

抄 録

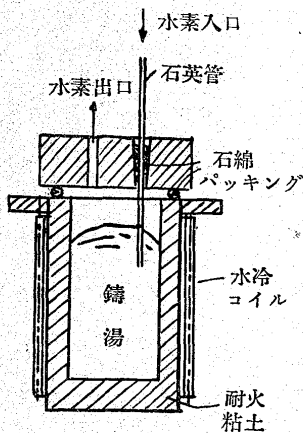
4) 鋼及び鍊鐵の製造

熔鋼に及ぼす水素の影響 (Peter Bardeuheuer und Ernst

Helmut Keller Kaiser-W.-Inst. f Eisenforsch. 1936 228) 實驗の方法熔鋼に吸収された H_2 が注湯及び加工の際如何なる現象を生ずるかを究めるため無心誘導電氣爐に酸性の裏塗を施し約 15kg の湯を作つたその装置を第 1 圖に示す 圖に示す如く H_2 は石英管を通じて湯の中に泡起す 爐は石棉を以て間隙を埋め密氣に保たれる H_2 ガスは誘導電氣爐による湯の被攪拌作用によつて迅速に且つ均一に湯の中に擴がる C 0.2, Si 0.29, Mn 0.42, P 0.012, S 0.035% の鋼を基材として合金及び脱酸劑として 91% Fe-Mn, 97% Fe-Si, 61% Fe-Cr, モンドニツケル 25% Fe-P, 30% 硫化鐵を用ひた。

湯の化學成分に及ぼす水素の影響 鋼中の不純物に及ぼす H_2 の影響を第 1 表に示す 表中 C の減少 Si の増加は $SiO_2 + 2C = Si + 2CO$ の化學變化に原因するのであつて H_2 のためではない 又 Mn の増加は爐の裏塗劑中より C のために還元されて生じたものである 然し熔湯第 5 又は第 6 に示す如く明かに O_2 は H_2 と作用し脱酸の現象を起す。

第 1 圖



注湯に及ぼす水素の影響 攪拌を 10 分間續けた後 0.35% Mn にて脱酸し 0.15% Si にて沈靜した湯と同じく 10 分間 H_2 を通じたものを比較した 兩者とも 50×50×140 mm の柱狀に鑄造した第 2 表に示す如く H_2 を通じたものは高炭素低炭素及び合金鋼の別なく既に取鋼及び爐の中に於ても盛に金屬火粉を飛散したるも H_2 を通ぜざるものはかゝることはない 従て前者は氣泡を含有すること多く密度より換算すれば 100g の鐵中に 2.7 cm³ の氣泡を有してゐることになる これは凝固溫度に於ては H_2 の溶解度急激に減少するため H_2 が放出された結果である 又鑄塊の溫度の下降と共に H_2 の溶解度は更に下降し従て結晶粒間隙中に H_2 が放出されその部の壓力は次第に高まり遂に材料の強度に打ち勝て鑄塊の粒間を破り外部に H_2 は放出される これは高温時の材

熔湯	水素送入時間	C%	Si%	Mn%	P%	S%	O%
2	0	3.53	0.42	2.05	1.61	0.023	—
	10	3.47	0.44	2.01	1.57	0.028	—
	20	3.44	0.44	2.01	1.57	0.026	—
	30	3.38	0.45	2.02	1.51	0.025	—
	40	3.28	0.48	2.01	1.53	0.026	—
	50	3.25	0.53	2.02	1.52	0.026	—
3	0	0.67	0.09	0.52	5.08	0.024	—
	30	0.65	0.09	0.41	5.28	0.025	—
4	0	2.07	0.03	0.18	0.026	5.37	—
	30	1.90	0.07	0.14	0.024	5.28	—
5	0	0.01	0.04	0.01	0.028	0.022	0.110
	30	0.01	0.04	0.01	0.028	0.022	0.073
6	0	0.01	0.03	0.08	0.018	0.023	0.058
	30	0.01	0.03	0.08	0.018	0.035	0.035

料の強度の尙小なる時に起こり針狀の氣孔となつて鑄塊中に殘る。

鍛鍊性に及ぼす影響(第 2 表) 第 2 表に示す如く鑄造時の熱を利用して直ちに鍛鍊した 所謂 hot forging を施した 大體その溫度は 1,100°~1,200° であつた H_2 を通じないものは皆良鍛鍊性を有してゐるが通じたもの殊に低炭素鋼は鍛鍊性悪しく裂隙を生じた 然し高炭素鋼では裂隙生ぜず鍛鍊性良好であつた 裂隙を生じたものは再び試料を鑄造の上これを 1,200°C に暫時保ちこれを鍛鍊したこの保持時間は精々 5 分間であつたが裂隙は僅少となつた 又一旦冷却して再加熱したものは何れも皆良好な鍛鍊性を有してゐた Ni-Cr 鋼で Cr 量約 1% 内外のものは低炭素でも高温脆性を表さない

赤熱脆性に及ぼす影響 鑄造後鑄塊の溫度が 900~800°C になつた時屈曲する事により赤熱脆性を檢した 0.6% 以上の C 鋼は赤熱脆性を示さないがその他の低炭素鋼及び高温脆性を示さなかつた Ni-Cr 鋼も之を示す(第 2 表) 又一旦冷却して再加熱したものはこの現象を示さない 以上の赤熱及び高温脆性は何れもその原因は固溶體から放出された H_2 が氣泡若しくは結晶粒子間隙等を集まり組織の弛んだ時に外部に出やうとする この状態で鍛鍊されると壓縮される結果氣泡中の瓦斯の壓が高くなり遂に鑄塊は破壊するに至る 然し鑄造後長時間放置しておくともガスは脱け去り鍛鍊しても破壊を生ぜず 返氣泡及び溢出ガスのため生じた 結晶粒間隙を熔着する結果となる故に H_2 で處理した鑄塊は高温で長時間保つか又は一旦冷却後再加熱すれば良好な鍛鍊性を得る。

Schieferbruch と水素の關係 C 量 0.3% 以上の Ni-Cr 鋼を熱處理すると均一な組織を呈する管の斷面に屢々長短の線が表れて來る これは階段狀になつて表れてくる これは Schieferbruch と稱されるものである H_2 と Schieferbruch との關係を見るため試料 (No. 32) の一を hot forge し他を空冷却後再加熱して楕圓形の凹を有する板上にのせて鍛鍊した 兩試料とも Schieferbruch を有してゐた H_2 を通じないものはこれは表れなかつた。

凝固後及び鍛鍊後の試料の水素量 試料の一は凝固後直ちに他は hot forging をなし可及的短時間後分析裝置中に投入した H_2 分析法は高温抽出法による時は相當長時間を要するので先づ Körber, Ploum (Mitt K. W. I 14 (1932) S 229/48) によるガス捕集器に投入し溢出するガス量を直接測定した 然る後に高温抽出法によつて測定した 試料の化學成分及び試驗結果を第 3 表第 4 表に示す鑄

熔湯	水素送入時間	C%	Si%	Mn%	P%	S%	O%
1	0	2.55	0.78	0.43	1.14	0.63	—
	5	2.56	0.75	0.48	1.14	0.63	—
	10	2.56	0.69	0.49	1.14	0.63	—
	15	2.56	0.70	0.50	1.13	0.60	—
	20	2.55	0.73	0.54	1.14	0.63	—
	25	2.52	0.74	0.59	1.14	0.67	—
	30	2.49	0.76	0.59	1.15	0.69	—
	35	2.50	0.77	0.60	1.14	0.70	—
	40	2.47	0.79	0.62	1.15	0.70	—
	45	2.45	0.77	0.61	1.14	0.68	—
	50	2.48	0.75	0.61	1.14	0.72	—
55	2.46	0.82	0.63	1.14	0.73	—	

第 2 表

溶湯 No	化 學 成 分							鑄 造 時 の 状 態				鍛 鍊 時 の 状 態			
	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	爐及び取鍋中		金 型 中		高 溫 脆 性		赤 熱 脆 性	
								水素通過 前	水素通過 後	水素通過 前	水素通過 後	水素通過 前	水素通過 後	水素通過 前	水素通過 後
7	1.15	0.18	0.56	0.033	0.049	—	—	r	u	r	st	gs	s	rbf	rbf
8	1.12	0.21	0.61	0.027	0.046	—	—	r	u	r	st	gs	s	rbf	lrb
9	1.10	0.21	0.55	0.025	0.047	—	—	r	u	r	st	gs	s	rbf	rbf
10	0.89	0.20	0.53	0.021	0.062	—	—	r	u	r	st	gs	s	rbf	lrb
11	0.86	0.19	0.67	0.024	0.049	—	—	r	u	r	st	gs	s	rbf	rbf
12	0.75	0.20	0.50	0.023	0.048	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	rb
13	0.59	0.17	0.51	0.023	0.047	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	rb
14	0.52	0.27	0.64	0.024	0.049	—	—	r	u	r	stst	gs	s	rbf	strb
15	0.48	0.18	0.58	0.022	0.051	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	rb
16	0.44	0.23	0.42	0.024	0.054	—	—	r	u	r	stst	gs	s	rbf	strb
17	0.13	0.07	0.66	0.026	0.059	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	strb
18	0.07	0.07	0.29	0.023	0.054	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block h	rbf	strb
19	1.20	0.18	0.47	0.022	0.046	—	—	r	u	r	st	gs	g s	—	—
20	0.82	0.10	0.41	0.011	0.011	—	—	r	u	r	st	gs	g s	—	—
21	0.54	0.17	0.42	0.023	0.050	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	—	—
22	0.46	0.11	0.20	0.011	0.017	—	—	r	u	r	st	gs	s	—	—
23	0.16	0.09	0.40	0.025	0.053	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	—	—
24	0.09	0.05	0.30	0.028	0.050	—	—	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	—	—
25	0.04	0.05	0.18	0.026	0.060	—	—	r	u	r	stst	gs	1. Block h 2. Block s	—	—
26	0.06	0.05	0.23	0.026	0.060	—	3.15	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	strb
27	0.09	0.14	0.31	0.021	0.027	—	3.12	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	rb
28	0.06	0.14	0.28	0.025	0.036	1.05	3.32	r	u	r	st	gs	s	rbf	—
29	0.07	0.13	0.25	0.027	0.042	1.41	3.37	r	u	r	st	gs	s	rbf	rb
30	0.12	0.16	0.23	0.018	0.032	1.38	3.32	r	u	r	stst	gs	s	rbf	rb
31	0.19	0.13	0.21	0.024	0.048	0.68	2.72	r	u	r	st	gs	1. Block h 2. Block s	rbf	strb
32	0.34	0.12	0.30	0.021	0.032	1.05	3.28	r	u	r	stst	gs	s	rbf	rb

r:沈静 s 鍛鍊可能 rb 赤熱脆性 u:静かならず g.s. 鍛鍊性良好 rbf 赤熱脆性を示さず
st:飛散 h 高温脆性 lrb 赤熱脆性を少し表す stst:飛散激し strb 赤熱脆性甚し

第 3 表

溶湯 No.	C%	Mn%	Si%	P%	S%	O%
33	0.12	0.24	0.05	0.021	0.031	0.023
34	0.38	0.51	0.15	0.022	0.030	0.008
35	0.58	0.30	0.21	0.023	0.031	0.010
36	0.71	0.24	0.01	0.021	0.030	0.009
37	0.01	0.01	0.04	0.028	0.038	0.073
38	1.90	0.14	0.07	0.021	5.280	0.020
39	0.65	0.41	0.09	5.210	0.035	0.012

造試料に関する限り C 量の増加と共に H₂ 量増加した試料 No.38 は水素量が鋼に対する H₂ 飽和量たる 13.3cm³/100g 鐵をはるかに超えてゐる これは S の量の多きによる即ち硫化水素として試料に含有せられたるものでこれは長時間放置しておいても逃げないで高温抽出法によつて初めて放出せられる。

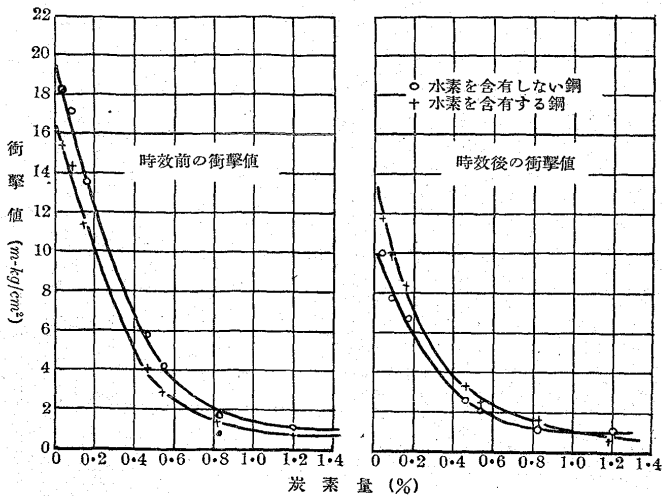
水素と時効現象 H₂ は鋼の時効効果を弱める 鋼の O₂ 量を減

第 4 表

溶湯 No.	試料種類	擬固後ガス捕集器に投入するまでの時間 min.	ガス捕集器中存置時間 h.	水素量 cm ³ /100g		
				ガス捕集器	高温抽出	全水素量
33	鑄造試料	12	354	4.58	3.17	7.75
34		15	234	6.61	3.39	10.00
37		8	406	2.83	4.71	7.54
38		11	721	3.80	29.70	33.50
39		11	632	6.84	5.50	12.34
33	鍛鍊試料	13	354	2.73	2.50	5.23
34		20	235	3.02	2.72	5.74
35		13	819	3.35	—	3.35

少せしめるためであるこの影響を第 2 圖に示す即ち時効前に於ては H₂ を以て処理したものが衝撃値はやゝ低い時効後は返つて高い。(茨 木)

第 2 圖



5) 鐵及鋼の鑄造

製鋼に於ける鋼塊に就て (Emil Gathmann, Blast furnace & Steel Plant, April, 19 7) リムド鋼塊を製造する際は先づ成分の知られた原料を使用し完全脱酸鋼塊に於ける場合と同様の諸注意を拂はねばならぬ 即ち銑鐵は軟か過ぎぬ程度に加入し鋼滓の成分状態を適當にし出鋼温度鑄込温度鑄込速度等に特に注意する事を要す 完全脱酸鋼塊及び半脱酸鋼塊に於ては取鋼中の熔鋼に脱酸剤を加へる事が出来るがリムド鋼の場合に於ては若し爐中の精鍊が不充分であれば取鋼中では如何ともするを得ないのである 温度は他の種の鋼と同様最も重要な要素である 鑄込の際の湯の流れを適當にし然かも鑄込温度は出来るだけ低きを要する さもないと熔鋼がインゴットの上に吹き出す恐れがあり鋼塊の上部に氣孔を著しく増加する。

リムド鋼塊の内部の状態は大體上部の性質で判定出来る リムド下廣り鋼塊の中央に於ける縦断面をみるに如何に注意して熔解鑄造したものでも頭部から底部迄連続的に氣泡が存在し然かもこの氣泡が深く入つて居る爲め壓延して鍛着せず表面疵となつて現れる この種の鋼塊は鑄込後初めや下り後再び上へてくる傾向がある リムド上廣り鋼塊に於ては下廣り鋼塊より鑄造後深く下がる傾向があり兩者共表面近くには氣孔は出ない これは注目すべきである この二種の鋼塊中組織が後者の様なもので然かも鋼塊の表面から4~5"の所よりも1~2"の外層に氣孔が分布して居るものがよい 尙この氣孔が再熱 酸化 壓延等によつて破壊せず再熱爐或は均熱爐より取出した時に氣孔のある部分が鍛着し得る温度になる様に表面に近く分布するを要す 若し氣孔が酸化されなければ壓延中によく鍛着されるわけである。

何れの鋼塊も85%以上製品になり得る 時には上廣り鋼塊では90%以上利用出来る。

總ての鋼に於けると同様上廣り鋼塊は下廣り鋼塊より有利である 尙押湯無しの上廣り鑄型の使用をあやまつた時はリムド鋼は直ちに下廣り鑄型に鑄造し得るのである リムド鋼用の上廣り及び下廣り鑄型は鋼塊の缺陷を最小限度に止め得る様に断面の寸法を設計する事が出来る 今日長方形の波形断面の上廣り鑄型を二三設計製造したがリムド鋼に用ひて優秀なる表面を得た C 0.15% 以上のリムド鋼では氣孔を深く根ざしめる事は中々困難であり普通は下注ぎを行ひ表皮氣孔を防ぐ爲めに鑄造中熔鋼を攪拌する。

リムド鋼の製造にあつて今一つの問題は偏析と非金属介在物である C と S は完全脱酸鋼及び半脱酸鋼より偏析の程度大である この事實は大型の下注ぎ鋼塊に於ても然りである リムド鋼は表面がよく、相當延性大であり然かも高降伏點を有し値段が安い事が重要條件である。

現在ではリムド鋼は尙工業上重要なもので厚板 薄板其他これに類する製品に使用されて居るのである 然し應力大なる部分に用ひて安全性のあるのは矢張完全脱酸鋼で均一性も望ましいものである (K)

英國に於ける鑄造曲軸 (Gongh, H. J. Metal Progress, May, 1937) 鑄造曲軸として用ひらるゝ材料中 Cu-Cr 鐵は高荷重曲軸として良く パーライト普通鑄鐵は鑄造曲軸として 普通に用ひられるものである Cr-Mo 鑄鐵は曲軸のみならず種々なる部品に迄使用されるもので Ni-Cr 鑄鐵は低荷重用の材料で主として小型の油及ガソリン機關に用ひられる 今殊更に鑄造曲軸の成功を驚くに當らぬ事で從來鑄鐵と云ふものが多孔性で 缺點多く 信頼の置けない然も抵抗張力のものと考えられてゐたが 現在は抗張力 60,000 psi のものあり且熱處理に依り更に改善出来る特殊鑄鐵が現れてゐる 鑄鐵は静的試験で良い抗張力 振り強さを有し 繰返し屈曲 振り或は之等の結合應力の場合にも良く堪へ 殊に切欠け効果が少い特徴を有し一方磨耗も少い。

今第1表に示す様な5種の材料に就て其機械的性質を求めた 他方高速機關の發達と共に疲勞試験に於ても單に屈曲或は振り剪斷の

第 1 表

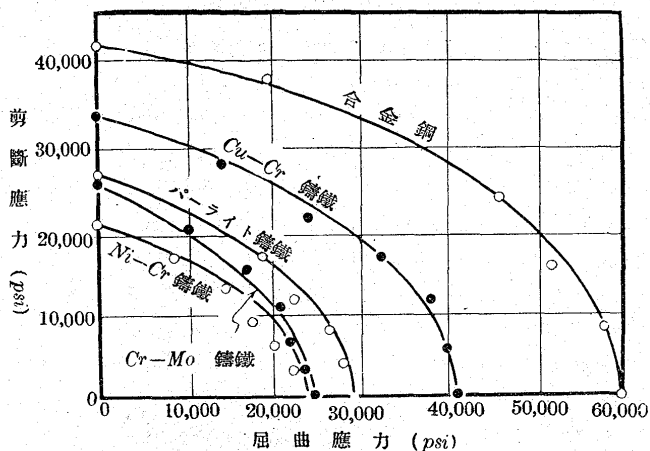
性 質	合金鋼 (A)	Cu-Cr 鑄鐵 (B)	普通鑄鐵	Cr-Mo 鑄鐵	Ni-Cr 鑄鐵
成 分					
T. C.	0.32	1.56	2.75	3.28	3.36
G. C.	—	—	—	2.47	2.39
Si	0.23	1.16	1.59	2.19	1.22
Mn	0.88	0.44	0.88	0.95	0.92
S	0.04	0.05	0.07	0.10	0.11
P	0.03	0.07	0.08	0.17	0.12
Ni	2.42	tr	—	—	1.87
Cr	0.49	0.46	—	0.42	0.47
Mo	0.38	—	0.29	0.95	—
Cu	0.13	1.75	—	—	—
硬度(ブリネル)	260	260	245	280	265
Izod 値(ft-lb)	24.8	1.2	1.5	0.8	0.4
抗張試験					
比例限(psi)	70,000	35,000	5,500	5,500	5,000
降伏點	98,000	—	—	—	—
抗張力	118,000	72,500	52,000	46,500	42,000
伸 %	10.0	0.2	0.4	0.8	0.8
断面收縮%	16.0	0.0	0.4	0.0	0.0
弾性率(psi) × 10 ⁻⁶	29.3	26.8	21.7	20.1	18.7
振り試験					
比例限(psi)	38,500	35,000	9,600	6,000	6,000
破斷界(psi)	105,000	86,500	71,500	73,000	47,000
全振り度	846	96	82	53	16
弾性率(psi) × 10 ⁻⁶	11.5	11.4	8.6	8.6	7.1
屈曲疲勞					
疲勞限(psi)	±60,000	±40,500	±29,000	±24,000	±23,700
抗張力との比	0.51	0.56	0.55	0.52	0.56
剪斷疲勞					
疲勞限(psi)	±40,000	±32,000	±25,500	±24,500	±20,000
破斷界との比	0.34	0.45	0.49	0.52	0.47

(A) 1,575°F 燒鈍 1,550°F 油焼入 1,200°F 焼戻

(B) 1,650°F 20分 燒鈍 1,200°F 迄空冷 再加熱 1,400°F 605 1,000°F 迄爐冷 後空冷

一のみならず 之等の結合應力を加へた場合如何に疲勞限界に及ぼすかと云ふ點に就き研究を一步進めた 即ち繰返屈曲と繰返振り剪斷應力の個々の場合と 他に之等の比を5種に變化して其疲勞限界を求めて見た 即ち 屈曲/剪斷=0.268, 0.577, 1.00, 1.732, 3.732 である 結果は第1圖の如し 即ち 線の下及左側は如何なる應力でも破壊しない事を意味する 疲勞限界は普通抗張力に關係し 夫れとの比を求めると抗張力がある廣い範圍にあるにも拘らず比は餘り大きい變化はない 殊に繰返屈曲に於ては表に見る様に狭い範圍で唯繰返剪斷の場合合金鋼だけ若干小さい數字を示すに過ぎない (Y)

