

## 抄 録

### 4. 鋼及び鍊鐵の製造

無錳鋼の平爐熔解 (Tour. S. Iron Age. Sept. 17. 1936 p. 56)  
無錳鋼の熔解に際して高 Cr 鋼は湯が重く滓が多く普通の鋼よりも高く過熱せねばならず且 Cr を添加する前に於ける低 C の熔湯自身も熔解點が頗る高いから更に高い熱度を要する處で Cr 鐵を加へた儘は C が高いに依て之を酸化して下げねばならぬのであるが例へば 3,100°F の如き高温では C よりも Cr の方が速く酸化される困難がある之を防ぐために Cr よりも C の方が速く酸化する温度即ち 3,400°F 迄過熱すれば宜いが之とて多少の Cr の酸化を免れない。

兎に角 18~8 無錳鋼の熔解爐としては高温を出し得る事が第一必要條件である 其れには電氣爐或は平爐がよい 電氣爐は構造が簡單で煉瓦積修理費が安く附くが平爐は構造が複雑で天井が長いために煉瓦積が高價に付く 併し平爐は燃料が安く大量熔解が出来るので今日無錳鋼の製造に好んで使はれる 其の構造も天井を傷めぬ様な新しい設計が多く出来てゐる 米國の此種平爐は現在の處 Simpson 爐と Bosshardt 爐の 2 種である 何れも焰を湯面に集中して天井及び焚口を過熱せぬ様に成つてゐる。

Simpson 爐は爐の兩端に焚口があり同時に天井からバーナーで重油又は骸炭ガスを湯面へ吹付ける 1931 年 Kearney に於て試験した結果に依ると本爐は C を吸収せず 鋼塊 1<sup>lb</sup> 當り 6.5~7.0C の費用で熔解すると言ふ Cr 鈔の代りに Cr 鐵石を代用すれば幾分安く成る 其の熔解法は微砕した Cr 鐵石と等量の Si 鐵との混合物を裝入して Fe-Cr に還元してから滓を掻き取り鋼屑を裝入して熔解するのである。

次に Bosshardt 爐は 1923 年 Edwin Bosshardt が考案し其後米國 Barium Stainless Steel Co. の手に移て居る 本爐は天井を過熱する事無く優秀なる無錳鋼を安價に得られる成分が満足に行き極めて穩かに熔解するから電氣爐に依るよりも材質が良好に成る 爐床は標準の平爐と同一形狀を成し長さ 9<sup>ft</sup> 2 ケの瓦斯發生裝置を爐の兩端に設へ 4<sup>m</sup> 大の柔い塊炭を直立ホッパーから直接に石炭床へ送る 煙突の高さは 165<sup>ft</sup> 有る 爐の兩端には瓦斯の導入孔が 2 つあり其の上に空氣導入孔が爐床に對して 50° の傾斜で開き之で火焰を湯面に吹付ける 石炭は 20 分置きに兩方のホッパーから交互に入れる 一方の發生裝置に送風してゐる間に他の發生爐を閉塞し其の石炭が骸炭化して發生する揮發分を C 管より送る 此の揮發分は燃焼中の他の發生裝置から來る揮發分と混合して爐内へ行く 20 分毎に之を切變へる 燃焼用空氣は別に蓄熱室で豫熱する 爐の大きさは今日の處 3.5<sup>t</sup> までである。

無錳鋼屑のみを熔かすには過度に温度を上げなくても好いが鋼屑に Cr を添加して熔解する場合には前者よりも高い温度を要する 最初 2,500°F 位迄爐を豫熱し置いて石灰石 100<sup>lb</sup> を裝入し其の上に戻屑を所要量の半分だけ裝入する 戻屑は 18~8 無錳鋼である次に Cr 70% を含有する低炭素 Cr 鐵を 150<sup>lb</sup> と前に裝入した残りの戻屑を入れる 戻屑の合計は 6,150<sup>lb</sup> である 20 分で裝入を終りドアをしめる 4<sup>hr</sup> 後に螢石 Si 75% を含有する Si 鐵及び Ca3O

% を含有する Ca Si の等量宛により成る熔劑を添加し引續いて 30 分置きに之を添加し 6.5<sup>hr</sup> 後に初回の試料を採る 此の分析は C 0.12Cr 18.68% であつた 次に Mn 70% を含有する Mn 鐵を 25<sup>lb</sup> 添加し最初の裝入より 7.5<sup>hr</sup> を経て出湯する 出湯前に豫めバリウム 2<sup>lb</sup> を取鍋中へ入れて置く 此の操業に於て石炭消費量 2,546<sup>lb</sup>, 熔解損失 5.49% 又爐内變化は下表の如くであつた。

