

抄 録

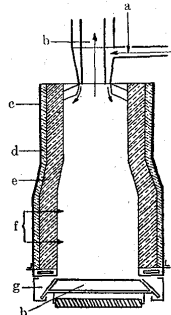
1) 製 鐵 原 料

サンジャック式粉鑛燒結法 (The Saint-Jacques Process. The Iron and Coal Trade Review, Jan. 15, 1937) 鑛鑛爐の粉塵 粉鐵鑛又は一般粉鑛の新燒結法 Saint-Jacques Process が佛蘭西に於て實施されて居る

装置全體の大きさは縦横 15×12m 高さ 13m にしてこの中に燒結爐及び扇風機 ポンプ等の附屬装置が納て居る

燒結爐は下圖の如く略圓筒狀の豎形にして内徑約 2.1m 上方が稍絞つてある

第 1 圖



- a. 粉鑛裝入口
- b. 熱瓦斯の排出口
- c. 鋼板
- d. 保温煉瓦
- e. 耐火煉瓦
- f. バーナー
- g. サンドシール
- h. 廻轉爐床

爐内は耐火煉瓦で内張せられ外部鋼板との中間には保温煉瓦が挟んである 爐の下部には自動的に廻轉する廻轉爐床があり廻轉爐床と爐の連絡はサンドシールとし瓦斯の漏洩を防ぐ

6本のバーナーが爐壁に對し切線的に取付けられ燃燒火焰が爐内を旋廻しつゝ爐頂に向て次第に上昇する 原料粉鑛は爐頂の裝入口から一定量づゝ連續に裝入せられ空氣の噴射によつて爐内に送り込まれる 爐内に入ると同時にこの粉鑛は爐内の高熱旋廻火焰に支へられつゝ爐内を徐々に降下してこの間に燒結され約6秒の後に爐床に達する 爐床上の燒結鑛は機械的の搔出装置に依て爐外に排出されコンベアに依て運搬車に運ばれる この爐の燒結能力は1時間約10tである

普通爐より排出される瓦斯中には尙粉鑛を混じて居るから之を旋廻除塵器に導いて粉鑛を沈澱せしめこれは再び爐に裝入する 又この排出瓦斯は相當高温であるから特に熱交換器に導入しこゝでバーナー燃燒用の空氣を約 300°C に豫熱して然る後大氣中に放出される

バーナーに供給する燃料は何でも良いがこの場合には熔鑛爐瓦斯とコークス爐瓦斯を 2:1 の割合にて混合した約 2,000 cal/m³ のものを用いた

製品燒結鑛は相當堅く且つポーラスなもので熔鑛爐原料として最も適して居る

本装置は其建設費及維持費が極めて安く且つ如何なる粉鑛も容易に急速焙燒又は高熱處理が行はれる長所がある

この種の装置は鐵鑛の燒結以外に現在1基は浮選銅鑛の燒結に用ひられ この外亞鉛鑛の處理 燐鑛の處理又はセメント製造等を目的として目下建設中のものがある (H. S. O.)

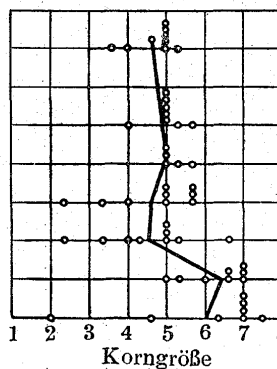
4) 鋼及び鍊鐵の製造

精鍊が鋼の粒の大きさに及ぼす影響に就て (Georg Hieber. St. u. E. 22, April 1937, S. 422/3) 鋼の粒の大きさに對する Al の影響に就ては從來多くの文獻があるが M. A. Flinson, L. I. Ssolowjew 及 J. J. Pinjejin は精鍊が鋼の粒の大きさに及ぼ

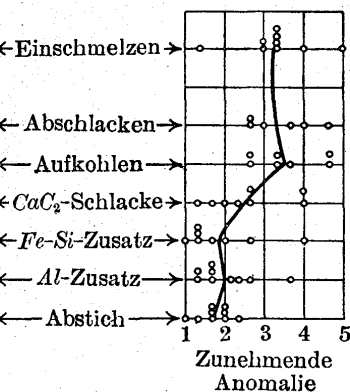
す影響に就て報告して居る。此の目的の爲に鋼浴から試料をとり之に就てアメリカ材料試験協會の表に依て Mc-Quaid-Ehn 式の粒の大きさを調査した 之と同時に此の試料に就て異狀組織を調査した 即ち標準組織を 1 で表し 最大異狀組織を 5 として區分して居る 斯くして 10t の電氣爐で純炭素工具鋼を熔かしたものの 9 熔解に就て調査した

試験の結果に依ると一定の屑鐵を配合して熔解した場合には 熔落時には 粒の大きさは 5~4 であつて (第 1 圖参照) 鑛石を投入

第 1 圖



第 2 圖



しても粒の大きさは變化しない 然るに脱酸期には著しく粒が變化する 即ち沸騰期に於ては Fe-Mn が存在しても粒の大きさは變化しないが精鍊期或は鎮靜期になると Fe-Mn があると粒の大きさは 1~2 位増大する 然し Fe-Si と Al が Fe-Mn と共存する時には斯る粒の發達は認められない よく脱酸された鋼浴に Fe-Si を入れると粒は發達するが脱酸されて居ない鋼浴に Fe-Si を入れると粒は小さくなる 又 Al が存在すると粒は小さくなる

第 2 圖は熔解作業中の異常組織の變化の狀況を示すものであつて熔落直後は 3~4 程度の異常組織のものが沸騰期になると 4~5 に増大する 更に散炭 電極の浸漬等に依て加炭し精鍊中には異狀組織は次第に變化する 精鍊期の終りには 2~1 であつて僅かに其の痕跡を止むるばかりになつて了ふ 然し或場合には精鍊後にも異狀組織は 4~3 のこともあるが 之は脱酸に依て完全に除去される 脱酸狀況が異狀組織に及ぼす影響に就ては次の様な事が判明した 即ち Fe-Mn の存在は精鍊期に於ても鎮靜期に於ても異狀組織の存在を少くする Fe-Si は多量に存在する時は (10t につき 40~50kg) 異狀組織を減ずるが少量の時は (10t につき 10~20kg) 變化を及ぼさぬか或は増大する傾向がある Al は特に影響はなくて減ずるよりも寧ろ増大する傾向がある (T. I.)

鹽基性平爐鑛滓の酸化能力に就て (Jwanow P. N. & Romodin G. A. in Swerdlowsk. Arch. f. Eisenhüttenwesen Dezember 1936) C. H. Herty は活性酸化第一鐵の量を定めるに次式を呈出した

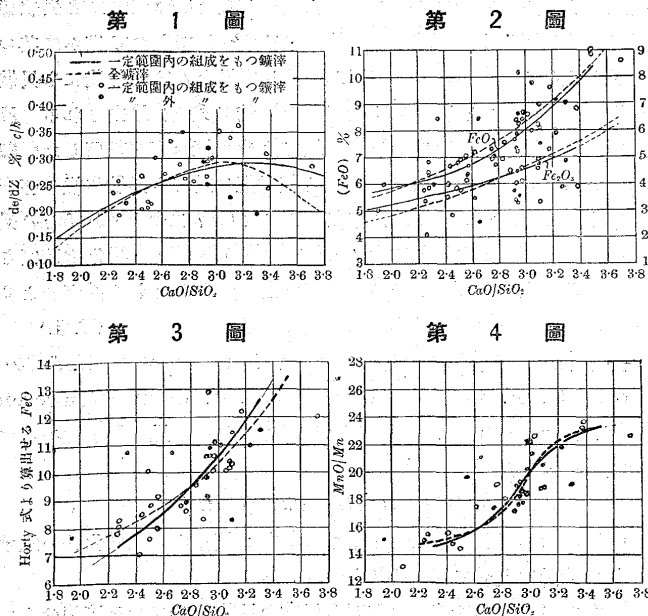
$$(\sum FeO) = (FeO) + 1.35\% (FeO) / 5$$

($\sum FeO$): 全活性酸化第一鐵量 (FeO): 鑛滓中の全酸化第一鐵量で化學分析によつて定め得るものである

然しながら上式は鑛滓の粘度が通常の状態の時にのみ適用せられ

試料 No.	CaO %	SiO ₂ %	Al ₂ O ₃ %	FeO %	Fe ₂ O ₃ %	MnO %	MgO %	Cr ₂ O ₃ %	P ₂ O ₅ %	CaO/SiO ₂	dc/dz	(MnO)/[Mn]
1*	45.98	18.00	3.25	7.08	5.84	9.34	7.92	0.55	1.22	2.56	0.300	19.66
2*	47.73	14.80	3.37	8.67	5.90	9.61	5.90	1.99	1.35	3.23	0.286	21.80
3	49.80	17.00	5.15	8.44	4.05	7.71	5.61	1.02	1.30	2.93	0.247	18.36
4	47.63	15.94	6.83	7.88	4.09	7.89	7.34	0.38	1.08	2.98	0.300	20.23
5	47.32	15.32	5.71	8.21	4.59	7.40	7.20	1.53	1.21	3.09	0.384	18.79
6	44.58	14.40	7.97	9.00	4.85	9.06	6.40	1.08	1.15	3.10	0.223	18.95
7*	43.82	13.28	7.30	9.06	4.78	8.47	10.56	1.28	1.05	3.30	0.194	19.20
8	48.65	15.72	8.38	8.10	3.28	6.78	5.54	0.54	1.03	3.10	0.280	16.14
9	45.47	17.80	7.63	6.30	4.14	7.99	8.49	0.62	1.46	2.56	0.186	19.97
10	45.84	15.84	9.58	6.52	4.47	7.71	7.58	0.85	1.08	2.89	0.211	17.27
11*	46.56	15.00	1.83	6.72	11.12	9.26	7.42	0.80	0.81	3.10	0.244	20.54
12*	39.43	20.40	9.41	6.03	3.01	7.96	12.46	0.58	0.74	1.94	0.156	15.14
13	47.81	19.12	5.10	5.97	4.79	8.77	4.96	0.58	1.29	2.50	0.218	14.62
14	43.11	19.32	8.60	5.71	3.37	11.14	7.03	0.40	1.40	2.24	0.232	15.05
15	46.92	20.60	4.92	6.32	3.84	7.75	6.19	0.61	1.27	2.28	0.192	13.14
16	47.81	16.00	8.22	7.90	3.47	7.00	6.51	0.55	1.12	2.93	0.226	17.68
17	47.12	16.60	6.92	7.55	5.03	8.77	5.53	0.66	1.24	2.84	0.252	18.10
18	45.96	20.40	5.92	6.15	2.03	7.16	9.00	0.69	1.24	2.26	0.210	15.52
19*	48.88	16.80	4.61	7.72	3.70	7.98	6.98	0.62	1.10	2.91	0.292	19.00
20*	44.40	16.16	6.90	7.02	5.05	7.52	9.79	0.76	1.21	2.75	0.342	17.44
21	45.75	18.68	7.86	6.66	2.88	8.32	6.30	0.44	1.24	2.45	0.265	14.94
22	43.67	16.72	10.45	7.16	3.47	11.39	3.35	0.67	1.96	2.62	0.276	17.53
23	45.36	15.40	8.89	8.00	5.40	8.48	4.24	1.15	1.60	2.94	0.292	19.30
24	45.98	18.60	10.40	5.49	3.98	9.35	4.17	0.81	1.58	2.42	0.307	15.58
25	42.87	18.80	8.47	6.84	4.81	9.22	6.69	0.94	1.44	2.28	0.258	19.87
26	43.24	14.24	10.08	8.00	7.69	10.50	2.92	0.63	1.50	3.04	0.289	22.58
27	44.66	14.80	10.73	8.65	4.66	9.59	4.03	0.83	0.43	3.02	0.351	21.31
28	42.35	16.88	7.40	7.90	3.79	8.55	9.18	2.16	1.20	2.50	0.206	22.50
29	45.36	15.40	7.96	8.33	3.32	10.59	6.34	0.91	1.38	2.94	0.266	18.52
30	46.10	15.48	9.92	8.78	4.53	7.53	3.93	0.58	1.51	2.98	0.241	18.50
31	44.82	16.20	7.26	6.77	5.05	9.31	6.47	0.98	1.57	2.77	0.261	19.14
32	46.47	17.00	9.12	6.83	4.12	9.26	5.32	0.68	0.73	2.74	0.278	13.89
33	42.64	13.52	11.32	9.66	5.27	9.62	3.90	0.69	1.63	3.16	0.360	26.34
34	45.36	18.00	8.20	9.62	3.74	10.59	4.61	0.90	1.48	2.52	0.215	21.68
35	43.42	11.68	9.87	9.50	7.15	11.10	4.18	0.29	1.55	3.71	0.287	22.54
36*	41.40	15.60	14.49	8.45	2.61	10.95	3.96	0.37	1.84	2.66	0.329	21.14
37	43.71	12.94	10.53	10.53	6.78	8.00	3.74	0.61	1.42	3.38	0.311	23.61
38*	40.42	13.80	8.60	7.23	4.54	6.40	15.92	0.76	0.97	2.93	0.251	17.78
39*	38.10	16.32	15.95	8.46	4.02	6.17	9.80	0.61	1.18	2.34	0.216	27.78
40	43.86	13.00	6.34	11.07	3.90	9.73	8.50	0.99	1.61	3.38	0.242	23.20
41*	45.24	15.40	4.18	8.60	3.01	7.84	11.66	0.83	1.17	2.94	0.321	17.93

るもので 粘度の増加した時は用ひられぬ 何となれば粘度の増加に比例して鑛滓中の (FeO) 量は増加する 従て Herty の式により (ΣFeO) も増加するが 実際はかゝる鑛滓の酸化能力は粘度の増加



即ち CaO の増加に従て低下する例へば粘度の増加した時は炭素の燃焼速度を以て酸化能力を測定すれば速度は 0.1 % C/h 以下となる 故に鑛滓の酸化能力と化学成分の関係を考究することは大に必要である故に著者は CaO/SiO₂ 量の變化と鑛滓の酸化能力との関係を驗した

先づ 90t 平爐で出來た鑛滓より試料として 71 種の鑛滓を採用した この爐は高爐及び發生爐の混合ガスで作業しペトロリウム及びタールで炭素を給する この作業温度は實驗結果より考へるとやゝ低きに過ぎる様であつた この試料の中で熔湯の炭素量の餘りに高きもの又は餘りに低きもの並びにこの爐の通常の作業温度より低い温度で作業した時の鑛滓はこれを除外した それで實驗試料は結局 41 種となつた この試料の化學成分 炭素の燃焼速度 dc/dz 及び (MnO)/[Mn] の價を表に示す

表に示す如く Al₂O₃ は 1.83~15.95 % MgO は 2.92~15.92 % の間を上下してゐる Al₂O₃ は流動性を増すが MgO はこれを減ずる CaO/SiO₂ の價の酸化能力に對する影響を驗するに際し Al₂O₃ 5-11 % MgO 9 % 以下のものと然らざるものとに分けた表中 * は後者を示す 實驗結果を第 1, 2, 4 圖に示す 第 3 圖は Herty の式による活性 FeO との關係を示す 圖中實線は Al₂O₃ 5-11 % MgO 9 % 以下の範圍に屬するもの 點線は全部の鑛滓に對するものである 實驗値は相當亂雜してゐるがその傾向は充分認め得る 第 4 圖中 CaO/SiO₂ >

3.3 で曲線の緩傾斜は 前述の如く粘度の増加による反應力の減少に基く 又 CaO/SiO₂ の小なる所での曲線の形は E. Maner 及び W. Bishof の示せる如く $(MnO)/[Mn] = (FeO)/K'mn$ 式に於て鹽基度の減少即ち K'mn の減少による (MnO)/[Mn] の増大と (FeO) の減少による (MnO)/[Mn] の減少の二效果の影響を受ける

