が研究した各合金に就て縦軸に重量減少, 横軸に電位をとつたが此等は或る任意の時間後に測定されたのである。然し任意と言へば各合金に就て同様な時間である。其處で同様な條件の下に各合金の, 電位の函数として腐蝕を現はす圖形を得る。著者等はその任意時間の電位と重量減少を變へ乍ら多くの圖を描き, その各點が 1 本の滑らかな曲線上に乗る如くにした。

HCl d=1.18 及び H₂SO₄ d=1.4 の場合の曲線も研究し著者等は次の式を導いた。

$$\Delta P_{1h} = 0.156 (V_s + 289.5)^2 / V_s + 525.5$$

$$V_s \leq -289.5$$

此の場合

$$V_s = -289.5 \text{ mV} \quad \text{の時}$$

$$\Delta P_{1h} = 0$$

$$V_s = -525.5 \text{ mV} \quad \text{の時}$$

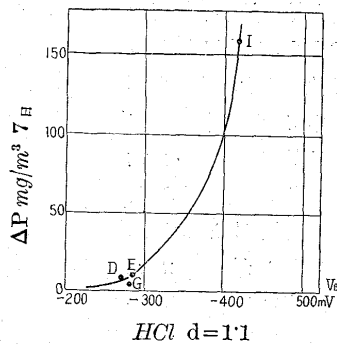
$$\Delta P_{1h} \rightarrow \infty$$

故に鐵合金に於て

$$V_s = -289.5 \text{ mV}$$

なるものは耐蝕性が最も良好であるが現實には存在しない。

實驗式よりの値と實驗値とは次表の如くよく一致する。



合金	V _s mV	ΔP _{1h} mg/cm ²		差 mg/cm ²
		測定	計算	
C	-235	0.2	1.6	1.4
G	-244	0.3	1.15	0.8
K	-314	0.5	0.44	0.06
D	-332	1.5	1.5	0
I	-403	16.6	16.6	0
B	-436	39.4	37.9	1.5
Fe	-450	64.7	53.2	6.5
A	-464	76.3	76.3	0

かくして或る合金の或る電解質中の電位を測定すれば、其の電解質に對する合金の耐蝕性を豫測する事が出来る。(S-O)

8) 非鐵金屬及び合金

Zn の蒸溜水又はガス雰圍氣の存在に於ける腐蝕 (Martial-Felix Taboury, Elie Gray, C. R. No. 21, Nov. 1937)

蒸溜水の Zn 薄板に對する腐蝕作用は既に多く研究せられたが、著者等は其の結果が種々で一致せざる事より次の如き方針を定めた。

1° ガス雰圍氣の存在無き場合に Zn 薄板に對する煮沸蒸溜水の作用

2° 空氣の存在に於て蒸溜水中の Zn 薄板の腐蝕

3° 腐蝕作用を著しく助ける CO₂ ガスを種々の割合に含む氣流を蒸溜水中に通した場合の現象

試料中に痕跡程度に含まれる不純物としては 0.005% Pb, 0.001% Fe で Cd は存在せぬ。試片は常に微細な砂、次いで輕石粉末で磨かれ蒸溜水で手早く洗はれた。

I ガス雰圍氣の存在なき場合の腐蝕——1 枚の Zn 薄板を煮沸されてから 15°~25° に保たれる蒸溜水に依て満たされた管に入れて Hg 槽上に轉倒して置けば (板は Hg と接觸して居ない) 板の表面に往々に小氣泡の發生を見、此れが管の底部に集て來る。此のガスは Zn 板に依り水が還元されて生じた純 H₂ であつた。同時に Zn の水酸化物も生じた。

II 空氣の存在に於ける Zn の腐蝕——ピーカーに Zn 薄板を立て此の表面の 3/4 を覆ふ如く蒸溜水を入れる。數時間かく放置せば板の各所にゼラチン狀の膨れが生じ此れが徐々に擴がりかくして生じた物質は次第にピーカー底に剥落する。

酸化が進行するに伴て板の各所に孔を生じ、此の現象は水に浸て居る部分が殆ど全部酸化した時に止る。

腐蝕生成物は乾燥させると空氣の存在に於て水には殆ど溶解せぬ白色粉末となる。然し其の溶解度は水中の炭酸量の増加に伴て大となる。

此の粉末を乾燥させて直ちに水分も炭酸ガスも含まぬ空中で赤熱

分解せしめれば CO₂ 13.7%, ZnO 73.6%, H₂O 13.3%, CO₂/ZnO = 0.18 此れは近似的に 3ZnO·CO₂·2H₂O の組成に相當する。