	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni
裝入後 6.5 <sup>hr</sup> 經過	0.09	0.20	0.008	0.024	0.23	18.60	8.82
" Fe-Mn 添加前	0.09	0.21	0.008	0.026	0.20	18.60	8.77
" 7.5 <sup>hr</sup> 經て注入時	0.11	0.43	0.009	0.026	0.18	18.60	8.78

(南)

### 5. 鐵及び鋼の鑄造

新らしく固い中子結合劑の検査に就いて (Franz. Roll: Giesserei I. Jan. 1937) 歐米にては中子結合劑として澱粉 デキストリン 馬鈴薯粉等が用ひられこれらは多くの場合互に混合せられずに少量の粘土やカオリンと混じて用ひられてゐる これらは單に乾燥さすか或は爐中で短時間焼いて炭化さして用ふるものであるが非常に適當してゐる接觸する鑄鐵に對して多量のガスを與へないし固化するやうな不利益が起らない。

デキストリンは水溶性で白黄色乃至灰褐色である 糖類と澱粉の中間産物であつて用途に従つて酸デキストリン 煨燒デキストリン 酵素デキストリンに分けられる 酸デキストリンは綠色澱粉に鹽酸或は硝酸を混合して造られる 煨燒デキストリンは綠色澱粉を爐中で 180~200°C に熱して造られる 酵素のはその儘利用する定性的に之を検査するにはヨード反應に依り又はフェリング溶液反應で判る 定量的研究は簡單で冷水に對する溶解度は 95% であつて之は重大な性質だ 水分の含有量は 105°C 4 時間乾燥した場合最もよく 6~15% の間にあることになるが成ることなら 10% を超えないやうにするといふ 灰分含有量は製造法に依るが僅少で 1% を超えることは滅多にない又酸含有量も一般に 1/10N の鹽酸で滴定し 10cc 以下になるやうにほんの少量でなければならぬ 鑄物製造の場合にはデキストリンは乾いた砂と混ぜ 相當量の水を注ぐ 純粋なデキストリンで造つた中子は濕つた空氣中で容易に崩壊するから粘土等を多少加へる。

量的立場から見ても又技術的方面から考へてもデキストリンと同價値なのは澱粉粒である 定性的にはヨード反應の外に顯微鏡で判断しうる 澱粉は馬鈴薯の外に食用に供せられぬやうな小麥や玉蜀黍が用ひられるが大切なことは水分含有量が 20% を 灰分は 2% を超へてはならないことである 又澱粉中に石膏 重晶石 炭酸石灰や砂を入れてごまかしてある場合にはクロ、フォルム (比重 1.526) 中でかき廻はすと普通の湿度の澱粉や乾いた澱粉は上に浮び大抵のまぜものは沈むから判断することが出来る。

これらの強固な結合劑の特徴は砂とよく混ざることと乾いたまゝで砂とよくまぜ更に數倍の粘土或はカオリンをまぜる 市販のもので粘土 80% デキストリン 20% を含むものがある。

これらの他に固い植物ゴム或はその屑が同時に用ひられるがこれ

らの場合にも分析は水分 15%以下灰分 6%以下の検査で充分である 併しこれらの物質の混合せられるときの検査は困難で今日確實な方法はない。(K)

### 6. 鐵及び鋼の加工

**軌條脚部の一次品を壓延時に變形せしむる所の軌條改善法** (Lückerath, W. St. u. E. 18, Feb, 1937, S. 172/9) 一次品と材質の關係に就ては多數の報告があり粗大なる柱狀品の鑄造組織が有害なることも述べられて居る この缺陷防止には鑄造技術の方面からと 壓延の方面からと研究せられ 又熔鋼を直ちに水冷式鋼製壓延機によつて壓延する様な方法も研究せられて居る F. Bartscherer の方法は特殊のキャリバーを用ひ 軌條脚部の一次品を變形することに依つて一次品に基因する軌條の缺陷を防止する方法である。