結論 a. CaO/SiO₂ 價の増加と共に酸化能力は次第に増加し一定値に達したる後減少す b. 鹽基度増加せば酸化鐵増加し粘度増す c. 酸化能力を一定ならしめる CaO/SiO₂ 價の臨界點は鑛滓中の他の成分即ち流動性を増減する成分例へば Al₂O₃, MgO 等及び爐の温度に關係す d. 爐の温度高く又鑛滓中流動性を増す成分多量なれば CaO/SiO₂ の臨界値は増大す e. 鹽基度の増加は或範圍内にて (MnO)/[Mn] 値を増加す f. CaO/SiO₂ > 3.3 及び CaO/SiO₂ > 2.5 では (MnO)/[Mn] は一定値をとる即ちこの範圍では鑛滓より MnO の還元は困難である g. (MnO)/[Mn] の一定値をとる理由は CaO/SiO₂ > 3.3 では粘度の増加同じく > 2.5 では Mn の低級酸化物と SiO₂ の結合による h. CaO/SiO₂ 値の (MnO)/[Mn] 値を一定ならしめる臨界値は鑛滓の流動性及び温度に關係す 即ち (MnO)/[Mn] 値が CaO/SiO₂ 値に正比例して増加する範圍が増大す i. 以上の實驗結果より考ふるに平爐の作業温度は低きに過ぎし嫌あり 通常の作業温度にては CaO/SiO₂ 値の臨界値は更に増大するであらう

5) 鐵及び鋼の鑄造

キューボラ鑄鐵の合金 (Fisher F. E., Iron Age, April 29, 1937, p. 43) 合金鑄鐵をキューボラで作るには大體の場合スパウト又は取鍋中に於て合金成分を加へられるがキューボラ装入物中に混合して置くこともある

Cr: フェロクロム (65~70% Cr) をキューボラ スパウト或は取鍋中に添加する 此の融點は約 2,300°F である キューボラ中に装入する場合には塊のまゝであるが スパウト或は取鍋中に入れる時には 20~30 メッシュとして用ふ 歩留り率は約 90% に達す キューボラ中にブリケット形又は 2% Cr の銑鐵を加へることもあつて前者の場合は骸炭上に装入し且つ爐の中心に行く様になければならない 兩法共歩留りは 95% に達す Cr は又 Ni, Mo 或は Cu と共に添加されることもある Cr は硬化剤にして冷剛及び強度を増す傾向を有し且つ磨耗 熱 腐蝕及び結晶成長に對する抵抗力も増進す 粒子を調整し結合炭素を増し殊に肉厚鑄物の硬度を均一にする作用がある 軟鑄鐵に對する Cr の組織的影響を示せば第 1 表の如し

第 1 表

Cr %	組	織
0.0	フェライト +	粗黒鉛
0.3	フェライトは少し減少し	細かい黒鉛とパーライト
0.6	細かい黒鉛と	パーライト
1.0	細かい黒鉛	パーライト及び小炭化物
3.0	黒鉛は消失す	
5.0	炭化物が大きくなる	
10~30	細い炭化物となる	

Cu: 純銅としての形で取鍋中に於て添加せられる 又時には粗銅をキューボラに装入することもある Cu は結晶組織を精整し冷剛を減少す 抗張力は少し増し抗折力には餘り影響しない 0.5% までは黒鉛化剤として作用して冷剛を減少し 0.5~1.5% では硬度を増す 硬度の増すと共に珪化物を作り Cu 0.75% の時最も顯著である Cr, Ni, Mo 等と共に使用せらるることあり Ni-Resist は Cu 6% Ni 14% Cr 2% を含有す 耐蝕性にして高温に於ける成長に對する抵抗力大なる故化學品 油等の精製用器材に供せられて居る

Mn: Mn は色々の形のキューボラ スパウト 取鍋中に添加せられる キューボラ装入の際は粗 Mn 塊状 Mn 鐵 鏡鐵或は Mn ブリケットの形で使用せられる 鏡鐵は 20% Mn を Mn 鐵は 70~80% Mn

第 2 表 100lb の鑄鐵に添加すべき合金量

希望する合金含有量	Cr 鐵 (70% Cr)		Cu (99%)		Mo 鐵 (65% Mo)		Mn 鐵 (80% Mn)		Si 鐵 (50% Si)		Ni "F" (92% Ni)	
	lb.	oz.	lb.	oz.	lb.	oz.	lb.	oz.	lb.	oz.	lb.	oz.
0.20	0	5	0	3	0	5	0	6	0	8	0	3
0.30	0	7	0	5	0	8	0	7	0	10	0	5
0.40	0	9	0	6.5	0	11	0	9	0	13	0	7
0.50	0	11	0	8	0	14	0	12	1	0	0	9
0.60	0	14	0	10	1	0	0	15	1	3	0	11
0.70	1	1	0	12	1	3	1	1	1	7	0	13
0.80	1	3	0	14	1	6	1	2	1	11	0	15
1.00	1	8	1	0	1	10	1	3	2	0	1	1
1.25	1	13	1	4	2	0	1	5	2	8	1	5
1.50	2	2	1	8	—	—	1	14	3	0	1	10
1.75	2	8	1	12	—	—	2	6	3	8	1	15
2.00	2	14	2	0	—	—	2	12	4	0	2	3
2.25	3	4	2	4	—	—	3	2	4	8	2	7
2.50	3	9	—	—	—	—	3	8	5	0	2	11
2.75	3	14	—	—	—	—	4	0	5	8	3	0

をブリケットは 2 lbs Mn と 0.5 lb Si を有するものが用ひられる 取鍋とかスパウトにて添加するには 20 メッシュ以下の Mn 鐵が用ひられる Mn 鐵の融點は 2,250~2,400°F で上記の方法で添加する場合の Mn 歩留りは約 85% である Mn は湯の流動性を良くし 抗張力 抗折力を増し 脱酸剤として作用し P の多い場合には大量に用ひられる

Mo: 20 メッシュ以下のモリブデン鐵の形で取鍋中に入れる 塊状のまゝでキューボラに装入することもあるが之れは良い方法ではない モリブデン鐵は 60~70% Mo を含有し約 2,750°F で熔融して非常によく溶け込む 歩留りは約 90% である Mo は脱酸剤にして炭化物生成剤である 従て抗張力 抗折力 抗壓力を増し 黒鉛を微細化し 粒子を緻密化するものである 耐熱耐蝕性を付與し 鑄縮み 氣孔性は減少す 又 Mo 鑄鐵は容易に熱處理を爲すことが出来る Ni, Cr と共に用ひられることとし

Ni: 取鍋 スパウト中で添加する時は F ショットが用ひられる F ショットは約 92% Ni, 6% Si を有し 2,300°F で熔融す 純ニッケル (99.65% Ni にして 2,640°F で熔融す) 或ひは粗ニッケルの形でも利用せられる 粗ニッケルはキューボラに装入せられるものにして其の成分は 58% Ni, 24.5% Cu, 8% Cr と少量の Si, C, Mn 等にして融點は 2,300°F である Ni の歩留りは何れの場合も 95% に達す Ni は黒鉛化作用を有し少量添加の際は冷剛を減じ 切削性を良くするも 5% を超過すれば硬化する傾向がある 氣孔性を減じ 粒子の大きさを均一化する 各種の機械的化學的要求に應ずるために Cr, Mo 等と組合せて合金する場合も多い

Si: キューボラ スパウト 取鍋中に於て 50~80% の珪素鐵 銑鐵ブリケット或は珪素鏡鐵として用ひられる ブリケットは一個に付 Si 1~2 lbs を有するものを用ふ 普通には高珪素銑 珪素鐵が廣く利用せられて居る 取鍋にて合金するには 50~80% Si の珪素鐵を 1/8 in 以下に碎きて用ふ 此の場合歩留りは約 85% である

Ti: 取鍋中に於て 20 メッシュ以下のフェロチタンを添加す フェロチタンの Ti 含有量は 16% 位にして歩留りは 50% である Ti は脱酸剤にして又黒鉛化剤である 冷剛及び黒鉛片の大きさを減少する Ti のみを合金したのでは抗張力は増さないが Cr と組合せて添加すると強さと硬度を著しく増進する

V: 取鍋中にフェロバナデン (85~40% V, 融點 2,300~2,500°F) を 20 メッシュ以下に碎きて入れる 歩留りは 85% 脱酸 脱瓦斯劑として作用し 強さ 硬度を増し 結晶粒を調整し 靱性を與ふ 結合炭素を増す

Zr: 取鍋中に於て Si-Zr (40% Zr, 50% Si) の形で加へられる Zr の歩留りは極めて少く 大部分は脱酸及び脱瓦斯作用に消費せられて了ふ 細粒組織を作るに有効にして流動性 強度 撓量を増進し 黒鉛化作用を有し而も硬度の低下を殆んど伴はない 0.3~0.5% Zr で 50,000 lb/in² の強さが得られる

P: 流動性を増すものにして原熔銑に P が過少の場合に磷鐵 (18~22% P) の形で添加せられる

第 2 表は鑄造者の参考のため普通の合金元素を如何程装入せばどの程度の湯が出来るかを示したものである (F. K.)

6) 鐵及鋼の加工

電弧熔接棒の選擇に就て (Jules Muller, American Machinist, Oct. 7, 1936, p. 854~856) 熔接棒の正しい選擇は丁度工

作機械に於ける工具と切削速度の決定の如く重要である 近時電弧熔接が非常に發達し熔接部の性質に對して種々の要求が起る様になつた結果熔接棒の選擇も亦極めて大切な事柄となつて來た 1924年頃迄は電氣熔接といへば鑄物 梁等の修理にのみ用ひられ 熔接棒も2~3種類に過ぎなかつた 今日では數多の熔接棒があり 或る工場では未だに一種類しか使用して居らぬ所もあるが 熔接すべき母材の材質に應じて最も適當した棒を選んだ方が有利である 熔接棒には大體次の8種がある (a) 裸熔接棒 (b) 薄手被覆棒 (c) 標準被覆棒 (d) 厚手被覆棒 (e) 自動熔接棒 (f) 合金鋼棒 (0.18% C以上) (g) 特殊熔接棒 (h) 不鏽鋼熔接棒 之等の成分 特性は次様である

- (a) 裸熔接棒:- コイル狀か棒狀に作られたものを適當な長さに切断して使用 普通燒鈍したもので被覆がない
- (b) 薄手被覆棒:- 粉をかけた程度の薄い被覆棒
- (c) 標準被覆棒:- 被覆劑中に1回乃至數回ダツプして作たもので (d) 及び (h) の分類からは除外すべきもの
- (d) 厚手被覆棒:- 熔接中に熔融金屬の表面に酸化物及び窒化物を出させるに充分な被覆のあるもので 被覆は壓出 ダツプ或は包装して作る
- (e) 自動熔接棒:- 前記 (a) (b) と同様の品で唯コイル狀のみである
- (f) 合金鋼棒:- 0.18% C以上の鋼と 鐵及び炭素以外に 1.25% 以上の他の成分を含む鋼棒のことである
- (g) 特殊熔接棒:- 鐵 炭素以外に元素 1.25% 以上を含まない様な熔接部を得る棒を特殊棒として分類する
- (h) 不鏽鋼棒:- 3% 以上の Cr を含む熔接棒は總て此の分類に入れて差支へない

米國に於ける熔接棒消費量は 1933 年が 39,000,000 lbs, 1934 年に 57,000,000 lbs, 1935 年が 79,000,000 lbs であつてその内譯は次表の通りである

種別	1933	1934	1935
(a)	26.7%	20.3%	14.7%
(b)	15.2	14.9	11.6
(c)	14.2	7.8	6.2
(d)	32.6	47.7	58.1
(e)	5.2	3.3	3.9
(f)	3.4	3.2	2.5
(g)	2.5	2.1	2.3
(h)	0.1	0.7	0.7

上表で明かな様に (d) の厚手被覆熔接棒が (a) (b) (c) を壓して斷然多く使用される様になつた (a) (b) (c) 棒では熔接の際周圍の空氣から金屬を遮斷出來ない故酸化物と窒化物が混入して耐蝕性を害し靱性を失ふ この不備を改良したものが即ち (d) の熔接棒であつて 被覆が有効に作用して耐蝕性を害する酸化物と靱性を失ひ衝擊抗力を低下せしめる窒化物の混入を防止するのである 熔接部の機械的性質の概略値は下表の如く これによつても 厚手被覆棒が優てゐることが明瞭である

機械的性質	(a) (b) (c)	(d)
抗張力 lbs/in^2	45,000~55,000	65,000~75,000
延伸率 $\%, 2in$	8~12	18~35
疲勞限 lbs/in^2	16,000~18,000	26,000~32,000
シャルピー衝擊値 $ft-lbs$	12~20	35~55

熔接棒の如何に關せず結局は鑄造作業であるから結晶粒は粗大となる 従て平衡状態圖の示す所に従て熱處理を行ひ粒を微細化せねばならない 數層に亘る熔接では初めの層が冷却してから次の層を

熔着させるのであつて 層の厚さに依て冷却速度が變化し組織を改良出来る 層が厚い程組織の標準化は容易になる 一般には熔接棒の直径と等しい厚さが最良であるが 5/16" を越してはならない 初期には厚手熔接棒は常に垂直に立て、下端で電弧と直角に近くなつて作業したが 今日では負極棒としてあらゆる方向乃至位置で作業が出来 その爲に起る危険は防止されてゐる。

熔接棒の選擇に當り考慮すべき點は 熔接材の用途 熔接すべき材料の成分 熔接後の仕上げ方法の三つである 衝擊抗力の大きな點より見ても (d) 棒が良く これには種々のものが販賣されてゐるが 結局は (1) フラット熔接 (down hand), (2) 一般向(交流用) (3) 一般向(直流用)の三通りになる 熔接作業中に被覆はスラグを作るこれを完全に取去らないと 熔着鋼に混入すれば強度を低下せしめるは勿論のこと 表面に附着すれば後で亜鉛鍍(構造物には大抵行ふ)が完全に附かないから注意を要する 厚手被覆棒は炭素鋼に最も適して居り 低炭素の方が着きが良い (I. K.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

高温蒸氣に曝す鋼の性質變化 (Van Duzer R. M., Metal Progress, June, 1937) 高温蒸氣(約 800° 以上)に曝される管バルブ タービン用材の性質變化に關する一參考資料である 是等材料の具備すべき性質は曝露中物理的性質を低下する如き組織的變化があつてはならぬ事 相當の匍匐抵抗を有する事 耐蝕性を有し壁厚みの減少或粒界腐蝕等あつてはならぬ事 相當な熔接性を有する事等である

C 0.16 以下, Cr 17~20, Ni 8~10% 鋼の 1,100°F にて使用せし後の性質の變化は第 1 表に示す様である 硬度及衝擊値の變化は漸

第 1 表

性質	使用時間 (溫度 1,100°F)				
	0	6,408	15,535	21,496	35,655
抗張力 psi	91,600	95,100	91,600	113,000	115,000
伸率 $\%$	53	35	37	38.5	37
ブリネル硬度	143	148	152	202	183
アイゾット値の減少					
70°F $\%$	0	5	17.5	68	57
1,000°F $\%$	0	19	11	12	—
炭素量 $\%$	0.05	0.06	0.09	0.05	0.07

進的脆化の狀況を示すものであるが他の機械的性質は優秀である 粒界腐蝕の事も見えなかつた W を有する Cr 4~6% 鋼もバルブ及曲り管として良く 曲り管の C 0.11 Cr 5.6, W 0.96% 鋼に就て 1,100°F で 18,150 hr 使用前後に於ける性質を比較したものが第 2 表である 鑄物の爲に直接の比較は困難かもしれぬが 此表から使用中殆ど性質の變化のなかつた事を證明し得やう

バルブ フランジ及過熱器鑄物として用ひた Resistal 2-C (18-8 鋼にして C 0.25%, Si 2% を含む) は使用中割れが入た 然し此

第 2 表

性質	1,100°F 18,150 hr	
	使用前	使用後
抗張力 psi	77,800	74,900
降伏點 "	42,800	41,000
伸率 $\%$	34	34
絞り $\%$	71	71
アイゾット値 $ft-lb$	39	34
硬度 RB	80	77.5

結果から直ちに不適とは判定し得ない 低炭素及び中炭素鋼に於て Al にて表面を防護したものは比較的展性の層であつたのでとれる様な事はない ボルト材料は 10 種程試験したが高匍匐抵抗と高抗張力を有するものは長期使用中に故障を起す事はない ボルト接ぎ

手は内外の温度差に依て大きな応力を受けるもので 18-8 鋼では耐へず洩れを生じた経験がある 最も良いものは C 0.50, Cr 1.25, W 2.0% 鋼で熱処理するとブリネル 400 の硬度を有しネジ切りは困難である 高価であるが結局長い寿命を有するので安い結果となる 1,025°F に於ける Cr-W ボルト鋼の使用前後との性質変化比較は第 3 表に示す

バルブシート材料の適当なるものは耐蝕 耐摩滅性 の見地から研究した Nitralloy は 1,000°F にて良い耐摩滅性を有するが長い使用中硬度を消失し又腐蝕される 各種耐蝕鋼は腐蝕に對しては良い