第 1 圖



6) 鐵及び鋼の加工

Cr 或は Cr 耐蝕鋼への電鍍 (Gardam, G. E. The Metal industry, April, 1937) Cr 鍍金或は耐蝕鋼製品は適當な方法で除脂し之を陰極として硫酸ニッケル ($NiSO_4 \cdot 7H_2O$) 240 g/l, 硫酸 50 g/l の液にて 30°~40°C の溫度とし 150 amp/ft² の高電流密度にて 5~10 分作業し後普通の方法で鍍金するのである 高度の密着性を得る爲には最後の Ni 鍍金を施す前に前述の操作から素早く酸性 Cu 鍍金液に短時間移し Cu 鍍金する事が良い 除脂中に注意すべき事は アルカリ性の清淨液或は不溶性な Silicate や Aluminate から表面に出来る皮膜を防止する事で 此の爲に 10~50% の HNO_3 液に漬ける事も良い 前述の $NiSO_4$ 液の濃度は Ni 鍍金の低電流効率(約 5%) の爲に大した事はないが 酸の濃度は Ni 陽極を使ふと減ずるから不溶解性な Pb 極を用ふるを可とする。

Cr 鍍金した品物を硫酸 (50 g/l) 中にて 150 amp/ft² で 5 分間處理すると Cr は多少腐蝕されるが 直ちに之を水洗して酸性 Cu 鍍金液に漬けると黒色の不着性の Cu 沈澱が出来る 然し若し此場合前の處理液に $NiSO_4$ (240 g/l) を入れて置くと Cu の鍍金が均一且密着性である 而して $NiSO_4$ 液の處理は 1 分間でも目的を達する 高電流密度は酸化膜を除く爲の激しい H_2 ガスの發生と Ni を必要程度に鍍金するに必要で 150 amp/ft² 程度を可とし 50 amp/ft² では不充分である 殊に陰極たる品物の形が不規則である場合は電流の分布が乏しい故に殊更に高電流密度を必要とする。

斯くして得られた Ni 鍍金は最初の層に H_2 ガスを含み脆いが之を 200°C 位の低い溫度で 2hr も加熱すると密着性が増加し殊に Cu 鍍金を 0.001~0.002' 位施したものに Ni を鍍金した場合は最も密着性がある 唯最初の $NiSO_4$ 液で 15 分間以上鍍金すると Cu を鍍金しても比較的密着性が乏しい。

Ni 鍍金の初めの層に起る水素脆性に關しては次の試験を實施した 即ち Cr に實施さるゝ前述の方法で 除脂し陽極的に處理した眞鍮及鋼に適用したのである $NiSO_4$ 液中の時間は 5 分であつた 密着性は Cu 層よりも大で鍍金の分離は Cu 層で起つた 他の試片に就て最初に Ni 鍍金したものを硫酸液 (50 g/l) 中にて白金極を用ひ 150 amp/ft² の電流で 10 分間陰極處理して後 此の鍍金操作を施した鍍金を故意に分離した處 鋼試片では Cu 層で分離が起つたが 眞鍮では最初の Ni 層で分離した 此結果から見ると鋼中の H_2 ガスの擴散に依て鋼との密着性が大きい様に思はれた 此の作用は眞鍮では鋼よりも少い 以上の結果を綜合すると Cr 或は高 Cr 合金に他の金屬を鍍金する時に H_2 ガスの發生と共に鍍金が行はれる時には中間の Cu 層は脆化を防止する目的では非必要であらう。(M)

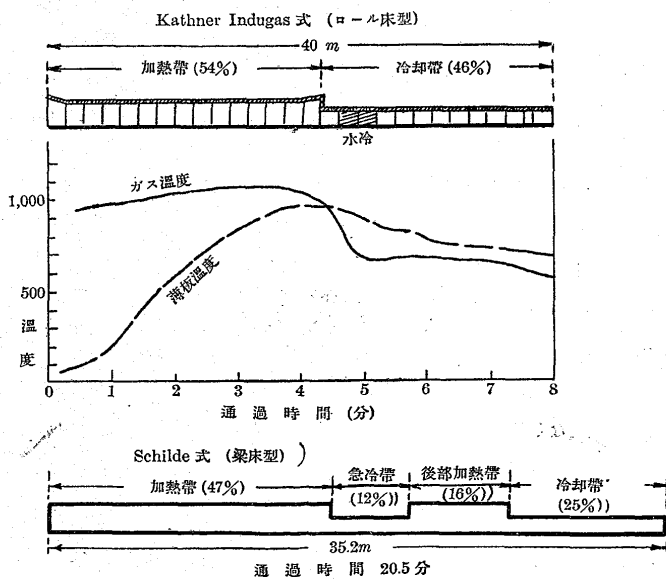
通貫式薄板燒鈍爐發達の狀態 (Lüth, F., St. u. E. 8, April,

1937, S. 365) 獨逸に於ては通貫式薄板燒鈍爐は 1930 年に始めて設備せられ今日に於ては此の爐を有せざる工場を見ない迄に普及せられて居る 此の爐の 6 年間に於ける發達は爐の製作の方面のみならず 爐の作業方法 薄板の各種燒鈍過程に對する應用の上にも變遷を來した 次に今日の狀態に就て概説しよう。

今から 30 年前には薄板燒鈍爐として肌燒爐 (Einsatzofen) が使用せられ次に Paketofen が出來 その後更に進歩して Kistenofen が現れた これは最初是一個の筐を入れる爐であつたが後にはトンネル爐となつて 長さ 60m に達するものも出來 豫熱帶 加熱帶及び冷却帶の區別が出来る様になつた これが通貫式燒鈍爐 (Durchlaufglühofen) に進歩したのである Kistenofen の缺陷は加熱冷却に長時間を要すること 薄板を筐に入れたり出したりする場所其他筐の重量とが之による熱損失等である 之等の缺陷を全て排除する様に出來たものが即ち通貫式燒鈍爐である。

凡て材料を燒鈍する場合には之を或る溫度まで加熱し この溫度で或る所要の時間保持したる後 保護瓦斯 空氣中或は筐に入れたまま冷却するのである 今日では屢々或る冷却曲線に沿て冷却する如き特殊の條件が與へられて居る 自動車用薄板 深度索伸用板 プリキ板等は Ac_1 點以下まで急冷し其の後は徐冷しななければならない 材料によつて其他種々の冷却條件がある譯で 是等の要求を満足するために種々工夫せられて居る 爐は加熱帶と冷却帶より成り此の兩帶間の長さの割合 取りはづし可能なる冷却帶天井枠の構造其他製造者によつて各様に進歩して居る Kathner-Indugas 式 Schilde 式 Poetter 式 Ofag 式等あり 冷却帶の特徴は冷却設備に依つて材料の加速冷却を行ふか或は遅くとも冷却速度が早められること 何れの爐に在りても夫々の型式で空氣或は水冷管を天井爐床に設備して居る 又或る場合には冷却を充分にするため天井側壁を非斷熱材を以て作ることもある 或は冷却帶の入口に急冷帶を設け更に後部加熱帶を設けることもある 第 1 圖は爐型の例と爐内溫度の狀況を例示せるものである。

第 1 圖



燃料は清淨瓦斯に限られ 西部ドイツに於て遠距離ガス輸送網の發達と共に通貫式燒鈍爐の普及せるものは偶然的のものでは無い 瓦斯燒鈍爐に在りては瓦斯は熱の運搬物たるのみならず其の成分は加熱材の表面に影響する所が大である 通貫式爐にては未だ白鈍しを行ふ事が出来ない 若し之を行はんとすれば敷板及び覆板を使用せねばならない 而してこれは燒鈍材の 20~25% を必要とする故

不經濟である 熱の消費量は爐の何れの型式に於ても爐能力の 70~100% の裝入量の時は裝入物 kg 當り 400~600 kcal である。

此の種の爐は Kistenofen に比して極めて短い時間内に焼鈍及び冷却を良く調節して薄板の材質的要求を満足するものであるからそれだけ爐内の輸送設備が重要な役割を爲して居る 他の爐では數日を要した作業を數分乃至數10分で完成することが出来るのである

爐内輸送設備としては鎖床 (Kettenherd) ロール床 (Rollenherd) 及び梁床 (Balkenherd) の3種類がある 爐内輸送装置として鎖を用ふことは加熱爐 焼戻爐に於ては尙行はれて居るが 通貫式焼鈍爐に於ては満足すべき輸送設備では無い 25~40m の長い爐にては鎖の重量が相當大となり又鎖が歸路空氣中で冷却せられ 加熱冷却の交番處理による材質的缺陷の誘引並に冷却鎖の再加熱による熱損失をも伴ふ ドイツに最初設備せる通貫式焼鈍爐に於てはロール床が用ひられた ロールは水冷式鋼管の芯に耐熱鋼の外管を継合せ兩管の間隙に強力斷熱材を充填せるものを用ひた 此のロールには圓板を付けるのであつて ロール間の距離は圓板徑の大小及びロールの構造如何により大體 200~400mm となつて居る 此の爐では過熱されることなきも ロールの爲めに多量の耐熱鋼等を使用するために建設費が高くなる 現今最も廣く用ひられて居るのは梁床である これには單梁系 (Einbalkensystem) と複梁系 (Doppelbalkensystem) がある 單梁系の爐床は2群の梁系より成りて1群の梁系は固定し他の1群の梁系が往復及び上下運動を行ひ 焼鈍材を漸次前進せしめるものにして 複梁系の方は2群の梁系が交互に往復と上下の運動を行つて焼鈍材を前進せしめるものである 上下運動は 25~50mm 往復運動は 300~400mm である。

一般に爐の能力は自動車用薄板ならば1日 80~150t, プリキ板その他ならば1日 250t 位である 爐長は 40mm 以下にして焼鈍材の前進速度は 1.5~5m/min の間で調節可能である。 (F. K)

窒化作業要項 (American Machinist, Oct. 7. 1936 Page 867~833) 窒化作業は 950~1,100°F の温度でアムモニア瓦斯の作用により特殊鋼の表面を硬化せしめ 焼入作業を行はないものである 表面硬度は他の如何なる操作によるものよりも硬くブリネル硬度で 1,000~1,100 に達する 90時間の連続處理によれば硬化表層の厚み 0.031in になり 此の約 1/2 厚の部分は非常に硬く 殘部の 1/2 は徐々に軟化して遂に心部に到り 此の間少しの境界がない 窒化層は品物に歪を起さずして得られるから 特に飛行機機關の齒車の如く歪を絶対に嫌ひ 肉が薄く而も荷重の大なる部分品には極めて有利である 其の他にも種々應用もあるが 結局二大特徴即ち磨耗に對する抵抗力の大なる表面硬度と狂ひを生じない事が多くの用途に Nitra-

第1表 Nitralloy の成分

成分	Nitralloy "G"	Nitralloy "H"
炭素	0.30~0.40	0.20~0.30
マンガン	0.30~0.60	0.30~0.60
珪素	0.30以下	0.30以下
アルミニウム	0.75~1.50	0.75~1.50
クロム	1.00~1.50	1.00~1.50
モリブデン	0.15~0.25	0.15~0.25
硫黄	0.030以下	0.030以下

loy の如き窒化鋼を選択せしめる所以である。

心部の強度を充分ならしむる爲に Nitralloy は第1表の"G"及

び"H"の如き成分のものが推奨されてゐる。

Al を含有すれば窒化が容易である C は窒化層の深さ及び硬度に全く影響がないので 主として心部の機械的強度を改良する爲に含有せしめ 普通の合金鋼の炭素量よりも一般に少い Mo は硬化層並に心部に靱性を與へ 衝撃抗力を増大せしむ 機械加工が容易なことを望むときは"EZ"級の Se を含むものが良く これは自動ねじ切機械にかけて加工出来る Nitralloy 鋼は機械仕上前に熱處理せねばならない 熱處理は通常 1,750°F に加熱し 油又は水中に急冷し約 1,250°F で焼戻しする 此の處理によつて組織はソルバイトとなり窒化によく 機械加工可能の硬度と心部の強さを與へる もしより強い心部を得たい場合には焼戻温度を低下せしめると良い しかし窒化温度以下に下げてはならない Nitralloy "G" 及び"H"の機械的諸性質を第2表に示す。

(試験片は 1in 丸棒より削り出し 數値は約 2 1/2in 丸迄のものに適用可能 斷面が大となれば數値は幾分低下する)

窒化するべき品物の表面は充分掃除し磨く これは脱炭作用を起す様な物質が表面に附着して居れば窒化作用を妨げるからである 又一部分窒化せざる場合には此の部に良質の Al 塗料を施す かくす

第2表 熱處理 Nitralloy の機械的強度

名稱	焼入温度	焼戻温度	抗張力 lbs/in ²	弾性限 lbs/in ²	延伸率 2in %	斷面收縮率 %	ブリネル硬度	アイソツト
Nitralloy G	1,750°F	1,100°F	155,000	137,500	15	52	310	52
	1,750	1,200	138,000	120,000	20	58	280	65
	1,750	1,300	121,000	103,000	23	62	230	80
Nitralloy H	1,750	1,100	132,000	117,000	18	61	280	62
	1,750	1,200	122,000	103,000	21	67	255	70
	1,750	1,300	102,000	85,000	26	70	225	85

れは鍛造のスケールが剥れない利益がある 品物の鋭い角はなるべく作らない様にし 適當な圓味を持たす事が必要である 一部分硬化させないのにはニッケル鍍金 錫鍍金 錫張り 酸化錫 6 とグリセリン I の混合物に酸の數滴を落したものを施せば アムモニア瓦斯を避けることが出来る 酸化錫を用ふるには部品をよく掃除して加熱し 藥品を塗付し約 400°F に熱する それをアルミニウム箔で包む 錫張り (Tinning) のものはワイヤ ブラッシで餘分の錫を取去らねば窒化熱で熔融し容器内の部分を汚す。

Nitralloy 鋼の熔接は二つの種類に大別される 第一は他の成分の鋼と熔接しその熔接部の表面硬度は重要でない場合である このときは普通の電極 熔接棒を用ひ 標準作業方法でよい 第二は熔接部が窒化されるべきもので Nitralloy と同様の成分を必要とする 電弧熔接では Al と Cr の損失が甚しいから熔接部は窒化されない 輪やシリンダー状の品物は突合抵抗熔接が良い 中性焰を用ひた酸素-アセチレン焰の熔接ならば可成り満足な結果が得られる 熔接棒は勿論 Nitralloy で特殊の flux を用ふる 原子水素焰が最も理想的である 一般にどの熔接方法を用ふるとも熔接後と機械加工前には熱處理をせねばならない。

Nitralloy G 及び H 級の機械加工性は仕上り程度及び被加工性に於て同等の強度を持つ高級合金鋼と先づ同じい 熱處理材でブリネル硬度 200~240 範圍では切削速度 75~95 ft/min が良い バイトの切削端は充分鋭利にし 普通材料の場合よりも rake angle と clearance angle を多少大きく取る 錐は螺旋溝よりも直線溝のものが長孔によい タップはなるべく溝の多いのが良い 切削油には硫化ラード油が適當である 多くの窒化部分品は酸化皮膜を取去る爲に軽くバフを掛けて使用するから磨きの利く事も有利な點であらう。

窒化作業は品物を充分ガンタイトにした函内に収めて 950~1,100 °F 間でアムモニア瓦斯を通じて行ふ。瓦斯の流入管は函の底部の隅に設け 流出管は反対側の上部へ取付ける。函の材質は特に注意を要する。これが適当でないと瓦斯が滲透して使用量を増加し品物の硬度も満足なものでない結果になる。適当なる材料としては Cr 或は Ni, Cr を含む耐熱鋼 低マンガンモネル 金属 純ニッケル或はニッケル包装鉄板等であるが 普通鉄板で作つた場合には内面にエナメルを塗装するか 1/4" 厚位のアルミニウム板を張らねばならない。

窒化するべき部品を函内に弛く収め ニッケル線の網で相互を離して瓦斯の流動を容易ならしめる。蓋を所定の位置に取付けると先づアムモニア瓦斯を流入せしめ次いで動力を掛ける。アムモニアの分解は 20~40% に保つ 所要時間だけ窒化温度に保持すれば加熱を止めて 700°F に温度が降下する迄瓦斯だけを通す。次に瓦斯を切り其のまま冷却 但し空冷或急冷等をしてはならない。窒化時間は窒化温度に達してから最後に瓦斯を遮断する迄を言ひ 硬化層の厚さに従て加減する。此の厚さと時間との関係は実験して定めた方が早い。或る場合には機械加工や鍛造の爲に生じた内部応力が窒化前の低温焼鈍では取り切れなくて窒化中に狂ひを生ずることがある。これは薄い短形断面か比較的長い断面で一端の直径が大きく他端が小なる形状のものに起り勝ちである。次に窒化層は其の表面に於て最大の硬度を保有する故に研磨作業は避けられた方がよい。一般に 0.002~0.003 in 以上は不可である。研磨砥石は出来るだけ細い粒子が良く 切削速度は表面が荒れない様に調節せねばならない。普通の焼入鋼は 350~400°F で焼戻しすれば硬度を低下するが窒化鋼では 1,200°F 迄決して軟化しない。

窒化中の瓦斯吸収に依つて 1.0014 in 直径丸棒で 0.0011 in 位成長する。かかる成長は窒化前の磨きと窒化後のバフ仕上等に對して許されて良い。窒化作業はその方法如何に依て結果を充分制御出来る。即ち硬化は常に脆性を伴ふ故に硬化層の靱性を適當ならしむる必要を生ずる。最大の深さと靱性を得るには窒化は高温にて短時間に完了すればよく 反対に低温で長時間行へば靱性は低いがブリネル硬度 1,000 以上の硬化層を得る。(I. K.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

鋼線に於けるマルテンサイトの局部的生成 (Püngel, W. St. u. E. 8, April, 1937, S. 373) 硬鋼線の表面には屢々マルテンサイトの個所ありて此の原因に就ては尙種々の説がある。E. A. Atkins はマルテンサイト生成の原因を索伸時に於ける強度の局部的加熱と之に續く鋼線自體に依る急冷に歸着せしめて居る。

A. Pomp は彼の實驗に於てマルテンサイトの出来るのはやはり加熱後に起る急冷に依ることを認めた。マルテンサイトの個所を作るためにパテント鋼線 (徑 5mm C 0.53%) を廻轉臺の滑車に巻き付けて滑車を廻轉せしめ鋼線に暫時鈍先の鑿を押しつけることに依て同様に弱いマルテンサイト組織の部分を作ることが出来た。此の實驗に依て強度の摩擦と之に續く急冷のために鋼線表面にマルテンサイト組織の個所の出来ることが確められた。S. M. Dixon, M. A. Hogan は鋼索を使用する際に滑車の摩擦或は硬い材料に對する打撃に依つて局部的に熱せられ 次いで鋼索自體に依り或は水によつ

て急冷せられ 表面にマルテンサイト組織を生ずることを認めて居る。それにも拘らず此のマルテンサイトの個所は鋼の成分的不均一に基因すると云ふ説は一般的に反對せられて居る。

次に局部的マルテンサイトの生成を認め且使用中に此の組織の生成せられることを確實に説明し得る實驗に就いて述べよう。それは運搬用鋼索に關するものにして外國炭坑の細索滑車に使用せるものである。

此の鋼索は全表面に澤山の鋼線切斷があつて 此れが多少強度の摩擦を受けた部分に存在する故餘程古く設備せられたものに相違ない。此の切斷個所附近には近距離に澤山の龜裂が入り居る。縦断面を見るに龜裂は初め摩擦面より直角に線内に入り 次いで内部に於て普通 90 度曲り長さの方向に平行になつて居るのを認めた。鋼線の組織はソルバイトにして 周邊部の脱炭は少く 又摩擦面は腐蝕液に侵されなかつた。而して此の部分は 350°C で焼鈍するとトルースタイトとなつた。之即ちマルテンサイト組織より成れる部分にして 局部的加熱と急冷に依て 斯様な硬い組織となつたものである。此の脆弱部より疵が生じて 内部のソルバイト組織 部に進み其の結果切斷するに至るのである。鋼索の摩擦面に在る鋼線も反対側に於ては何等硬化現象を起さず 又索内に在る部分も同様であつた。此の鋼線は亜鉛鍍金を施せるもの故假へ線の製造時にマルテンサイト組織が生成せられても鍍金時に 450°C の亜鉛浴中にて焼戻し組織は變化する。従てマルテンサイト組織は其の後に發生せるものである。

次の事も又注目に値する。C 0.6% の或る線材に就て見るに組織検査に依ればマンガン鐵の包含物が鋼線に硬い個所を作居つた。これは次の索伸及び其の後の使用に不適當なものであるが標準化處理後には此の包含物は消失して均一組織となり 分析によりても此の部分の成分的不均一性を認められなかつた。之等のことより考へるに局部的マルテンサイトの生成は不適當なる摩擦によつて生ぜるものと推定せられた。實際諸種の炭素鋼線材 鋼線に於てマルテンサイトは加壓によりて生成せられる。700°C 以上の温度に上げるには滑車に強く押し付けることに依りて充分であり 此の温度より空冷乃至線の熱傳導に依る急冷に依りマルテンサイト組織に變化する。(F. K.)