一般に鋼塊の柱狀品は氣泡と共に衝撃に對する感受性を増すものである 鑄造組織は熱間壓延に際して 壓延方向に延び其の結果壓延鋼片は長さの方向に劈裂性を有し 従て表面の小缺陷が遂に龜裂となりて内部に進行するに至る 此の缺陷は特に軌條脚部に起り 脚底面に對する柱狀品の直角位置は長さ方向の龜裂の原因となることは周知の事實にして 多くの軌條横斷破損は此處より發生し 所謂低溫破損の主原因となる。

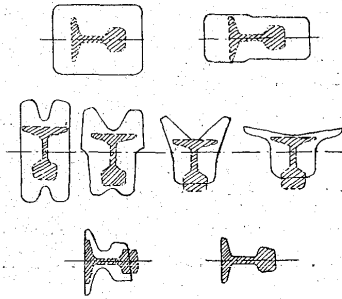
脚部の一次品を變形せしむる所の F. Bartscherer の壓延法は次の如き特徴を有す 組織の改善を必要とする重要な鋼塊部分に分塊時乃至ブルーム壓底に當り第 1 圖の如き深い楔形の溝を付けて置く 之によつて鋼塊の表面組織を完全に變形し 最初表面に初め直角を爲す所の氣泡や柱狀品組織を表面に平行に配列せしめるのである 斯くすれば表面より發生する缺陷は龜裂として内部に進行し得ず 薄き表皮剝脱となつて取れて了ふ Bartschere 法に依て製造せる軌條の機械的性質に關する試験結果を次に述べることゝす。

試験計畫——S. 49 型の 15m 軌條 18 本に就て試験を行たのである 試験用軌條は 31~32t 能力の 3 回のトーマス 製鋼法による鋼塊より作り 鑄造組織を左右すべき凡ての過程は 6 個の鋼塊鑄造に對して出来る限り同一とした 鋼塊の出鋼より壓延まで及び壓延等の主要なるテーターは第 1, 2 表の如し。

3 圖に熔解せる鋼は夫々 5.2~5.3t の 6 個の鋼塊に鑄造し而し

て第 3 鋼塊は從來の方法に依り第 4 鋼塊は新式の壓延法に依て軌條まで壓延した 化學成分並に製鍊法同一なるも 壓延法を異にせる故に軌條脚部に於ける鑄造組織の配列に相違を生じた。

第 1 圖



鋼塊位置による軌條の性質の差異を研究するために 1 鋼塊の頭 400kg (7.5~8%) を切り捨てたる後 15m の軌條 6 本を作り之を A, B, C, D, E, Z 軌條と命名し 各軌條に就いて試験を行た 壓延條件は第 2 表の如くにして 壓延後は矯正した。

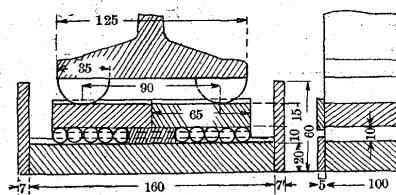
機械的試験の結果——18 本の試験軌條の脚部斷面を P. Oberhofer の腐蝕液にて腐蝕し 其の鑄造組織の状態を検したる所 舊式壓延軌條は軌條脚底面に直角に柱狀結晶や氣泡の偏析が認められたるに 新式壓延軌條に在りては柱狀結晶や氣泡偏析は脚底面を平行に配列せられた 且つこれらが前者に比べて不明確となつたことは注意に値する 新舊兩軌條脚のロックウェル硬度は同様に何れも中央が硬くなつて居る。

次に軌條脚部に於ける鑄造組織の並び方が機械的性質に如何なる

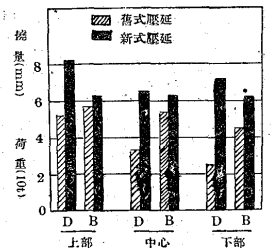
第 2 表 壓 延

熔解番號	鋼塊番號	酸化損失 (kg)	壓延法	壓延溫度 °C		切 捨 kg						軌條歩留 (kg)		
				分塊	仕上	鋼塊上部			鋼塊下部			合量計重	軌條數	各重量
						ブルーム	軌條	合計	ブルーム	軌條	合計			
238	3	80	舊新	1,150	990	350	50	400	160	100	260	4500	6	750
	4	"	"	1,170	1,020	240	160	"	"	60	220			
239	3	"	舊新	1,140	1,000	300	100	"	200	50	250	"	"	"
	4	"	"	1,160	1,010	280	120	"	220	30	"			
240	3	"	舊新	1,160	990	340	60	"	170	170	340	"	"	"
	4	"	"	1,150	980	320	80	"	"	"	"			