第 3 表

性 質	温 度 1,025°F			
	使用 6,408 hr		使用 10,575 hr	
	前	後	前	後
抗 張 力 <i>psi</i>	214,000	213,000	225,000	163,000
降 伏 點 "	204,000	202,000	210,000	—
伸 長 %	11	12	11	14.4
絞 り %	36	37.5	33	42.5
ブリネル硬度	457	400	462	338
アイゾット値 <i>ft-lb</i>	—	—	12.5	8.5

がバルブを 400 *lb* 位に開けた時に凹む傾向がある Stellite は試験したものの中最も良いもので目的に適たものである 鑄造タービン材として C 0.30, Cr 0.35, Ni 3.10, Mo 0.34 鋼は 1,000°F に脆化する様な事はない 然し嘗て鍛材に就て 842°F で 20,000 *psi* の応力を加へた時脆化性を示した記録がある 1,100°F の蒸気管として Cr 1.25, Mo 0.50% 鋼は耐蝕の何れからも優秀であつた 蒸氣に依る腐蝕は 18-8 鋼を澤山使用する場合は問題を起さない 然し Si A. E. 6,120 の過熱器管 は 9,000 *hr* 使用して表面積 1 *ft*² につき 0.05 *lb* に相當する酸化物を生じた これは 1,000 *hr* に管壁の 0.09% の消失に相當するものである 因に蒸氣の温度は約 950°F で更に良い材料を要する (M)

低マンガン鑄鋼の性質改善 (Comstock, G. F. Metals & Alloys, May, 1937) 鐵道貨車のサイドフレーム等に多く使はれる高抗張力パーライト低 Mn 鑄鋼は C 0.28~0.35%, Mn 1.2~1.6% にてよく 90,000~100,000 *psi* の抗張力を得 然も焼入せずして焼準状態にて良い延性と衝撃抗力を有す 此性質は他の合金元素を加へる事なしに Mn 鑄鋼では不可能に近かつたのであるが最近 Ferro-Ti

第 1 表

No.	化學成分 (%)					降伏點 <i>psi</i>	抗張力 <i>psi</i>	伸 縮 %	断面收 縮 %	アイゾット 値 <i>ft-lb</i>
	C	Mn	Si	P	S					
1	0.30	1.68	0.43	0.019	0.028	78,000	106,000	28	59	40
2	0.30	1.55	0.40	0.019	0.027	73,500	99,000	31	60	49
3	0.263	1.46	0.37	0.029	0.026	63,000	91,000	31	55	55
4	0.314	1.39	0.37	0.029	0.034	67,000	96,500	26	49.5	28.5
5	0.294	1.45	0.37	0.028	0.026	64,500	97,000	28	55.5	39
6	0.302	1.55	0.40	0.019	0.027	67,500	94,350	28	58.6	35
7	0.295	1.41	0.40	0.026	0.025	71,850	97,450	28	51.4	34

に依る適當なる脱酸處理により得られる事も特筆に値する 鋼の強い脱酸の効果は既に知られてゐる所で 其結果は熱處理温度を高くしても微細結晶を保ち且組織中の Ferrite の分離を多くして良い延性と衝撃値を與へる Mn 1% 以上の鋼では普通の冷却速度では Ferrite は少く粗結晶となり伸を減じ勝である 故に此種の鋼こそ普通の炭素鋼よりも完全脱酸が必要である

然し鑄鋼では脱酸も充分注意せねばならぬ 即ち餘り強すぎると硫化物が一次 austenite の粒界に網目状に現はれ 熱處理に依て救

へぬ延性の低下を來す結果となる 適量の Ferro-Ti を用ひて強く脱酸する事は斯の如き事なく目的を達す Ferro-Ti の量は鹽基性平爐にて裝入量の 1 *t* に對し 5 *lb* を適當とする 代表的 Mn-Ti 鑄鋼の機械的性質は第 1 表に示す如くで 是等は焼入を行はず 1,600°F 附近で焼準處理し後 1,050°F に焼戻したものである 此焼戻は組織及機械的性質には何等影響を與へず唯大きい鑄物の場合焼準後の歪取りに用ひられるが故行たものである 表に示す No. 1 及 2 は小さい誘導電氣爐で 他は 20 *t* 平爐で作たものである Ferro-Ti の添加量は No. 1 は 3.5 *lb/ton* 他は 5 *lb/ton* であつた 表に示す性質は此種の Ti を加へぬ鑄鋼と比較し極めて優秀な値である 更にもう一つの利点を述べると熱處理温度の嚴重な調整の不要な事である 即ち 1,750°F 位迄加熱しても結晶粒の粗大を來す様な事はないから 1,500~1,750°F の任意の温度を使用して良い且此温度範囲では機械的性質も殆ど影響されない (Y)

高强度特殊鋼の高温に於ける脆性 (Goodrich W. E., Iron J. & Steel Inst. 133, 1936, page 349) 試料には 24 種類の高強度特殊鋼を選び これを夫々適當の温度で焼入焼戻した後機械的諸性質を實驗して居る 次に試料を 200°C 及び 450°C に熱し加熱時間を 2,400 時間迄種々に變化した場合の衝撃値の變化を測定して焼戻脆性を研究して居る 又温度を 100~450°C の間に限り加熱と冷却を繰返したものは焼戻操作前に永久歪を與へたもの 或は焼戻を行ひ乍ら 11 *tons/in*² の引張力を加へたものに就て衝撃抗力を調べ焼戻脆性を研究したものであつて 其の結果を次の 10 項目にまとめてある

- Cr-Mo 鋼は一般に衝撃値が高いが 約 0.6% Cr, 0.5% Mo を含む Cr-Mo 鋼が焼戻脆性に對する抵抗値が最も大きい
- Ni と Cr の含有量の和が増加すれば 従て Mo の量を多くせねば焼戻脆性抗力を保つことが出来ない
- Cr-Mo 鋼では Ni 含有量の増加と共に脆性抵抗は低下する
- 450°C に加熱冷却を繰返すことも 焼戻中に 11 *tons/in*² の荷重を加へることも共に焼戻脆性に影響を與へない
- 450°C に加熱の場合では 同一成分の鋼なら初めの焼戻温度が高い程脆性抵抗は大である
- 450°C に 2,400 時間加熱すれば脆くなる 總て焼戻脆性による衝撃破壊を現はし 一部分は結晶粒に沿つて破壊してゐる
- 永久歪が 5% 以下では脆性に殆んど影響がない
- 450°C, 2,400 時間加熱しても ブリネル硬度は左程變化を示さない
- 永久歪を與へたものでは 200°C に 24 時間加熱すれば衝撃値は最小に近くなり それ以後は非常にゆるやかに減少する 450°C で時効させた場合には 200 時間位が最小値に近くなる
- (i) 項の時効脆性は一般に 200°C よりも 450°C に加熱した方が著しい 但し Cr-Mo 鋼のみは例外である (I. K.)

鐵-ニッケル合金の格子常数 (Bradley A. J. and Jay H. A.: Phil. Mag. 23, (1937), 545) Bradley & Jay の方法に依り 35 種の Fe-Ni 合金に就いて夫等の格子常数を常温で測定した 鐵側の合金の格子常数測定には Co 對陰極を Ni 30% 以上の合金に於ては Cu 對陰極を使用した

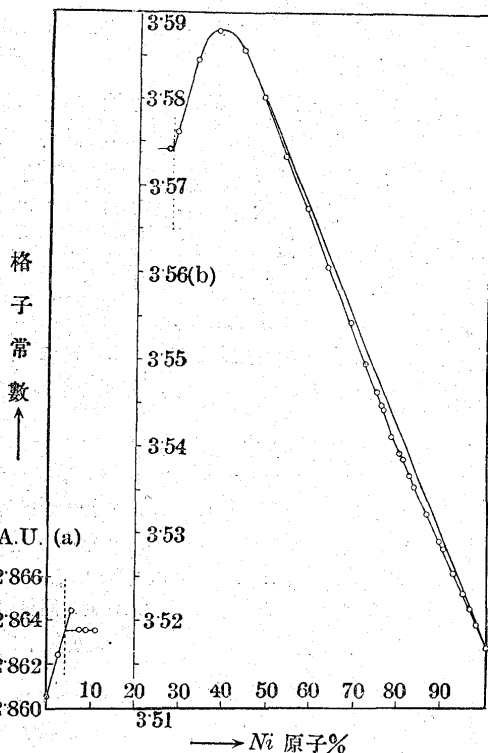
Ni 0~30% の合金を 1,300°C で 3 日間焼鈍した後徐冷して常温でその格子常数を測定した結果は圖の (a) に示す通りであつた (格

子型は體心立方格子である) 即ち Ni 含有量の増加に従て格子常数は直線的に増大して 純鐵の 2,8605 Å より α, γ 兩相共存範圍に於ける一定値 2,8635 Å に到達する 圖に示すが如く α の固溶限界は 4.4 原子% Ni であつた Ni 10.5% 以上の合金についてはその干渉線の散亂甚しく測定が困難であつた α の固溶限度内では體心立方の反射線が明瞭であるが 2 相の共存範圍では Ni 量の増加に従て反射線の散亂度が大きくなり Ni 11% 以上では極端となつて結晶粒子が殆んどコロイド大であることを示す。

α, γ の 2 相共存範圍の合金の若干を更に液體空氣中に焼入れてその干渉線を見ると何れの合金についても體心立方の反射線が常溫の場合より強く現れて居る 就中 28% Ni 合金は常溫では完全に面心立方格子

を示すが液體空氣中に焼入れた結果は體心面心二格子の反射線を現した

Ni 30~100% の合金につき夫々 Co 對陰極を用ひて格子常数を測定した結果は前圖の (b) に示す通りである 即格子常数は鐵量の増加に従て増大する 就中 Ni 50~100% の間の合金は Jette Foot



の提出した直線條件に當はまらぬ 即測定値は (圖に見られる様に) 直線から偏倚し 各測定値は直線の示す値より小さく Ni 79 原子% 附近で交る二直線を現す 此の交點(79% Ni) 附近に相當する合金はパーマロイである。

Ni 30~100% の合金を 700°, 800°, 及 900°C から焼入れてその格子常数を測定した結果は 格子常数は一般には常溫に徐冷した場合より大きいが 徐冷した試料の格子常数の測定値が計算値より大きく出る様な合金は焼入れの結果その格子常数が小さくなる (但計算値と次の式によつて算出した値である $3,5170 + 0.0116 \times (\text{原子}\% \text{ Fe}) \dots \text{Ni } 79 \sim 100\%$; $3,5145 + 0.00128 \times (\text{原子}\% \text{ Fe}) \dots \text{Ni } 53 \sim 79\%$)

同一試料を同一溫度から焼入れても焼入れ方法の少しの違ひが格子常數に大きくひびくがこのことは格子常數に對しては焼入れ溫度より冷却速度が大きな影響を及ぼすことを示す (M. H.)

硬化範圍に於ける或種の鋼の性質に就て (Chapin W. R., Metal progress, June, 1937.) 此に硬化範圍と云ふのは焼入れた際最大硬度を得られる溫度範圍をさしたものである 試驗材の化學成分を第 1 表に示す

		試驗 No.1	No.2	No.3
燒 鈍	長 　　さ	4,438"	3,968"	4,993"
	ブリネル硬度	192	179	231
硬化範圍	長 　　さ	4,429"	3,973"	4,980"
	ブリネル硬度	192	262	192
常 溫	長 　　さ	4,440"	3,978"	4,996"
	ブリネル硬度	652	652	652

試驗 No.1 は 1/2" 角で燒鈍して硬度 192 を得て居る この試験片は 1,475°F より油焼入し硬化溫度範圍で油より取出したものである 試験片を油から取出した時の溫度を正確に知る事は難しいが多量の試験片について油から取出して速かに磨いて色から判定した處によると約 400~500°F の間である 勿論鋭敏な熱電對を試験片の中心に附着せしめてやれば相當正確に測定する事は出来る 試験片

第 1 表 試験材の化學成分

鋼種	試験番號	C	Mn	Si	S	P	Cr	V	Ni
A	1	0.770	1.48	0.407	0.021	0.006	0.06	0.19	—
B	2, 6, 7, 10, 11	1.070	0.20	0.404	0.022	0.010	—	—	—
C	3	0.800	0.35	0.200	0.020	0.020	0.40	—	1.25
D	4, 5, 8, 9	0.890	0.43	0.162	0.018	0.025	0.78	—	1.56
E	12	0.780	0.39	0.146	0.014	0.023	0.32	—	1.36
F	13	1.044	0.48	0.118	0.034	0.010	0.50	—	1.37
G	14	1.112	0.29	0.192	0.023	0.016	—	—	—

No. 1 は硬化範圍に於ても硬度 192 で容易に變形出来る 硬化範圍に於て 0.009" 收縮し硬化範圍から空氣冷却した際は 0.011" 膨脹し常溫に於て硬度 652 を示す 燒鈍狀態から常溫迄の膨脹は僅かに 0.002" である 試片 No. 1 は油焼入鋼として周知のもので所謂非收縮鋼であるが實際に於ては硬化範圍に於て 0.009" 收縮しこれ以下の範圍で 0.011" 膨脹するわけである

試片 No. 1 は硬化範圍に於ては強力な馬蹄磁石で全然影響されぬ この硬化範圍に於ける磁性的損失は焼入浴より取出した直後に於て特に顯著でそれより以後鋼が常溫に下る迄は次第に磁性が戻つて來るに従ひブリネル硬度は漸次上昇して來る 試験 No. 3 を見るに硬化範圍に於て收縮し燒鈍狀態より硬度が低い 硬化範圍に於て非磁性で容易に變形出来る硬化範圍から常溫に下るに至り膨脹し常溫でブリネル硬度 652 である この試片は厚さ 0.151" の圓盤で 1,500°F から油焼入し硬化溫度範圍で浴から取出したものである 試験 No. 2 の試料は 1/2" 角で 1,440°F から水焼入し硬化範圍で浴から取出したものである 硬化範圍から常溫迄で連續的に膨脹しこの間磁性がある 試験 No. 14 の試料は 5,540 × 0.75 × 0.050" で 1,500°F から油焼入したもので硬化範圍で油より取出し非磁性であつた 試料の寸法は次の如く變化する

燒鈍 5.5400" 硬化範圍 5.5315" 常溫 5.5465"

化學分析の第 1 表にみる如くこれは普通の水焼入工具鋼である 水焼入した際硬化溫度範圍で磁性あり常溫迄連續的に膨脹する No. 14 の幅 3/4" 厚さ 3/16" の試料を油焼入したが失敗し水焼入では容易に硬化された 厚さ 0.050" にした處容易に油焼入出來た これ即ち硬化範圍で一度收縮し然る後膨脹し硬度が次第に上昇した事を示すもので非磁性である No. 1 の試料を水及び油焼入し硬化範圍に持ち來たした處明に磁性があり 硬度低く常溫で最大硬度となつ

		試験 No. 12		No. 13	
		長さ	幅	長さ	幅
燒 鈍	長 　　さ	60,286"	4,694"	60,396"	6,000"
	硬 化 範 圍	60,091	4,684	60,203	5,987
(1,500°F より油焼入)					
常 溫	長 　　さ	60,323	4,696	60,422	6,004
	800°F で 燒 入	60,087	4,690	60,294	6,000

試験 No. 12 及び 13 は 100 の試験よりの平均試料である硬化範囲に於てはこれ等の鋼は各方向に収縮し常温に近づくに従ひ各方向に膨脹する 焼戻すと一層収縮する 試験 No. 12 は硬化範囲で長さで 0.195" 幅で 0.010" 収縮しその後長さで 0.232" 幅で 0.012" 膨脹する 800°F で焼戻すと試験 No. 12 では長さで 0.239" 幅で 0.006" 収縮する 試片 No. 12 は厚さ 0.100" No. 13 は 0.090" である 硬化範囲に於ける厚さの變化はスケールが取去れる爲めに正確には測定出来ぬため細くはこゝに示さぬが實際はこれより多少の變化がある 100 の試料は何れも二方向に収縮し膨脹したが理論的には三方向に膨脹収縮を起したと考へてよい 何れの試料も硬化範囲に於て非磁性である No. 12, 13 の試料を前と同様に処理し 800°F で焼戻し焼鈍してパーライト組織を出したが結果は前と同様であつた

試験 No. 4~11 では硬化範囲から常温迄の冷却程度による常温硬度の影響は全然起らない No. 1 を油焼入し硬化範囲から常温迄特許溶液中で 1 時間冷却した處硬化範囲で硬度 192 常温で 652 となつた 従てこの様な鋼は硬化範囲より常温迄徐冷する方が焼入液に急冷するより容積の變化は小である