各種の耐熱鋼の高温に於ける性質 (Friedrich Körber, Mitteilungen aus dem Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung. Band XVIII Lieferung 18) 試験材は徑 20mm の丸棒で 化學成分は第 1 表の如し。

第 1 表 試験材の化學成分

試料 番號	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	W%	Mo%	Cu%	Co%	Ti%	V%	Fe%
1	0.43	3.23	0.33	0.021	0.002	8.43	0.08	—	—	—	—	—	—	—
2	0.40	4.23	0.33	0.022	0.004	8.42	0.09	—	—	—	1.76	—	—	—
3	0.47	1.49	0.80	0.016	0.004	14.78	12.94	2.16	—	—	—	—	—	—
4	0.46	0.52	1.31	0.025	0.006	12.71	12.86	9.65	—	—	—	—	—	—
5	0.95	1.63	0.74	0.011	0.009	15.14	12.80	2.45	0.08	—	—	—	—	—
6	1.31	0.44	0.42	0.022	0.007	13.98	—	—	—	—	1.96	—	—	—
7	0.94	0.50	0.18	0.010	0.030	16.62	0.18	—	0.59	—	2.28	—	0.35	—
8	0.11	0.56	0.62	0.011	0.025	17.72	8.48	1.03	0.20	0.23	—	0.22	—	—
9	0.67	2.05	5.16	0.022	0.012	15.89	0.35	5.27	—	—	—	—	—	—
10	—	—	1.78	—	—	15.10	60.30	—	7.18	—	—	—	—	15.4

試験材 No.1 は Cr-Si 鋼 No.2 は Cr-Si-Co 鋼 No.3, 4, 5 は何れも Cr-Ni-W 鋼であるが No.3 と 5 は No.4 に比べて Si が高く C が No.3 は 0.47 で No.5 は 0.95 で大分異なる。炭化物が多く なる程耐熱性が増加する事は周知の事である。No.6 は Cr-Co 鋼で

特に C が高く No.7 は少量の V を含む高炭素 Cr-Mo-Co 鋼 No.8 は高温強度及び耐熱性を増加せしめる爲めに W, Mo Ti を添加した低炭素 Ni-Cr 鋼 No.9 は高炭素 Cr-Mn-W 鋼 No.10 は比較的 Cr Mo Mn の高い高ニッケル合金である No.1, 2 及び 7 は明に強磁性 No.5, 6 及び 8 は弱磁性 No.3, 4, 9 及び 10 は非磁性である此等の試験材の室温に於ける機械的性質を第 2 表に示す。

第 2 表 (室温に於ける抗張力)

試料番號	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸%	收縮率%
1	75.3	96.5	17.5	45
	75.6	99.1	16.7	47
	75.6	98.4	12.0	49
	平均 75.5	98.0	15.4	47
2	92.7	107.3	9.5	10
	91.5	107.7	14.6	9
	平均 92.1	107.5	11.8	10
	—	—	—	—
3	36.8	76.2	31.5	44
	36.9	76.7	32.5	42
	平均 37.3	77.2	32.0	47
	37.0	76.7	32.0	44
4	45.0	82.7	25.0	44
	44.4	82.3	24.5	40
	平均 44.7	82.5	24.8	42
	—	—	—	—
5	37.2	91.0	21.6	21
	37.9	90.4	20.3	19
	平均 36.8	88.6	21.9	25
	37.3	90.0	21.3	22
6	57.2	90.1	9.1	10
	54.3	90.0	7.1	10
	平均 55.2	90.1	8.1	10
	—	—	—	—
7	61.0	85.1	13.7	24
	54.0	86.0	12.3	17
	平均 50.7	77.7	15.9	33
	55.2	82.9	14.0	25
8	29.1	67.1	46.4	72
	29.6	66.9	45.9	72
	平均 30.4	67.5	43.2	73
	29.7	67.2	45.2	72
9	51.0	91.2	7.0	3
	51.0	87.4	5.9	5
	平均 51.0	89.3	6.5	4
	—	—	—	—
10	40.9	81.9	34.8	61
	36.4	77.7	39.9	66
	平均 26.8	72.5	45.0	67
	34.7	77.4	39.9	65

表に示す如く最高の抗張力及び降伏點を示すものは Cr-Si-Co 鋼の No.2 で最低は Ni-Cr 鋼の No.8 である 然し No.8 及び No.10 は伸断面收縮率が特に高い 伸及び收縮率の最も低いものは Cr-Mn-W 鋼の No.9 である。

組織は No.1, 2, 3, 4, 6 及び 7 は多量の炭化物を有しこれ等の炭化物は主にフェライト又はオーステナイトの地の中に細く分離して入つて居り極く少量のものが小さな球状をなして遊離して居る オーステナイト組織の No.9 はこの例であり時には大きな塊状となつて居る事もある No.5 はこの例である No.8 は完全にオーステナイト組織である C が低い爲めに遊離の炭化物は殆んどみられぬ。

共晶組織の No.10 は一部分細く一部分粗い 次に高温に於ける種々の機械的性質をしらべた。

高温降伏點並に抗張力 伸 收縮率を径 10 mm 長さ 100 mm の試験片について 600°C に於て測定し次に 600°C 700°C 750°C 800°C 850°C 及び 900°C で 20 分間保持して高温破壊試験を行ひ 同温度で各試料につき 3 回硬度の減少をしらべ更に 700°C で連続荷重試験を行つた 試料 No. 5, 7, 8, 及び 10 のみに就いて行ひ荷重は 700°C に於て 1 kg/mm² とし試験時間は 250 時間とした 此等の高温試験の

結果高温降伏點は第 3 表に示す如き値となつたが常温に於ける値とは非常に差がある 最高のもは Cr-Ni-W 鋼の No.4 で最低のもは高炭素 Cr-Mo-Co 鋼の No.7 でこれ等の組織は球状セメンタイト及びフェライトである。

第 3 表 600°C に於ける引張試験結果

試料番號	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸%	收縮率%
1	19.1	35.3	45.3	90
2	19.0	34.3	58.5	96
3	23.9	51.1	30.7	50
4	33.1	59.5	20.5	36
5	25.5	56.1	22.0	23
6	26.4	45.4	21.8	38
7	14.0	32.0	31.5	62
8	18.0	39.0	30.0	69
9	27.4	61.8	26.1	29
10	22.5	59.2	43.0	56

第 4 表

試料番號	抗 張 力 kg/mm ²						
	600°	650°	700°	750°	800°	850°	900°
1	20.4	13.6	8.1	6.2	3.8	2.7	1.8
2	22.9	14.3	10.6	7.1	4.7	3.0	2.2
3	42.7	32.9	25.1	18.3	14.4	9.3	7.4
4	54.0	45.0	33.8	24.0	17.8	13.1	10.0
5	50.4	—	34.8	24.4	19.5	16.0	10.8
6	36.3	27.3	19.6	12.0	7.8	10.6	7.5
7	28.5	—	11.2	7.2	7.2	9.0	5.6
8	39.6	—	23.2	19.2	13.8	10.5	7.2
9	61.8	49.3	37.7	30.0	21.5	16.5	12.2
10	52.0	—	31.6	25.6	11.3	11.3	10.0

第 5 表 硬度試験結果

試料番號	硬度 in mmkg/mm ² (300 mmkg; 5 mm 球)						
	600°	650°	700°	750°	800°	850°	900°
1	217	210	195	176	157	140	115
	211	210	195	181	171	—	122
	208	210	198	184	176	138	127
	平均 212	210	196	180	168	139	121
2	253	230	210	201	181	164	148
	253	—	—	195	181	161	142
	253	234	220	205	189	171	148
	平均 253	232	215	200	184	166	146
3	207	192	181	164	164	161	148
	204	198	184	166	164	164	150
	204	192	181	171	164	164	150
	平均 205	194	182	167	164	163	149
4	230	227	207	179	178	171	157
	—	224	204	173	—	—	157
	238	227	207	198	178	173	166
	平均 234	226	206	183	178	172	160
5	245	—	227	220	213	207	204
	249	—	220	245*	213	210	195
	249	—	227	223	213	204	192
	平均 248	—	225	222	213	207	197
6	270	245	230	227	197	201	173
	—	257	234	230	197	204	—
	266	257	234	220	195	197	166
	平均 268	253	233	226	196	201	170
7	173	—	150	138	150	150	144
	168	—	144	144	148	157	152
	176	—	144	148	161	148	142
	平均 172	—	146	143	153	152	146
8	140	—	127	117	125	108	105
	140	—	122	117	115	108	106
	143	—	120	118	120	105	103
	平均 141	—	123	117	120	107	105
9	258	220	220	220	213	195	189
	238	223	210	210	—	—	198
	262	238	238	217	213	214	192
	平均 253	227	223	216	213	205	193
10	189	—	192	187	166	181*	171
	189	—	187	184	173	173	166
	187	—	192	189	173	161	171
	平均 188	—	190	187	171	167	169

* 印は平均値に加算せず

高温抗張力は No. 4, 9, 10 最も高く何れも大差なく伸び収縮率は No. 1 及び 2 が最高である。

高温破壊試験の結果は第 4 表に示す 600°C では Cr-Si-W 鋼の No. 9 が 62 kg/mm² を示し最高で No. 4, No. 5, No. 10 は次に位するが No. 9 より 7~12 kg/mm² 低い No. 3, 6, 8 は 40 kg/mm² 前後で No. 1, 2, 7 は 20~30 kg/mm² である 試験温度が増加する程明かに抗張力は低下を示すが No. 6 及び 7 は 850°C で再び最高に達するがこれは変態の影響である 硬度の減少は第 5 表に示すが硬度の減少程度は抗張力の変化とは大分異なる 600°C から 750°C の間では No. 6 が最高で 800°C から 850°C では No. 9, 900°C では No. 5 が最高値である 600°C から 900°C の間では同温度に於ける抗張力と較べると非常に不規則な変化を示し 600°C と 900°C の間で No. 1 は約 43% 硬度が減少し No. 8 では僅かに 26% である。

700°C に於ける連続荷重試験は No. 5, 7, 8, 10 のみについて行ひ同時に伸びを測定したが No. 8 が最も良好なる結果を示し 50 時間後に於ても殆ど伸びは 0 で 150~200 時間後で僅に $1 \times 10^{-4} \% / h$ である 他の三つの試料は何れも結果は悪いが中でも No. 10 は特に不良で 150~200 時間後に $2 \times 10^{-4} \% / h$ で 240 時間後には No. 8 は僅かに全部の伸びが $4 \times 10^{-3} \%$ であるのに No. 7 は $43 \times 10^{-3} \%$ となり No. 5 は $45 \times 10^{-3} \%$ で No. 10 は $87 \times 10^{-3} \%$ を示したのである。(N)

鑄鐵及び鋼の合金元素としての銅に就て (Clyde E. Williams, Blastfurnace & Steel Plant, April, 1937) 鐵及び鋼の合金元素としては先づ Ni, Cr, Mn, Si 次いで W, V が使用され最近に至り Cu が非常に重要視されるに至つたのである Cu は早くから鋼の中に含有されて居つたものであるが Cu は主として鐵礦石屑鐵等から入つたものである Cu を特に合金剤として鋼に入れる様になつたのは極く最近である 普通の熱間加工に於ては Cu は 0.5% 以上含有される時は鋼の表面状態悪くなり Cu が高くなる程この傾向が増すのであるが Cu がたとへ 0.25% 程度でも多少この傾向が見られる 以前はこの現象を誤認して熱脆性によるものなりと断定して居つたのである。

1911 年に American Sheet & Tinplate Co では大氣中に於ける耐蝕性大なるものとして所謂含銅鋼を製造したのである 當時は Cu は 0.15~0.30% としたが其後 ASTM の研究により含銅鋼の優秀なる種々の性質を次第に認められる現在では Cu は 0.25% が最良とされて居る 1926 年 Republic Steel Corp では普通の含銅鋼よりは Cu の稍高 Cu 0.5% Mo 0.1~0.25% の Cu-Mo 鋼を製造したのではある Cu 0.25% の含銅鋼は用途廣く年 1,500,000 t を生産して居りこれに使用する Cu は 3,750 t でこの内屑鐵から入るものを除いても尙 2,000 ton の Cu を要するのである。

然しこの程度の Cu では材料の強さを増すには充分でない Copper-Brass Research Association では Cu を 4% 迄種々の割合に加へて機械的性質及び壓延試験を行つたがこの試験によると Cu は 0.5% 以上含有されると非常に鋼の機械的性質を改良する Cu が増加すると極限強さよりも降伏點の増加程度大である。

含銅鋼の特徴として弾性限が特に高い事でこの爲め鐵道自動車等の構造用鋼として使用する上に非常に有利である。

Cu 1~2% の含銅鋼は熱処理せずに降伏強は 10,000~20,000 lb/in² を示す。

含銅鋼を壓延鍛造する上に必要な事は (1) 普通鋼より壓延温度

をや、低目にする事 (2) 加熱時間を速かにする事 (3) Ni を Cu の 1/3~1/2 添加する事等である 含銅鋼を壓延する際壓延されるものの場所によつて表面疵の出方が違ふ即ち I 型の梁の端等には疵が出るが平滑部分には出ない従つて平に壓延される厚板 薄板等の場合には Ni の添加も少なくてすむし壓延上もさほど注意せずにすむ Cu 1.0% の厚板及び薄板は Ni を全然添加せずに壓延温度 2,000°~2,300°F で優秀なる表面になつた Ni の外に Mn, Cr, Mo 等も含銅鋼には良い影響を與へるが何れも Ni と大差がない。

含銅鋼の表面疵が出易いのは鋼の表面が加熱中に酸化して Cu がスケールの層の下に集り Cu の融點以上で壓延する間にこの Cu が鐵の結晶粒界を貫いて出るのである 然るに Ni があるところの Cu の融點して粒界に出るのを防止する低温で壓延し加熱を速かに非酸化雰囲気中で加熱するとスケールの出来方が少ない爲めに Cu のフィルムも減少し従つて表面疵の出方が減少するわけである。

Cu は壓延 焼鈍 標準化状態に於て鋼の強さを増すと共に Cu 0.75% 以上含有する鋼に於ては所謂析出硬化の現象がある この析出硬化は Merica 及び Waltenberg がアルミニウム合金の研究中に発見したもので一般にデュラルミンに於て知られてゐる事實である Cu による析出硬化は鋼を過度に徐冷しない時は Cu が鐵の中に過飽和に溶け込みこれが微細な粒として後に析出する爲に起る現象であり換言すれば空間格子の中に Cu の分子が集結しそこに析出せんとする状態にあるものによつて起る現象である この析出硬化により鋼の地を強め鐵の結晶粒の面の入りによつて起る變形を妨げるのである。

含銅鋼は鑄造のものも壓延されたものも比較的速かに冷却し若し徐冷された場合は 1,550°F 以上に再熱し急冷せねばならぬ 此等の含銅鋼を 800~1,000°F に再加熱し充分時間をかけて析出硬化を起さしめ冷却を適當に調節する 析出硬化に要する時間は温度其他によつて變るが 1 時間乃至 1 時間半である 最良の結果は Cu 1~3% で低炭素のものに於て得られる 含銅鋼の強さは延性を減少せずに 20,000~30,000 lb/in² に増加する 含銅鋼は構造用鋼 軌條材に適して居り強さを減少せずに材料の重量を減少し尙耐蝕性が大なる爲めに壽命を長びかせる 我々は初めは含銅鋼を軌條や重量の大きくなる構造用材に使用し含銅鋼より軌條をつくる際の壓延状態は Ni を Cu の半分程添加しても表面が悪かつたので疲勞破壊による恐れが多分にあつた爲め中々使用されなかつたものであるが今日でもフランジの端の所は壓延程度が大なる爲め中々表面状態が悪いが嚴密に加熱温度を調節すれば相當これを改良する事は出来るのであつて現在では Cu 0.5%, Cr 0.7% のものも出来て居りドイツの Union Baustahl 英國の Chromador がこの例である 最近 U. S. Steel Corporation では高抗張力 熱處理不用の材料として Cr 1%, Cu 0.5% のコルテン Mn 1%, Cu 0.20% のマンテンを製造して居り Republic Steel Corporation ではダブルストレングと名付けて Cu 1.0~1.5%, Ni 0.5~0.8%, Mo 0.15% の成分のものを製造して居る これ等の鋼は薄板厚板によく何れも炭素鋼の強さより 40~60% 大であり然かも特殊の熱處理を要しない コルテンは炭素鋼又は Cu 0.25% の含銅鋼より遙かに耐蝕性が大である Inland Steel では Hi-鋼と名付けて Cu 1%, Ni 0.5%, P 0.1% のものを Youngstown Sheet & Tube ではヨーロイと名付け Ni 2%, Cu 1% のものを Tones & Laughlin ではジャルテンと稱し Mn 1%, Cu 0.5% のものを Alan Wood では A. W 7090 と稱し Cu 0.5%, P 0.15% のものを製造して居り尙

American Rolling Mill では最近 HT 50 と稱し Cu 0.5% 及び Ni を含む含銅鋼を出して居る此等の新しい高抗張力鋼は何れも多少なりと Cu を含有して居り多くは 0.5% 程度であるものは 1% 内徑 1% 以上を含有せしめて居る 尙これ等の内 Hi-鋼 コルテン アランウッド HT 50 は P を 0.1% 乃至これ以上含有しヨーロッパは P を 0.07% 含有する P は Cu と同様に従来特殊の場合を除いては有害な不純物として考へられて来たもので特に薄板の壓延に於て然りであつたが今日は Cu と共に此等の新しい鋼の有用な合金元素となつたのである P は Cu と共に鋼に含有されると耐蝕性を大に増加する 又 Cu と同様極限強さよりも降伏點を著しく高める P は Cu と同様非常に低廉なものであることは勿論である 高含銅鋼は熔接性は良好である其上 C 0.15% 以下の含銅鋼は熔接した際に起る空氣焼の入るのも妨げる 熔接部の組織は大抵熔接によつて起る歪をとる爲めに施す熱処理も必要としない様のものであるこれは C が 0.15% より高く Mn の高い含銅鋼に於ても同様である 此等の安價にして高抗張力の鋼は重量も少なくてすむ爲め運搬用の汽車 自動車等に最適である Cu は鑄鋼に於ても良影響を與へる 鑄鋼に於て最良の Cu の含有量は 1~1.5% で 0.5% 以下では大して影響がなく Cu が増す程強さが増加する 但し Cu 2% 以上では延性が著しく減少する 壓延鍛造せし含銅鋼に於けると同様含銅鑄鋼は弾性限高く強さも大で然かも延性は害されぬ 鑄鋼に於ては Cu を加へても殆んど何等の加工上の困難は起きぬ 以前は鑄鋼に Cu を入れると熱間割れを生ずると考へられたが今は全然斯かる事はないむしろ現在では Cu は湯の流動性をよくし鑄造性も良好とされて居る。

鑄鋼は壓延も鍛造もされぬから別に Ni も添加する必要なく其他製造上の注意も不要である 熱処理により析出硬化せしめ得る事は鑄鋼に於ても利用出来る爲め多くの含銅鑄鋼は普通焼鈍又は標準化して用ふ Cu を含む鑄鋼は標準化の溫度より比較的速かに冷却し 800~1,000°F で再び加熱し必要な強さを與へるに充分な時間をかけ或は標準化の溫度より 800~1,000°F 迄冷却してやる 此種の熱処理法は含銅鋼に特有のもので實に簡單で然かも安價ですむ普通の炭素鋼に Cu を 1~2% 加へると降伏強は 10,000~20,000 lb/in^2 に増加しこれに低温熱処理を施すと更に 10,000~20,000 lb/in^2 増加するものである 然し未だ含銅鑄鋼は餘り用ひられて居らぬ様であるが オハイオの Marion Steam Shovel Co, ペンシルベニアの Birdsboro foundry & Machine Co. ワシントンの Pacific Car & foundry Co では多年これを製造して居り特に鐵道用の鑄物其他の重量大なる機械の部分に應用して居る 今後この含銅鑄鋼も一層廣く應用される事と思ふ 次に Cu は鑄鐵に添加した際にも良結果を與へる 特に自動車の部分品に適する フォード自動車會社では現在シリンダーブロック カム軸 クランク軸 ピストン プレーキドラム等に Cu 0.5~3.0% の含銅鑄鐵を用ひて居る 昨年 フォード リンカーン ツェフイール自動車會社では 2,000t 以上の Cu を使用して居る Cu は大抵の鑄鐵の機械的性質を改良しその影響は低炭素鑄鐵より遙かに大である 熱処理を施せば矢張り一層性質が改善される時には Cu と共に Ni, Cr, Mo を同時に合金させて使用する Ni-Cr 鑄鐵は早くから使用されたものであるが Cr は主として強さを増す爲めで Ni は結晶粒を改良し鐵を軟くし切削性をよくする爲めに役立つて居るのである Cu は Ni と同様な役目をし Ni の代用として使ひ出来る Mo も鑄鐵の機械的性質を改良し C が高い時に特に顯著である然るに Mo の影響は Cu とは正反對

である爲め Mo と Cu を同時に添加すると兩者相俟つて一層機械的性質が優秀になるものである Cu は又鑄鐵のチルの入るのを妨げる 爲チルが入り易く硬くなり脆くなつて白銹になり勝ちな小さい部分品には具合がよいわけである Cu は鑄鐵の流動性 鑄造性も良くすると云はれて居る Cu 1~2% 含有する鑄物管は熱原油に對して耐蝕性があり油田に於ては鹽化物に對して耐蝕性がある 含銅鑄鐵は又淡水に對して耐蝕性がある爲め鑄鐵管の壽命を長くする合金鋼の場合と等しく大氣中に於ける耐蝕性は未だ明確でない 或種の含銅鑄鐵は種々の腐蝕劑に對して耐蝕性大である 所謂 Ni-Resist がこの例で Ni を 15%, Cu 6%, Cr 2% を含有するものであり耐磨耗性も大である 含銅鑄鐵は今日化學 鑛山 冶金工業等の構造用材として使用されつゝある。

鑄鐵に於けると同様 Cu は可鍛鑄鐵の強さも増す 1~1.5% の Cu は可鍛鑄鐵の抗張力を 15% 降伏強を 25% 増加し然かも延性は僅かしか減少せぬ 熱處理して析出硬化せしめると抗張力を 15% 降伏強を 25% 増加し含銅鋼より効果がある 尙可鍛鑄鐵に Cu を加へると鑄造時間を短縮せしめる 従て燃料は節約され爐の容量は増加する 其上亞鉛鍍金により脆くなる事を防ぐ爲め亞鉛鍍金前に熱處理を要しない Cu は可鍛鑄鐵の大氣中の耐蝕性及び耐酸性を高める爲汽關車の煤煙室にも具合がよい 含銅可鍛鑄鐵は Z-メタルとして Chain Belt Co より ベルデュラとして Jeffrey Manufacturing Co より市場に出されて居るが何れも Cu を 1% 含有する。

扱て年に鋼が 40,000,000t 鑄鐵が 10,000,000t を生産されるとしこれ等が Cu を 1% 含有するとすれば年に使用する Cu は 500 萬t に達するわけで今後以上の如き優秀なる合金元素として Cu が低廉である事から考へて大に研究せねばならぬ問題である。

(K)