第 2 圖



第 3 圖

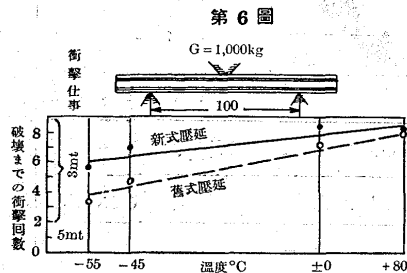
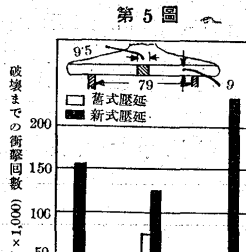
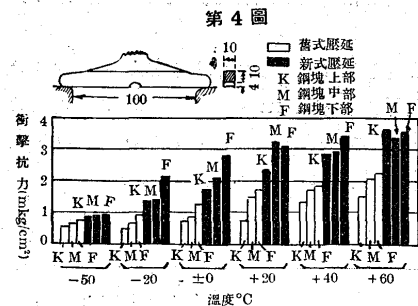


第 1 表 出鋼より壓延までの諸元

熔解番號	容 量 (t)	湯造出まで時間 (分)	鋼塊數	鋼塊番號	鑄 造			鋼塊重量 (kg)	放 置				化 學 成 分 (%)				
					鑄型溫度 (°C)	鑄込溫度 (°C)	鑄込時間 (分)		鑄型内 (分)	大氣中 (分)	不ピット熱 (分)	加ピット熱 (分)	C	Si	Mn	P	S
238	31,320	7	6	3	80	1395	2.1	5,240	40	7	84	89	0.465	0.31	0.81	0.038	0.027
				4	80	1395	2.5	5,200	39	6	73	110	0.465	0.31	0.80	0.043	0.025
239	31,380	7	6	3	80	1390	2.4	5,230	38	7	89	94	0.450	0.32	0.82	0.045	0.029
				4	80	1390	2.4	5,230	36	6	91	100	0.460	0.33	0.82	0.050	0.030
240	31,890	6	6	3	80	1390	2.2	5,320	40	9	76	85	0.440	0.28	0.81	0.052	0.025
				4	80	1390	2.5	5,320	39	9	83	89	0.450	0.28	0.81	0.056	0.025

影響を及ぼすかと云ふことを見るために 壓延方向と直角の方向に静的屈曲試験を行った 此の試験の重要なことは R. Kühnel 及び M. Roß の試験に示されて居る 試験機は Augst-Thyssen 社製 ロールマトリツ(第 2 圖)を使用した 新式壓延軌條は舊式壓延のものに比して重き荷重に耐え 破壊撓量も大である 而して屈曲試験結果と軌條の鋼塊時の位置別に示せば第 3 圖の如し 即ち舊式壓延軌條の撓量及び破壊荷重は鋼塊上部より鋼塊下部に行くに従て低下して居る 是は鋼塊の底部に行くに従て気泡 柱状結晶の析出が多くなり之等に基因する溝効果 (Kerbwirkung) が強くなつた爲に相違ない この現象は F. Franz の實驗結果即ち鋼塊の下部より製造せる軌條には壓延方向に平行の長い龜裂が生ずると云ふ事柄とよく一致して居る 然るに新式壓延法によつて製造せる軌條は撓量破壊荷重共に高く 而も鋼塊の位置に依る影響が少い これは柱状結晶が脚底面に平行に配列せられて居る結果脚の中央部に於ける溝効果が避けられ 従て破壊が殆んど例外なく中央部以外の個所に起るからである 又脚部より壓延方向に平行及び直角方向の試験棒を採取し 引張り試験を行ひたるに 壓延法の新舊に依て抗張力に相違を認め得ざりしも 壓延方向に直角の試験棒に在りては新式壓延のものが 絞り及び伸びに於て相當優れた性質を示した。

軌條脚部より壓延方向に直角に採りたる試片に就き 20mkg のシャープピー試験を行った 18 本の試験用軌條より各 2 本の試験片を採り -50 -20 +20 +40 +60°C に於て試験し第 4 圖の如き成績を得た 即ち何れの温度に於ても新式壓延軌條は 舊式壓延軌條に比して優れて居ることが分る 唯 -50°C に於ては餘り變らない。