3 ヶ月以上も放置せられた粉末は次の結果を與へた。

CO₂ 10.3%, ZnO 74.5%, H₂O 14.2%, CO₂/ZnO = 0.14 で 4ZnO·CO₂·3H₂O に相當する。腐蝕生成物は水分を含んだ大氣中で水を吸収し無水炭酸を失て安定する。

III 炭酸ガスを多量に含む雰圍氣の存在における腐蝕——Zn 薄板を蒸溜水中に入れ此れに 2/1,000 程度の CO₂ を含む空氣を通せば腐蝕はもはや目に見えない。腐蝕生成物は板の表面に留まり其處に更に腐蝕の進行を妨げる如き保護膜を生ずる。

更に CO₂ を増し又は純 CO₂ の場合、最初の間は試料は金屬光澤を失はず腐蝕生成物は順次に溶解し去り其の重量を減ずる。液が飽和すれば試料の重量は保護膜の生成に依り増加し次いで腐蝕の進行が止まつて重量は一定となる。(S-O)

Ni 眞鍮の物理的及機械的性質 (Maurice Cook, J. Inst. Metals, 1938, 62) Ni を含む Cu 合金の中で 2 つの主な群は Cupro-Nickel と言はれる Cu-Ni 合金、他は Cu-Ni-Zn 3 元合金の洋銀と言はれるものである。後者は Ni 5~30%, Zn 5~3% と云ふ廣い成分範圍を有する。此等合金は 3 つの主な副群に分たれる。即ち常溫加工合金、高溫加工合金、及び鑄造用合金である。β 相は常溫よりも高溫の方が容易に加工され、高溫加工と常溫加工合金の差は β 相の有無に依る。鑄造用合金の組成は廣い範圍で變化し普通 Pb と Sb を含む。α+β 相より成る高溫加工合金の代表的なるものは Ni 眞鍮でその組成は Ni 10%, Cu 45%, Zn 45% より成る。此の合金に對して現今まで大した研究も行はれて居ないので著者は系統的に物理的及び機械的性質を研究した。

金型鑄造及び高溫鍛造合金 直徑 7/8" 長さ 8" と 1 3/4" × 3/4" × 6" との角棒を作り前者は抗張力試験及び顯微鏡組織検査に用ひ、角棒は高溫鍛造と化學分析に用ひた。抗張力試験の結果は次の如くである。

5, 10, 15 及び 20% Ni 合金で抗張力は 45% Zn の時に最大値に達し一般的に言て與へられた Ni 含量の合金では Zn の増加につれて伸長率は減じ硬度が増加する。40~45% Zn にある大なる伸長率の減少は β 相の割合の増加に負ふのである。

例へば Cu が充分に高く、Zn が充分に低い合金で α 相より成るものも Ni の増加につれて機械的性質は惡化する。γ 相を現はすものは非常に弱くて固い。與へられた Zn 量で Ni が増加するに對して抗張力試験の結果を見るに、此れは Zn が 50~55% で γ 又は β+γ より成るものを別として、Ni が 15% を越えるまで明らかに増加する。30~45% Zn で抗張力は Ni 量を一定にすれば Zn の増加につれて増す。Zn 量を一定にした時伸長率は Ni 増加に伴ない減少する。硬度は常に Ni と Zn の増加につれて増すのである。

高溫鍛造合金 此の試験にて 1 3/4" × 3/4" の角棒は 800°C に熱せられ、それが大體 1" 直徑の丸棒になるまで鍛造した。鍛造は極めて容易である。然し Ni 含量の増加と共にその容易さは減少する。Ni 含量の低い時鍛造は Zn の増加につれて容易となる。表に出て居る 50% Ni の試料は非常に容易に鍛造される。15% Ni のものは 45% Ni まで満足に鍛造されるが Zn がこれよりも増加すれば試料に割目を生ずる。20% Ni では 45% Zn 以下のものが鍛造され得る。然し其の變形は Ni 量のより低いものよりも困難である。