熔接耐鑄鋼の腐蝕試験 (Ellinger, G. A. & Bibber, L. C., St'd, N. B., Jan., 1937) 腐蝕の型式には (1) 表面全體を一樣に侵される腐蝕 (2) 點腐と稱する一局部のみを腐蝕するもの (3) 結晶粒間腐蝕と稱せらるゝ結晶粒界を進行するものがある 著者は極めて炭素含有の低い耐鑄鋼を熔接した場合に起る結晶粒間腐蝕に於て試験した 試料とした母材鋼 熔接棒及熔著金屬の分析結果

第 1 表

化學成分%

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Cu	V	N ₂
鋼板	0.054	0.40	0.025	0.016	0.30	18.59	9.30	0.01	0.45	0.033
熔接棒	0.06	0.52	0.029	0.007	0.34	19.26	9.07	0.01	0.04	0.032
熔着金屬	0.06	0.50	0.031	0.005	0.14	18.86	9.09	0.01	0.03	0.054

は第 1 表に示す如きもので 熔接棒と母材とは殆ど似たものを用ひた。

腐蝕試験は (1) $CuSO_4 \cdot 5H_2O$ 13 g/l + H_2SO_4 (S. G. 1.87) 47 g/l 液 (2) 67% HNO_3 の沸騰液 (3) 6 $NHCl$ 沸騰液に夫々浸漬し其腐蝕状況を觀察したものである 此場合熱處理の影響を見る爲に 980°C 1 hr 空中冷却 650°C 1 hr 空中冷却の加熱を行ひ熔接の儘のものと比較した。

結果を綜合すると沸騰 HNO_3 液に於ては粒間腐蝕を起すもので結晶粒界にある炭化物のみ選擇腐蝕を受け 従て粒間の吸着力を破り材料を弱くするものとされてゐたが 本試験に於ける如き低炭素 (0.06%) の耐鑄鋼に於ては粒間に炭化物を生ずる様な熱處理をしたもののみ僅かに此現象が見られた 熱處理しないものでは炭化物があつても HNO_3 沸騰液中にて粒間腐蝕を起すに不十分な程度で

あつた。

$CuSO_4$ 液も亦粒間腐蝕を起す事なく 然も粒間の炭化物を侵すのではなく夫に接近した炭化物の生成の爲に Cr の少くなつた金属を侵すのである 本試験では含有炭素量が低く 従て炭化物出来ても Cr の量に殆ど影響せざる爲にこれに依る粒間腐蝕は見られなかつた 熔着金属も亦板と殆ど同成分で熱處理に關係なく HNO_3 及 $CuSO_4$ 液で粒間腐蝕は起さなかつた。炭化物を生ずる様な熱處理をしても殆ど粒間に現はれず 唯地鐵に δ 鐵が所々に分散してゐるのを認めただけであつた。

6N HCl の場合には他の場合より以上に重量減著しく 熱處理せぬ熔着金属は母板よりも著しく腐蝕された。然し熱處理したものは逆て母板より腐蝕の度合少く 其侵蝕も粒間腐蝕でなく全面一般のものであつた。(Y)

合金鑄鋼バルブシート (Cone E. F. Metals & Alloys, April, 1937) —全部高速度鋼屑を元として熔製する Ford 會社のバルブシートである W は高速度鋼より稍々低く最小 14% とす前記屑の外に Cr 鐵 鑄鐵及屑鋼を加ふ 成分は次の様である 此

C	1.20 ~ 1.50%
Mn	0.30 ~ 0.50
Cr	2.50 ~ 3.50
Si	0.30 ~ 0.60
Cu	1.50 ~ 2.00
W	14.0 ~ 17.0

合金の鑄造した儘の硬度はロックウエル C 50~60 である 鑄造後の熱處理は $1,450^\circ F$ で 30 分加熱した後 $125^\circ F/hr$ の冷却度で $100^\circ F$ 迄徐冷す 其結果硬度は C 40~46 になる 此處理は $Ni-Cr$ 耐熱合金製箱に詰めて電氣爐で行ふ。

熔解は床を酸性材料で作つた電氣爐 (500 lb) を用ふ 型はグリーンサンド型で—平面 36 個 之を 6 層重ねて—熔解に 216 個のバルブシートを鑄造する 炭素量は脆化せず然も鑄造性の許す限り高い所を狙ふ W は高温に於ける高弾性限を確保すると共に寧ろ低い硬度で必要な機械的性質を具備するに役立つ 然も切削は容易で前記の處理の外特別な硬化處理は不要である。(Y)

自動車用構造用鐵合金中の銅に就て (Neave D. P. C., M. A. The Iron & Steel Industry, April 1937) 鑄鐵に對する

Cu の有效溶解度は 3% 位でこの程度の Cu が入ると黒鉛化作用を及し炭化物を分解する 3% 以上になると間接的硬化作用を起す 鼠鑄鐵に於ては Cu はパーライトの地を堅め黒鉛を精製し各種の形の鑄物に於て硬度の均一性を増すのである Cu 1.0% 加へる時は Si は 0.35% に迄下げてチルを同程度に保たねばならぬ。

Cu は屈撓試験に於ても良結果を示し殊に Mn , Cr 及び Ni が高い時顯著である Cu は黒心可鍛鑄鐵の焼鈍作用を助ける シリンダーブロック其他の部分に用ひる鑄鐵に Cu を約 1% 添加したものは現在盛んに市場に出て居る Ford Foundry 報告によるとチルド鑄鐵及び鼠鑄鐵に添加して居る Cu の量は我々のとは多少異なるが大體に於て 0.75 から 1% の間である Cu は鼠鑄鐵の流動性をはかり助け黒鉛化を促進せしめる 部分的に輕重異なる鑄物に於ては Cu は輕い部分のチル化を妨げ重い部分の組織を微細化する働きをする即ち安定剤として役立つわけである チル化を防止する爲め硬點が出来にくくなるわけで結局切削性良好となりスクラップになるのを減少せしめる事になる 尙耐蝕性を増加し大氣中及び稀酸類に強くなる。

第 1 表は Ford に於ける含銅鑄鐵及び含銅鋼の例である。

Ford のカム軸には Cu を 3% 添加して居り別に人工的にチルを入れる様な事をせず生砂に鑄造して居るのである。

チルの入るや否やは主として Si の含有量の如何に依るのであるがこの Si は熔銑爐中の状態で種々に變化するものであるが Cu はこの點殆んど無酸化の爲めに具合がよい Cu は焼鈍作用を助け間接的に熱處理による變形を減少せしめる 例へば C 0.75~1.0% を含む Ford Quick Malleable は現在電氣爐で連續的に加熱して焼鈍時間僅か 13 時間しかかゝらぬのである。

クランクシャフトにも Cu は良い影響を與へる即ち流動性を増し疲労抵抗及び衝撃抵抗を大にし耐摩耗性を増加するのである Cu を含むものでは疲労限界は $45 \text{ } \psi \text{ } / \text{ } in^2$ の抗張力で $\pm 20 \text{ } \psi \text{ } / \text{ } in^2$ を越すのである 疲労限界の高いのは含銅鑄鐵及び含銅鋼の特徴で切込のある試験片に於て特に然りである フォードのクランクシャフトに

第 1 表 フォードの含銅鑄鐵及び鋼

No.	C	Si	Mn	Cu	Cr	Mo	W	P	S	熱處理	平均硬度(ブリネル)	用途
1	{3.15	1.80	0.60	0.50	—	—	—	0.25	0.10	行はず	180	シリンダーブロック
	{3.40	2.10	0.80	0.75	—	—	—	0.32	max			
2	{3.30	1.40	0.60	0.50	—	—	—	0.25	0.10	歪をとるのみ	150	フライホイール
	{3.60	1.80	0.80	0.75	—	—	—	0.32	max			
3	{3.65	0.30	0.15	0.75	—	—	—	0.05	0.08	1,650°F で 25 分 1,200°F 迄 40 分間 其後空冷	ロックウエル C 45	ブッシュロッド
	{3.90	0.65	0.50	1.0	—	—	—	max	max			
4	{3.30	0.45	0.15	2.5	0.25	—	—	0.05	0.06	行はず	カム ベヤリング 450 300	カム軸
	{2.65	0.55	0.35	3.0	max	—	—	max	max			
5	{2.05	1.45	0.30	0.75	—	—	—	0.10	0.085	1,750°F で 6 時間 1,100°F 迄 6 時間其後空冷	130	フォード急速可鍛鑄鐵 クラッチペダル ゼネレーターハウジング (Cu 3.5~4.0)
	{2.25	1.60	0.60	1.0	—	—	—	max	max			
6	{0.15	0.60	0.40	1.5	—	—	—	0.08	0.08	1,650°F で 30 分 1,200°F で 1 時間半 其後空冷	170	トラクターステアリングアーム及ペダル
	{0.35	0.80	0.60	2.0	—	—	—	max	max			
7	{0.50	0.60	0.40	1.5	—	—	—	0.10	0.08	1,650°F で 30 分 1,100°F で 3 時間半其後空冷	190	ブレーキドラム
	{0.65	0.80	0.60	2.0	—	—	—	max	max			
8	{1.40	0.90	0.70	1.5	—	0.10	—	0.10	0.08	1,650°F で 30 分 1,450°F 迄空冷 し 1300~1,350°F 迄 2 時間半 1,000°F 迄 1 時間其後空冷	210	クランクシャフト
	{1.60	1.10	0.90	2.0	—	0.20	—	max	max			
9	{1.35	0.85	0.60	1.5	0.40	—	—	0.08	0.06	1,650°F 20 分 1,200°F 迄空冷 1,400°F に再熱 1 時間保持 1,000°F 迄 1 時間其後空冷	280	ピストン
	{1.60	1.10	0.80	2.0	0.50	—	—	max	max			
10	{1.40	0.90	0.60	2.5	0.15	—	—	0.10	0.08	Ditto	220	バルブシート インサート
	{1.60	1.30	1.00	3.0	max	—	—	max	max			
11	{1.20	0.30	0.30	1.5	2.50	—	14.0	0.06	0.06	1,450°F で 30 分 1,000°F 迄 3 時間其後空冷	ロックウエル C 45	バルブシート インサート
	{1.40	0.60	0.50	2.0	3.50	—	17.0	max	max			

似た材料を強さ及び耐摩耗性の異なる事を要する プレーキドラムに使用して居り ピストンも乾燥砂中子を用ひずに全部生砂に鑄造して居る。

此等の材料を 900°C で熱處理するとオーステナイトの結晶粒の周圍に冷却中に析出した炭化物が黒鉛化される この黒鉛化作用はピストン プレーキドラムの材料に於ては殆んど完全であるが硬度を増す爲に例へばクランクシャフト等に Cr を入れた場合は多少遅れる。

ピストン クランクシャフト等に対する二回目の熱處理はパーライトを球状化し切削性を増す爲めに行はれる 然しプレーキドラムでは切削性の外に大なる強さを要する爲めに徐冷し微細な軟化炭素が散在した細い層状パーライト組織にする必要がある。

含銅鑄鋼はクラッチペダル トラクターステイヤニングアーム レバー ペダル ゼネレーターハウジング インテグラルポールピース等に用ひられて居る。

フォードのバルブシート インサートに使用されて居る含銅鋼は成分上高速度鋼によく似て居り高温に於て硬度が大である 最近米國で盛んに低級合金鋼を製造して居るがこれ等の合金鋼の中で自動車車體用薄板に用ひられるものは何れも似た成分で Cu 0.5~1.5% Ni を少量含有して居る C は何れも低く 0.1% を越さぬ Mn も Si も低く稀に Cr を加へて居る これ等の特徴は熔接後空焼による脆化が起らぬ點にある 平均して C 0.09, Mn 0.5, Si 0.15, Cu 1.2, Ni 0.5 程度である 尙この種の鋼は冷間加工及び熔接容易であり殊に後者の性質は特に Cu の影響によるものである。

機械的性質は普通の平爐鋼と比較すると次の如し。

		合金鋼	平爐鋼
抗張力	t/in ²	32	25
降伏點	"	25	12½
耐久限界	"	20	12
伸	"	25	30

尙此等の合金鋼は壓延に際しては相當の注意を要する。(K)

滲炭齒車の疲勞に就て (McMullan O. W. Trans. Ame. Soc. for Metal. June, 1936.) 本文は自動車の後部軸驅動用齒車に種々の鋼材を用ひ それを普通の焼入したものと滲炭したものとに就て耐久試験を行った結果である 粒の細い S. A. E. 4615 を除いては普通の焼入の場合滲炭鋼は滲炭の深さに比例して強度を減少する 強度の減少は高合金になる程甚しい 然るにこれを 2 回處理にすると低合金鋼では強度を減ずるも高合金鋼は非常に強くなり 滲炭の深さに比例して強度を増加する 例へば S. A. E. 2512 又は 4820 の如き高合金鋼及び Krupp 鋼は非常に負荷容量を増加し 滲炭せざる油焼入鋼と負荷容量及び衝擊抗力と對抗する様になる これ等の結果を見て多くの鋼に對しては滲炭が深いよりもむしろ浅い所で最も適當な性質を示す箇所が存在し もしも 2 回處理を施すならば滲炭高合金鋼及び油焼入鋼が最も使用目的に適することが解る 然し又實際問題として或る場合には滲炭部分品の壽命がこれに適しないこともある。

試験の方法は最も實際状態に近付ける爲に Dynamometer Test を行つた 試料を自動車の後部車輻驅動用 Spiral 傘齒車と小齒車に作て廻轉し一定時間をおいてその損傷程度を檢査した 荷重は Truck が最低速度で出す最大廻轉力の 60% 増を加へ その大いさは 6,400 *ft-lbs* 即ち齒形の根本に於ける引張荷重 52,500 *lbs/in²* である 減摩油は性質に於て一般に使用されてゐるものを流用した 外匣は水冷にて油の温度を最高 200°F に保持した 齒形の接觸面に

於ける表面温度は未知であつたが大體鋼が變色を始めるよりも極く僅かに高い様である 小齒車の速度は毎分 350 回轉 親齒車との回轉比は 6% : 1 である 第 1 表に使用材料 熱處理その他を示す

第 1 表

親齒車の鋼種と處理	子齒車の鋼種と處理	サイクル數	備考
S. A. E. 4,340. 滲炭せず 1,525°F 油焼入, 400°F 焼戻	左に同じ	67,300	兩齒車共磨耗甚しく親齒車の齒形切斷。
S. A. E. 4,340. 滲炭 1,525°F 油焼入, 400°F 焼戻	左に同じ Pot Quench, 400°F 焼戻	35,700	親齒車の齒形が大した磨耗なくして切斷 子齒車は磨耗少し 齒の根本に Pitting あり。
S. A. E. 4,340. 滲炭 1,525°F 油焼入, 600°F 焼戻	左に同じ Pot Quench, 600°F 焼戻	37,600	親齒車の齒形數本切斷 齒形は多少の磨耗せり 子齒車の根本に Pitting あり。
S. A. E. 4,340. 滲炭 1,525°F 油焼入, 800°F 焼戻	左に同じ Pot Quench, 800°F 焼戻	52,700	親齒車は數多の齒切斷 磨耗は少し 子齒車は甚しく Pitting を起した。
S. A. E. 4,340. 滲炭せず 1,525°F 油焼入, 400°F 焼戻	S. A. E. 4,615 Pot Quench	81,000	1 本~2 本の齒形切斷 兩齒車共左程磨耗せず。
Krupp 鋼, 爐内冷却, 1,550°F 油 1,400°F 油焼入, 300°F 焼戻	Krupp 鋼, Pot Quench, 1,400°F 油焼入 300°F 焼戻	43,700	1 本~3 本の親齒形切斷 子齒車は甚しく Pitting せり。
Krupp 鋼, 爐内冷却, 1,550°F 油 1,400°F 油焼入, 300°F 焼戻	S. A. E. 4,615 Pot Quench	108,500	親齒車 2 本切斷せしも大した磨耗なし 子齒車も磨耗少きも根本に Pitting あり。
S. A. E. 4,820. 爐内冷却 1,550°F 油, 1,400°F 油焼入, 350°F 焼戻	S. A. E. 2,315 Pot Quench	65,300	齒形は磨耗多く親齒車は 4 本切斷 子齒車は根本に Pitting を起せり。
S. A. E. 4,820. 爐内冷却 1,550°F 油, 1,400°F 油焼入, 350°F 焼戻	S. A. E. 4,615 Pot Quench	136,000	親齒車の齒形 3 本切斷 子齒車は根本に Pitting あり。
S. A. E. 4,615. 爐内冷却 1,525°F 油, 350°F 焼戻	S. A. E. 4,615 Pot Quench	50,600	親齒車 1 本切斷 他は大した磨耗なく全部龜裂入る 子齒形は少し磨耗 Pitting あり。

以上の結果を總括するに高合金鋼を滲炭 二重焼入操作を施せるものは荷重容量を非常に増加することは既に認められてゐるが 耐久試験成績に於ても全く此の事實は適用出来る 然し乍ら強度及び硬度以外の要素に關係する 即ち親齒車は油中で廻轉し絶えず注油冷却されてゐるが 子齒車はさうでないから接觸面に熱を持ち 焼きが戻つて軟化し 爲めに磨耗を早め 疲勞抵抗力を減少する S. A. E. 4340 の如き滲炭せずして油焼入せる鋼は親齒には充分の強度を持つが 子齒車の永い壽命に耐へるだけの磨耗抵抗はない 2 回熱處理の Krupp 鋼は優秀なる強度を持つてゐるが 低温で軟化し且つ子齒車の破壊の爲壽命は短い Pot-Quench した S. A. E. 4615 鋼は運轉状態の高温度に於て鑄の乘らぬ硬度を持つオーステナイト組織の表皮を作り Krupp 鋼の如く強力な材料よりも子齒車として適當である Pot-Quench 4615 鋼の子齒車に Krupp 或は 4820 鋼の 2 回處理齒車を組合せたるものが最も永い壽命を示す様である 子齒車に最も適當した熱處理を施せるものゝ組合せが良結果を示す様であり 要するに荷重を受けた運轉状況に應じて鋼種及び熱處理方法を選定することが最大壽命を得る必要條件である。

(I. K.)

窒化鑄鐵に及ぼす Si, P, Mn の影響 (Hurst J. E.: The

Iron and Steel Institute, April, 1937) 先づ Si の影響を檢べるのに精製白鉄 Cr 鉄 フェロクロム フェロシリコン及び鋼屑を骸炭加熱黒鉛坩堝で熔解し A, B 兩系の試料を製作した 第 1 表にこの化學成分を示す 唯異なるは A 系の T, C 量が約 1.75%, B 系では 2.25% である 而して表の如く Si, Cr 量を變化させてその影響を見る事とした 試片は遠心力鑄物より機械加工して環狀試片の形にした 實驗方法は前實驗と幾分同じで 鑄造後瓦斯加熱連続式燒鈍爐で燒鈍した 此の熱處理の時間は鑄物を室温の爐に入れて 300°C 以下の温度で爐より出る迄の 16 時間を要し この内約 2 時間は 950°C の最高温度部を通過する。

次に燒鈍せる鑄物より作た試片を夫々 90 時間の間 500°C, 550°C, 600°C で窒化處理を行た 硬度の測定にはフェース硬度計を用ひ 硬化層の深さは試片を研磨腐蝕し之を顯微鏡下で測定した 第 1 表にこの結果を示す 尙試片の Mn, S, P 含有量は大体 Mn 0.6~0.7%, S 0.08% 以下, P 0.10% 以下である 表の結果より見ると 500°C では硬度は幾分低く且つ不規則になつてゐる 550°C では均一な最高硬度が得られた 600°C では最も低く且つ幾分不規則でこの温度では Si 量の多くなるに従ひ硬度は低くなる傾向があるが 500°C, 550°C では Si 量の多少には影響されない様である 實驗の範囲内に於ては硬度に及ぼす Cr, C の影響を認める事は出来なかつた 上述の如く硬化層の深さに就ては本結果は幾分不規則になつてゐるが 窒化層は 600°C のものが最大であつて 550°C のものは 500°C のものより幾分窒化層は深い 此の様な不規則にも拘らず實驗結果は Si 量の増加するに従ひ窒化層は少なくなつてゐる 實驗の範囲内では Cr は幾分窒化層の深さを大ならしめる傾向がある 尙 600°C の温度では硬化部と中心部との間に明瞭な境界

第 1 表

試片 番號	化 學 成 分				ブリネル 硬 度		窒 素 硬 化					
	T.C%	Si%	Cr%	Al%	鑄造 の儘	燒鈍	500°C		550°C		600°C	
							硬度	深さ mm	硬度	深さ mm	硬度	深さ mm
A 3	1.61	2.11	1.76	0.85	557	340	894	0.10	1,071	0.13	758	0.40
A 5	1.69	2.44	1.68	0.75	568	351	894	0.10	1,071	0.13	690	0.41
A 7	1.72	3.15	1.70	0.77	587	364	959	0.07	1,031	0.13	782	0.42
A 10	1.69	3.24	1.78	0.87	538	364	959	0.14	1,071	0.09	690	0.40
A 15	1.64	3.90	1.78	0.76	578	364	959	0.08	1,071	0.10	690	0.33
A 18	1.85	4.98	1.85	0.80	551	402	959	0.05	1,031	0.07	549	0.26
A 4	1.67	1.92	1.90	0.64	551	375	835	0.10	1,071	0.14	782	0.43
A 6	1.78	2.49	2.15	0.74	587	364	959	0.13	1,071	0.12	808	0.36
A 8	1.77	2.87	2.33	0.66	551	364	835	0.10	1,071	0.13	782	0.40
A 11	1.76	3.48	2.11	0.78	627	364	959	0.14	1,071	0.12	782	0.34
A 16	1.94	4.79	2.30	0.75	578	418	1,203	0.12	1,071	0.10	690	0.31
A 9	1.72	2.91	2.71	0.77	587	364	959	0.12	1,071	0.10	734	0.36
A 12	1.75	3.38	2.61	0.85	587	364	835	0.14	1,071	0.10	734	0.37
A 13	1.85	4.07	2.87	0.80	606	418	835	0.08	1,071	0.12	734	0.33
A 17	1.78	4.42	2.45	0.83	488	387	1,112	0.08	1,071	0.09	670	0.38
A 14	1.65	4.98	2.68	0.91	627	387	—	—	1,031	0.09	632	0.29
B 3	2.29	2.58	1.74	0.88	—	340	894	0.13	1,112	0.11	690	0.37
B 5	2.27	2.82	1.50	0.92	—	321	894	0.12	1,112	0.14	782	0.40
B 10	2.18	3.48	1.67	0.66	—	332	959	0.11	1,031	0.10	670	0.42
B 16	2.07	4.18	1.51	0.83	—	369	959	0.09	1,071	0.09	680	0.36
B 2	2.35	1.83	2.16	0.92	—	340	1,031	0.11	1,071	0.12	835	0.41
B 6	2.18	2.68	2.12	0.89	—	364	894	0.12	1,031	0.11	864	0.40
B 8	2.16	3.20	1.97	0.66	—	340	894	0.10	1,112	0.12	712	0.37
B 12	2.10	3.15	1.88	0.93	—	340	959	0.11	1,071	0.13	690	0.35
B 14	2.10	4.14	1.81	0.82	—	375	959	0.06	1,071	0.10	758	0.30
B 17	2.13	4.32	2.09	0.69	—	418	1031	0.06	1,071	0.09	670	0.29
B 9	2.24	3.20	2.66	0.66	—	340	1,112	0.12	1,071	0.11	734	0.37
B 15	2.16	4.14	2.31	0.84	—	375	959	0.11	1,071	0.10	690	0.33
B 18	2.13	5.26	2.47	0.81	—	402	959	0.05	1,031	0.09	758	0.31