	試験 No. 4 ブリネル硬度	No. 5 ブリネル硬度
焼入	652	192
焼入 焼戻	652 や、鏽がかゝる	652 や、鏽がかゝる
焼戻	627 容易に鏽がかゝる	627 容易に鏽がかゝる

試片 No. 4 は 1,500°F より油焼入し油中で冷却し然る後 400°F で 15 分間油中で焼戻した 焼戻後は空冷した處焼戻の前後に於て何れも硬度 652 を示した 焼戻後多少鏽がかゝつたが再焼戻で容易にかゝつた No. 5 は 1,500°F より油焼入し硬化温度で取出し 400°F で油中 15 分間焼戻した硬化範囲で硬度 195 非磁性を示した 15 分間焼戻後は 652 に上り多少鏽がかゝり再焼戻により容易にかゝつた

	試験 No. 6		No. 7	
	長さ	硬度	長さ	硬度
焼鈍	4.146"	179	4.171"	179
焼入	4.159"	683	—	302
焼戻	4.155"	627	4.176"	627

No. 6 は 1/2" 角の試験片で焼鈍状態で 179, 1,440°F より水焼入し水中冷却したものは長さで 0.013" 延び常温で硬度 683 となる 400°F で 15 分間油中焼戻したものは長さで 0.004" 収縮し硬度 627 となる No. 7 は No. 6 と同様の焼入をなし硬化範囲より取出した處硬度 302 磁性あり 400°F で 15 分間油中焼戻したものは硬度 627 で容易に鏽がかゝつた 焼鈍温度から常温迄で 0.005" 膨脹したが No. 6 の焼入したものは焼鈍温度から常温迄で 0.009" 膨脹した

	試験 No. 8 ブリネル硬度	No. 9 "	No. 10 "	No. 11 "
焼入	652	192	683	321
焼戻	652	652	683	683

No. 8 は 1,500°F より油焼入後 350°F で 15 分間油中焼戻した處焼戻前後に於て何れも硬度 652 を示した No. 9 は No. 8 と同様に焼入し硬化範囲で取出し直ちに 350°F で 15 分間油中焼戻を行つた 硬化範囲で硬度 192 非磁性 焼戻後 652 を示す No. 10 は 1,440°F より水焼入後 250°F で油中 15 分間焼戻 焼戻前後に於て硬度 983, No. 11 は No. 10 と同様に焼入し硬化範囲で取出し直ちに 250°F で 15 分間焼戻す硬化範囲で硬度 321 磁性あり焼戻後

は 683 を示す

同様な試験を W100% 鋼 Cr-W 鋼 Cr-V-W 鋼 Cr 鋼 Cr-V 鋼等について行つた處何れも焼入して硬化し最初収縮し後膨脹する 水焼入鋼の硬化範囲に於ける非磁性は冷却速度大なる爲め測定困難である No. 1, 3 の如き油焼入鋼は水焼入した時は水焼入鋼の性質を示す従てすべての鋼は水又は油焼入に限らず焼入した際は硬化しある硬化範囲で非磁性を示す 一般に硬化範囲に於ては

オーステナイトはマルテンサイトより容積小で比重大と考へられて居るがこの種の容積の變化は顯微鏡的成分の變化にのみよるものでなく温度變化による分子間の變化によるものであることを特に主張する 油焼入鋼に於ける軟點は硬化範囲に於てある程度正確に磁氣によつてしらべ得るものである

焼入槽から取出した時には極めて速かに適當の温度の媒質の中に入れてやらねば空冷で割れを生ずる憂がある (K)

構造用鋼の機械的性質及び耐蝕性に及す P の影響 (Jones J. A. Iron & Steel Industry, May, 1937) 最近高抗張力或は高降伏點を有し一方大氣中の耐蝕性大なる種々の低廉なる合金鋼が米國に於て盛んに製造されて居る 此等の多くは低廉なる合金劑即ち Cu, Cr, Mn, Si 等を種々の割合に配合添加せるもので時にはやゝ高價な Ni, Mo 等も用ひて居る P も又この種の合金劑として中々有效である 所謂コルテンには P が 0.1~0.2% 含有されて居りこの外に Cu, Cr, Si 等を含む Hi 鋼は Cu, Ni を含む この種の鋼に於ては抗張力高き上に延性が大でなければならず其上普通の含銅鋼に比して大氣中の耐蝕性が約 2 倍位大でなければならぬ C は 0.1% 以下を限度とす 1935 年から 36 年にかけて Gillet, Lorig, Krause の諸氏は盛んに低炭素低級合金鋼に及す P の影響を研究し論じて居る 特に脆性をしらべる爲めに多くの試料に就き衝擊試験を行つて居るがこの結果によるとさほど韌性を害さぬ事が證明されて居る Andrew 及び Swarap の兩氏は大體前者の研究結果に同意して居るが只 P を多く含む構造用鋼には Al を 0.2% 添加するとよいと稱して居る 筆者も上記の諸氏の研究を参考にして P の影響をしらべたのである 35 KVA の高周波電氣爐で 18 lb の試験鋼塊を熔製し C 含有量は約 0.10, 0.17, 0.25% 程度のもので Mn は約 0.30% 特に C 0.10% のもので Mn 0.5% のものも製造した P は 0.04~0.50% である 鋼塊を徑 5/8" の丸棒に鍛造しこれを熱処理した 一つは標準化し一つは焼鈍した 此等の機械的性質を總括して第 1 表に示す

第 1 表 低炭素鋼に及す P の影響

P %	最大應力 t/in ²	降伏點 t/in ²	伸 % アイゾート 衝擊値 ft-lb	熱處理
0.04	26	20	42	920°C 標準化
0.11	30	22	39	
0.19	31	23	37	
0.36	36	26	35	
0.49	38	30	31	
			(C 0.10 Mn 0.30)	
0.04	29	21	39	920°C "
0.22	35	25	38	
0.32	38	30	36	
0.41	39	30	35	
			(C 0.17 Mn 0.30)	
0.04	30	22	38	900°C "
0.12	32	23	35	
0.17	36	28	34	
0.32	38	30	33	
0.40	40	31	30	

P は低炭素鋼の抗張力を上げるのに著しき影響がありこの抗張力の上昇程度は C 及び P の % によつて變るが大體 P 0.1% の増加

に對し $3t/in^2$ 上昇する

此の種の低炭素鋼に於ける延性は伸 断面收縮率によつて測定されるが P が 0.4 以上でも相當大なる延性を有す然し切込を有す丸棒の衝撃試験片に於ては或 P の含有量のものでは C 量によつて標準化状態に於て著しく低下する 普通低炭素低磷鋼を除いては總ての場合に於て焼鈍状態に於て衝撃値は非常に低いものである

正しい温度で標準化したものなら C 0.10%, P 0.2% のもので著しき衝撃抵抗の低下は起らぬ Mn は 0.3 から 0.5% 迄増加しても P が一定量なら衝撃値に變化は起らぬ 標準化温度を $50^\circ C$ 上げると P 0.2% 含む低炭素鋼では 衝撃値が著しく 低下するが然しこれと同炭素量で P が低いものにはかゝる事は起きぬ C を 0.1 から 0.17% 迄上げる時は P はこれに應じて下げねばならず相當高い衝撃値を得ん爲めには P は 0.2~0.1% でなければならぬ 然し若し C が 0.25% に上れば P は 0.07% 迄下げる必要がある

歴延終了温度は決して高くはならぬ 此等の低炭素高磷鋼は切込を有する丸棒の試験片に於て大なる 衝撃値を有しても 抗張力は $34t/in^2$ 以上を有する事は出来ぬ P の高い鋼は常温以下では脆いものでこの傾向は結晶粒を微細化する事によつて防止出来るが然し機械的性質の點から見て構造用鋼として普通炭素量の P の高いものは推賞出来ぬ 次に低炭素鋼の大氣中及び海水中に於ける耐蝕性に及す P の影響を見る爲めに 4 種の鋼に就いて腐蝕試験を行った 試験片は長さ 1" 径 1/2" の丸棒で標準化せるものである 試験日数は 28 日間温度は $18^\circ C$ である 大氣中の曝露試験及び海水噴霧試験の兩者に於て何れも P が高くなる程多少耐蝕性が増加を示す 海水に對する乾濕交互試験に於ては耐蝕性は P の増す程減少するが海水浸漬試験に於ては 4 種の鋼共同様な重量減を示す

この様な研究室の試験に於ては大氣中の耐蝕性は高磷鋼はやゝ低磷鋼より優て居るが海水に對しては殆んど優劣がない

抗張力を増加し大氣中に於ける耐蝕性を一層増す爲めに P と共に他の元素を添加する試験が色々研究されて居るがこの種の合金元素は前述の如く Cu, Cr, Si, Mo 等であり本實驗に於ては普通の C 量で P を變化せしめたもので試験材は 5/8" の丸棒にした

合銅鋼 C は 0.1~0.25% Cu は 0.40% P は C 量に應じて變化したが大體 0.03~0.35% 程度である 試験結果は標準化の状態第 2 表に示す

第 2 表 Cu 0.4% 合銅鋼に及す P の影響

$P\%$	最大應力 t/in^2	降伏點 t/in^2	伸 %	アイゾート 衝撃値 $ft-lb$	熱處理
					(C 0.10 Mn 0.30)
0.04	27	21	33	97	920°C 標準化
0.19	34	26	37	72	
0.28	37	28	36	27	
0.35	37	28	34	10	
					(C 0.10 Mn 0.50)
0.04	30	21	39	96	920°C "
0.20	35	28	37	77	
0.25	38	30	36	22	
					(C 0.15 Mn 0.30)
0.04	30	22	36	97	900°C "
0.12	34	24	35	57	
0.20	37	26	34	27	
					(C 0.25 Mn 0.30)
0.04	35	24	33	63	880°C "
0.12	37	27	32	40	
0.20	39	31	29	14	

Cu 0.40% の外に特に C 0.07% Cu 1.0% のものに就いて行たクロム鋼 C 0.1~0.25% Cr 1.0% P は 0.03~0.40 試験結果を第 3 表に示す

衝撃試験温度を低下すると高磷鋼の切込丸棒衝撃試験片の衝撃値

第 3 表 1.0% Cr 鋼及び 0.5% Si 鋼に及す P の影響

$P\%$	最大應力 t/in^2	降伏點 t/in^2	伸 %	アイゾート 衝撃値 $ft-lb$	熱處理
					(Cr 鋼 C 0.10 Mn 0.30)
0.03	28	21	42	97	920°C 標準化
0.20	34	25	38	99	
0.32	37	27	36	60	
0.38	38	29	34	38	
					(Cr 鋼 C 0.5 Mn 0.30)
0.03	33	24	38	95	900°C "
0.10	35	25	37	97	
0.15	37	26	35	45	
0.22	38	27	34	55	
					(Cr 鋼 C 0.25 Mn 0.30)
0.03	36	25	34	75	880°C "
0.08	39	26	33	29	
0.15	41	27	30	20	
					(Si 鋼 C 0.10 Mn 0.30)
0.04	30	23	40	98	920°C "
0.19	35	26	35	60	
0.27	37	30	35	20	
0.34	38	30	34	7	

第 4 表 Mo 0.2 及び 0.4% の Mo 鋼に及す P の影響

$P\%$	最大應力 t/in^2	降伏點 t/in^2	伸 %	アイゾート 衝撃値 $ft-lb$	熱處理
					(C 0.10 Mn 0.30 Mo 0.2)
0.03	27	20	44	95	920°C 標準化
0.20	33	24	39	83	
0.28	36	26	38	35	
0.36	38	29	37	10	
					(C 0.20 Mn 0.30 Mo 0.2)
0.03	30	20	35	63	900°C "
0.13	35	25	31	40	
0.19	37	26	30	25	
					(C 0.10 Mn 0.30 Mo 0.4)
0.03	28	20	40	100	920°C "
0.22	34	26	35	80	
0.31	38	28	34	36	
0.37	39	28	34	7	

第 5 表 高 P 鋼の機械的性質に及す種々の元素の影響の比較

合金元素の%	最大應力 t/in^2	降伏點 t/in^2	伸 %	アイゾート 衝撃値 $ft-lb$	
					(C 0.15 Mn 0.30 P 0.1)
0	32	23	34	50	
Cu 0.4	34	24	34	56	
Cr	34	25	38	96	
Mo 0.2	35	25	33	40	
					(C 0.15 Mn 0.30 P 0.2)
0	37	30	35	27	
Cu 0.4	38	28	34	30	
Cr	39	30	35	35	
Mo 0.2	38	30	33	29	
					(C 0.10 Mn 0.30 P 0.2)
0	31	24	37	79	
Cu 0.4	32	26	36	71	
Cu 1.0	25	29	35	51	
Cr	33	26	39	100	
Si	35	29	36	60	
Mo 0.2	32	25	39	82	
Mo 0.4	35	26	36	81	
					(C 0.10 Mn 0.30 P 0.3)
0	36	29	35	25	
Cu 0.4	35	30	36	27	
Cu 1.0	38	32	34	17	
Cr	35	29	36	60	
Si	38	32	34	20	
Mo 0.2	35	28	38	35	
Mo 0.4	38	32	34	36	

は普通の場合より遙かに低下する

Si 0.5% の Si 鋼 C 0.10% 以下 P 0.03~0.34% 試験片は何れも径 5/8" の丸棒 標準化状態に於ける試験結果を第 3 表に示す。

モリブデン鋼 Mo 0.2% のもので C 0.10% 及び 0.20% の 2 種及び Mo 0.4% C 0.1% の計 3 種について行つた。低炭素の方は P 0.03~0.37% 高炭素の方は P 0.03~0.20%

試験片は径 5/8" の丸棒より製作した標準化状態に於ける結果を第 4 表に示す

以上の試験結果によつて明かしく P の高い事によつて起る脆化を防ぐには Cr が唯一の合金元素である。他の種の元素がある時も P は炭素鋼に於けると同様な作用をなすのであり P による抗張力の増加は延のあまり減少せざる事は合金鋼に於ても同様である。P を一定にして他の合金元素の影響を試験したがその結果を第 5 表に示す

標準化した試験片についての機械的性質は種々の炭素量及び合金元素量のものについて P が最大のものが最悪であるが、只衝撃値は殆ど減少しない

Mn は 0.25~0.5% 程度の變化では性質に變化がない

次に種々の合金元素を添加した場合の P の最大許容量を示す

合金元素	P の最大許容量 (C 約 0.10%)
0%	0.2% より稍上迄
0.4% Cu	0.2% "
1.0% Cu	0.2% より稍下迄
1.0% Cr	0.3% "
0.5% Si	0.2% "
0.2% Mo	0.25% "
0.4% Mo	0.25% "
	(C 約 0.15%)
0%	約 0.1%
0.4% Cu	約 0.1%
1.0% Cr	約 0.14%
0.2% Mo	約 0.10%
	(C 約 0.25%)
0%	約 0.07%
0.4% Cu	"
1.0% Cr	"

Cu は 0.4% あつても P によつて起る脆化には何等影響がない。Cu が 1% 増加すると標準化の状態ではやや脆化を増す

Cu 1% の鋼を焼鈍したものは析出硬化の爲め著しく抗張力が上る。此等の鋼は焼鈍状態では衝撃値は極く低い。Si が 0.5% あると高炭素鋼の脆化を促し Mo は低炭素鋼の場合はやや中和する作用があり Cr は 1% あるとこれが著しく良好になる。Cr は脆性をなくすわけではないが P が高い時脆化を妨げる。Cr が存在する場合でも標準化温度を 50°C 上げると中及び高炭素鋼の衝撃値を著しく低下する。標準化温度の高い事による影響は結晶粒を微細化する事によつて防がれる

Cu 及び Cr を含む数種の含炭鋼について腐蝕試験を行つた。試験棒は標準化の状態を機械加工により 1" × 1/2" の圓筒に製作し研磨して 38 日間試験した温度は 18°C。tap water の乾湿交互試験及び SO₂ 雰囲気中に於ける試験では Cu 中量の含炭鋼は P により一段と耐蝕性を増す。然し C 0.25% の含炭鋼ではこの反対の結果を示す。即ち P が高くなる程耐蝕性が減少する。海水噴霧試験に於ける耐蝕性は P が高くなると減少するが C 0.25% の含炭鋼では P を 0.2% 含むもので多少耐蝕性が増加して居る。以上の試験により