衝撃試験結果よりも繰返衝撃試験結果の方が實際の軌條の検定に密接な関係がある そこで新式壓延法の効果を更に研究するには軌條脚に就て繰返衝撃試験を行ふことが特に大切となる譯である 第 5 圖上部に示の如く試片を採り Krupp 式を少し改造した機械で 4.8kg の落球を使用し 落高 27.5mm 打撃數毎分 80 回として試験を行ひ同圖下部の如き成績を得た 此の試片には溝を作らず 底面の壓延皮は削り取り 試片の全面を IM 紙で仕上げた これによりても新式壓延軌條の優秀性が充分に認められる 舊式壓延法に依りて鋼塊下部より作れる軌條は 此の試験に於て気泡の影響を受け繰返衝撃抗力が非常に低くなつて居るに返し 新式壓延軌條に在りては気泡の悪影響は排除せられて居ることが認められる 落重試験

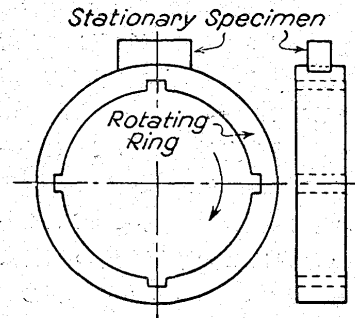
の結果を見るに第 6 圖の如く新式壓延軌條は特に低温に於て著しき優秀性を示して居る。(F.K.)

### 7. 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

#### 高硬度材料の磨耗試験(Freeman, R. B. Metal Progress 1937)

—市場にある數種の高硬度材料の相對磨耗に關する結果である

第 1 圖



試験方法は第 1 圖に示す様に靜止試片と同轉輪試片とよりなり其相互間の摩擦は純粹な滑り摩擦と考へられる 潤滑劑として輕油を用ひたが之れは其性質上殆ど實際の場合に近く且冷却して温度を適當に保ち又磨耗に因て出來た物質を洗ひ落すに良い。

試験した材料は Co, Cr, W を主要成分とする Haynes Stellite (H. st.) 窒化した Cr-Al-Mo 鋼 (N). 表面硬化鋼 (C-H.S.) C 3.25 Si 0.30 Mn 0.40% の白銹物 (W.C.I.) C 3.38 Si 2.16 Mn 0.65% の機械部品鑄物 (Eng.), C 2.75 Si 1.0 B 0.8 Ni 4.5% の合金鑄鐵 (A.C.I.) の 6 種で之等の各種を組合せての結果は第 1 表に示してある 結果を簡易化する

第 1 表

組合せ		荷重 psi	速度 ft/min	磨耗率	試験後の表面狀況	
靜止片	同轉輪				靜止片	同轉輪
A.C.I.	A.C.I.	500	393	1.4	極て平滑	極て平滑
		300	786	0.2	僅か附着磨耗	平滑
		300	1,180	1.6	附着磨耗	僅か附着磨耗
W.C.I.	W.C.I.	400	593	0.2	平滑	平滑
		400	786	2.6	條磨耗	條磨耗
		300	1,180	0.5	僅か條磨耗	僅か條磨耗
N.	N.	300	786	3.4	極て平滑	僅か附着磨耗
N.	A.C.I.	300	786	0.6	僅か附着條磨耗	平滑僅か附着磨耗
A.C.I.	N.	300	786	0.2	僅か條磨耗	僅か附着條磨耗
C-H.S.	C-H.S.	300	786	34.0	僅か附着條磨耗	僅か附着磨耗
C-H.S.	A.C.I.	300	786	0.05	極て平滑	僅か條磨耗
A.C.I.	C-H.S.	300	786	1.1	平滑	僅か附着條磨耗
H.st.	H.st.	300	786	45.5	條磨耗	條磨耗
H.st.	A.C.I.	300	786	1.0	極附着磨耗	條磨耗
A.C.I.	H.st.	300	786	1.7	僅か條磨耗	平滑
W.C.I.	A.C.I.	400	786	0.1	平滑	平滑
A.C.I.	W.C.I.	300	1,180	0.7	極て附着磨耗	條磨耗
Eng.	A.C.I.	300	786	1.5	僅か附着磨耗	平滑