線を生じ 端面の外部は著しく膨脹して龜裂を生じた。

以前著者が述べた方法で環狀試片で硬化する前に燒鈍狀態の機械的性質を檢べた結果を第 2 表に示す 即ち A 系では Si 4.5% 迄のものは弾性係数は同じであるが 此以上になると著しく低下する Cr は餘り影響しない C 量の高い B 系では

第 2 表

試片 番號	弾性係數 16/in ² ×10 ⁶	抗張力 t/in ²	永久歪 %
A 3	25.8	45.8	1.62
A 5	26.0	43.0	1.85
A 7	25.3	30.3	1.83
A 10	25.4	36.2	1.85
A 15	25.0	28.0	1.60
A 18	24.0	22.5	2.51
A 4	25.9	49.3	1.00
A 6	25.8	31.2	1.68
A 8	24.8	49.3	2.42
A 11	24.7	32.9	3.27
A 16	25.1	22.4	1.50
A 9	25.4	49.9	1.61
A 12	25.9	24.8	3.27
A 13	25.0	34.3	1.66
A 17	25.2	28.4	2.18
A 14	22.6	18.9	3.17
B 3	22.5	29.7	2.50
B 5	23.5	31.1	2.84
B 10	22.8	24.1	3.47
B 16	22.7	27.7	3.47
B 2	24.5	29.6	2.85
B 6	23.9	26.4	2.42
B 8	24.0	36.6	3.12
B 12	22.9	34.7	2.77
B 14	24.7	28.0	2.64
B 17	24.7	23.2	3.25
B 9	24.5	35.1	2.75
B 15	24.0	31.7	1.96
B 18	25.0	26.2	2.41

幾分低くなつてゐる 抗張力も甚だ高く A, B 兩系共に Si の増加するに従ひ減少してゐる Cr の影響は同様認められなかつた 永久歪は Si と共に増加するが A 系での値は甚だ低い 燒鈍狀態では Si の高いものは硬度は著しく増加する傾向がある。

上述の試片を窒化すれば既述の如く成長を起すものであるがこの内 600°C で最も著しい 即ち窒化温度の上昇と共に成長量も増加する Si, Cr は直接成長は影響しない様で

第 3 表

試片 番號	窒 化 温 度		
	500°C	550°C	600°C
	in	in	in
A 3	0.0015	0.0018	0.0052
A 5	0.0016	0.0020	0.0033
A 7	0.0023	0.0023	0.0037
A 10	0.0016	0.0025	0.0040
A 15	0.0014	0.0022	0.0040
A 18	0.0019	0.0025	0.0042
A 4	0.0014	0.0028	0.0034
A 6	0.0010	0.0029	0.0031
A 8	0.0014	0.0020	0.0038
A 11	0.0018	0.0027	0.0035
A 16	0.0013	0.0030	0.0043
A 9	0.0010	0.0022	0.0040
A 12	0.0012	0.0020	0.0034
A 13	0.0017	0.0024	0.0065
A 17	0.0016	0.0028	0.0065
A 14	—	0.0023	0.0052
B 5	0.0016	0.0018	0.0041
B 10	0.0019	0.0016	0.0043
B 16	0.0017	0.0022	0.0051
B 6	0.0017	0.0026	0.0035
B 8	0.0019	0.0020	0.0035
B 12	0.0015	0.0023	0.0040
B 14	0.0014	0.0021	0.0035
B 17	0.0016	0.0024	0.0043
B 9	0.0014	0.0020	0.0035
B 15	0.0015	0.0020	0.0030
B 18	0.0015	0.0020	0.0040

Si の高いものと低いものとは大體同じ成長量を示してゐる 第 3 表に各温度での成長量を示す 茲では C の影響は認め得なかつた。

次に P の影響に就ては窒化に使用せる標準 Al-Cr 鑄鐵に磷鐵を添加し 第 4 表に示す如き成分の試料を作り その機械的性質 硬度 窒化層の深さを測定した この結果を第 5 表に示す

第 4 表

試片 番號	T.C%	C.C%	G.C%	Si%	Mn%	P%	Cr%	Al%
P 1	2.57	1.04	1.53	2.44	0.57	0.095	1.49	1.36
P 2	2.51	0.95	1.56	2.53	0.57	0.190	1.53	1.38
P 3	2.59	0.98	1.61	2.63	0.59	0.40	1.57	1.33
P 4	2.62	0.99	1.63	2.63	0.62	0.53	1.53	1.42
P 5	2.49	0.95	1.53	2.68	0.62	0.80	1.55	1.44
P 6	2.62	1.15	1.47	2.72	0.65	1.36	1.49	1.40

第 5 表

試片 番號	弾性係 數 16/in ² ×10 ⁶	抗張力 t/in ²	永久歪 %	硬 度		500°C にて窒化	
				鑄 造 儘	焼 鈍	硬 度	深 さ in
P 1	22.3	23.4	3.9	341	291	835	0.010
P 2	23.2	23.2	3.1	321	291	959	0.009
P 3	22.0	25.6	4.8	341	291	614	0.010
P 4	22.8	25.8	3.4	341	305	758	0.010
P 5	21.0	21.7	3.6	341	305	650	0.012
P 6	21.7	23.0	3.3	363	320	580	0.009

試片の製作方法 使用材料は著者の既述せるのと全く同様で 焼鈍方法も Si 系の場合と同一である 表より見る如く P の高いものは弾性係數 抗張力共に多少低く 硬度は反對に最も高くなつてゐる 500°C で 90 時間窒化後の硬度は P 0.19% 以上含むと著しく減少せるを示す 併し P は窒化層の深さには影響はない様である。

次に Mn の影響を見るために P の場合と同様な方法で重油加熱 坩堝で熔湯にフェロマンガンを添加して試料を作つた 第 6 表及び第 7 表に成分及び試験結果を示す Mn を 1.39% も含むと弾性

第 6 表

試片 番號	T.C%	C.C%	G.C%	Si%	Mn%	P%	Cr%	Al%
M 1	2.57	1.04	1.53	2.44	0.57	0.095	1.49	1.36
M 2	2.62	1.56	1.06	2.44	1.39	0.103	1.51	1.64
M 3	2.66	1.56	1.10	2.44	1.98	0.12	1.49	1.64
M 4	2.62	1.53	1.09	2.44	2.11	0.13	1.51	1.42

第 7 表

試片 番號	弾性係 數 16/in ² ×10 ⁶	抗張力 t/in ²	永久歪 %	硬 度		500°C にて窒化	
				鑄 造 儘	焼 鈍	硬 度	深 さ in
M 0	22.3	23.4	3.4	341	291	835	0.010
M 1	25.0	25.9	4.3	341	320	890	0.010
M 2	24.6	24.7	2.2	341	335	808	0.010
M 3	24.5	22.8	2.9	363	335	835	0.009

係數は高くなり Mn 1.39-2.11% の範圍では Mn の影響は認められない 焼鈍状態では Mn の高いものは化合炭素の多いため硬度も高くなつてゐる 抗張力も M3 (Mn 2.11%) を除き他は Mn 量と共に増加してゐる 500°C で 90 時間窒化後は硬度及び窒化層の深さに及ぼす Mn の影響は認め得なかつた。

以上の結果より考察するに窒化に適せる鑄鐵の組織の特性を研究する事も必要な事であるが 組織及び窒化の諸性質に及ぼす他種熱處理の影響に關する更に深い研究が必要であると思ふ。(山本)

鋼の性質に及ぼす温度の影響 (Charles E. MacQuigg, Metal Progress, May, 1937) 鋼は 0°C 以下と高温で使用する場合とでは著しき性質の變化がある事は周知の事であるが 0°C 以下は航空機用其他一般の冷凍用機械に於て起る問題で低温では抗張力は増加す

るが延性減少し特に衝撃抵抗が下る 若し衝撃抵抗の變化を圖に示せば S 字型となる 低温に於ては Ni, Cr, Cu, V, Zr 等が合金劑として有効なるものでオーステナイト鋼が特に良く熱處理せる Al による鎮靜軟鋼は從來より興味ある問題である 高温に於て使用する場合はクリープ抵抗が屢々問題になる 普通脆化温度に鋼を保持した後の衝撃値の減少は室温迄冷却しなければ現れないのであるこの靱性は適當に再加熱すれば又回復出来るものである 相の變化と共に瓦斯が粒間を通る事が最近特に注目され初めたのである 斯くすると伸びは減少し表面は何等變化しない Cr はこれを大に防止する役目をする 變形に對する抵抗及び周圍の媒介物に對する抵抗性を増す爲めには Mo を含有する炭素鋼が用いられて居る Cr 2~9% のものは化學的に非常に不活潑でクリープ抵抗の増大には Mo, W 等が特によい。

1,100~1,200°F の低温加熱では以上の鋼は何れも表面状態に變化なくクリープ抵抗も高い 更に高温になると總ての鋼は著しく抗張力下り高温ガスに對する抵抗性も下る 原油に對して抵抗性大 靱性大なるものは 5% 以上の Cr 鋼である 耐酸化鋼としては Cr 28% のものがよく高温の酸素に對しては不完全ではあるが酸化膜が出来て O₂ の侵入を防止し同時に熱疲労及び膨脹を防ぐのである 高温に於て表面を安定に保つ爲めには 20% 以上の高 Cr 鋼に Ni を添加するかもしくは Ni なしに使用するとよい 尙表面の安定性は Ti, Al 等を加へると一層よい結果を得る 高温に於ける脆化を防ぐ上には Mo, Ti 時にはコロンビウム等がよい。(K)

航空機会社の熱處理法に就て (Mansfield, H. Boeing American Machinist Oct. 7, 1936, Page 861~863) 航空機が次第に大型となり 高抗張力鋼材の使用量 形状共に増大せんとする傾向に刺激されて Boeing 航空機会社では 20,000 ドルを投じて其の熱處理室を近代化した その主要なものは Hevi Duty 電氣爐 2 臺の増設で 1 臺は焼入用他は焼戻用であつて何れも幅 4ft, 長さ 8ft, 高さ 2ft である 各部の機能は非常に效果良く 現在では工場の約 95% を此の爐で扱つてゐる 他の裝置としては焼入と焼戻用として Hoskins 電氣爐 2 基あり 内 1 基は長さ 10ft, 1 基は 6ft で幅及び高さは何れも夫々 20in 及 12in あり 共に内部寸法である Eclipse 瓦斯爐 3 基は焼入 焼戻及び清化物焼入に使用する 油焼入槽は 5×11×32ft 1 基 小型油槽 1 個 水焼入槽 工具焼入用小型マッフル爐 大型洗淨槽を夫々 1 個備へ 動力分布用パネルと近代的な調整パネルが設備されてある 此等の配置は出来るだけ場所を節約し 而も作業能率を高め得る様特別の考慮が拂はれてゐる 焼入品の約 95% を處理する大型油槽は Hevi Duty 焼入爐の直前に備へてある 兩者の連絡には鐵板を渡し 加熱品が爐の出口から瞬時に轉るか滑り込む様になつてゐる 容量 500 lbs の空氣ホイストとトローリーを部屋の中央を横斷せしめ 品物の運搬を容易且つ迅速ならしめる 油槽から Hevi Duty 空氣燒戻爐への運搬は丈夫な車を付けた鐵製臺を用ひてゐる 此の工場で取扱ふ鋼材は S, A. E 4130 (Cr-Mo 鋼), SAE 4345 (Cr-Ni-Mo 鋼), SAE 2 15 (滲炭鋼) で他に 17S 及び 24S のアルミニウム合金の燒鈍も行ふ 取扱ふ品物としては氣筒 梁 着陸車輛部分品 トライオン 小物部分品 端子 スパーコード ガゼット 小ねぢ ボールト及びナット等である。

熱處理の一例として Boeing "299" 發動機 4 基の爆撃機に用ふる翼用端子は SAE 4345 (Cr-Ni-Mo 鋼) であつて 抗張力高く 燒きが良く入るので高應力を受くる部分品に最も適當である SAE

4130 (CrMo 鋼) 鋼ではその断面が 1/2" 以上になると平均抗張力 150,000 lbs/in^2 以上には焼入出来ないが SAE 4345 では 180,000 lbs/in^2 迄持つて行ける 但し焼割れに對する注意として SAE 4130 の如くに焼戻前に常溫迄冷却させてはならない 前記の翼用端子では Hevi Duty 調整氣爐内へ約 500°F の自然氣中で入れ 約 1 時間で 1,300°F に上げる 次に爐内空氣を調節して Scaling point 以下で加熱するのである Hevi Duty 爐に入れる調整瓦斯は空氣 2%, 瓦斯 1 の割合に混合したもので 燃焼瓦斯中には 8% の CO を含みこれが過剰酸素によるスケールの發生と過剰 CO による脱酸を最小限度に止めると言つてゐる 此の調整瓦斯は 12 箇所の爐に流入せしめ 燃焼後は水冷式で常溫以下に迄冷却し水蒸氣を取去る 次の 1 時間で溫度を 1,475°F 迄上げ 45 分間保つ 此の時間は品物の肉厚によつて異なる 翼用端子は 3/4 in であつた 次に空氣起重機で取出し Houghton No. 2 油中に浸す 油は空氣で徐々に攪拌されてゐる 品物の溫度が約 600°F 迄低下すると次に約 500°F に保たれた焼戻爐に入れ 850°F 3 時間加熱後油中で常溫迄冷却する その結果抗張力は平均 180,000 lbs/in^2 を持つ様になる 着陸車輛用管材の例では長さ 40 in, 外徑 8 3/4 in, 肉厚 3/4 in, の SAE 4130 鋼であるが Hevi Duty 爐内で 1,600°F に加熱 常溫迄油焼入 次に 970°F で焼戻後空氣冷却すると抗張力 150,000 lbs/in^2 に達する。

Hevi Duty 空氣焼戻爐は加工行程中のアルミニウム合金板を軟化するに最も適してゐる 部品を 500°F 以下の爐内に入れて徐々に 750°F 迄上げて約 4 時間保ち 1 時間 25°F の割合で爐内冷却して 500°F 以下にする 此の作業は自動調整装置により夜間に行ふ 普通午後 4 時品物を爐内に収め 4 時半迄に 750°F に上げて 8 時半迄持續する 次いで動力を切り冷却は翌朝 7 時半に完了する様に自動調節を行ふ 此の熱處理室の調整は總て制御板上の計器によつて行ふ パネルの大きさは高さ 7 ft, 長 9 ft ある Wilson Maehlen 製パイロメーターで 20 箇所の溫度を見 Foxboro ポテンシオメーターが 2 箇の Hevi Duty 爐と 10 ft Hoskins 爐の溫度を記録 5 箇の Foxboro 熱電壓パイロメーターで溫度を自動的に調整する 尙此の他 Lindberg 入力調節器で過熱を防止し G. E. 製時間スケッチと Tork 時計で時間を定め Wilson Maehlen Tapalog 記録計を 6 ft Hoskins 爐 pot 爐 マップル爐に連結し G. E. 製時計と 2 箇のワットメーターが動力消費量を指示する等總て此等の計器を一個の調整パネルに収めてある。 (I. K.)

炭素の擴散 (Leonard C. Grinshaw, Metal Progress, May, 1937) 合板した鐵合金の相互に於ける炭素の擴散に就ての顯微鏡的觀察 即ち 2 箇の異なる鋼の表面に 0.006~0.012" の鐵を電氣的に鍍金して之を合せ 合せ目は酸化を防止し得る様に熔接して之を壓延或は鍛造する 擴散は此熔着合屬の次の焼鈍處理中に純鐵帶を通して起る 此場合表面の清淨なる事が必要條件で 酸化物は電氣的に除去し 次に材料を陰極として稀い苛性ソーダの熱溶液にて低電流に總てのグリースを除く 最後の酸洗は 8N HCl にて行ふ 即ち材料を陽極として 100 amp/ft^2 の電流にて 15 分間處理し洗滌後軽く稀酸液を通して鍍金槽に移す 鐵鍍金液は Fisher-Langbein 液 (4N 鹽化第 1 鐵+6N 鹽化カルシウム+0.01N 鹽酸) にて溫度を 180°F 以上にして液を循環しつゝ操作す 尙液は 20 分毎に濾過する事を要す 電流密度は 100 amp/ft^2 にて 1 hr に 0.006" 位の厚さが得られ普通の合金鋼には充分である 此板を乾燥後合せて前述の様子に熔接して高温で壓延する。

斯くして熔着された層を顯微鏡で見ると電解層の表面は若干の酸

化物の存在に依て判別出来る 從て電解層の初めの層もよく分る 唯注意する事は材料の鋼の表面が脱炭して居つては良くない 先づ C 0.98, Mn 1.63% マンガン鋼と C 0.10% 炭素鋼との合板壓延後 1,450°F で長時間焼鈍したものに就て述べる 熔接層は 0.011~0.012" で曾て純鐵であつたものが ferrite と pearlite 組織とが見られた Prohoroff に依ると炭素の擴散は Mn の存在にて起ると 又 C 0.10% 炭素鋼も Mn 鋼から熔接層を通して移つたと!思はれる炭素量の増加が認められた 此事象は同じ試料を 1,450°F に數分加熱し油焼入したもので特に顯著に裏書されてゐる 尤も 1,450°F に再加熱した場合の擴散も考へられるが 之は前の焼鈍に比し考へる要なき程小なるものであらう 即ち C 0.10% 炭素鋼は焼鈍の間に 0.012" の層を通して相當量の炭素を吸収した事を明確に認めた。

更に此炭素の擴散を見る爲に高速度鋼 高炭素高 Cr 鋼(安定した炭化物を保有す)に就て實驗した 即ち實驗第 2 は 18-4-1 高速度鋼と C 0.10% 炭素鋼の熔接で焼鈍は 1,680°F, 焼入は 2,350°F で行た 焼入試料の組織から判定すると 此場合 0.009~0.010" の熔接層を通して高速度鋼から炭素鋼に移つた炭素の量は極めて少量である様に思はれた 然し炭素の移動は僅少ではあるが其距離は高速度鋼の表面から約 0.034" で 前の Mn 鋼の場合よりも多いのは焼鈍溫度の高いのに因るものであらうと思はれる。

第 3 の實驗は Co 11%, Mo 0.93% を含む 18-4-1 高速度鋼と C 0.10, Si 1.42, Mo 0.42% 鋼の熔接で 1,680°F の焼鈍後の組織から Si と Co との夫々の擴散に及ぼす影響と覺しきものを見た 熔接層はきれいな ferrite で Prohoroff が Al-Ti 鋼に就ての結果と同様であつた 2,452°F に急加熱して油焼入したのを見ると 實驗第 2 の場合より多量の炭素が遠く迄均一に擴散してゐるのを認めた 更に之を 1,680°F に加熱して徐冷したものに於ては熔接層に ferrite の廣い band を見た 尙 Co-Mo 高速度鋼と電解層との間は炭素の消失を認め且炭素鋼の方には初めの焼鈍には見なかつた pearlite を認めた 之は多分長い擴散による Si の稀釋に原因するものであらうと思はれる 以上で一通りの結果を述べたが何故 18-4-1 高速度鋼からは炭素の擴散度が Co-Mo 高速度鋼に比較して少いかは明瞭でない。 (Y)

高クロム鐵及び鋼 (Eduard Maurer, Metal Progress May, 1937.) 獨逸に於ける最近の耐蝕鋼の進歩發展は到底米國のそれに比するを得ないその理由は合金劑たる Ni, Cr に乏しき上特許法の異なる爲めである 18-8 が米國に於ては 1928 年頃に初めて使用したのに獨逸に於てはクルップ會社の所謂パーゼルなるものが 1925 年の終りに使用され初めたのである 又獨逸に於ては本年 5 月迄 18-8 と雖へどもクルップ會社で他の特殊鋼に於て Si 0.2% 迄の特許をとつて居る爲め實際にはこれ以下の Si のものをつくる事が困難であつたのである 18-8 に於ては C は 0.07% 以下及び Ti, V の添加は既に特許になつて居り Böhler 會社では炭化物を安定化する爲めに Ta を加へる特許をとつて居るが他にコロンビウムを添加する特許もあるが Ta は現在ではフェロタンタラムを使用する關係上多少のコロンビウムはどうしても入るのである 同社の F. Rapatz の意見を次に述べる チタン鋼は薄いスケールが出来易くはなれにくい爲め薄板製造等には甚だ厄介である Ti 及び Ta を加へると一般に多少耐蝕性が増加する傾向がある 特に冷間加工後に於て然りである 我々の經驗では Ta は Ti より鋼を不感性にする 熔接特に電氣熔接に於ては Ti は Ta よりも熔接金より酸化して逃げ易く從て熔接鋼が不安定になるわけである 特に 2 回