P が高いものは Cr 1% 含むものに耐蝕性は殆んど變りがない事がうかがはれる

以上の合金元素を一種類添加せしものの機械的性質より考へると最大應力 37 t/in² 以上を要する場合は充分な衝撃値は得難い様である。最近の英國に於ては最大應力 37~43 t/in² 降伏點 23 t/in² 最小延伸 18% を要するのであり然かも耐蝕性がなければならぬ。低炭素鋼に一種類の合金元素を加へたのでは充分良好な性質は得難い。爲め種々の合金元素を一所に添加せねばならぬ。Cu は大氣中の耐蝕性を増すが抗張力は極く僅かしか増さぬ。Mn を 1.4% 加へるとこの抗張力が大に上る。海上の零圍氣に對してはこの種の鋼でやや耐蝕性があるが Cu-Cr 鋼は一層優秀である

一般の構造用鋼に於ては決して自硬性があつてはならぬものでありこの點添加元素に就いて考慮せねばならぬ。構造用 Cu-Cr 鋼は米國に於ても相當注目されて居り米國に於ては英國よりも最大應力の規格がやや低いのであり 22~37 t/in² である。P の高い Cu-Cr 鋼が目下米國に於て高抗張力構造用鋼としては使用されて居る

前述の如く含炭鋼の C 量は 0.1% 以下を必要とする Mn は低い。0.5% 程度は必要の様である。P が高いものは C 及び Mn の低い爲めの抗張力の低下を補ふ。Si の高いものも矢張抗張力を上ばす上に又種々の機械的性質を改良する上に役立つ

試験材としては種々の Cr-Cu-Si、高 Mn-Cu 及び Cu-Cr 鋼を製造し機械的性質及び耐蝕性を試験した。試験鋼塊は 18w で機械的性質は 5/8" 径の丸棒にし標準化及び焼鈍したものに就いて試験した。Cr-Cu-Si 系のものは P を 0.15% 含め著しく抗張力を高め然かも延性の減少は小である。標準化せしものも焼鈍せしものも衝撃値は良好である。只高 Cr 高 P 鋼は例外で標準化状態で抗張力は 37.8 t/in² である。Mn-Cu 系のものは C 0.10% 含み抗張力は 37 t/in² であるが延性は前記のものより劣り衝撃値は却て優る。Mn-Cu 系のものの P を 0.02% から 0.18% 迄増加すると C 0.11% で衝撃値は標準化状態で 96~21 ft-w である。Cu-Cr 系のものは Mn-Cu 系の機械的性質によく似て居る。低炭素 Cu-Cr 鋼に P を 0.12% 加へると標準化状態で抗張力を 32.0~35.6 t/in² 迄増加し伸縮率は此に應じて減少し衝撃値は 99 ft-w から 38 ft-w に變化する。低 P 鋼の C 量を 0.12% から 0.17% に増加すると P を増加したと同様に抗張力の増加をみる。尙高炭素のもので衝撃値は 91 ft-w を有す Cu-Cr 鋼の Si を 0.78% 迄増加すると抗張力は 37.2 t/in² に上昇し降伏比高く衝撃値は 103 ft-w を有する様になる。即ち Cr-Cu 鋼の Si を高くすると種々の機械的性質が改良され抗張力を上げる。以外には P はこの場合餘りに立たぬわけである。この際 C 及び Mn を上げて同様の結果になるのであつて高 P による脆化の憂がない

腐蝕試験は長さ 1" 径 1/2" のもので標準化した径 5/8" のものより施行したものである。試験日数 28 日間。試験温度 18°C。Cr-Cu-Si 系は P が高くても何等大なる耐蝕性は得られぬ。tap water 及び海水に對する乾湿交互試験に於ては耐蝕性が增加する。大氣中に曝した場合は Mn-Cu 及び Cu-Cr 鋼は Cr-Cu-Si 鋼に耐蝕性は殆んど等しい。乾湿交互試験に於ては Mn-Cu は耐蝕性が特に低い。一般に Cr-Cu-Si 系の鋼は大氣中、水中、海水中で他の種の鋼より優れて居る。勿論これは P が高い爲めではなく Si 及び Cr の高い爲め及び C の低い爲めによるものである。尙長時間の大氣中及び海水中に於ける試験は現在試験中であるから更に詳しい結果が最近發表される事であらうと思ふ (K)

油井の廢水に依る鋼の腐蝕 (Rogers W. F. and Shellsher W. A.: Industrial and Engineering Chemistry, 1937, Feb. 160.) 油井管がある廢水によつて急速度に腐蝕を受けることは腐蝕を促進せしめる状態について研究を行ふことを促した 本實驗に使用した水は 腐蝕力あるものも無いものも 總て油井から得たもので それらに就いて腐蝕進行の度合を研究した

即ち水素イオン濃度の變化 中性鹽類の濃度の變化 H_2S の量 酸素量 水と油との混合比の變化に就いての影響を決定した 實驗は 密閉容器の中で 71 時間一定の状態の下に行た

1. 酸素を含みぬ水中に於ける腐蝕:- 使用水は 1 l につき 0.280 グラスの鹽を含んで居て 水素イオン濃度は 6.4~6.6 の間である 此の腐蝕の進入率は 1 年に $5.1 \sim 10.2 \times 10^{-3} cm$ である これと同様に蒸溜水の水素イオン濃度の 7.0 のでも 試験を行つて見たが 同程度の腐蝕の進行を認めた

此の様に液體に依る腐蝕の進行には 中性鹽の濃度は關係の無いことが解た

2. 酸素を含む水中における腐蝕:- 此の酸素の含量は 1 l につき 1 cc である そして腐蝕の進行度は 1 年につき $55.8 \sim 213.4 \times 10^{-3} cm$ である 此れらの比較的中性の水に對しては 鹽類の溶け込んで居ることは 腐蝕の進行には何等影響を及ぼさなかつた 此れらの實驗結果から 酸素の水中に溶け込んで居ることは油井管の腐蝕を相當促進せしめるものであると思はれる

3. 酸素は無いが硫化水素を含む水中における腐蝕:- 油井管を浸蝕する度の量も強いものは H_2S を含む廢水である これは一度腐蝕が始まると非常に早く進み 1 日に $10.1 \sim 12.7 \times 10^{-3} cm$ も腐蝕が進む 此の防止は水素イオン濃度を 6.6~6.8 とし 酸素を除けば大丈夫である

4. 水素イオン濃度の影響 (H_2S あるものと無いものについて) 此の實驗の廢水は H_2S を含むか含まないかによつて 6.4~6.8 の水素イオン濃度の間にある

H_2S の無いものは pH が 8.2 から 6.2 までは特にたいした腐蝕も無く pH が 5.4 に成ると少し腐蝕が進む pH が 8.0~6.2 迄の間では腐蝕度は $5.1 \sim 10.2 \times 10^{-3} cm$ pH が 5.4 では $13.7 \times 10^{-3} cm$ 硫化水素を含む水中では 6.0~6.8 迄は腐蝕は $5.1 \sim 7.6 \times 10^{-3} cm/year$ であるが pH が 6.0~5.4 では腐蝕は直線的に進行し pH 5.4 では $43.2 \times 10^{-3} cm$ である

此の如くに此れらの液中硫化水素のあることは 6.8~6.5 の pH の間では反て腐蝕が少ないが 其れ以上は非常に腐蝕が進むものである

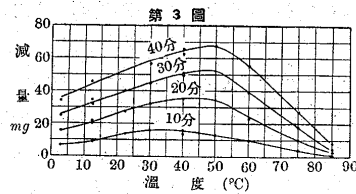
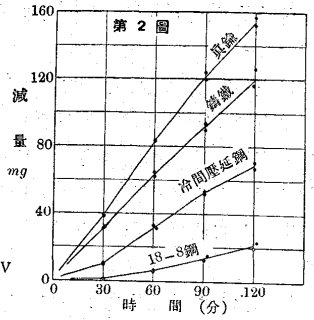
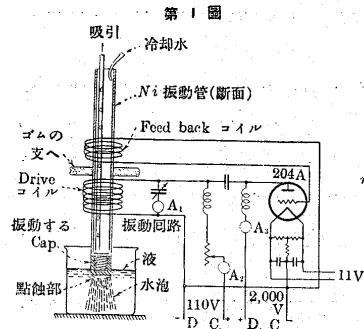
5. 油と水との混合比の影響:- 此の水と油との比は 2~30% の油と 2.6 cc の酸素とを 1 l の水中に含む 實驗の結果に依ると 油の混合率が高くなるにつれて pitting rate が規則的に減少し 腐蝕の形はピットとして表はれる 30% 以上の oil を含むものでも つと保護的でピットの出る割合は低い

以上の結果から次の事が結論される

水中に酸素なく pH が 6.6~8.0 の間では油井の廢水は含有鹽類及び H_2S の含量には關係無く腐蝕作用は無い 液中へ酸素を加へると腐蝕速度を増した 又油を 30~100% 加へた間のものには腐蝕作用があまり無い 酸素を含む水では 油の含有量が 30% 以下では餘り腐蝕は減じない (T. M.)

點蝕に関する新試験装置と其結果 (Schumb W. C., Peters H. & Milligan L. H., Metals & Alloys, May, 1937) 一著者の

考案した新装置の圖は第 1 圖に示す如きものである 約 $9,000 \omega/sec$ の上下振動を Ni 管の振動體に與へて 其管の下端にネジで取り換へ得る cap をつけ 之が液に漬けられ振動衝擊に依る點蝕 (Cavitation erosion) を其下面に受ける Ni 管は長さ 12" 外徑 5/8" 厚 0.028" の引抜管で cap を附けた時の重量は約 25g 位でこれより重い事は良くない cap の取附は振動中弛みの來ない様にせぬと



一様の振動を妨げる 可成の熱が振動管に發生する故之を水冷するが冷却水は一定の head から給し吸引管で引き去る 此振動を顯微鏡で見た所約 0.10 mm で振動数は $8,700 \omega/sec$ であつた 振動試験中は非常に細かい水泡の流れが第 1 圖に示した様に cap の下を下方に流れるのが見られる 液は寧ろ激しく攪拌される 點蝕の面積は試片の中心に直徑約 1 cm の範圍で 縁には cavity は出來ず腐蝕度は中心程増大する 點蝕に依る生成物は非常に不規則な形の薄片でコロイド狀に懸る程微でなく底の方に沈降する Al, Cu, 眞鍮等に就て顯微鏡で見た所に依ると是等の薄片は輝いて居り 少しも酸化してゐる様子はないにも拘らず cap の方は少し酸化する様に思はれた これは水中にある痕跡の H_2O_2 に因るものと考へられたが本實驗の點蝕の結果には大體考へないで良いであらう

實驗の第 1 は眞鍮 純 Al, 純 Cu, Tobin 青銅 冷間壓延鋼の 5 種に就てある 振動時間は 5 分宛で液は室温の蒸溜水を用ひ容量 150 cc でガラス筒に深さ約 9 cm あつた cap の浸漬深さは約 1/8" 振動期間に於ける液の温度上昇は約 11~12°C であつた 數回の試

第 1 表

材 料	點蝕による重量減 mg
眞 鍮	10
アルミニウム(純)	30
銅(鈍)	27
Tobin 青銅	7
冷間壓延鋼	0.5

驗の平均値(新しい cap に就て初めの 2 回は第 3 回よりも値が低い傾向がありし故是を除く)は第 1 表に示す様である 純 Al, Cu の重量減は著しく大なる事が分る

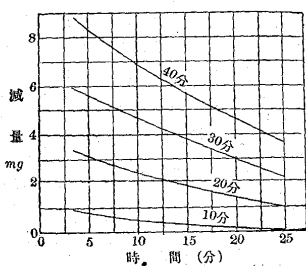
實驗の第 2 は眞鍮 鑄鐵 冷間壓延鋼及 18-8 耐鑄鋼に就ての

もので實驗者は前と異なるも出来るだけ同一條件で實施した 20°C の水を用ひ浸漬深さ 7/16" で時間は 30 分宛 4 回續けた 結果は第 2 圖の如くで鋼に就ての曲線は最初は研磨した表面の影響が見られ腐蝕が進行するに従ひ若干速くなつてゐる 鑄鐵の結果は殆んど直線的である故之を標準に取り相對的耐蝕度を求めた 即ち Rwt = 鑄鐵の重量減/金屬の重量減 は 18-8 鋼では 5.5 冷間壓延鋼は 1.5 眞鍮は 0.8 であつて 此配列の順は大體實際に於ける點蝕の度と一

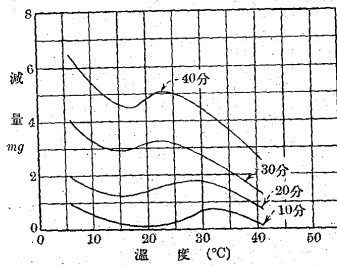
致する。

実験第3は液の性質に依る影響に關するものである。使用せる液は(1)水(2)20% NaCl水溶液(3)メチルアルコール(4)四鹽化炭素で金属としては51 ST Al合金を用ひ振動期間は40分とし10分毎に重量減少を測定した。此場合は特に液の温度の影響をも求めた。水に就ての結果は第3圖に示してある。一定時間に対する温度の影響を觀るに40~50°C邊にて重量減は最大點を示してゐる。20% NaCl水溶液の結果も大體これと相似であるが唯重量減は大きくなつてゐる。メチルアルコールは最大は認められず温度の上

第4圖



第5圖



昇と共に重量減は減少してゐるだけである。四鹽化炭素にて25~30°Cには最大點18°C邊に最小點がある。即ち第4圖及第5圖に夫々示す様である。今各液の常温に於ける相對的耐蝕度を求めると第2表の如くで水に對するものを標準とした。此結果を見ると液の性質は極めて點蝕に影響するらしい。即ち比重、蒸氣壓、瓦斯溶解度、表面張力、熱的性質、壓縮度等である。此内最も影響すると考へられるのは瓦斯溶解度であらう。即ち溶解したガスの量

第2表

水	1.0
20% NaCl水溶液	1.15
メチルアルコール	0.10
四鹽化炭素	0.10

が増加すると此點蝕の度が減ずる事でこれは溶けたガスが cavity 中に出て來て衝撃に對する cushioning action をすると考へられる。勿論液の蒸氣も同様に働くものであらう。メチルアルコール、四鹽化炭素は水よりも良く空氣を溶かし、NaCl液は水よりも溶かす事が少い事は前述の結果と比較し此説明の當を得てゐる事を示すであらう。即ち單にメチルアルコールに就てのみの結果であるが、空氣を追い出したものとこれを飽和せしめたものでは點蝕に依る重量減は前者は後者の1/10であつた。此空氣溶解による影響から又結果に最大點の温度のある事も納得出来るものである。尙實驗は進行中である。

第3表

材 料	Sand-blastによる深さ mm	相對點蝕度
冷間壓延鋼	0.36	3
銅 (純)	0.37	27
18-8 耐 鋳 鋼	0.41	1
アルミニウム(純)	0.52	30
Tobin 青 銅	0.62	7
鑄 鐵	0.79	8
眞 鍮	1.05	10

以上の點蝕試驗に用ひた材料を sand-blastによる衝撃磨滅試驗を實施し前の結果と比較した砂は E-1 alundum の No 30 壓力 25 lb 結

果は第3表に示す様である。此結果は點蝕の結果とは關係が少い様に見へる。軟い Al, Cu 等では blast hole の周邊にもり上つた線が見られ、この粘性變形がある爲に兩者の結果に不一致を來すと考へて見様。即ち比較的硬い冷間壓延鋼、Tobin 青銅、鑄鐵及眞鍮では2つの試驗結果の order が似てゐる事は前の考へが誤てゐない事

を示すものであらうが 18-8 鋼に就ては疑問として殘す。

(Y)

オーステン焼戻に就いて (Davenport E. S. Heat Treating & Forging for April, 1937.) 鋼の熱處理法の一つとして "Austempering" と稱するものがあるがこれは變態點以上に加熱してオーステナイト組織となしこれを變態點以下で 300°F 以上の温度に加熱せる一定温度の焼入浴の中に一定時間入れて急速に變態せしめるもので然る後適當の方法で室温に冷却するこの方法は變態點以下の一定温度でオーステナイトの變態過程を研究する一つの方法で温度と時間の關係曲線は S 字型を形成する。この方法は米國及び諸外國の特許になつて居りこの熱處理を施すと鋼は全部硬度大なるマルテンサイト組織にならざるに然かも適當に高い硬度を得て優良な機械的性質を有する様になる。従て一度急冷して完全な硬い歪の入つたマルテンサイト組織にして再びこれを熱處理する必要がないこの方法の中で最も重要な點は鋼が冷却されてマルテンサイトにならぬ前に變態點以下の一定温度で充分變態を完了せしめる時間を與へる處にあるのである。