試験片は以上の棒から作り、其の抗張力試験の結果は表 I の如くである。一般に満足に高溫鍛造せられる時、其の物理的性質は金型

表 I

合金 No.	組成 %						物理的性質						
	公稱値			分析値			金型鑄造				金型鑄造及び鍛造		
	Cu	Ni	Zn	Cu	Ni	Zn	抗張力 t/in ²	伸長率 2" %	ダイヤモンド 角錐 硬度 10kg 荷重	顯微鏡組織	抗張力 t/in ²	伸長率 2" %	ダイヤモンド 角錐 硬度 10kg 荷重
1	60	5	35	60.2	4.8	35.0	19.6	50.2	95	中型α(痕跡β)	24.0	37.0	92
2	55	5	40	56.7	4.9	38.4	23.9	46.5	115	中型α(及びβ)	29.9	33.0	122
3	50	5	45	49.5	5.3	45.2	30.0	15.5	163	β	26.8	9.0	153
4	45	5	50	46.2	4.9	48.9	25.2	10.5	179	β	3.3	0	151
5	60	10	30	59.5	10.1	30.4	18.0	45.5	79	中型α	27.3	56.0	114
6	55	10	35	54.9	9.8	35.3	18.3	43.0	105	中型α	27.2	53.0	109
7	50	10	40	50.1	9.9	40.0	24.3	37.5	130	中型α(及びβ)	30.5	55.0	120
8	45	10	45	45.0	10.2	44.8	30.9	9.0	183	β(痕跡α)	37.0	22.0	134
9	55	15	30	54.4	15.7	29.9	18.6	25.0	105	中型α	29.6	47.5	126
10	50	15	35	50.1	15.5	34.4	19.6	26.7	120	中型α(痕跡β)	30.5	56.5	122
11	45	15	40	45.6	15.5	38.9	23.0	18.5	138	β(及びα)	33.5	47.0	137
12	40	15	45	40.2	14.7	45.1	27.8	5.0	208	β	36.0	7.0	159
13	35	15	50	35.5	14.9	49.6	12.9	1.0	218	β(及びγ)	鍛造により割れる		
14	30	15	55	30.6	14.8	54.6	4.0	0.5	246		"		
15	50	20	30	50.3	20.2	29.5	20.9	15.5	117	中型α	31.4	47.0	120
16	45	20	35	44.0	21.5	34.5	26.1	9.0	165	中型α(痕跡β)	34.0	34.5	139
17	40	20	40	41.7	21.0	37.3	33.2	3.0	221	中型α(及びβ)	38.0	29.0	164
18	35	20	45	35.8	20.9	43.3	36.8	1.0	270	中型α(及びβ)	231		
19	30	20	50	30.8	20.5	48.7	9.5	0.5	253	β(痕跡α)	鍛造に依り破碎		
20	25	20	55	24.6	19.7	55.7	6.3	0	284	β(及びγ)	"		
21	45	25	30	44.6	27.2	28.2	25.9	19.0	134	中型α	34.8	36.5	150
22	40	25	35	39.8	26.1	34.1	31.0	5.5	181		35.5	11.5	162
23	35	25	40	34.3	25.5	40.2	33.1	0.5	317	中型α(及びβ)	鍛造により破碎		
24	40	30	30	41.3	30.3	28.4	29.1	20.2	143	中型α(痕跡β)	鍛造により割れる		
25	35	30	35	35.2	31.3	33.5	30.5	3.5	230	中型α(及びβ)	"		
26	30	30	40	32.5	32.6	34.9	33.6	0.5	250	中型α(及びβ)	"		

表 II 押出 Ni 眞鍮

合金 No.	化學組成							物理的性質					顯微鏡 組織	
	公稱値			分析値				抗張力 t/in ²	伸長率 2" %	D. P. 硬度 10kg 荷重	Izod 値 Ft/lb	機械 加工性		
	Cu	Ni	Zn	Cu	Ni	Zn	他の添加物							
E 1	45	10	45	44.8	10.1	45.1	Cu-Mnに依り 脱酸	F 41.0 B 43.4	28.0 26.0	155 165	27 29	60	β(及びα) β(及びα)	
E 2	45	12.5	42.5	44.6	12.6	42.8		F 35.2 B 39.8	41.9 37.0	132 144	47 54	52	α(及びβ) α(及びβ)	
E 4	45	15	40	43.8	16.1	40.1		F 35.8 B 37.8	40.5 34.0	168 171	20 48	40	α(及びβ)	
E 6	45	10	45	44.5	10.2	45.3	脱酸劑使用せず	F 33.3 B 39.2 28.5	157 161	29 32	56	β(及びα) β(及びα)	
E 7	45	10	45	44.8	9.9	44.3	0.02% P	F 41.6 B 45.8	25.3	157 175	27 28	55	β(及びα) β(及びα)	
E 8	45	10	45	44.9	10.2	44.8	0.08% P	F 44.1 B 45.7	21.0 15.5	162 166	22 25	60	β(痕跡α) β(及びα)	
E 9	45	10	45	44.7	10.5	44.7	0.11% Si	F 38.2 B 39.3	10.5 9.5	172 170	20 28	63	β(痕跡α) β(痕跡α)	
E10	45	10	45	44.6	10.1	45.0	0.26% Si	F 45.3 B 46.5	14.0 12.5	198 196	19 14	53	β β	
E 11	45	10	45	44.8	10.1	45.1	Cu Mnに依り 脱酸	F 41.0 B 43.4	28.0 26.0	155 166	27 29	60	β(及びα) β(及びα)	
E11	45	10	45	44.9	9.7	44.8		0.56% Pb	F 42.4 B 42.3	28.7 18.5	177 164	28 23	57	β(及びα) β(及びα)
E12	45	10	45	44.6	9.4	44.4		1.55% Pb	F 40.5 B 40.4	27.2 17.0	150 151	28 20	77	β(及びα) β(及びα)
E13	45	10	45	44.1	9.1	43.9		2.88% Pb	F 40.5 B 35.8	25.0 12.0	154 161	22 16	80	β(及びα) β(及びα)