目の熔接に於て然りである Ta はこの點大分 Ti よりすぐれて居る Ta の缺點は只 Ti より遙かに高價なる事である 然し今後特殊薄板の如き高價のものに對しては確に Ta は利用されるものと思ふのである 最近ドイツの特殊鋼製造者は全然 Ni を含まぬ耐蝕鋼に興味をもつて居る様である この一例は "Sicromal" 鋼で Al 及び Si を含有せる高 $Cr-Fe$ 合金である この種の鋼は從來耐蝕鋼としては使用されず初めは主として耐熱鋼として最近耐酸鋼として使用される様になつたのである 然し Mo を 2% 含有せる 18-8 耐酸鋼には熔接中に起る結晶粒の成長の點からして 到底代用出来かねるものである マルテンサイト鋼及びフェライト Cr 鐵合金の熔接性の改良に就いては盛んに研究されて居るのであるが William Oertel 氏は Cr 18% Mo 1.5%~2% の非オーステナイト $Cr-Mo$ 鋼の特許をとつたのである この種の鋼の一特徴は普通の Cr -鋼に比し多くの化學的藥品に對して耐蝕性が大なる事である この種のもので低炭素のものは化學的に安定な點では 18-8 に匹敵し寧ろ時によつては優れて居る 尙値段が安い爲め化學工業の構造用材として應用の範圍が甚だ廣いし建築用材機械部分品でも耐蝕性を特に必要とする場所には適當なものである 此の會社の製品で Remanit と稱するものの化學成分を擧げれば第 1 表の如し。

第 1 表

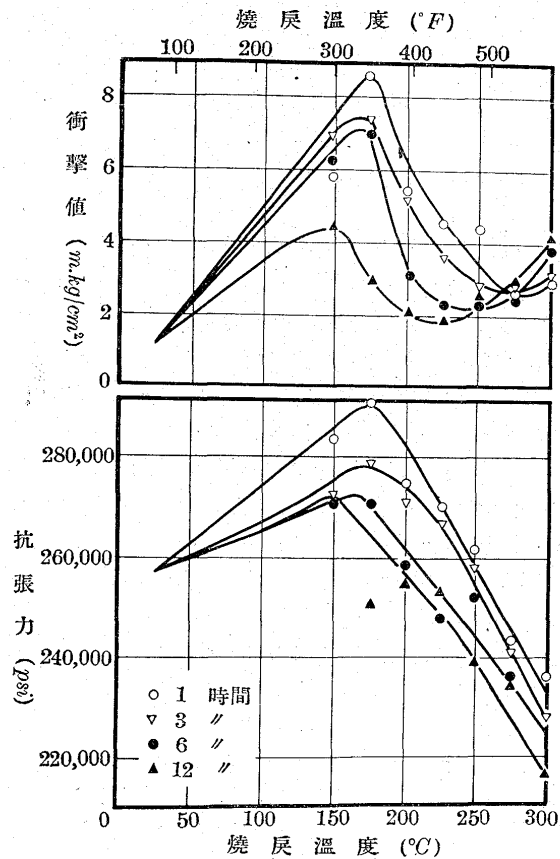
マ-ク	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	其他
Remanit 1510	0.10	0.40	<0.45	15.0	0.50	—	—
1520	0.20	0.50	0.65	15.0	0.50	—	—
1530	0.30	0.40	<0.45	15.0	0.50	—	—
1530F	0.30	0.50	1.40	15.0	0.50	—	—
1540	0.40	0.40	<0.45	15.0	—	0.25	—
1610	0.10	0.40	<0.45	16.0	2.00	—	—
1620	0.20	0.40	<0.45	16.0	2.00	—	—
1.10	0.10	0.40	<0.45	17.0	0.50	1.80	—
1710A	0.10	0.40	<0.45	17.0	0.50	0.40	0.20S
1710S	0.10	0.40	<0.45	17.0	0.50	1.80	0.70Ti
1740	0.40	0.40	<0.45	17.0	0.50	1.50	—
1790	0.90	0.40	<0.45	17.0	—	1.00	—
1790C	0.90	0.40	<0.45	17.0	—	0.50	1.50Co 0.30V
1800M	0.08	9.00	<0.45	18.0	1.50	—	—
1880S	0.09	0.40	<0.45	18.0	8.00	—	1.50Ta
1880SS	0.09	0.40	<0.45	18.0	8.00	2.00	1.00Ta
2810	0.10	0.40	<0.45	28.0	1.50	2.00	0.70Co
0.327	0.10	1.25	3.00	—	27.00	2.00	2.00Cu

A. G. Wetzlar は Roneusil と稱して Mn 16% Cr 9% Mo 1% の新耐蝕 $Cr-Mn$ 鋼を製造した この鋼に對して Frankfurter Zeitung は次の如く述べて居る この鋼は Ni を全然含まず家庭用又は食糧品工業用として完全に耐蝕性であるのみならず非常に光澤を有し一見ニッケル銀に類似して居る加工性も良好で刃物臺所道具皿等に適し其他一般の裝飾品にもよいのである。(K)

低温焼戻に依る靱性改良 (Sheinin, B. Metal Progress, May, 1937) Akimow は高温焼戻と低温の焼戻に依て炭化物の均一な溶解と不純物が粒間に集らずに之を溶解して高い抗張力と靱性を附與すると 著者は C 0.40, Cr 1.0% 鋼に就て同様の試験をしたもので 1,600°F にて標準化して後 1,200°F にて焼鈍した 之を 1,580°F (860°C) より油焼戻して 150°, 175°, 200°, 225°, 275°, 300° より 575°C迄の各温度にて焼戻を實施した 又各温度に於て加熱時間を 1, 3, 6 及 12hr と變化して其影響を見た 而して其抗張力衝撃値と焼戻温度との關係を圖示すると第 1 圖に示す如くである 此結果を觀ると焼戻加熱時間を長くすると衝撃値は減じ且其最大値は焼戻温度の低い方に移行する 最小値も亦抗張力の最大値も同様

である 衝撃値及抗張力の最高値を示す焼戻温度はよく一致する 以上の結果から鋼の焼戻中に起る事項とそれに伴ふ機械的性質の變化は次の如く述べ得やう 室温から約 300°F 迄の第 1 段階に於ては飽和した α 固溶體から超顯微鏡的の炭化物粒が析出し 又應力の除去と共に其結果靱性並に抗張力 硬度は増加する 第 2 段階は 300°~500°F 間で 炭化物粒の凝集成長は 抗張力及靱性の低下を伴ひ 同時に austenite の分解は靱性の減少を來すが 此後者の變化は結果として抗張力の上昇となるべきなれど同時に起る Martensite の分解に依て相殺される 其處で焼戻に依て固定された炭化物の量は残留 austenite よりも重要である事が分る 第 3 段階は 500°F より Ac_1 迄で Martensite の分解は終り 炭化物の凝集が機械的性質に重大な影響を持ち來す 抗張力の減少は續き靱性は最小値を過ぎて増加を來す 低温に於ける變態は 徐々ではあるが 若し時間を長くすれば稍高い温度で短時間焼戻したと同様の結果を來たすとは想像出来る 焼戻温度を高くする事は残留 austenite を増し且結晶粒を大きくするがそれが靱性への影響は低温で焼戻す事に依り若干は防止出来る 過熱の場合も同様である。(Y)

第 1 圖



8) 非鐵金屬及び合金

Au-Ni-合金の時効硬化に就て (Gerlach, W. Z. Metallkunde, 29 (1937) S. 102/103) 試料は 50, 60, 及 80% Ni を用ひ之等を 950°C で 6 時間加熱焼戻し 更に 411±2°C で 30, 150, 240, 及 340 分 焼戻し 之等に就て 温度-磁化曲線 温度-頑磁力曲線及温度-残留磁氣曲線を求めた 焼戻状態では磁性は極めて弱く 其のキューリー温度は 90~100°C にある 焼戻せる試料では 2 つの強磁性相を有し 第 1 のキューリー温度は焼戻の進行と共に連

續的に上昇し析出の終りには約 25°C 上昇する 第2のキューリー温度は約 340°C にあるが正確には求められなかつた。

残留磁気は各試料共温度の上昇すると共に連続的に低下し其の時の飽和磁気に対する % にすれば 温度の上昇と共に増加する し かも最初のキューリー温度以下では上昇し 以上では 低下する 之は高温で尙磁性を有し安定なる Au の含有量少き固溶體が約 90° にキューリー温度を有する不安定固溶體よりも本質的に高い残留磁気を有してゐることを示すもので 90° 以下では兩固溶體が共存する故 安定固溶體の高い残留磁気 % は不安定固溶體の小さな残留磁気 に依つて其の量の比に應じて減殺されることを示す。

頑磁力は最初降下して次に上昇するが 就中時効硬化の初期には非常に高い 最高値迄上昇し 最後に普通の 狀況で安定析出相のキューリー温度迄低下する 頑磁力の高い値は Au-Ni 合金では析出する安定固溶體と平行し 過飽和固溶體の残留部分の頑磁力に就ては定性的に其の値はあまり大でないといへる。

析出の増加と共に 低温度に於る頑磁力は 増加するが 高温では減少する 之は磁氣的に硬い安定固溶體の増加する爲に 低温度で増加し この時磁氣的に軟い過飽和相の量は減少する 高温に於る頑磁力の減少は 時効硬化の進行に従ひ Ni に富む 固溶體が磁氣的に軟化することを示すもので この頑磁力の減少は Ni に富む相がその量の増加と共に其の發達が 改善される爲か 或は機械的の應力が漸次除かれる事に起因するか今の所不明である。

履歴曲線は頑磁力の大なる二つの異なる強磁性相の存在を示し 100°C 以上では残留磁気及頑磁力の高い幅の廣い曲線となる。

之等の結果から 低温度で二つの強磁性相が存在するが 高温では一つの強磁性相のみになることが知れる。(佐藤)

デュラルミンの時効硬化に及ぶ静水壓力の影響

(Tammann G. u. Hartmann, H. Z. Metallkde. 29 (1937), S. 88/89) 試料は 3.75~4.3 % Cu, 0.47~0.50 % Mg, 0.3~0.33 % Si なる組成の 2mm 厚壓延板を用ひた 先づ試験片を 500°C で 1 時間加熱後水中急冷し 其の硬度を球壓痕に依つて測定した次に之等の試験片の一部を蓖麻子油で 3,000kg/cm² なる壓力を加へ 他は水で同じ壓力を加へた 其の温度は實驗中 16.5±1°C に保持した 之等を 4 時間後に取り出し 硬度を測定し 次で再び 3,000kg/cm² の壓力を加へた この間 壓力の加らない時間は僅か 15~20 分である。

第1表は 1 kg/cm² 及 3,000kg/cm² なる壓力の下に於る時効硬化を測定せる結果である 硬度測定は 2mm 直徑の鋼球で 40kg×30 秒の荷重で行つた 之から明なる如く 3,000kg/cm² なる静水壓力の下に於ては 硬度上昇が 17 時間後に 6 % 46 時間後に 5 % 96 時間後には 3 % だけ後れる。

第 1 表

時効時間 (時)	硬 度 (球痕の直徑 mm)	
	1kg/cm ²	3,000kg/cm ²
0	0.89	0.89
4	0.77	0.80
17	0.72	0.76
46	0.72	0.75
96	0.73	0.75

第 2 表

時効時間 (時)	硬 度 (球痕の直徑 mm)	
	1kg/cm ²	1,300kg/cm ²
0	0.88	0.88
3.5	0.80	0.80
22.5	0.74	0.73
96	0.71	0.71

1,500kg/cm² なる壓力では 第2表に示す如く 3,000kg/cm² の時よりも時効速度に及ぶ影響は明に僅かであつて 1kg/cm² 及 1,500kg/cm² の壓力に於る硬度の差は測定誤差範囲を出でない。

壓力を 1kg/cm² より 3,000kg/cm² に増すことに依る Al の容積の減少は 0.6 % だけであつて Al 原子は僅に接近する 従つて他の原子の或る空間格子への凝集及それに伴ふ時効硬化が遅滞することになる 尙壓力を倍加することに依り之等の遅滞は著しく大となる様である。(佐藤)

銅-ニッケル合金の焼鈍脆性に及ぶマンガンの影響 (Base,

B. K. J. Inststute of Metals, 1937, 60 (Advance copy). 或種の Cu-Ni 合金は焼鈍に依つて脆性となることは古くから知られて居る かゝる特殊な現象は Ni が合金を融解せし際著しく炭素を吸収して之が 700°C~800°C の焼鈍に依て結晶粒界に黒鉛狀に析出することに原因するので 此の事に關しては既に F. C. Thompron 氏の研究がある (J. Soc. Chem. Ind., 1919, 38, 130 T.)

著者は本研究に於て Mn の添加が斯る焼鈍脆性を防止し著しく機械的性質を改良することを明かにした 實驗に於ては 2Cu: Ni の比が常に 75:25 なる成分に限定した かゝる合金は貨幣用として一般に用ひられるものである 之に 0.1 % の炭素及び 0~5 % 迄の Mn を添加して鑄造状態並に 800°C に焼鈍した状態で機械試験と炭素分析を行つて Mn の影響を調べてゐる。

原料は電解銅 モンドニッケル (0.04 % C), 98 % の純度の Mn を使用し C の添加には豫めニッケルを高週波爐にて熔かし 2 % C 含有の母合金を作つて之を用ひ 鑄造温度は 1,250°C で Mn は鑄造の直前に加へる様にして 長さ 16in 徑 1 1/4" の鑄塊を作り之を 2 つに切斷して其の一片は鑄造状態のまま 他的一片を電氣爐にて 800°C に 2 時間半焼鈍し 爐中冷却して試験してゐる 脆性の比較には伸長率に依り抗張力並にアイゾット衝擊値をも求めて参考として居るが何れも満足すべき結果を得てゐる 第1表は之等の結果で第2表には炭素量の分析結果を示した 鑄造の儘では 0.1 % Mn を添加しても著しく伸長率が増加するが之は Mn の脱酸作用に依るものらしく 之以上 Mn 量が増加しても殆ど伸長率は變化してゐない 然るに焼鈍状態にては Mn 量の少いものは甚しく脆性となつて伸が減少するが 1 % Mn の含有で殆ど焼鈍脆性は防止される様である。

第 1 表

試料番号	Mn %	伸長率 (2in) %		抗張力 t/in ²		アイゾット衝擊値 ft. lbs. in ²	ブリネル硬度
		鑄造	燒鈍	鑄造	燒鈍		
1	nil	21.5	—	19.32	—	24	106
1A	"	—	8.5	13.0	11.36	7.96	5
2	0.1	30.5	—	19.84	—	24	100
2A	"	—	17.5	13.0	14.52	5.32	14.5
3	0.25	30.5	—	19.80	—	—	100
3A	"	—	13.5	17.0	13.60	6.20	—
4	0.5	29.5	—	18.56	—	—	104
4A	"	—	26.5	3.0	16.44	2.12	—
5	1.0	30.5	—	16.84	—	34	100
5A	"	—	30.5	0.5	16.76	0.08	53
6	5.0	—	—	—	—	38	104
6A	"	—	—	—	—	42	97

第 2 表

試料番号	Mn	全炭素	遊離炭		化合炭素 (差による)
			鑄造	燒鈍	
1	nil	0.108	0.004	—	—
1A	"	"	—	0.004	0.064
2	0.1	0.109	trace	—	—
2A	"	"	—	0.054	0.055
3	0.25	0.081	trace	—	—
3A	"	"	—	0.060	0.021
4	0.5	0.139	trace	—	—
4A	"	"	—	0.087	0.052
5	1.0	0.111	nil	—	—
5A	"	"	—	0.079	0.032
6	5.0	0.121	0.007	—	—
6A	"	"	—	0.052	0.069

Mn の添加に依つて合金に含まれて來る炭素量は變らない 且つ 燒鈍に依る遊離炭素の析出も Mn に依つて阻止されないことが分析結果より明かである 故に燒鈍脆性を Mn が防止するのは合金の融解時に吸収する炭素量を減少する働の有ることなく且つ遊離炭素の

析出を阻止する作用が有るわけでもない 著者は 顯微鏡試験に依つて Mn 量の増加につれ結晶粒界に析出する黒鉛が減少することを認めた 之が焼鈍脆性防止の原因と考へられるのが同時に 結晶粒の内側にも黒鉛の存在が認められないので此の點は分析結果と矛盾する様に思はれる 併し之は顯微鏡にて認められない程黒鉛の分散度が高くなつた事が考へられる。(名 黒)

アルミニウム合金の凝固時に起る収縮 (Vaughan H. Stott, Inst. Metals., 1936, No. 2 73~82) Al 及び數種の Al 合金の凝固時に起る収縮量を測定したものである。

實驗方法は アルミナ製の圓筒を用ひて 之れに測定する合金を融體の儘入れて 漸次圓筒の下部から凝固させて 圓筒上部の合金面 (Meniscus) を讀み 凝固収縮率を測定した。

この方法は松山博士が 融けた合金の Specific Volume を測定した方法と類似のものである (松山 金屬の研究 5, (1928), 461.)

測定結果としては餘り正確な 信頼し得る價は 出にくい様であるが 純 Al の凝固収縮率は 本研究結果では 數回に互つて實驗した結果 6.9%~6.6% で その平均價が 6.7% であつた 勿論用ひた純 Al の純度は 99.75% である。

次に純 Al に Si を入れて測定せる結果 12.59% Si で凝固収縮率 3.7%, 12.75% で 3.4% を得た よつて著者は Edwards 氏の得た結果とを参考にして (Edwards, Chem. and Met. Eng., 1921, 24, 61, 及び 1923, 28, 165.) Si 含有量對凝固収縮率との關係曲線を求めて居る これによると Maximum freezing range を有する 1.7% Si を含む合金が Max. shrinkage を有して居る。

次に L5, 及び Yalloy に就き實驗したが いづれも試料に巢又は収縮孔があつて精密な結果を得てない。

又著者は 純 Al の凝固収縮率より Edward 氏等の得た 純 Al の凝固點の融體の比容積 $0.4198 \text{ cm}^3/\text{gr}$ より次式により 凝固點の固體の比容積を算定して居る。

$$\frac{(V_1 - V_s) \times 100}{V_1} = 6.72 \quad \therefore V_s = \frac{V_1 (100 - 6.72)}{100}$$

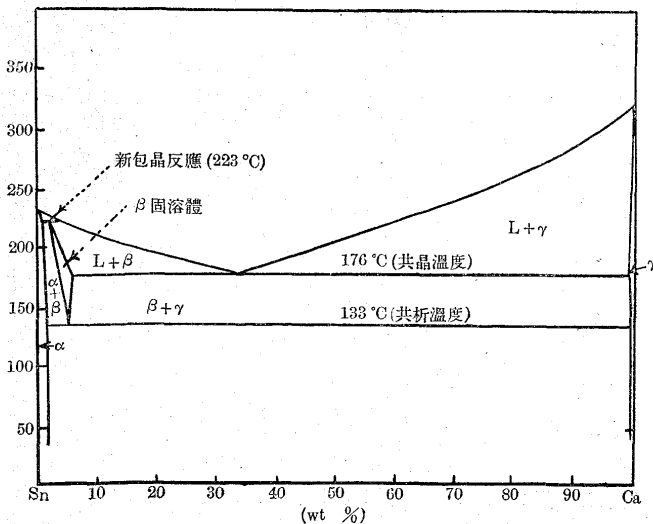
こゝに $V_1 = \text{Edwards 氏等の求めた } 0.4198 \text{ cm}^3/\text{gr}$,

$V_s = \text{凝固點の固體の比容積}$

6.72% ... 著者の求めた測定價

この計算によると $V_s = 0.3916 \text{ cm}^3/\text{gr}$ である。(高 瀨)

Sn-Cd 合金系の新平衡状態圖に就て (Hanson and Pell-Walpole, Jour. Inst. Metals., 1936, No. 2, 281~300) 本合



金系に於ける Sn 側の平衡圖に就ては 今迄相當研究されて居つて殆んど研究の餘地なき感があつたが Sn 固溶體の共析反應附近は從來迄の研究結果では 聊か 不充分 疑問の感がある。

依て 著者等は 先づ電位差計により 0.05 milli-Volt (約 1°C) 毎に 2°/min の冷却及び加熱速度で熱分析を行ひ 本系の Sn の極めて多い成分に新しい包晶反應のある事を發見した。

その範圍は Cd1~4% で温度は 223°C であり これによつて生じた β 固溶體は 133°C の共析温度で $\alpha + \gamma$ に分解し 從來迄の研究結果に 新しい包晶反應を加へて 完全な状態圖が出来た譯である。

勿論 熱分析のみならず 焼入 焼鈍による顯微鏡組織からも 容易に實證する事が出来た。

又電氣抵抗により 固溶限度をも決定し 併せて Cd に於ける Sn の固溶限度をも決定した。

圖は その結果による状態圖で これで完全なものと云へよう。

(高 瀨)

Zr 及 Be を含む銅鑄物 (Comstock G. F. & Bannon, R. E. Metals & Alloys, April, 1937) Zr-Cu 合金:—Zr の含量は 1.45, 2.4, 3.24% である Zr は Cu-Zr (Zr 15%) の形にて約 2,325°F にて添加した Zr の酸化消失は 12~24% である 合金は 1,650°F にて 2hr 加熱して水焼入し 焼戻は次に示す要領にて實施し最大硬度を得る處理を求めた 焼戻温度は 500°, 750°, 850°, 950°, 1,050° 及 1,200°F 時間は 1, 8, 16, 24 及 48hr である 各合金を通じ最大硬度は 750°F の時のみ得られ 夫も焼戻時間 48hr の場合である 然も爾後は 144hr 續けても硬度に變りはない 焼戻 24hr 後に於ける最大硬度は焼戻温度 850°F の場合であつた 今 3 種の合金に就て 1,650°F 焼入, 850°F 24hr 焼戻後に於ける硬度及電導度を求めたものが第 1 表で 此結果によると Zr 量の増加と共に焼戻後の硬度は増すが逆に電導度は減じて来る 然し硬度及電導度共に焼戻に依て改善されてゐる。

第 1 表

合 金	Zr %	硬 度 ロックウエル E			電 導 度		
		鑄造	焼入	焼戻	鑄造	焼入	焼戻
61	1.45	64.5	53	76	61.1	56.7	75.5
63	2.4	73	65	79.5	55.0	50.0	68.0
64	3.24	76.5	71	84.5	44.0	41.2	55.0