爲に磨耗率として示してあるものは重量の磨耗減少 (g/in<sup>2</sup>/ft) に 10<sup>3</sup> を乗じたもので 即ち數値の大なるもの程磨耗の度合の大なる事を示すのである 第 2 表は荷重 300psi, 速度 786ft/min. にて求めた相

第 2 表

組合せ		磨耗率	比%	表面狀況
靜止片	同轉輪			
A.C.I.	A.C.I.	0.20	100	僅か條磨耗
A.C.I.	N.	0.40	50	A.C.I. 僅か附着磨耗
				N. 條附着磨耗
A.C.I.	C-H.S.	0.58	35	僅か條磨耗
A.C.I.	Eng.	0.8	25	A.C.I. 平滑
				Eng. 僅か附着磨耗
A.C.I.	H.st.	1.4	14	A.C.I. 條磨耗
				H.st. 附着磨耗
W.C.I.	W.C.I.	2.6	8	條磨耗
N.	N.	3.4	6	僅か附着磨耗
C-H.S.	C.H.S.	3.4	0.6	僅か條附着磨耗
H.st.	H.st.	4.8	0.4	條磨耗

對磨耗比である。磨耗試験後の表面状況は大略 3 種に分たれ(1)鏡の様に輝く滑らかなるもの (smooth) (2)磨耗の方向に條を引くもの (ridging) (3) 2 つの材料が局部的に相互附着を起すもの (galling) である。

組織研究結果に依ると smooth な面をしてゐるものでは試験の前後に於て組織の變形はない。Ridged な面も亦此の現象はないが galling の起つたものは非常に組織の變形が見られる。本試験に於ても磨耗した材料に就て組織を見たが多少割れの入た様な景況が見られた。白銑鑄物に就て galling を起したものを X 線的に見た所變形した層は軟かい pearlite がむしり取られて鐵の炭化物が之のものよりも多くなつた様な結果を示してゐる。(Y)

18-8 耐蝕鋼の粒間腐蝕及び組織の腐蝕に就いて (Schaumeister, P.: Ardin, Eisenhüttenwes., März 1937) 18-8 耐蝕鋼の粒間腐蝕に就いては從來多くの研究發表があるが中でも B. Strauss, H. Schottky, J. Hinüber 氏等は此の粒間腐蝕の原因は 500~900°C で粒界に炭化物の析出する際擴散の不均一なる爲め部分的に Cr の量が少ない場所が出来る爲めであると云て居る。本實驗に使用した試料の成分は第 1 表の如し。

第 1 表 試験材成分 (%)

試料 番號	C	Si	Mn	Ni	Cr	Ti	Mo	Fe
1	0.13	0.55	0.36	8.6	18.1	—	—	72.2
2	0.22	0.68	0.54	8.84	18.0	—	—	71.7
3	0.06	0.58	0.84	8.1	11.7	—	—	—
4	0.05	0.54	0.83	8.2	7.9	—	—	—
5	0.10	0.51	0.50	8.6	17.4	0.50	—	—
6	0.12	2.13	0.63	7.1	21.4	—	—	—
7	0.05	1.13	0.44	11.8	17.0	—	5.6	—

先づ No. 1, 2 の試料を熱及び冷硫酸酸性硫酸銅溶液に入れて試験したこの結果を第 2 表に示す。

腐蝕減量は 貫粒腐蝕試験片に於ては極く僅かで最大なるもので 1.5% 程度である。600°C~775°C で焼戻した場合には非常に減少す

る。焼戻温度 775~800°C では貫粒腐蝕の程度は急に變化する。溶液中に溶けた鋼の量は Cr, Ni, Fe の量を秤れば充分である。粒間腐蝕が明らかに存在する場合は溶液中の Cr 量は試料中の Cr の量より低く、焼戻温度が高くなる程この Cr 量は増加する。溶液中の Ni の量は試料中の Ni 量によく比例する。従て Fe の量は高くなる。熱硫酸 硫酸銅溶液では Cr の量は最も高い。

粉末状になつた C 約 6% の炭化物は別に分離するが金屬の粉末は別に分離出来ない。

熱硫酸 硫酸銅溶液の試験に於ては瓦斯の發生が見られる。No. 1 の試料をコルライスのフラスコに入れ炭酸を入れて空氣を排除して加熱した。この炭酸を吸収した後の瓦斯の成分を分析した處  $C_n H_{2n}$  が  $0.8cm^3 C_2H_6, 0.4cm^3 H_2$  が  $0cm^3$  となつた。