このオーステン焼戻をやるに適當な時間と温度の關係はそれぞれの鋼の變態點の如何によつて變化するものであるが鋼は一般にその變態點は知られて居る故特別にこの爲めに正確に測定する必要はない。實際作業に於ては浴の温度は 300~800°F が最もよく用ひられ特に炭素鋼及び低級合金鋼に適して居る。一般に浴の温度が低い程強さ及び硬度が高くなり延性は減少し浴の温度が低い程時間を長くかけねばならぬ。然し特殊の例外はあるオーステン焼戻を行ふ浴の材料は重要視する必要はない。即ち鋼と化學的に作用しないで必要な温度で液状を保つものなら何んでもよく熔融せる鹽類又は金属等は特によく一般には熔融金属はやゝ鹽類より熱を吸収し易いが然し後者の方が多くは經濟的で便利で大規模に行ふに由い。このオーステン焼戻法の有效な點を知るには普通の焼入焼戻によるもつと機械的性質を比較してみるのが一番よい故今此處に二者を比較して代表的ものを第1表及び第2表に示す。

第1表

化學成分			試驗材 寸法		硬度		燒入燒戻		オーステン燒戻		
C%	Mn%	Si%	ロツクウェル C	プリネル	引張試驗に於ける	断面收縮率%					
0.78	0.58	0.15	50	495	26.1	46.4					
0.74	0.37	0.15	50	495	0.7	34.5					
0.74	0.37	0.15	丸線	41	388	42.7	54.2				
衝擊強(切込無試驗片) ft/lb											
0.78	0.58	0.15	50	495	14.0	36.6					
0.74	0.37	0.15	50	495	3.4	35.3					
0.74	0.37	0.15	丸線	41	388	34.5	50.1				
廻轉疲勞試驗に於ける耐久限界 lbs/in ² (R. B. Morre 型)											
0.93	0.73	0.21	0.200-in	50-51	495	108,000	136,000				
研磨せる棒											

第2表

試驗片 0.180 in 丸線			C 0.85% Mn 0.42% Si 0.18%		
性 質		燒入燒戻		オーステン燒戻	
ロツクウェル C 硬度		50		50	
プリネル 硬度		495		495	
降 伏 強 lb/in ²		224,700		210,900	
最 大 強 lqs/s in		261,100		256,700	
伸 2' %		4.7		6.2	
断面收縮率 %		28.2		44.8	
衝擊強(切込無 0.18" 丸棒)		20.4		40.2	

硬度は兩者共ロツクウェルの C 50(プリネル 495)でオーステン

焼戻の方は種々の機械的性質がすぐれて居る。尙多數の試料についてロツクウェル C 40 (ブリネル 375) のものからロツクウェル C 60 (ブリネル 627) の間で試験した丁度この程度の硬度のものが C 0.60 ~ 1.10% の炭素鋼に一番多いのである。低級合金鋼についても行たがこれは後に述べる。一般にオーステン焼戻は普通の焼入焼戻によるものより大に靱性、延性を改良する。即ち引張試験に於て著しく断面収縮率、衝撃抵抗、疲勞抵抗等を高め曲げ試験に於て著しく延性大である。

伸びはやゝ改良されて居るが極限強さ降伏強はやゝ低下或は増加する。以上は硬度ロツクウェル C 40 から 60 の間で比較試験したが必しもこの間の硬度でなければオーステン焼戻法が役立たぬと云ふわけではない。次に材料の大きであるが断面の厚さは少く炭素鋼で完全にオーステン焼戻を行ふには制限がある。即ち材料が軟いパーライト組織にならぬ程度に急冷されねばならぬので若し餘り厚いと、900~1,200°F 附近に於ける急速變態の溫度範圍を變態なしに急速に通過し難く若しかゝる高温で變態が起ると鋼はもはや浴の溫度に達した時にオーステナイト組織になつて居らぬ様になり失敗に終らぬばならぬ。

従來の經驗によると炭素鋼で完全にオーステン焼戻を行ふに適當の厚さは 1/4~3/4" 程度でありこの限界は勿論合金元素オーステナイトの粒の大き變態の遲速等によつて變化するものであり従て断面積の大なるものでも充分オーステン焼戻が出来るものもあるわけである。

オーステン焼戻を完全に行はしめる爲めの合金元素の變態遲延作用は屢々で相當時間を要するもので極端な例では數日乃至數週間ある溫度に保持する事を要する。勿論斯の如きものは實際には役立たぬ。炭素鋼でもオーステン焼戻で變態を完了せしめるには相當長時間を要し連續作業を行ふには不適當である。

結局オーステン焼戻は炭素鋼に高い硬度、靱性、延性を與へて合金鋼の性質に類似せしめる故場合には高價な合金鋼よりも蓋る優秀なる性質を得るのである。尙今後の問題は低級合金鋼にオーステン焼戻を行ひ如何に優良なる性質を得られるかといふ點にあるのである。

(K)

鋼及び鑄鐵の合金劑としての銅 (Williams C. E., Blast Furn. & St. Pl., April, 1937, p. 391) 合金鋼の初期に於ては合金劑として Ni, Cr, Mn, Si が使用せられその後 W, V 更に Mo も使用せられる様になつた。Cu が合金劑として用ひられる様になつたのは極く最近の事である。以前に製造せる鋼に Cu が含有せられたものがあつて之は風化を受ける所に使用する鋼材に利用せられた。此の Cu は米國東部地方の鐵鑛を原料とせる鋼に多く後にはスクラップよりも入る様になつた。古い報告によると Cu 0.75% を含有せるものもある。Cu が鋼の合金劑として使用せられることが遅れたのは次の様な理由からである。Cu 0.5% 以上を含有する鋼を普通の方法で熱間加工を施すと特殊の注意を拂はない限り表面が粗面となり時によると 0.25% 位の Cu 含有量でも粗面となる事がある。以前の製鋼業者は之に對する處置法を知らなかつた。そして Cu を含有する鋼はうまく壓延出来ない、熔接も出来ない、凡ての缺陷は Cu の存在に基因すると考へ之が因襲となつて今日に及んだのである。

1911年に Amer. Sheet & Tinplate Co. で大氣に對する耐蝕性鋼として作た含銅鋼は Cu 0.15~0.3% であつた。1926年には Central Alloy Steel Corp. で製造せる所謂 Tancan には

Cu 0.5% 以上と 0.1~0.25% Mo を含有するに至る。Cu 0.25% のものは耐蝕鋼として廣く使用せらるるに至るが此の程度の Cu では材料の強度を改善するには尙ほ不充分である。1931年になつて Copper & Brass Research Association が研究に着手し Cu 4% まで合金せしめた含銅鋼の機械的性質並に含銅鋼の壓延性の改善に就いて研究を行た。其の結果によれば Cu 0.5% 以上を含有すれば機械的性質を著しく向上し Cu 1~2% の場合最上の成績を示した。その特徴とする所は降伏點の高くなること、弾性限の高くなること及び動的内力に強くなる事等である。鐵道車輛モータートラックの構造材として利用せられる含銅鋼を壓延又は鍛鍊する場合如何にすべきかと云へば

- (1) 壓延溫度を普通よりも低く保つこと
- (2) 加熱速度を迅速にすること
- (3) Cu 量の 1/2~1/3 の Ni を含有せしめること

或る種の鋼に對しては是非共 Ni を添加しなければならないが他の場合には加熱の調節と壓延に注意すれば充分である。含銅鋼の最も多く剝離する部分は壓延時に押し出された部分で例へば I 型鋼を作た時には縁が最も多く剝離を生じ板を作る様な際は板面は滑面となり縁部に剝落を生ずる。板ストリップ等を壓延する際に縁に剝離を生ずるもこの部分は使用時に切り捨てられる部分なる故差支が無い譯である。故に板ストリップ等を作る含銅鋼には Ni を入れる必要なく型物程に特別の注意を拂ふ必要も無い。型物を作るには 1% Cu に對し 0.5% の Ni を必要とし 1% Cu の Cu を含有せざる含銅鋼は 2,000~2,300°F で非常に滑かなる板に壓延することが出来る。Mn, Cr, Mo も亦 Ni と同様の効果がある。

表面に剝離の生ずる理由は銅の融點以上の溫度で壓延すると鐵が酸化して銅が粒界面に進入し是れがために鐵粒が剝離するのである。Ni があると銅の熔融性が減殺せられ従て鐵粒の剝離が少くなるのであつて加熱速度を早く行ふこと、壓延溫度を下げること及び不酸化氣圈で熱すること等も同様の効果がある。

Cu が 0.75% 以上になると析出硬化が行はれこれには 1,550°F より急冷後 800~1,000°F で處理するのが最も有効である。含銅鋼は抗張力、硬度、降伏點、弾性限高く而もその割合に靱性を失はないから構造材として又軌條としても利用せんとして試験せし軌條脚は壓延の際押出される程度大なる故この部分の剝離甚だしく滑面を得ることが極めて困難で目的を達し得なかつた。此の試験をやつてゐた頃ヨーロッパでも含銅鋼の試験が行はれ Cu 0.5% Cr 0.7% の鋼がドイツで "Union-Baustahl" と云ふ名稱で現れ又英國の "Chromandor" も亦此の種の鋼である。

次に含銅鋼の例を掲げて見よう。U. S. Steel Corp. では高力耐熱鋼として "Cor-Ten" (Cr 1%, Cu <0.5%) 及び "Man-Ten" (Mn 1%, Cu 0.2%) を Republic Steel Corp. では "Double Strength 鋼" (Cu 1~1.5%, Ni 0.5~0.8%, Mo 0.15%) を出して居る。後者は板材にして炭素鋼より 40~60% だけ強度が大で熱處理の必要なく又 Cor-Ten は耐蝕性が非常に大である。Inland Steel では "Hi-Steel" (Cu 1%, Ni 0.5%, P 0.10%) を Youngstown Sheet & Tube では "Yoly" (Cu 1%, Ni 2%) を Jones & Laughlin では "Jal-Ten" (Mn 1%, Cu 0.5%) を Alan Wood では "AW 7090" (Cu 0.5%, P 0.15%), Amer. Roll. Mill では "HT 50" (Cu 0.50%, Ni 0.5%) を出して居る。面白いことには銅と同じく嫌はれてゐた P が Cu と共に合金劑として取扱はれる様になつたことである。P が Cu と共存する時は鋼

の耐蝕性を強くし機械的性質に關しても Cu と同様の効果を有して居る 尙合銅鋼は熔接性も良好である

鑄鋼に Cu を加へることは非常に有効で 1~1.5% が最適である 0.5% 以下では効果が殆んど無い 又 2% 以上になると靱性が著しく低下する 鑄鋼は熱間加工を施さないものであるから Ni を加へる必要もなくその他特に注意を要することも無い Marion Steam Shovel Co., Birdsboro Foundry & Machine Co. 及び Pacific Car & Foundry Co. では鐵道用鑄鋼及び重機械の鑄物に長年合銅鑄鋼を使用して居る Ford Motor Co. では自動車用鑄鐵として 0.5~3.0% の合銅鑄鐵を使用して居る 鑄鐵内に於ける Cu の効用は Ni に類似して居る 1~2% の Cu が鑄鐵管に添加せられて油田 鑛水地方に有効に利用せられ又高耐蝕性のものとしては "Ni-Resist" (Ni 15%, Cu 6%, Cr 2%) の如きものもある Cu は又可鍛鑄物にも合金せられ Chain Belt Co. の "Z" メタル Jeffery Manufacturing Co. の Perdura は其の例にして何れも Cu 約 1% を含有す (F. K.)

ディーゼル・エンジン用特殊鋼(其の2) (Dorey, S. F., Heat Treating and Forging, Vol. XXII No. 12, Dec. 1936, page 622-625) 前項に引續きディーゼル機關の各部分に用ひられる特殊鋼に就て述べる

ピストンロッド 單働機關のピストンロッドとしては S. M. 鋼で抗張力 $43\sim 50\text{ kg/mm}^2$ のものが一般に用ひられて居る 特別の場合 54 kg/mm^2 のものを要求する 此場合の衝撃値は 8 m.kg と規定して居る

複働機關に用ふるピストンロッドには次の如き特殊の鋼を使用する a) $Cr\cdot Mo$ 鋼 弾性限 50 kg/mm^2 抗張力 $65\sim 75\text{ kg/mm}^2$ 延伸率 20% 衝撃値 10 m.kg の鋼を用ふるがブリネル硬度は 155~170 である b) 特殊炭素鋼で $55\sim 60\text{ kg/mm}^2$ の抗張力を有し延伸率は 25~22% 衝撃値は $12\sim 8\text{ m.kg}$ ブリネル硬後 155~175 の鋼が用ひられる c) $Cr\cdot V$ 鋼 抗張力 $57\sim 62\text{ kg/mm}^2$ 延伸率 30~28% 衝撃値 12 m.kg ブリネル硬度 155~175 の鋼が用ひられる 3.5% Ni 及び $Ni\cdot Cr$ 鋼も又此目的に使用せられる $Cr\cdot Mo$ 鋼は水冷却を施す部分に殊の外よく用ひられる 之等の鋼は鍛造後 焼鈍し機械加工を行ひ油焼入後焼戻を行ふ

ピストン 低速度機關のピストンにはパーライト鑄鐵が満足な結果を與へる 高速機關でピストンの温度が各部分に於て異なる様な型のものではピストンに龜裂を生じ易い 此様な場合には設計を變更して自由に熱膨脹を爲し得る様にせねばならぬ ある場合にはピストンの頭部を Cr 鋼の鑄物で作る 其の代表的組成は 0.10~0.15% C , 0.9% Si , 0.8% Mn , 13~14% Cr である 此材料は 1,000°C で焼鈍し後機械加工を行ふ 荒仕上の後 950~1,000°C に 2 時間加熱し爐中で 900°C 迄冷却し後大氣中で急冷するか油中焼入を行ふ 然し多くの製造家は S. M. 鋼を鍛鍊してピストンを作て居る 之には二つの方法があつて異なるところは主として其の熱處理である

第一の方法は 6~8 個のピストンを作り得るに充分な丸鋼を鍛鍊し後充分焼鈍する 之を適當の長さに切斷しピストン頭部を荒仕上し内外を仕上げる 後之を 600°C に加熱し最後の仕上をなす 或は又上述の如く鍛鍊し 灰中にて冷却し適宜の長さに切斷しピストン頭部を荒仕上する 次に之を臨界温度以上に加熱し 400°C 迄空中冷却したる後再び之を 600°C 迄加熱し爐中で緩徐冷を行ふ

第二の方法はピストンの頭部に Ni 鋼の筒を被せるのである 之はリングの溝の磨耗を防ぐ目的に行ふものであつて之に適當な組成

は 0.2~0.27% C , 3.5% Ni , 0.55~0.75% Cr でブリネル硬度 250~300 に調質するのである 其他 $Cr\cdot Ni$ 鋼を鍛造してピストン頭部に用ふる方法は極めて満足な結果を與へるが高價である

高速度機關のピストンは Al を使用せざる時は一般に $Ni\cdot Cr$ 鋼又は Cr 鋼の鍛造品を使用する 之に使用する $Ni\cdot Cr$ 鋼は 3% Ni , 1% Cr , の組成を有し抗張力は $80\sim 90\text{ kg/mm}^2$ 延伸率 14% 以上 衝撃値は 19 m.kg と云ふ様な機械的性質のものである Cr 鋼を使用する場合は 11~14% Cr , 0.35% C 以下のものを選ぶ シリンダーヘッド 此部分は鑄鐵又は鑄鋼で作るのが最も普通である 特殊の場合には Cr 鑄鋼を使用する $Cr\cdot Mo$ 鋼もシリンダーヘッドとして用ひられるが其の組成は 0.25~0.30% C , 0.30~0.50% Mn 及び Si , 0.03% 以下 P 及び S , 13~14% Cr , 1~1.5% Mo , である 鑄鋼のカバーが屢々使用中破損するのは總て鑄造體が厚過るのに依るものである 高速度機關に於ては其のシリンダーヘッドには屢々合金鑄鋼をよく焼鈍して使用する 適當なる組成は 3.0~3.5% C , 1.4~2.0% Si , 0.6~1.0% Mn , 0.12% 以下 S , 0.4% 以下 P , 0.3~0.5% Cr , である