Be-Zr-Cu 合金:—合金の成分は第 2 表に示す Be は 4% Be-Cu 合金として加ふ 熱處理の試験は合金 No. 68~71 の 4 種に就

第 2 表

合 金	化 學 成 分			
	Be	Zr	Fe	Ti
68	1.56	1.46	0.061	なし
69	1.74	1.32	0.092	0.019
70	1.49	2.98	0.070	なし
71	0.81	2.70	0.057	—
72	1.14	3.52	0.076	—
73	1.92	1.36	0.109	—

き先づ行た 即ち 1,500°F より水焼入し 550°, 650°, 750°, 及 850°F の温度にて 6, 12, 24, 48hr 焼戻す 焼戻 24hr 後に於ける最大硬度は No. 68~69 では 650°F にて No. 70~71 では 750°F で得られた 48hr 後に於ける最大硬度は大體 650°F にて得られるが 750°F 及 550°F のものもあるが 此場合硬度数は 650°F と殆ど同値である 此結果から焼戻温度は 650°F とし No. 71 を除いて他の合金に就き焼入せずして 650°F で 48hr 焼戻したもの及 1,500°F

で水焼して後前と同様の熱処理をしたものの硬度及電導度を求めた結果は第3表に示す 第4表は之と比較する爲の Zr を含まぬ

第 3 表

合金	Zr %	Be %	硬度 ロックウェルE			電 導 度				
			鑄造	焼戻 (焼入せず)	焼入	鑄造	焼戻 (焼入せず)	焼入	焼入 焼戻	
68	1.46	1.56	85	113	82	116.5	21.8	31.2	20.8	36.2
69	1.32	1.74	87	116.5	79	116.5	19.2	28.3	17.7	31.2
70	2.98	1.49	88	109	86	115	20.6	25.4	19.8	29.1
72	3.52	1.14	85	92	85.5	96	22.6	24.1	21.7	23.7
73	1.36	1.92	85	119	78	119.5	18.1	27.0	15.8	30.5

第 4 表

合金	Be %	硬度E	電 導 度 %			
			焼入—焼戻	鑄造	焼入 1,475°F	焼戻 700°F-5hr
27	2.04	118	22.0	19.5	32.8	
47	1.52	116.5				36.1

Be-Cu 合金に就ての結果である 此兩者を比較して観ると Zr は Be と結合して何等の利益も示してゐない 殊に No. 47 及 68 を見ると Zr 1.50% は何も影響を與へてゐない事が分る 3% Zr の合金は稍々硬度低く又電導度も低い No. 72 の Zr 3.5% 合金は同様硬度及電導度は低いが Be の低い事に依て考慮も出来やう 唯 No. 73 が Zr を含まぬものより僅かに硬いだけである。

Zr-Be-Cu 合金の成熟:—第3表に示した合金を 1,500°F より焼入し 650°F 48hr 加熱して後更に高温で過成熟の処理をなし硬度を測定したが Zr を含むものは含まぬものより高温で硬度の減少が少い 又最初の硬度を見ると Zr は若干は硬化作用がある様にも考へられたが又 Be 含量の差とも考へられ其影響は判然しなかつた 更に此過成熟が電導度に及ぼす影響を見 同時に硬度をも測定した結果が第5表である 結果に依ると Zr を含むものは前と同様高温に

第 5 表

合金番号	27	47	68	69	70	72	73	
								Be %
電導度 %	焼入後 650°F, 48hr	29.0	36.1	36.2	31.2	29.1	23.7	30.5
	焼戻 650°F, 24hr	—	37.8	37.1	31.8	31.5	24.0	31.2
	焼戻 700°F, 16hr	36.8	38.8	36.8	31.7	32.0	24.6	30.8
	焼戻 800°F, 7hr	—	35.4	33.1	29.6	29.7	25.4	29.3
	焼戻 900°F, 7hr	—	30.6	30.2	26.8	27.0	25.2	26.6
	焼戻 1000°F, 4hr	—	27.6	24.8	22.6	22.6	24.8	22.8
硬度、 ク ウ エ ル E	焼入後 650°F, 48hr	120	116.5	116.5	116.5	115	96	119.5
	焼戻 650°F, 24hr	—	116.5	115	117.5	115	99	118.5
	焼戻 700°F, 16hr	115	108.5	116.5	117	114	101.5	117.5
	焼戻 800°F, 7hr	—	108	113	113.5	111.5	102.5	114
	焼戻 900°F, 7hr	—	99	106	107	104	98	107
	焼戻 1000°F, 4hr	—	91.5	95	100	89	89	101

加熱しても硬度の減少が少いが 電導度に就ては有効影響が認められぬ 寧ろ Zr を含むものは高温に加熱後含まぬものより電導度の減少が大きい 此理由を金相學的に解説して見ると一旦析出した相が加熱に依て再び溶け込む事は Zr を含まぬ Be-Cu 合金と同様であると思はれるが Zr に依る軟化の抑止は結局析出した粒が大きくて再加熱でも溶け込む事を妨げるのでなからうかと想像される。

(M)

輕合金の性質及其腐蝕防護 (Marsch E. C. J. & E. Mills, Aircraft Eng. April, 1937) Al 輕合金:—Al 棒板及管として市場にあるものは Al 98, Fe<10, Si<0.5, 不純物 0.5% 以下の程度で時には Al 純度 99% のものもあり 棒板等は軟 半硬 硬の

状態である Al は強くはないが延性に富む故に其用途がある 押出も可能であり箔としても 0.002" のもの迄出来る Al に Cu 及 Zn を添加すると切削の容易と堅實な鑄物の可能な爲には良いが強くはない Cu は Al-Zn 合金の Hot-shortness を防ぐに重要な役割を有す 従て多く切削を要し 然も應力の高くない所には使はれる 且鑄物として使ふのに値段も安い 所謂 Duralumin と稱される Al-Cu-Mn-Mg 合金は鍛鍊及鑄造用の何れにも良く 又熱処理の可能なもので其高い 強さ/重量比 は輕量と強力とを要求する所に良い 熱処理に依る 2 つの變化は適當な温度 (480°C) に加熱し 焼入する溶解處理と常温にて起る Cu 及 Mg-Silicide の沈澱に因る抗張力及硬度の増加である 此沈澱は焼入後 24hr 位に迅速に起り 然も耐蝕性は熱処理したものは焼鈍及加工したものに勝る 腐蝕は結晶粒界の沈澱と粒内との間の溶解電位の差に依て起る。

Al-Cu-Ni-Mn 合金は R.R. 合金或 Y 合金と稱されるもので高温で比較的抗力を有し且高い耐力を有する事を特徴とする 熱処理に依る硬化は可能である Al-Cu 合金は鑄造合金で Cu 量の増加と共に抗張力硬度を増し伸を減ず Cu 量は多くて 12% である これに高温抗力を與へる目的で少量の Mn, Mg, Ni を加へる事も有る 又 Fe 1% 位を加へると抗力を改善する。

Al-Mg 合金には 2 種ある 即ち Si を含むものと然らざるものと 前者は Mg-Silicide の固溶體を作る事により性質を改善し得 Duralumin 程強くはないが純 Al に比する程の耐蝕性を有す 最良の機械的性質を與へるには Duralumin と同様溶解及沈澱處理を要すが 沈澱處理に於て稍々長い時間を要す Si を含まぬ合金は Mg 2-7% 含み 其焼鈍状態に於て極めて高い延性を有し 複雑な形に加工し得て 其加工に依り強さを與へるのを特徴とす 鑄造合金として知られてゐる Al-Si 合金は鍛鍊しても比較的強く且延性に富み耐蝕性を有す 其機械的性質は Al-Mg 合金と同様に冷間加工に依り附與する 鑄造に際してはアルカリアルカリ土金屬にて modify する 流動性良好にして Die-casting に廣く用ひられ其低い收縮度と凝固點に於ける高い伸との爲に割れの入る事も少い 其抗力は別として耐蝕性 鑄造性を必要とする部分に用途を有す Al-Mn 合金としては Mn 1% を含む板材で耐腐蝕性を犠牲とする事なく 靱性 延性を要求する部に多く使はれる 以上述べた各合金の代表的のものに就き其成分及機械的性質を第1表に示す 硬度は Vickers Pyramidal number にて示す。

Mg 輕合金:—本合金は Al に比し輕量且比較的強力で鑄造鍛造共に得られるが其耐腐性の小なる爲適當な表面處理を施し且水或海水の直接觸れざる部に限り使用し得やう 其代表的なものは第2表に成分及機械的性質を示す Mg 合金の鑄物は Pinhole はないが其技術は Al 合金と稍々異つた所がある No. 2 は鍛造可能で高抗張力を有す No. 4 は熔接用である 熔接棒は同一成分のものを用ひ且熔接後其部分を 270-320°C 位の鍛造温度で鍛打する No. 3 は板用, No. 5 は押出用合金である。

腐蝕試験:—以上の合金の腐蝕試験の結果を略記する 鹽水噴射試験の結果によると純 Al 及 Al-Mn 合金 (記號 B. T. W) は極めて耐蝕度が大で 反對に Cu を含むものは極めて悪い Mg 合金は全く抵抗性がない 其 30 日後の試験後冷間加工したものは極めて

第 1 表

No.	化 學 成 分									型 熱處理	抗 張 力 ton/in ²		伸 % 最小	硬 度 (V.P.N.)		
	Al	Cu	Mg	Si	Mn	Ni	Fe	Ti	Zn		最大	最小		最大	最小	
A	99.41	—	—	0.30	なし	—	0.29	—	—	軟 半硬 硬 軟	—	6.0	50	—	30	
	99.29	—	—	0.33	0.02	—	0.36	—	—		6.0	9.0	40	30	40	
	99.45	—	—	0.26	なし	—	0.26	—	—		9.0	—	30	40	55	
B	99.80	—	—	0.08	なし	—	0.12	—	—	軟	—	6.0	50	—	30	
Al-Cu-Zn																
C	84.32	2.67	0.08	0.25	0.06	—	—	—	12.62	鑄物 棒	11	15	3	75	100	
	83.70	0.87	なし	0.31	0.02	—	—	—	10.10		12	18	5	110	125	
Al-Cu-Mn-Mg																
E	93.99	4.0	0.48	0.52	0.50	—	0.41	—	—	燒鈍 調質	—	15	20	—	65	
	F	—	—	—	—	—	—	—	—		25	—	15	120	140	
Al-Cu-Ni-Mg																
G	93.35	0.67	4.40	0.22	0.10	0.32	0.9	0.04	—	—	9	12	8.0	50	85	
	H	92.13	1.2	0.09	2.3	0.08	1.21	0.86	0.14		—	10	13	4.0	75	110
	J	92.63	2.16	1.43	1.19	0.12	1.08	1.3	0.9		—	16	20	—	110	130
Al-Cu																
K	91.37	8.8	—	0.43	—	—	0.50	—	—	鑄物	9.0	11.0	3.0	80	120	
Al-Mg																
L	96.89	—	1.45	0.73	0.33	—	0.60	—	—	軟	—	12.5	20	—	55	
M	96.01	—	2.20	0.29	0.10	—	1.4	—	—	硬	18	—	5	80	—	
N	92.01	—	6.92	0.40	0.41	—	0.26	—	—	軟	—	24	20	—	65	
O	91.28	—	7.12	0.32	0.56	—	0.72	—	—	硬	24	—	12	100	—	
Al-Si																
P	85.29	—	—	14.3	なし	—	0.41	—	—	鑄物	10	14	8	50	70	
Q	89.18	—	—	10.5	trace	—	0.38	—	—	硬	10	—	30	55	—	
R	89.70	—	—	10.0	"	—	0.30	—	—	半硬	8.0	10.0	40	45	55	
S	89.83	—	—	10.2	"	—	0.42	—	—	軟	—	8.0	50	—	40	
Al-Mn																
T	97.24	0.04	0.02	0.03	1.48	—	0.92	—	—	軟	7	8.5	20	—	25	
U	96.95	0.03	なし	1.00	1.73	—	0.29	—	—	半硬	8.5	10.0	6	30	45	
V	98.44	なし	なし	0.18	1.13	—	0.25	—	—	硬	11.0	—	4	45	—	
W	97.73	なし	0.64	0.05	1.20	—	0.38	—	—	半硬	8.5	10.0	6	30	45	

第 2 表

No.	化 學 成 分 %									抗 張 力 ton/in ²		最小伸 %	硬 度 (V.P.N.)	
	Mg	Al	Zn	Mn	Cu	Si	Fe	Sn	Pb	最小	最大		最小	最大
1	92.16	3.85	2.6	0.67	0.32	0.19	0.04	0.11	0.06	12	15	6	50	80
2	89.75	8.9	0.54	0.28	0.20	0.21	0.10	—	0.02	18	24	10	60	90
3	95.32	0.16	2.21	0.74	0.61	0.41	0.36	0.07	0.12	13	15	12	—	65
4	97.33	—	0.08	2.14	0.12	0.21	0.10	—	0.02	12	16	5	45	60
5	87.91	8.78	1.41	0.85	0.24	0.61	0.08	—	0.12	18	20	10	75	95

Pinhole 腐蝕の傾向が大きい。之は歴延中の瑕と存在する歪との爲に起るものであらうと思はれる。濕氣試験及露天試験の結果は Al 合金では判別的記述に苦しむ程度であるが Mg 合金では Mn を含んだものが著しく効果的である事が特記出来る。Si 8.3, Cu 1.65, Fe 2.3% 鑄物に有機塗料を種々なる方法で施す場合可成効果的で殊に先づ Sandblast をかけ空気乾燥の Tung oil ワニスを塗つたものが最も良い。焼付エナメルも防護としては良いが一度の塗布では多孔性であり且此種ものは機械的の損傷により取れ易い。

電氣的處理に依る酸化被膜は極めて効果的で其方法は Bengon-gh, Alumilite, Eloxal の 3 法がある。然し此法は其適用する部品の成分に制限がある。高 Cu, 高 Zn 合金には多孔性な被膜が出来る故用ひられず且 Si 10% 位含むものでは黒紫色となり 觀迎されぬ。其腐蝕試験の結果は如實に防錆効果の大なる事を示し 112 日間の鹽水噴射でも何等侵されなかつた。然して本法の實施後に於ける寸法の變化は殆どない。唯合金の成分に依り使用電解液と電流時間を誤らざる事が肝要で最も良く作られたものは flexibility に富み電氣的絶縁として良く又疲労抵抗を増す。Mg 合金には未だ適當

な方法がない。

化學的藥品に浸漬して防護被膜を作る事も一方法で Bauer & Vogel に依る MBV 法として知られたものがある。即ち清淨にした部品を 5% Na-Carbonate+1.5% Na-Chromate 液に 3~5 分浸漬するものである。鹽水噴射の結果は Al 及 Al-Mg 合金に施したものが極めて耐蝕性に富む事を示してゐるが Duralumin の如き Cu を含むものは反て少し耐蝕性を減ずる様にも思はれる。然し此被膜は處理は簡單であるが陽極被膜の様強くない。故此上に更にラック、ペンキ等を塗る事が望ましい。Mg 合金にも此方法は効果的で運搬貯藏の際に施すをよしとする。又有機塗料を塗る事も益々防護的效果を増す。Mg 合金用の化學的處理法として 2 つある。(1) 15% Na-dichromate+15% HNO₃ 冷液に 2 分浸漬する。(2) 5% Na-dichromate+5% K-dichromate の煮沸液に 1~2hr 漬ける。殊に此處理をして Zn-chromate 塗料を塗る事が Mg 合金には最も良い。

(M)

銅-ベリリウム合金の硬化性 (John Haydock, American Machinist, Oct. 7, 1936, p. 841~844) 合金鋼の強度及硬度と銅

の傳導性及耐蝕性を共に具備した合金を得る爲に種々の研究が行はれて来たが 2.0~2.25% Be, 0.25~0.5% Ni, 鐵痕跡を含有する銅合金は大體に於て此の目的に近付いて居る。此の合金は焼入れが出来るが 温度範圍や取扱ひ方法は鋼と餘程異なる。熱處理には 500~575°F に加熱し 空氣中又は他の任意の方法で冷却すればよい。焼きの入り工合 粒の大きさ 沈澱物の分布を調節するには加熱時間を加減する。數回成形作業を行へば加工硬化の影響を去る爲に焼鈍する。それには温度 1,450~1,500°F に 15~30 分間保ち水中に急冷すれば 加熱で再結晶し 冷却でα相に過飽和した組織を得る。本合金の熱間加工は 1,075~1,400°F の温度範圍で行ふが 此の温度では冷間加工効果は全然消失して組織は α+β の均質になり 過飽和 α相を得るにはこれを 1,475°F で 2~3 時間加熱後急冷せねばならない。

Cu-Be 合金は帯 鉄 棒 線 鍛造品及鑄造品に利用される。鋼に優る特性としては良好な傳導性 耐蝕性 非磁性並に火花を發しない點を挙げ得る。他の銅系合金に比して 疲勞限 磨耗抗力 抗張力 硬度 共何れも高い。Stanley Tool Co. では火花の出ない有用な特性を利用して 工具に作り 精鍊所 塗料工場 人絹工場 その他引火性揮發分の多い工場用工具として推奨してゐる。此の工具には鍛造及び壓延物のみが使用される。鍛造の際注意せねばならないのは熱間脆性及び冷間脆性を避けることで 鐵材ならば 12~15 回鍛打する場合では本合金は 4~5 回の軽度の鍛打に止め 再加熱する。本合金板の機械的諸性質を第 1 表に示す。

第 1 表 Be-Cu 鉄の性質
(2.00~2.25% Be, 0.050" gauge)

條 件	比例限 p.s.i.	降伏點 0.75%, p.s.i.	Johnson's 彈性限 p.s.i.	抗張力 p.s.i.	延伸率 2', %	彈性率 p.s.i. × 10 ⁻⁶
軟質, 燒鈍材	8,000	31,000	25,000	70,000	45.0	18.0
軟質, 普通熱處理	46,000	134,000	120,000	175,000	6.3	18.9
2Nos. 硬質	33,000	90,000	68,000	103,000	8.0	17.5
2Nos. 硬質, 熱處理	48,000	132,000	125,000	173,000	4.8	18.5
4Nos. 硬質	39,000	105,000	78,000	118,000	4.3	17.2
4Nos. 硬質, 熱處理	55,000	138,000	145,000	193,000	2.0	18.4

熱間加工 冷間プレス加工共に可能であり 前者は加工抵抗も少く加工後に前述の固溶體化熱處理を行ふ、後者は加工硬化による硬度とその後の熱處理による硬化との兩方が利用出来るから最も有利である。機械加工では工具は特に鋭利で 表面を磨く作業は避けねばならない。熱處理には温度を一定に保つて唯時間のみを調節すればよい。使用温度は 575°F 加熱時間は 30 分乃至 4 時間で品物の寸法形状及び處理前の硬度に關係する。熱處理前の硬度測定にはロックウエル "G" 尺度が良く 冷間加工後 處理せばロックウエル "C" 41 である。加熱には硝石の槽が良く 他の Salt Bath は腐蝕作用を起して不適當であり特に鉛槽にいけない。Cu-Be 合金の普通の用途は發條である。特に電氣器具方面では電氣傳導度と高彈性限界 腐蝕及び疲勞抵抗の高い本合金が有用である。又 Spot Welder の端子には非常に良い。例へば 5/8" 機械で連続的に 36,000amps. を流し 端子の壓力が 500 lbs に及ぶものがあるが 銅端子では軟かくて不適當なのを本合金に改めて非常な好結果を収めてゐる。鑄造合金はペークライト類の型材料に最も適してゐる事が解つた即ち鋼では鑄造が出来ないから非常に時間をかけて型を機械加工して作らねばならぬが 本合金は其の點非常に有利である。本合金の熔接は酸化

物の皮膜が発生する爲に困難であつたが 現在では少し注意すれば容易に出来る。熔接棒は Be-Cu か Si-Cu 合金棒で炭素電極が良い。點接や突合熔接も容易である。今日では Cu-Be 合金は未だ充分その特性と利點を知られてゐないが今後益々用途を擴大するであらう。(I.K.)

機械工業に於ける新材料 (Machinery, March, 1937, Page 476~477) (1) 新着色アルミニウム Industrial Britain によれば 英國バーミンガムに新設された Anotints. 會社では Al に美麗なる永久着色を施す仕事を開始した。着色 Al は決して新しいものではないが 此の方法は電流を使用する新方法であると言はれ 鍍金の如く第二金屬を表面に附着せしめるものではない。成品は 500 迄の電壓に耐へる絶縁抵抗を有し且つ腐蝕せず 着色は殆んど永久的に保持される。

(2) 靱性 硬度 引張強の特異な組合せを持つ青銅 鑄造及び鍛造兩方面に利用される青銅であつて 靱性 硬度及び強さの特異な組合せ性質を示す合金が Baltimore の Bartlett-Hayward Division で製造された。その 4 種の機械的諸性質は次の通り。

性 質	No. 1	No. 2	No. 3	No. 4
抗張力, lbs/in ²	120,000	115,000	105,000	90,000
降伏點, lbs/in ²	95,000	90,000	60,000	45,000
彈性限, lbs/in ²	60,000	55,000	50,000	40,000
延伸率, % 2'	10	12	17	25
斷面收縮率, %	10	12	17	25
ブリネル硬度	250	225	200	185
重 量 lbs/in ³	0.275	0.278	0.280	0.285

これ等は D-H-S 青銅と呼ばれる如く靱性高く而も抗壓力は非常

に大きい。實用上 衝擊 重荷重 磨耗に耐へ 酸溶液にも強い。製造者は齒車 傘齒車 半齒齒車 トライオン軸承 重荷重軸承 辨棒 體座 耐壓鑄物 ポンプ羽根等廣範圍に互る部分品に對して推奨してゐる。

(3) ダイキャスト白色合金用熔接棒 白色合金のダイキャストは熔接が不可能であつたが Aladdin Rod & Flux

Mfg Co. の特許新製品 "Aladdin" 棒によると容易に出来ると言はれてゐる。これによれば母材と同等の強度迄接合され 放熱器 照明器具 氣化器 裝飾品等のダイキャスト製品に使用され 熱源は酸素-アセチレン燐である。

(4) 爐内機構用 Cr-Ni 合金 2,000°F 附近迄の高温で製品を處理する加熱爐内の運搬機構を構成する材料は勿論スケールの生成 少く 歪の程度低く且つ相當の強度を持たねばならない。Calorizing Co. では Michigan 大學指導の下に Cr 25~28%, Ni 10~12% 範圍の合金鋼 32 種類に就て研究の結果 かる目的に適當した新材料として CaliteB-28 を發表してゐる。(I. K.)