次に粒間腐蝕を起し易い焼戻した 18-8 Ni-Cr 鋼の電氣化學的性質をしらべる爲めに試料 No. 3, No. 4 を熔製した。

試料 No. 1 の分解して粉末状になつたもの及び炭化物及び No. 3, No. 4 の 1,100°C より水焼入した薄片の 1-n 甘汞電極に對する 1%  $H_2SO_4$  中の電位を測定した。金屬の粉末及び炭化物は各々白金の薄片によつて試験出来るから此處では 2 つ混合したものの電位を測定した。測定結果を水素電極に換算した値を次に示す。

No. 3 の薄片	-0.229V
No. 4 の "	-0.224V
No. 1 の粉末	+0.536V
No. 1 の炭化物	+0.8V

従て No. 3, No. 4 は noble でないわけである。これ等の組織を更に委しくしらべる爲めに磁氣飽和値及び硬度を測定した其結果を第 3 表に示す。

これ等の鋼は熱處理後は主として  $\alpha$  鐵共晶が存在し一見マルテンに似た組織を示す。金屬の粉末は noble で 18-8 Ni-Cr 鋼を 1,000°C から水焼入して得られる +0.6V よりやや低い。結晶粒間の noble でない周囲は粒間腐蝕によつて全部離れるわけである。

第 2 表 粒間腐蝕に依て腐蝕液中に入つた鋼の成分

熱 處 理			試験材の 重量	溶液中に入 つた量		溶液中の Ni, Cr, Fe	溶 液				貫粒破壊の深さ mm		
焼入温度 °C	焼 戻 時間	温度°C		g	%		Cr	Ni	Fe				
試料 No. 1 熱硫酸 硫酸銅溶液に 31 時間浸漬													
1,100	2	700	139.439	2.100	1.5	2.054	0.261	12.7	0.148	7.2	1.645	80.1	全部薄片状態
No. 2 冷硫酸 硫酸銅溶液に 110 日間浸漬													
1,170	—	—	214.8382	0.0006	—	—	—	—	—	—	—	—	0
1,170	½	600	213.3626	0.1760	0.08	0.1725	0.0201	11.6	0.0111	6.4	0.1413	82	全部薄片状態が粉末 状に分解
1,170	½	700	220.8782	1.0396	0.47	1.0315	0.1218	11.8	0.0867	8.4	0.8230	79.8	—
1,170	½	800	217.3485	0.0010	—	—	—	—	—	—	—	—	0
No. 2 冷濃硫酸に 10 日間浸漬													
1,170	—	—	83.3544	0.0012	—	—	—	—	—	—	—	—	0
1,170	2	700	76.6990	0.3616	0.47	0.3489	0.0336	9.63	0.0277	7.9	0.2876	82.4	全部薄片状態
1,170	2	725	78.2160	0.4055	0.52	0.3965	0.0385	9.7	0.0268	6.7	0.3312	83.5	0.9
1,170	2	750	82.1446	0.8091	0.98	0.7168	0.0620	8.7	0.0599	8.4	0.5949	83.0	全部薄片状態が
1,170	2	775	76.9614	1.0643	1.38	0.9387	0.0967	10.3	0.0776	8.2	0.7644	81.5	0.05~0.10 の粉末状
1,170	2	800	81.7876	0.0464	0.06	0.0293	0.0054	18.6	0.0014	4.8	0.02.5	76.7	に分解

第 3 表

試料番號	熱 處 理	磁氣飽和値ガウス	ブリネル硬度	
No.3	1,100°Cから水焼入	15,000	306	292
No.3	1,100°Cから水焼入 後 700°Cで焼戻 2 時間	14,440	298	306
No.4	1,100°Cから水焼入	17,400	278	285
No.4	1,100°Cから水焼入 後 700°Cで焼戻 2 時間	17,130	292	292

試料 No.1 と Ti を含む No.5 を 1,100°C から水焼入し 700°C で 2 時間焼戻した No.1 は冷い 3% の HCl に長時間浸漬し Ti を含む No.5 は電解的方法に依つて分離した この化學成分を次に示す。

	C	Fe	Cr	Ti	Ni	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
No.1	5.35	26.4	59.0	—	1.53	—	—
No.5	7.02	21.3	7.7	13.5	2.92	28.7	1.0