シリンダーヘッドバルブ シリンダーヘッドに附するバルブは 11~14% Cr , 0.35% 以下 C の耐蝕鋼を使用するのが普通である 其他 18~8 の $Cr\cdot Ni$ 耐蝕鋼も屢々用ひられる 低速度機關では SM 鋼のバルブで充分であるが廻轉の早いものでは $Si\cdot Cr$ 鋼を使用する必要がある オーステナイト組織の $Cr\cdot Ni\cdot W$ 鋼は多くの耐熱鋼中代表的のもので廣い範圍に使用せられる 排氣弁のみならずシリンダーヘッド シリンダーライナー 燃料を吸入するノズル等に使用せられる 此鋼の組成は 0.4~0.5% C , 12~15% Ni , 12~15% Cr , 2~3% W であつて酸化を受けず高い衝撃値と抗張力を有して居る $Ni\cdot Cr$ オーステナイト鋼で 18~25% Cr , 7~10% Ni の外少量の W 及び Si を含む鋼は排氣弁として満足な結果を與へる シルクロムは完全な耐蝕性を有せず常温で脆い缺點があるにも拘らず價格の廉い爲に今尙多く使用せられる

燃料供給弁及び噴射器 此種のバルブには特殊の工具鋼を焼入し焼戻したものを用ひられる 1% C , 0.2% Si , 0.2% Mn , 1.4% Cr 及び 1.0~1.1% C , 1.0% Mn , 0.5% Cr , の組成のものを荒仕上し油焼入し研磨して使用する 噴射器にはオーステナイト $Ni\cdot Cr\cdot W$ 耐熱鋼を廣く用ひて居る

シリンダーライナー シリンダーライナーにも種々の材料が用ひられるが其中でも Ni 及び $Ni\cdot Cr$ 鑄鐵が屢々用ひられる 一例を挙げれば 1.3% Ni , 0.3% Cr の如きものである V と Ti を添加した鑄鐵もある 輕量高速度機關に於ては合金鑄鐵が最も良好な結果を與へる 使用中の故障はライナーの端部に龜裂を生ずる事で之は熱歪力に起因するものである 更に又ライナーの磨耗が問題になる 磨耗に對してはパーライト鑄鐵が最も優秀な結果を示すもので磨耗に對する抵抗力は組織より寧ろ化學組成に影響せられる所が多い

ガジオンピン 滲炭用鋼が普通用ひられるが大型のものには 3% Ni を含んだものが使用せられる ガジオンピンを油冷する事は例外であつて 多くの場合ピンは高温で著しく大きい壓力の下で作働するものである 其故屢焼入した表面の軟點や表面の龜裂が問題となる 窒化鋼を使用する事は過熱状態に於て使用しても満足な結果を與へるので或特殊の場合には窒化鋼も使用せられる

クロスヘッド 之には炭素鋼を鍛鍊して用ひられる 炭素量は 0.45~0.6% と規定せられて居る 代表的組成を挙げれば 0.6% C , 0.4% Si , 0.7% Mn , 0.05% S , 0.05% P , でブリネル硬度 210

である

カム及びローラー 低速度機關於ては特殊鑄鐵が此目的に用ひられて來たが現在では表面硬化鋼を用ふるのが常識となつて居る 普通の滲炭用鋼又は之に多少 Cr 又は NiCr の添加されたものが用ひられる 滲炭用鋼は熱處理中に變形し易い爲に特殊の高炭素高マンガン鋼がカムの製作に用ひられる事もある 0.9% C, 0.30% Si, 1.65% Mn, で 770°C より油焼入し 140~150°C に焼戻する 其結果硬度はブリネル 672 となる 窒化鋼及び Cr-V 鋼も此目的に屬使用せられる

プランジヤー Ni 又は NiCr 滲炭用鋼が多く用ひられるが 0.7% C の工具鋼もよく用ひられる 然し今日では窒化用の Cr-Al 鋼が次第に多く用ひられる様になつて來た (岸本)

8) 非鐵金屬及合金

安定状態に於ける Al 及び Al 合金の機械的性質と温度の關係 (Von Metallk, Z. 29 (1937), 132, Zeerleder und Burg.)

Al 及び Al 合金では たまたま長い間高い温度で使用されるものがある よつて

長い間加熱される事によつての最低の機械的性質を知る事は重要な事である

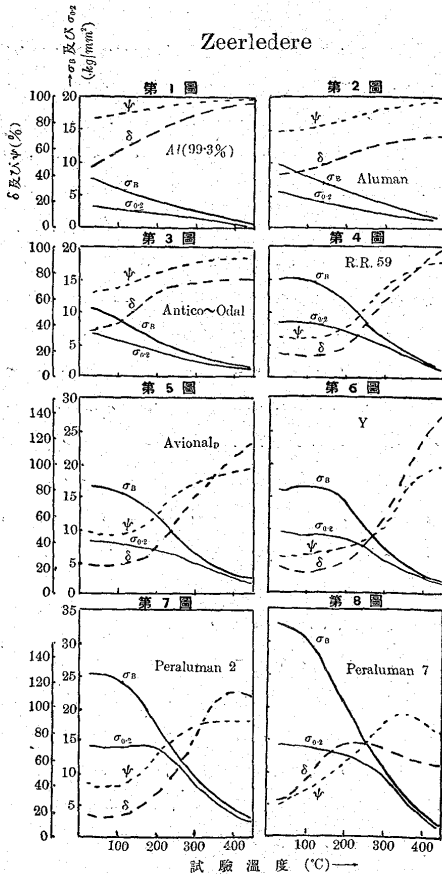
著者は Al 及び數種の合金につき 次表に示す温度で特別に作られた装置で抗張試験を行つた

試料は Al では 徑 20mm のプレスしたものを用ひ合金は 10mm 直径長さ 50mm のものを用ひた 加熱は所要温度に 24 時間以内に保ち完全安定化して然る後試験温度で先づ荷重をかけずに 20 分間保て後爐中で抗張試験を行

た 試験時間は 2~5 分間を要した

合金	焼鈍温度 (°C)
純 Al	550
Aluman (Al-Mn)	550
Peraluman (Al-Mg-Mn)	450
Peraluman 7 (Al-Mg)	450
Anticorodal (Al-Mg-Si)	560
Avional (Al-Cu-Mg)	520
Y 合金 (Al-Cu-Ni)	520
RR 59 (")	520

第 1. 圖から第 8 圖はその結果で 高温になるにつれて抗張力 (σ_b) 降伏點 ($\sigma_{0.2}$) は減じ 反對に伸 (δ) 及び断面絞率 (ψ) は増して居る



但し Peraluman 7 は第 8 圖に示す如く断面絞は 350°C 附近から却て減少して居る 同實驗で Al 及び合金の降伏點を知る事は重要な事である (高瀬)

還元氣中に於ける銅の脆化 (Fuller T. S., Metal Progress, June, 1937) 展性ある銅 (普通 O_2 を 0.03~0.07% を含有す) を還元氣中で 500°C 以上に加熱すると脆化する 還元氣として H_2 を使用する場合はこれが銅中に擴散し 酸化銅と作用してこれを還元する 此の生成水蒸氣の擴散度は H_2 の夫れより極めて小さい 従てこれが結晶粒界に蓄積して脆化の元となる 還元氣として CO ガスを使用しても同様の現象が起る 銅中に於ける CO_2 の擴散度は CO の夫れより極めて小さい 即ち銅中に擴散した CO が前述の H_2 と同様に酸化銅と作用して CO_2 となり蓄積して脆化を來す 還元氣は極少量でも脆化の元となる事は實驗結果にても見る所である

銅線を繼目無鋼管中に海砂と共に詰め 兩端を鐵の plug にて塞ぎ 800°C に 1hr 電氣爐中に加熱すると冷却後銅線は全く脆くなる 組織を見ると結晶粒界は全く "Gassed" 状態であつた 此の結果から見て鐵管が海砂かの何れからか還元氣が生じるからで次の 2 つの考へが得られる 第 1 は鋼管中の 0.2% の C から CO ガスを生ずるか 第 2 は海砂の表面に在る有機物からの少量乍ら CO ガスの生成で何れにしても脆化を起すには充分であらう

依て次の實驗を行ふ 材料の銅線は全部同一のもの 先づ細かい Al_2O_3 と共に磁性管に詰めて 800°C で 1hr 加熱した 此のものは少しも脆化せず組織も何等の脆化の因は見られなかつた 次の實驗は細かい Al_2O_3 と共に繼目無鋼管中にて同じ様に加熱した處銅線は脆化した 即ちこれから脆化の原因の一つは鋼管に在り還元氣の元が鋼管であると云ふ事が出来る

次の實驗は磁性管に海砂と共に詰めた場合で此の時も亦脆化し組織は "Gassing" の歴然たるものがあつた 即ち海砂も亦還元氣の因となる事を證明して居る そこで海砂を 600°C で 4hr 焼き有機物を取除いたものを用ひて銅と共に磁性管内で加熱したものは展性に富んだものであつた 更に鋼管の何處が銅の脆化と關係を有するかを見る爲に電解鐵の繼目無管 (C 0.003%) を用ひ Al_2O_3 で詰めて行つた結果は脆化せず これから鋼管中の C に依て還元氣が作られるものである事が明白となつた 以上の事から銅中の C に依る極少量の還元氣でも銅を脆化し得るものである事を特に強調する 勿論 O_2 の含有しない銅では此現象は存在しない (M)

壓延方向による黃銅の特性 (Cook, M. Monthly Jou. Ins. of Metal, 3, 1936; Jon. Ins. of Metal, 60, 1936.) 著者は 7~3 及び 4~6 黃銅を試料として常温加工が機械的諸性質に及ぼす影響と 7~3 黃銅に就て焼鈍材料の方向的性質とを調査して居る

(1) 常温加工の影響: 0.3" 厚の壓延黃銅板を試料とし これに更に 10, 30, 50, 80, 90 及び 95% の冷間壓延を行つた 材料の成分は 7~3 及び 4~6 である 引張試験の試料を壓延方向に對して 0°, 45°, 90° の 3 種類を取り其の結果 10, 30% 壓延材では方向による強度の差は認め難く 上記 3 種類は同一である 壓延 50% 以上になると 方向 90° の試料が最も強く 壓延方向のものが最も弱い結果を示して居る 45° のものは其の中間にある 而して此の強度差は壓延の度合と共に増加するものである 次に比例限に就ては 0.5" x 10⁻⁶ の感度を有する伸び計を用ひて測定したが 壓延率が 90% 以下では方向による變化は認められない 延伸率は試料によつて多少の差違はあるが方向に基く一定の變化はない 尙断面收縮率は 60

%迄の壓延材では 90° の方向が最小で豫期の事實と合致する 然しそれ以上の壓延では 0° の方が 45° 方向のものよりも小である

(2) 壓延後焼鈍した材料の方向性:- 試料に 7~3 黄銅板を取りこれを 550°C 及び 800°C に夫々一時間焼鈍後 10, 50, 90% の壓延をして厚さを 0.037" とする かくして得た 6 種を次に夫々 525°, 625°, 725° に各々 30 分間焼鈍して 結局合計 18 種類の試験片を作った次に絞りと引張試験の両方によつて方向による強度の差を調べてある 先づ絞りは一回作業で直径 0.5", 深さ 0.42" の皿状になし引張試験は壓延方向に夫々 0°, 45°, 90° をなす方向に試料を取つてゐる その結果 45° のものが抗張力最小で延伸率は最も大きく絞試験の耳の出る方向と一致してゐる 尙壓延度 焼鈍温度の變化と耳の出方との關係は下表の如く 大體に於て 焼鈍温度の高い程大きい結果を得た

試料	第一回焼鈍	壓延度	第二回焼鈍	耳の高さ
A	550°C	10%	525°C	0.006'
B	550	50	625	0.009
C	800	90	625	0.009
D	550	90	725	0.027

次に双晶と壓延方向との間の角度を測定して方向性を確認せんとし試料には上記 4 種を採り寫眞につき測定してゐる 先づ 1 個の試料で 2 ケ所 1 枚に付約 500 の双晶を測定してゐるから 1 試料に付 1,000 の測定になる これを 0°~9°, 10°~19° と 10° 飛びに 179° 迄の 18 種類に分類した 耳の出来る材料では双晶の最も多い方向は壓延と 90° をなし 45° が最も少い事が解た 但しこれは數字を示して説明してゐない 耳の出来ない材料は一定の結果を與へない (I. K.)

電解表面處理に依る Mg の防蝕 (Markhoff E.: Leichtmetall I, (1937), 10.) Al の陽極酸化法が發明されて Al 合金の表面處理方法として廣く應用されて居る Mg 及び Mg 合金に同様な方法を使用することは困難とされて居たが 最近 Mg 上に酸化被膜或は弗素を含む被膜を生成することが成功した J. Fischer 及び W. Richter の研究に依ると金屬が耐蝕性に富み且つセルフヒーリングの作用を有する爲には少くも三つの條件が必要であると述べて居る 即ち獨逸特許 625720 に依ると電解液の成分は或化學的關係を持つ屬から撰ぶ必要がある 第 1 屬は良く使用されるアルカリ水酸化物以外にアルカリ土水酸化物及びアムモニア水溶液を含む化合物の第 2 屬は炭酸鹽 珪酸鹽及び硼酸鹽等の水溶液を含み 殊に重合硼酸の鹽類が使用されるのは注意すべきである

第 3 屬はシヤン化物 スルフォン シヤン酸鹽及びシヤン酸鹽を含む 被膜を丈夫にする爲に水に溶解性の硫酸鹽 硝酸鹽 磷酸鹽 ハロゲン化物 ハロゲン酸鹽 弗化珪酸鹽 クロム酸鹽 フルフラム酸鹽等を添加する必要がある 脱脂溶液には 5% 曹達溶液が普通使用される 苛性曹達は 6% 溶液 カリシヤン化物なら 2% 濃度のものが用ひられる 適當な電圧は 16v で満足な結果を得るには電圧を數回變へる

16v で操業を始めて被膜を強固にする爲に 60v から 110v まで電圧を上げ然る後に同一状態に保持する 電解槽の温度は高温に達すると點蝕を起し始めるから 20~25°C の範圍に調節することが必要になる 従て作業中に冷却することを考へなければならぬ 然しながら槽の温度が 20°C 以下に降下すると電流が早く切れて厚い被膜の生成が妨げられるのは温度が降下すると残留電流が益降下する爲に依る 電流密度に作業開始と共に 80% まで下るが此の状態を約 60 分間保持すれば電解が終了したと認めて良い 然る後に乾

燥し耐蝕性を増加せしめる爲にベイツシユする 着色には有機物の染料が無機物の顔料を使用して居る Mg 合金板は 20°C で 5% 苛性曹達 5% 炭酸曹達, 2% 青化加里及び 0.1% フルフラム曹達を含む電解槽中で陽極處理を行ふ 電圧 16v で $5A/cm^2$ の電流密度が最初の 30 秒間に得られるが 終りには $1A/cm^2$ に落ちる 約 1 時間續けて表面に被膜を生成せしめた後 染料溶液に入れ 乾燥後ベイツシユ仕上を施せば被膜は密で一樣な色付が得られる 上記の酸化被膜は水溶液中で得られるものである かゝる水溶液中に弗素の化合物を入れて電解を行ふと薄い被膜は生成するが 弗化物を含む被膜は生成しない

H. Fischer は弗素を含む完全な被膜を經濟的に得られる方法を提示した (獨逸特許 619,415) 即ち電解質は弗素化合物及び數種の弗化物の混合物で熔融點は 150~220°C の範圍のものを利用する 瓦斯の發生を防止するためにアンチモニーの弗化物を入れる

電解中に陰極で分離する金屬を含む融成物を使用すれば 操業中に低熔融點の陰極を使用することが出来る 純金屬或は合金の熔融陰極は陰極に於て分離する金屬を集合する 本法に依れば陰極に於て分離する金屬は熔融電解槽から除かれることになるから 陽極の弗化物の生成を妨げない 本法の利點は熱處理用合金の表面處理を行ふ場合に著しい 即ち表面處理と同時に熱處理が行はれる 弗素を含む被膜は弗素 弗化水素酸及び其他の弗化物を處理する容器に適して居る 此の被膜は光に感ずる物質の遮傳體 セメントが金屬材料に接觸する個所等に利用されて優秀な結果を示して居る 弗化物を含むと生成被膜が非常に均一になる利點があり Mg, Al 及び其等の合金に良く適すると稱せられて居る Al の陽極處理と同様に單相交流 多相交流 或は交流と直流とを交互に使用することが出来る 處理前に表面を清淨にする爲には主として機械的方法が採用される 殊に被處理物が複雑な型をなして居る場合には砂吹きが行はれて居る 被膜は熱處理すると硬度 絶緣度 及び耐蝕性を増す Al, Mg 及び其等の合金に於ける弗素を含む被膜は電流に對して酸化被膜より良い 整流器及びコンデンサー等に使用され ゼラチン コロヂオン及び寫眞用感光乳劑の下地に使用する エレクトロンに硬い緻密な被膜を作り得る 此際の陰極はモーネルメタルで熔融鹽の温度は 220°C である