Al 合金陽極被膜用クロム酸液の調整 (Buzzard R. W. & Wilson, J. H. N. B. St'd, Jan., 1937) クロム酸による Al 合金の陽極被膜生成の連続的操業に際し液の濃度の調整を如何にすべきか問題である。廢液中に 6 價及 3 價の Cr, Al, Fe, Cu, 鹽化物及硫酸化物等が存する故 新に調整したクロム酸液に之等を少し宛添加し 液の効力の消失する點を見ると 要するに 6 價の Cr が減じて Al が増加すると初めて不良となる事が分つた。Fe 及硫酸化物に實際廢液に含まれてゐるより 可成過剩に加へても 殆ど影響せず 鹽化

物が増すと兩極を侵す度合が大きくなる。

試験は 17ST ジュラルミンを使用し 陰極として 鐵を用ひ クロム酸の濃度は 3%, 5% 及 10% とした 但し 3% の場合は一定電圧では良い被膜が得られない 温度は 40°C, 電圧 40v, 陽極は 1hr 毎に取換へ 25hrs 毎に電解液の試料を取り分析した 陽極の大きさは 10×10cm とし陽極は陰極との比を變化して其影響を見る爲大小 2 種を用ひ 大陰極の大きさは小なるものゝ 50 倍の面積を與へた 而して操業は滓泥の出来る迄續けたのである 分析は 6 價及 3 價の Cr, Al, 遊離クロム酸等に就て行ひ 此變化を AT/V を横軸として plott して見た 此處に A は陽極面積 (A=2am), T は時間, V は液の容積 (立) である 従て AT/V は液の單位容積に對する Amp-hr に比例す 此試験結果を見ると 6 價の Cr の濃度は AT/V の増加と共に次第に減少し Al 及 3 價の Cr は増加する 而して陰極の小なる場合即ち陰極電流密度の大なるものでは 3 價の Cr の増加は殆ど negligible であるが 大陰極では相當大きい これは 6 價から 3 價に還元される度合が電流密度に關係し 其の低い場合に大きい事を示すものである 遊離クロム酸は處女液では 6 價の Cr の濃度と同様であるが 連続的使用の後には Zero に減少し 此状態で作つた被膜は耐蝕作用が非常に劣る それで遊離クロム酸が減少すると沈殿が出来遂に滓泥として底にたまる 滓泥は Cr 及 Al の basic dichromate であるらしい Al の濃度は次第に増加するが 3 價の Cr の存する小陰極に於ける方が増加度が少い 殊にクロム酸の濃い 10% の場合には Al の溶解も迅速である 數多の實驗の結果に依ると 3 價の Cr は再び 6 價に酸化される事はあつても Al は液から除去すべき適當な方法なく永久に残る。

操作の注意はクロム酸の濃度にあるが 被膜は出来るだけ短時間に行ひクロム酸の濃度減少を適當に補へばよい 此クロム酸の濃度を知る簡単な方法として pH 値の測定が適當であらう 此 pH 値と遊離クロム酸との關係を實驗的に求めておけば 夫を元として陽極處理液の遊離クロム酸の濃度を知り得る故 之を適當の濃度に保ち常に良好な被膜を得る事が出来る。 (M)

クロム酸に依る Al 合金の陽極被膜 (Buzzard, R. W. J. N. B. St'd, March, 1937) Al 合金を 3% クロム酸中にて温度を 40°C とし 一定の電圧サイクル (0~40v に 15 分, 40v に 35 分, 40~50v に 5 分, 50v に 5 分) にて陽極處理する時最良の防蝕性被膜を得ると Bengongh に依り報告されて居る 本研究はクロム酸の濃度を變化し 且電壓も一定電圧に依り試験を實施した結果である。

材料はジュラルミン板を用ひ 之を Bengongh 法にて陽極被膜を作り且これと比較する爲に同じく 3% クロム酸中にて 40v の一定電圧にて 40°C で 1hr 處理した 目視に依る差違は僅かに一定電圧の方が色が少々黒味をもち且指で擦ると僅かに附着する程度に軟かい これを 20% の食鹽水吹付試験 (35°C) を實施した 其結果を見ると兩者共に「30 日の吹付後伸に於て 10% 以上の減少あるべからず」との海軍規格には合格するが 60 日後の結果を見ると Bengongh 法に依るものは伸の消失が約 18% であるが 一定電圧法に依るものは 56% に達し 比較して著しく悪い結果を示した。

次にクロム酸の濃度を 5% 及 10% として 40v の一定電圧 温度 35°C にて 1hr 處理したものと 3% クロム酸にて Bengongh 法の電圧サイクルにて處理したものに就き 180 日の食鹽水吹付試験を行つた 其結果に依ると 10% クロム酸によるものが最も良く 5% クロム酸によるものが最も悪く伸の消失が大きかつた 斯様に單にク

ロム酸の濃度を増して一定電圧で出来るならば 作業が連続的に實施し得る利益があらうと思はれる 一般にクロム酸の濃度を 10% に増加する時は 許容し得る温度と電壓の範圍を大いに擴大し得る 即ち 5% クロム酸の場合は電壓の變化は許せないが 10% にする時は 30~40v の何れの一定電圧を使用しても満足する結果が得られる 陽極處理時間の影響に就ては 10% クロム酸に於て温度 35°C 電圧を夫々 30v 及 40v とし 15~60 分の間を變化した 其等の 60 日間の食鹽水吹付試験の結果に依ると 10% クロム酸 温度 35°C に於ては電圧は 30v 或は 40v の何れの場合にても 30 分或は夫れ以上の處理をする時は優秀な被膜の得られる事が分つた 然も此の試験では 30v の場合が 40v より良い結果を示してゐる 時間は 60 分の場合が最良の耐蝕性を示すが 30 分間處理すれば充分海軍の規格と合格するものである。

更に 3% 及 10% クロム酸に依り電圧と温度とを種々變化して得たる陽極被膜につき食鹽水の吹付試験及繰返浸漬試験 (1N の NaCl 9 と 3% H₂O₂ 1 との溶液) を並行して實施した 其綜合結果に依ると 最も良い被膜は 10% クロム酸にて電圧 30v 温度 35°C の時 60 分の處理に依て得られた 然し温度は 40°C としても良い被膜であつた 此 10% クロム酸に依て得られる被膜はペイントの下地として極めて優秀で アルミニウムペイントを塗て 12 ケ月の繰返浸漬試験の結果は 同時に行へる Bengongh 法に依る 3% クロム酸のよりも其伸の消失は約半分であつた。

要之 Al 合金の陽極被膜を作るに 3% クロム酸に依りある電圧サイクルを用ふる必要はなく 單にクロム酸の濃度を 5~10% に増して一定電圧にて實施し得る 電圧サイクルを用ふる時は作業が間歇的になるが 5~10% クロム酸を用ふる時は良好な被膜を得られ 且連続的に操業し得る 然も使用する電圧温度の制限が擴大され作業時間も短縮される 10% クロム酸にて一定電圧で處理した被膜は 3% 液にて一定電圧サイクルの下に作りたるものよりも種々なる點から優れてゐる。 (M)

9) 化學分析

鋼中の酸素定量法に就て (Thompon J. G. Vacher H. C. Bright H. A. g. N. B. St'd, Vol. 18, p. 259~293, March, 1937) 一定の試料に就て各研究室の分析結果の綜合分析した研究室は其數 35, 其方法別に見れば真空熔融法 15, 沃度法 11, 電解法 8, 水素還元法 4, 鹽素法 3, 鹽化第二水銀法及鹽酸法 2, 硝酸法 1 で一研究室にて數種の方法を實施した所もあり 分析結果の總計は 2,000 を越へた 各方法に就ての精度の問題及著者の注意事項に就て記述す。

分析試料は第 I 表に示す様に 8 種で總て炭素鋼のみを撰定した 試料の調製に際しては總てを均一にする爲に縦方向の偏析を出来るだけ除去した 一個の大きい鑄塊をとり 此の水平偏析を避ける爲に徑 1" の丸棒に熱間壓延して 其内 500m を試料として採た 此棒の各部の O₂ 量を真空熔融法で定量した結果は最大値と最小値の差は鋼にては 0.003% (O₂ 含量 0.02% 前後) 平爐鋼では 0.01% (O₂ 含量 0.10%) である 此棒の切斷面を HCl で腐蝕すると總て外部と心の差が肉眼でも顯著に認められたが 同一棒の採取個所に依る差は見られなかつた 切斷面の内外の O₂ 量の差は著しく鋼 (1) に於て全切斷面からの O₂ 量は 0.019% 内部徑 0.357" の部分の O₂ 量は 0.033% で 分析には棒の全切斷面を使はねばならぬ事が分る。

(1) 真空熔融法: 一試料を高度真空中にて黒鉛坩堝にて熔融し 混

第 1 表

鋼 種	添 加			化 學 成 分						
	爐	取 鍋	型	C	Si	Mn	S	P	Cr	V
(1) 低炭素鋼 (Rimmed)	—	FeMn	—	0.03	0.002	0.31	0.036	0.011	0.004	<0.001
(2) 中炭素高 Mn 鋼 (Si-Killed)	FeMn	FeMn, FeSi	—	0.42	0.260	1.15	0.025	0.020	0.022	<0.001
(3) ベッセマー鋼 (Semikilled)	—	FeMn, S	FeSi	0.12	0.024	0.72	0.168	0.101	0.006	0.004
(4) 低炭素鋼 (Al-Killed)	SiMn, FeMn	FeSi, Al	—	0.17	0.090	0.65	0.029	0.014	0.008	0.001
(5) 低炭素鋼 (Si-Killed)	—	FeMn, FeSi	—	0.22	0.140	0.45	0.042	0.020	0.020	0.001
(6) 中炭素鋼 (Si-Killed)	Spiegel	FeMn, FeSi	—	0.43	0.200	0.47	0.027	0.014	0.012	<0.001
(7) 平爐鐵 (Rimmed)	—	Al	—	0.16	0.001	0.24	0.022	0.011	0.009	<0.001
(8) (4) と同様 (稍 O ₂ 量高し)	—	Al	Al	0.20	0.030	0.45	0.033	0.014	0.012	<0.001

入及溶解してある O₂ を分離するもので 酸化物として結合してあるものも還元される 発生される CO ガスの量に依り O₂ 量を知るののであるが介在する各種酸化物の量は分らない 同時に K₂, H₂ をも定量出来る 最近行はれる温度を調整して各段階に発生するガスを個々に分析して酸化物の各種類の量を知る分別式真空熔融法もある 今本法に依れる 15 研究室の結果を示すと第 2 表の様である

第 2 表 含有酸素量 %

鋼 1	鋼 2	鋼 3	鋼 4	鋼 5	鋼 6	鋼 7	鋼 8
0.0215	—	0.0235	0.0055	0.014	0.0085	0.125	0.022
0.021	—	0.023	0.005	0.013	—	0.122	0.022
0.021	—	0.021	—	0.012	—	—	0.0195
0.020	0.018	0.020	0.004	0.011	0.008	0.110	0.019
0.020	0.0175	0.0195	0.004	0.0105	0.0075	0.110	0.019
0.0195	0.016	0.019	0.003	0.010	0.007	0.107	0.0185
0.019	0.016	0.017	0.0025	0.010	0.006	0.107	0.018
0.019	0.016	0.017	0.0025	0.0085	0.006	0.107	0.017
—	0.014	0.0145	0.0025	0.008	0.0055	0.105	0.017
0.018	0.014	0.014	0.002	0.0075	0.0055	0.103	0.016
0.018	0.013	0.014	0.002	0.007	0.005	0.103	0.0155
0.0175	0.013	0.014	0.0018	0.007	0.005	0.100	0.015
0.017	0.013	—	0.0015	—	0.005	0.100	—
0.016	0.0125	—	0.001	—	0.005	0.100	—
—	0.012	—	0.001	—	—	—	—
0.0145	0.0115	0.013	0.0000	0.0065	0.004	0.096	0.0145
0.009	0.0115	0.0115	—	0.0065	0.003	—	0.0145
—	0.004	0.011	—	0.0065	0.003	—	0.014
“Best Values”							
0.018	0.017	0.017	0.002	0.009	0.007	0.106	0.017

表に依ると其結果の餘りに分散的なのに驚くが 研究者に依て高い値或は低い値を示してあるものがある故 此分散は畢竟各研究者の装置と操作とに歸すべき誤差と考へられる 表の内中段のものは先づ尤も頷ける値で唯鋼 (2) は高過ぎると思ふ値がない これは含有する Mn に妨害されたものであらう これ以外の鋼は中段の略平均値を “best value” として取つた 唯鋼 (2) に対しては “best value” が最大値に近い。

今此中段の結果を示した 研究者の分析法を審議して見ると 爐は高周波爐或はグラファイトの爐を用ひ其温度も 1,550~1,900°C である 擴散ポンプは高能力の四段式を用ひてある 石英管の保護に水ジャケットを用ふるもの及内部ラヂエーターを用ふるものがある 興味ある事は Thanheiser & Brauns に依ると Mn の妨害は水ジャケットを用ひて冷却しすぎる場合に起ると云つてある 一般に良い値を示したものは (1) 装置のブランクが低い (2) Mn の妨害に對し最大の注意を拂ひ (3) 熔融試料の Spattering (飛散) を注意してある Spattering に依ては O₂ 量を大きくも小さくもする 殊にガ

スの多いものでは誤差も大となり 鋼 (7) の如く O₂ 量の多いものでは Spattering による結果の分散とも考へられやう 種々なる點から操作に對する著者の注意は鋼中の酸化物の還元は 1,550°C 位の低い温度では 可成時間を要し 豫備のガスの追出しは操作温度より 200°C 位高い處で行ひ 爐の壓も初めは 0.001mm Hg を越へぬ様にせねばならぬ ブランクの補正は 0.001% 以下とし 試料の大きさは爐に依り異なるも材料の O₂ 量をも考へねばならぬ Spattering は極力防止し 発生したガスは素早く爐より導出し 二次反應を避けるべきで 従て四段式のポンプを必要とし 又爐とポンプの結合は餘り長くせぬ事である。

Mn の妨害は 0.5% 位あると起るが爐室に蒸氣として或は爐壁に凝結して誤差の元となる 従て誤差を最小とする爲に (1) 発生ガスの迅速なる導出 (2) 新しい坩堝を用ふる事と Mn を含まぬ鐵で稀める事 (3) 爐室を清淨にする事等である 誤差を起す Mn 量も装置と操作により異なるもので 本報告にも何等妨害なしと報じたものもある。

N₂ 及 H₂ の定量: 一數人の研究者に依て N₂ 及 H₂ の定量が報告された N₂ に對しては殆んど一致した値を示してあるが時に脱れた値もある溶液蒸溜法に依る結果もあるがこれ亦殆んど一致し兩方法が N₂ の定量に信頼し得る事を示してある。

(2) 沃度法: 一試料を Iodine の溶液で處理し鋼中の O₂ を見る方法である (A) Cunningham & Price に依ると 5~10gm の試料を沃化第一鐵に沃度の水溶液で 3~5°C にて處理し (B) Rooney & Stapleton は無水のメチルアルコールの沃度液で處理する (C) Willem の absolute エチルアルコールの沃度液を使用する 3つの方法がある アルコール溶液の方が Fe 及 Mn と結合した O₂ を良く取る Al₂O₃, SiO₂, FeO, MnO の定量の結果は省略するが 12人の報告中 8人は (A) を 3人は (B) を 1人は (C) を用ひてある (A) の法に依る 31の結果を見ると極めて分散的で これは不溶性物質の分析の不正確によるものであらう 然し此水溶液を用ひた結果から所謂選定値を得てあるがアルコール溶液に依たものは多く此範圍を脱れてある。

水溶液に依る Al₂O₃ の 53の結果中選定範圍内に來たもの 33で 14は高く 6は低い 一般に低い Alumina 鋼では誤差は高い値の方にある (B) 法に依ると一般に選定範圍より高い 同様に SiO₂ に就て 59の結果を見ると選定範圍内のもの 41大なるもの 15小なるもの 3で (B) の方法に依ても大體此間に來る 然るに (C) の方法のものは鋼 (2) 及 (7) の結果だけが此範圍内にある MnO に就ては 56の結果中 13は大きく 3は小さく 40が範圍内にある Al₂O₃ と同様 (B) の方法によると一般に高い これは MnS がアルコール液に溶ける爲に此場合 MnS が MnO として報告される事に

なる FeO は 56 の結果中 37 は範囲内にあり 8 は高く 11 は低い FeO に対する範囲は他の酸化物のものより大であるが尙これより脱れるものが多い この場合も (B) 法による時は一般に高い値を示す 此 FeO の場合はどうも Iodine 法は信頼出来ぬ様に考へられた。

(3) 真空熔融法と沃度水溶液法の精度:—2つの方法に依て得られた O_2 量を直接第3表で比較して見る 勿論沃度法によるものは

第3表 全酸素量% (選定値)

鋼	真空熔融法	沃度水溶液法
1	0.018	0.006
2	0.017	0.010
3	0.017	0.009
4	0.002	0.005
5	0.009	0.013
6	0.007	0.010
7	0.106	0.095
8	0.017	0.020

前述の酸化物の外にないとの假説からの値である 大體鋼 (4) (5) (6) 及 (8) に就ては兩者殆ど誤差の範囲にあるとしてよい 即2つの獨立した方法からの結果の良く一致する事は兩者の精度の良

い事を示すもので これ等の鋼が Kill したものである事が注意されやう 鋼 (4) 及 (8) は Al で (5) 及 (6) は Si に依てである 此種の鋼では O_2 は Al_2O_3 , SiO_2 の形で存し 沃度法が正確な値を與へると共に同時に真空熔融法にも妨害しない事を示すものである Si-Killed の鋼 (2) の O_2 が沃度法では真空熔融法の約半分であるがこれは含有する Mn 1.15% に起因するもので 真空熔融法の此結果も尙高いとは考へられぬ Rimmed 鋼の (1) (3) 及 (7) は沃度法が低い Al_2O_3 , SiO_2 の様な還元困難なもので正しい値を示す 真空熔融法は容易に還元される MnO, FeO を含む Rimmed 鋼でも正確な値を示すと考へられるが FeO, MnO の分析の難しい Iodine 法では稍々低いのは當然であらう 要するに Kill した鋼では兩法は結果が一致し Mn があつても大きい誤差は真空熔融法にはない Rimmed 鋼は沃度法では低く出る。

(4) 水素還元法:—本法では FeO, MnO は容易に還元されるが耐火性化合物 Al_2O_3 , SiO_2 は全部還元する事は難しく 其結果を見ても真空熔融法より大きく分散する 而して真空熔融法の“best value”に入る値を示せるは 4人の研究者中 1人である O_2 が殆ど Al_2O_3 の形で有する鋼 (8) に於て真空熔融法に於ける程高い値を示し 又鋼 (7) の様な FeO, MnO として考へられるもので逆で低い値を示すなどの矛盾した結果を示した 唯鋼 (1) に於て真空熔融法と沃度法とが一致しなかつたのに本法の結果が真空熔融法のそれと略々一致してゐる事は興味ある事である。

(5) 電解法:—本法は適當な電解液中で試料を陽極として電解し不溶性物質と分離しこれを分析するもので一般に Al_2O_3 , SiO_2 の分析に適する 而して不溶性物質中に炭化物 硫化物等 又電解中の陽極酸化による水酸化物及分解する金屬微粒等の爲に FeO, MnO は信頼し得ず又分析法も難しい 今電解液として (a) 3% $FeSO_4 \cdot 7H_2O + 1\% NaCl$ 水溶液を用ひると Al_2O_3 , SiO_2 , MnO は決定出来る 然し此法による結果は他と非常に異り殊に MnO の結果は全く脱れてゐる (b) Mg-iodide 45g/l, Iodine 2g/l の水溶液にては Fe は水酸化物とならず溶解 硫化物 燐化物 炭化物は全く分解すると 此結果はよく沃度法と一致してゐる (c) 3% 第一鹽化鐵水溶液を用ふ事は SiO_2 , Al_2O_3 の定量によいとされて居り 結果は SiO_2 に對して 8種鋼中 5に良い結果はあるが 2は高く 1は低い Al_2O_3 は先づ適合した結果である (d) 0.1N pot. Bromide + 10% Na-citrate 液を用ふる法で一般に高い値を示してゐる。

其他の法:—鹽化第二水銀法は FeO 及 MnO の定量を目的とするも結果は稍々大きい値を示し 殊に S, P の高い鋼では其傾向が著しい これは硫化物 燐化物の分解の完全ならざるに因るものであらう 鹽素法は SiO_2 , Al_2O_3 , FeO に就て行はれ結果は SiO_2 に就て沃度法とよく合致する Al_2O_3 に就ても合致するが時に高い値或は低い値を示す FeO に就ては 350°C で chlorinate したものは 500°C のものよりも高い値を示した 分別式真空熔融法は FeO, MnO, SiO_2 , Al_2O_3 に對し夫々温度を 1,050°, 1,170°, 1,320°, 1,570°C と變化するもので M. P. を下げる爲に Sn を加へる 此結果は SiO_2 , Al_2O_3 に就てはよく沃度法と合致するが FeO に就ては合致するか稍々低い値である MnO は高い値を與ふ 硝酸法 鹽酸法は省く。

以上を綜合するに (1) 真空熔融法は最も正確で眞の O_2 の量に近い値を示し SiO_2 , Al_2O_3 をも還元する 唯 Mn の存在が誤差の因となるが 1% 迄はさして重大ではない 主なる誤差の因は熔融中の Spattering で之を除去する事は極めて困難であらう (2) 沃度水溶液に依る法は Al 或 Si で Kill した鋼では正確な値を示すが Rimmed 鋼では低い値を與へる (3) 他の方法に就ては一定の結論を下し得る様な結果を示さず 水素還元法にては 真空熔融法と同程度の結果を示すも尙研究を要する點がある 又他の殘渣法も沃度法と同程度で FeO, MnO よりも Al_2O_3 , SiO_2 を定量するに適すが更に研究の餘地が多々ある。 (Y)