鑄物の其れよりも良好である。これはその組織的變化に依るものであらう。最良と抗張力と展性の組合せは 10~15% Ni 系列に見出される。

機械加工性試験 著者は種々の組成の extrusion に依る棒の機械加工法を 3% Pb の 60:40 眞鍮と比較して見た。表 II に與へてある機械加工性は次の如くに算出された。即ち以上の標準眞鍮の機械加工性を 100% とし、試料に 1,000 rpm で 15 sec の間或る一定の荷重を加へて 1/8" の twist drill で穴をあけた其の深さの% である。表中の値は 4~5 回試験の平均である。これから、Pb の相當量の添加に依り機械加工性が明瞭に改善される事がわかる。

置割れ試験 歪を受けた状態に在る眞鍮には置割れを生ずる事はよく知られて居る。extrusion の眞鍮にも此の傾向はある。それを試験する爲に 4' の長さで 10% Ni の試料及び Mn, P, Si を含んだ試料を硝酸水銀 1% の液に 1 週間浸したがどの試料にも割目を生じなかつた。

Hot Stamp 試験 かくの如き操作中の合金の性質は組成、不純物又は特殊添加物の影響を受ける。それで B. S. I. 規格 No. 218 に準據して行た。此れより 45:10:45 合金の E1 は 600~800°C で hot stamp をよく受け得る。Cu 量が一定で Ni が増せば hot stamping 可能範圍は急速に狭くなり E4 に至てはもはや満足な stamping を與へられぬ。45:10:45 合金で何等の脱酸剤も加へられぬ E6 は 650°C 以上で hot stamp される。E7 でも同様である。E8 はその範圍は 700°C 附近に限られる。E9, E10 にて 0.26% Si の存在は何等の影響も及ぼさぬ、E11, E12, E13 の如きは Pb の増加に伴ひ悪影響のあるを示す。

著者等は顯微鏡組織よりそれと機械的性質との關係を論じて居る。(S・O)

9) 化學分析

鋼中の微量炭素測定法 (Willems F. Arch. Eisenhüttenwes, 11 okt 1937) 鋼中の微量炭素測定には Thanheiser, Dichens (Mitt Kais-Wilh-Inst. Eisenforsch. 9, 1927. S 239/245) の研究

が有名である。これは 2 酸化炭素を水酸化バリウムの稀溶液に吸収せしめ沈澱した炭酸バリウムを更に硫酸バリウムにして秤量し炭素を間接に定量する方法である。

著者は單に従前より簡単な測定装置を考案し發表したに過ぎない。測定方法は次の如く行ふ。先づコック 1, 2 を閉ぢ 3 により C 管を豫め眞空になす。Bauer Deiss の方法に従ひ摺合せ 4 より D に水酸化バリウムの稀薄液を充す。摺合せ 4 に E をかぶせコック 5 より 2 酸化炭素を含めぬ空氣と聯絡す。2 を緩かに開けばバリウム液は C 中に奔り入る。續いてコック 3 を燃焼管とつなぎ稀硫酸、固體クロム酸、又はクロム酸溶液を入れた容器をその中間に置く。試料は 10~15g の旋盤屑をとる。燃焼管の他側を酸素の高壓容器につなぎ燃焼管内をやゝ高壓ならしめコック 3 を開けば燃焼ガスはバリウム溶液中を泡起す。次に容器 A を眞空ポンプにつなぎ首襟部の摺合せ部 6 を閉ぢ。而して 7, 次に 1, 2, 5 を開き空氣を流出せしめる。炭酸バリウムの沈澱は濾過器 8 上に集まり 9 に充した温水にてよく C を洗ふ。9 を回轉し管壁をよく洗滌す。洗滌がすめば A をとりはづし過剰の水酸化バリウムを滴定する。次に第 2 の A 容器をつなぎ炭酸バリウムを鹽化物に變じ容器 A 中に落し 9 より稀硫酸を滴下しバリウムを硫酸鹽として沈澱せしめる。(茨木)