さらに熔融鹽の温度を下げる爲に礬素を入れる 熔融鹽の温度の高くないことは熔融電解槽中で處理する金屬及び合金を浸蝕する程度が減少することになる 浸蝕は弗化曹達 弗化加里の混合物中ではかなり激しいから板などは激しく厚さを減ずる 此等の缺點を防ぐために抑制劑が使用されて居る 此の目的にはデフェノールアミン ハイドロフロライドが良いと稱せられる。 (森 永)

マグネシウム合金の陽極被覆 (Ruzzard R. W. & Wilson J. H.: Met. Ind. 50, 1937, 141) 本法は良好なる耐腐蝕性及び塗料被膜性を有する被膜を得る目的を以てアメリカ標準局において研究せられ標準局報告 964 號に發表せられたものである 著者等は機械試験 腐蝕試験及び塗料被膜試験を行ひ本法を施せる Mg 合金と在來のクロムピツケル法その他に依るものと比較し同等或は優良なる結果を得たことを述べてゐる 殊に處理前後に於ける表面容積の變化なき點に於てクロムピツケル法に優り防蝕性に於て Sutton 法その他に優ることを擧げ比較的精密を要する機械仕上面への應用の可能性を述べてゐる 處理液としては Na_2CO_3 4 oz/gal $Na_3PO_4 \cdot 12H_2O$ 4 oz/gal を使用し作業中消費せられる磷酸分を補充することに依て適當の pH 値 (4.0~4.8) を保持せる Mg-Al (4% Al,

0.3% Mn) 合金にては電流密度 5~100 amp/ft² 30~80°C, Mg-Mn (1.5% Mn, 98.5% Mg) 合金にては 10 amp/ft² にてそれぞれ 90° の屈曲試験に耐える良好なる被膜を得た 斯くして得た陽極被膜は處理法により暗緑乃至光澤ある黒色を呈する 腐蝕試験は NaCl 20% 溶液 30°C 5 日間行ひその前後に於ける伸の變化を測定した その結果は次の通りである

表面處理	伸の減少(%)
表面處理せざるもの	32.0
陽極被膜 (NaOH 脱脂)	10.0
クロムピツケル法 (電氣脱脂)	23.0
陽極被膜 (")	0

著者等は更に同様の試験を諸種の塗料被覆をなせるものに就て行ひ比較してゐる Mg-Al 合金の陽極處理前後に於ける重量變化は僅に 1% 程度にすぎず又厚さに於ては如何なる場合も 0.0001" を超えることはないと言ふ (T. K.)

マグネシウム合金の結晶微細化の固溶體生成 (Heinrich Hanemann und Wilhelm Hofmann, Z. Metallk., 29 (1937), 149-152.) マグネシウム結晶の機械的性質はその結晶構造が六方晶系に屬するを以て結晶の方向によつて變化する

常溫に於てはその Slip plane は六方晶系の Base plane であるが 225°C 以上の溫度ではこの Slip plane が增加する事が知られて居る Mg 合金の材料に出来る限り方向性による性質の相異を與へない爲には特別の方法が用ひられて居る。(W. Schmidt, Zeit, Metallk., 25 (1933), 10)

	第 1 表				
	Al	Cd	Li	Pb	Zn
重量%	1.0	9.0	0.6	9.0	0.7
原子%	0.9	2.1	2.05	1.15	0.25

合金元素	第 2 表		
	成分	柱狀結晶の出現狀況	
Pure Mg	0	全部柱狀	
Mg-Al	0.25	一部柱狀	
"	0.5		
"	0.75		
"	1.0		痕跡
"	1.0		柱狀結晶存在せず
"	4.0		
"	5.0		
"	8.0		
"	11.0		
Mg-Cd	2.0	一部	
"	3.0		
"	5.0		痕跡
"	6.0		
"	8.0		
"	10.0	存せず	
Mg-Li	0.4	一部	
"	0.7		
"	1.6		存せず
Mg-Pb	1.0	全部	
"	2.0	一部	
"	3.0		
"	5.0		
"	8.0	痕跡	
"	10.0	存せず	
Mg-Zn	0.4	著しい柱狀結晶	
"	0.5	痕跡	
"	1.0	存せず	
"	1.5		
"	2.0		
"	2.0		
"	2.0		
"	2.0		
"	3.0		

この最も重要な基礎的條件としては Mg 合金に結晶粒微細化を與ふるといふ事である 本研究は鑄造状態に於ける結晶微細化を Mg に加へる他の元素の影響である

Mg に加へた元素としては Mg と固溶體を相當する Al, Cd, Li, Pb, 及び Zn であつた 260 gr の合金を Tamman 爐で Elrasal flux を用ひて鐵坩堝で溶かし 750°C より所定の乾燥砂型に鑄込んだ 之等の試料より鑄造組織にあらはれる柱狀結晶 (Stengelkristalle) の消失するに必要な添加元素を調べた これによると Mg 合金の Stengelkristalle (柱狀結晶) から粒狀結晶 (Kornkristalle) になる成分は第 1 表の如くである

又 Mg に各成分を添加する事によつて生ずる柱狀結晶の消失程度は第 2 表の如くである

第 1 表に示す柱狀結晶を消失さす合金元素の成分の重量%は相當合金によつて相違を有するがこれを表に示す如く原子%になほして見ると いづれの合金系も大差なき事が判る Atom.% では Zinc が最も少量で結晶微細化に効果ある事になつて居り Li, Cd が最も効果少なく Pb, Al は中位に存する 重量%では Li が最も効果があり Pb, Cd が最も効果が少ないのであるが寧ろ原子%に考察を加へた方が合理化である

この結晶微細化の説明に就ては合金の凝固の際の過冷 晶出した固體と残れる融體の擴散 合金の凝固區域の長短によるもので Tamman の結晶機發生と結晶成長速度は結局上記の諸要素によつて支配さるゝ事を述べて居る (高瀬)

熔融金屬よりの管と線材の直接鑄造 (Metal Ind. April 16 1937, p. 445/456.) 板管線材等を熔融金屬から直接鑄造し製作中の豫備加熱の工程を短縮或は全廢しようとする研究は米國に於て熱心に續けられて來た 今茲に述べるのは Eldred の研究に成る所の銅 黃銅及其他の非鐵金屬の管又は線材の連續的鑄造法である

従前ナル鑄型の一端から熔態の金屬を供給し 他端で固態の金屬を引抜き 連續的に鑄造を行はうとする企圖があつたが鑄型の壁を通して熱が發散し 凝固が金屬の表面から中心部へと進行する爲放射狀に結晶が發達し 鑄物の強度が連續的引抜きに耐え得ず 遂に成功を見なかつた 現今の方法では冷却の調節に極めて細心の注意をはらひ 終始一定の方向に凝固を進行させる 又金屬は僅か乍ら中心部でも凝固し始め周邊部へ進行して結晶の無制限の成長と合金の凝離を豫防する 直接鑄型の壁を通じて熱が失はれるのは金屬が凝固點に到達する迄で 以後潜熱は前方に連る固態の金屬を傳て放散されるのである 而して定められた時間の中に放散させなければならぬ潜熱の量 所要の割合で熱を失はせる爲に金屬を移行させなければならぬ長さ等は容易に計算し得るし 更に又爐内の熔融金屬の溫度が既知で且つそれが略々一定に保たれて居る時には金屬が装置の凝固に達するまでに奪取して置くべき熱量も算出され 之がわかれば所要の割合でそれを放棄させる爲に型の壁の性質も定められ 金屬が豫め定めた凝固帶に入て凝固し始める様にする事が出来る 爐から出た熔融金屬は最初に壁を通して熱を放散させる様に設計した部分に入り 次に壁の薄い部分に入て金屬の熱は此處で平均に失はれて徐々に液相線の溫度に達し 更に凝固帶を通過して此の間に固化し 最後に冷却帶に入るのである 冷却装置は水冷その他適當なもので良く 之で凝固帶から出て來る金屬を冷却し同時にそれに連る凝固帶内の金屬の潜熱を奪ふ 爐内の金屬の溫度は出来るだけ低い方が便利で 定めた溫度と 10°C 以内は變動しても差支無

い 此の方法で得た製品は通常の鑛物より遙かに性質が良く Cu 95%, Zn 5% の黄銅の径 41 mm の棒は冷間加工で 19 mm 径まで壓延され 13 mm まで引抜きせられる。又鑛物は密度が大で銅の 20°C に於ける比重は 9.0 に達する

此の方法に用ふる装置の爐は誘導電氣爐で所要の数の型室を有し其の材料は任意であるが非鐵金屬には Acheson 黒鉛が最適と思はれる。鑛型は適当な耐火材で巻いて絶縁し型室は空氣を遮斷する更に又少量のガスを噴射して出て来る鑛物を中性氣で包圍し鑛型の壁の酸化を防止するのも良い。而して線材はコロの上を通過し瘤の出た調車に掴まれ引抜装置にかゝる。かくして管或は線材が型から出て適当な長さとなれば截斷される。又線輪とする方が便利なものは何等かの方法で捲取る

尙此の方法は管と線材とのみに限らず角材 平板 又は楕圓材等にも應用出来るものと考へられる (川合)

9) 化學分析

添加用金屬の S の定量 (Holthaus C., Archiv. f. d. Eisenhüttenw. Mai, 1937, S. 511) $Cr, Mo, W, Mn, Co, Ni, Cu$, 及び Al の S 定量に溶解法 發生法 分解法及び燃焼法 還元法を適用して比較研究を行た

a) 溶解法 (Lösungsverfahren) 試料 10 gr に 0.5 gr の硝酸カリを加へ之に 100 cc の鹽酸 (1.40) を加へて溶解し更に之を蒸發して硝酸鹽を 130°C で焙焼分解す。殘渣は濃鹽酸に溶かし水で稀釋して SiO_2 を濾過分離す。次に温稀釋鹽酸で洗ひ濾液は更に乾固して再び同じことを繰返し SiO_2 を完全に分離する。次にアンモニヤにて弱酸性と爲す。金屬 Mo 中の S を定量する時は鹽酸の過剰は溶液を濃縮することによつて分解して置く。さうして置かないとアンモニヤを加へた時モリブデン酸アンモニウムの沈澱を生ずる。蒸發せしめるために加熱せられた液に 15 cc の 10% 鹽化バリウム溶液を加へ硫酸バリウムの殘餘を分離するために温所に一夜放置す。そして沈澱を濾過し温い弱酸で洗ひ沈澱物は白金坩堝内に入れて低い温度で焼く。次に之を曹達にて分解し温水にて處理し不溶解物を濾過分離す。濾液は鹽酸の少量を以て酸性となし炭酸を驅逐するために長時間煮沸し次に硫酸と鹽化バリウム溶液を加へる。少くとも 12 時間放置の後硫酸バリウムを濾過分離し温い弱鹽酸水にて洗ひ焼きて秤量す。同條件にてブランクテストをやつて試薬中の H_2SO_4 を知つて置かねばならぬ。

b) 發生法 (Entwicklungsverfahren) S 定量装置中に 10 gr の試料を入れ 100 cc の鹽酸 (1.19) を注入し之より發生するガスをガス吸収器に集める。此の吸収器中には 60 cc の酢酸亜鉛カドミウム液を入れて置く。 Cr, Mn 中の S を定量する時には鹽酸は一滴づつ注入せねばならない。何となれば此の兩金屬は猛烈なガス發生をしながら鹽酸に溶解するからである。分離せる硫化カドミウムは知られたる強度のヨードの一定量を以つて鹽酸添加の下に處理し過剰のヨードを亞硫酸ソーダで滴定す。

c) 分解法 (Aufschlussverfahren) 1.5 gr の粒狀試料をニッケル坩堝に入れ之に 10 gr の炭酸カリウム曹達と 5 gr の過酸化曹達を加へて最初は弱い焔で最後に赤熱に加熱して分解する。加熱ガス中の S が試料に入らない様に坩堝は大きいアスベスト板上に置く。熔融試料に水を注ぎて灰汁を作り之をメスフラスコ (300 cc) に移して 300 cc となしてよく混合しその中より 200 cc を採り鹽酸にて僅かに酸性と爲す。若し過剰の酸となりたる時はアンモニヤにて中和す

れば良いが Mo の場合には煮沸によつて酸を除去しなければならない。それは溶解法の場合と同理である。次に 25 cc の硫酸 (0.2 cc H_2SO_4 (1.84) に 1 l の水) を加へて煮沸し硫酸を温鹽化バリウムにて沈澱す。その後は溶解法の場合と同じ處理を行ふ。

d) 燃焼法 1 gr の試料を磁製ボートに入れて完全に乾燥せる酸素氣流中にて 1,350~1,450°C で 3~5 分間加熱する。此の場合燃焼管は長いものを用ひゴム栓はアスベstring で保護せねばならない。熔劑として 1 gr の Sn を混合するのが一番良い。燃焼ガスは吸収装置に導く。これには 50 cc の 0.5% 過酸化水素溶液と 10 cc の n/20 苛性曹達を入れて置く。燃焼完了後尙 2 分間酸素を通じ然る後苛性曹達の過剰を n/20 の硫酸にて消色するまで滴定す。指示薬としてメチル赤を用ふ。 Sn その他試薬中の S は豫めフランクテストを必要とす。

e) 還元法 (Reduktionsverfahren) 本法は Mo のみに適用し得る。磁製ボートに 2 gr を取り水素氣中に於て 1,100°C で加熱す。この水素は硫化水素を含有せざることが必要である。故に豫め酢酸カドミウム及び鹽化カルシウムにて洗滌して置かねばならない。還元管より排出せられるガスは酢酸カドミウム液に導き約 1 時間の後新しい酢酸カドミウム液に導く様にして合計 1.5 hr も経てば最早硫化物の沈澱が起らなくなる。この沈澱硫化物を普通の重量法その他で處理すれば良い。

8 種類の金屬中の S 定量に關し上記 5 法を適用して比較したる結果を總括すれば次の如し

1. 溶解法は鹽酸に溶解する金屬即ち Mo, Mn, Co 中の S 定量には非常に良い。
2. 發生法は Mn, Co 中の S 定量には使用可能の數値を與へる。 Cr 中の S は約 50% が測定せられるのみにて殘餘の S は溶液中に残り Cr を分離した後に定量することが出来る。他の金屬は鹽酸に溶けなかつたか或は一部分溶けるのみなる故本法を適用することは不可能である。
3. 分解法は Cr, W, Mo に就て試験して見たが Cr, W に對しては満足なる結果を得れども Mo に對しては不確實である。
4. 燃焼法は Mn, Co, Mo の S 定量には有効なるも Cr, W に對しては不確實である。これは燃焼困難なるために S の定量値が非常に不同である。直接に苛性曹達にて滴定すれば S の少量を定量するに良く適合する。この事は純 Al , 純 Cu , 純 Ni にて試験した。
5. フェロモリブデン中の S 定量に提唱せられて居る所の還元法は金屬モリブデン中の定量には満足なる結果を示さなかつた。

(F. K.)

10) 雜

熔融によつて作られた Borkarbid (ボロンカーバイド) の組織をばつきり現はす腐蝕方法 (Dawihl und Flühöh, Z. Metallk., 29 (1937), 153~137) R. R. Ridgway 氏の研究 (Electrochem. Soc. Preprint 66~27, 1934, 293) によるとボロンカーバイドは B_4C なる分子式を有して居てこのカーバイドの物理的化學的性質に就て相當詳しく發表されて居る。このカーバイドは Sintering で作つたものは結晶粒間の力が弱いので使用出来ないと言はれて居る。

本研究は熔融して作つたボロンカーバイドの組織を判然せしむるにとけた硝酸カルシウムを腐蝕液として用ひて從來迄腐蝕液として適當なものなかつたために組織があいまいだつたのを更に一層

明確に示したものである CaNO_3 を 380°C 數分間保ち乍ら B_4C を腐蝕し次にこれを冷却して極めて薄い鹽酸で煮つめる。さする事により CaNO_3 の酸化作用により B_4C の結晶粒及び結晶纖維は腐蝕されて組織を明らかに示す

又熔融せずに作ったボロンカーバイド (Norbides の名前あり) にて同様の腐蝕方法を行ふと前者の如く均一な組織を示さない。腐

蝕時間によつて組織に變化がある

この顯微鏡的結果より B_4C の安定度なるものが問題になつて來る。著者等によれば B_4C は一定の條件によつてカーボンの少ないボロンカーバイド中に graphite として滲入すると考へられる

(高瀬)