No.1 の方は球状炭化物と考へられその形は先に A. Westgren 及び G. Phragmen 氏によつて Cr<sub>2</sub>C なりと云はれ後に A. Westgren 氏によつて Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> なりと云はれて居る この半晶軸の長さは 1,057Å であつたが Westgren 氏の研究によると 10,638Å で Cr 70% のものでは 10,57Å である。

18-8 Ni-Cr 鋼の 3 つの組織即ちオーステナイト マルテンサイト炭化物を明らかに腐蝕せしめる方法は色々ある 最近 G. A. Ellinger 氏は試料を陽極として 10% の蓚酸中に入れ W. B. Arness 氏は同様な方法で 10% のシアン化ナトリウムの溶液中に入れた蓚酸によつて焼戻により炭化物を析出した 18-8 Ni-Cr 鋼は短時間に腐蝕され全部オーステナイト組織の 18-8 も少し時間をかければ充分腐蝕出来る。

シアン化ナトリウム溶液では炭化物は 2~5 分で明に腐蝕出来オーステナイト組織は 30 分間で充分である No. 1, 6 及び 7 を 1,100°C から No. 5 を 1,030°C から水焼入し 500°C で 24 時間 600°C で 3 時間 700°C で 2 時間 800°C 及び 900°C で各 1 時間焼戻して種々の試料をつくつた。

No. 6 及び 7 は焼入状態でオーステナイト及びフェライトで磁性を有し酸又は鹽類に浸漬し試料を陽極として電解する 焼入状態に於ては粒間には炭化物は析出しな故その組織は普通の腐蝕液で充分腐蝕出来る 結晶學的構造の差異によつて腐蝕程度が違ってくるが最も上手に腐蝕すれば各結晶粒間で 0.001mm から 0.002mm の差が明らかに現れる 焼鈍した鋼では如何なる腐蝕方法によるもオーステナイトの結晶粒界は明らかに腐蝕出来る 勿論焼鈍の温度及び時間によつて炭化物の析出状態が變てくるからこの腐蝕程度も變化する。

Cr の少ないマルテンサイトの所は顯微鏡でみても殆んど判らぬが硫酸硫酸銅溶液で陽極で腐蝕すれば充分結晶粒間の溝をみる事が出来る 析出炭化物の判定には村上氏のフェリシアン化カリウム 10g KOH 10g 水 10 cm<sup>3</sup> の混合溶液が有るが No. 1 の試料を 500°C 及び 600°C で焼鈍したものに作用せしめたが炭化物は判明しなかつた 700°C で焼鈍したものはやゝ判つた程度で 800°C 900°C の場合は明らかに判つた Vialle 及び Bosch 氏の發明した過鹽素酸溶液即ち濃鹽素酸 50cm<sup>3</sup> 水 50cm<sup>3</sup> 硫酸銅 10g の混合液は 18-8 Ni-Cr 鋼の焼鈍したものに對しては腐蝕時間 15 分で粒界が明らかに線に出て來たが炭化物は現れなかつた 又オーステナイト組織はこの腐蝕液では全然犯されぬ、尙この腐蝕液は長時間を要する上 C の多

い材料の場合では爆發の恐れが有るからよく注意して使用せねばならぬ 一般に用ひられて居る硫酸硫酸銅溶液では 1 時間腐蝕すれば粒界は出るが炭化物は出ない 炭化物を電解的腐蝕によつて判定する事は最近色々研究されて居るが大抵の場合は陰極として 1,100°C から水焼入した表面 5,000mm<sup>2</sup> の 18-8 Ni-Cr 鋼の薄片を使用し電解溶液の温度は室温に保つ 斯くして行つた電解腐蝕の二三の例を第 4 表に示す。

第 4 表

腐 蝕 劑	端子電壓 V	電流密度 mA/cm <sup>2</sup>	腐蝕時間	
			S	腐蝕物
蓚 酸 10%	3.5~5.8	75~300	2~15	炭化物
			15~80	オーステナイト
			15~60	フェライト
醋 酸 10%	9	15	300	炭化物 (オーステナイト腐蝕されず)
醋酸10%+硫酸1%	2.7	55	2~15	炭化物
硫 酸 5%	1.5	25	120	オーステナイト
			50	炭化物
硫酸 10%+硫酸銅	1.5	30~100	2~10	炭化物
			50	フェライト
シアン化ナトリウム 10%	5.2	300~250	90~240	炭化物
			1800	オーステナイト
			120~300	フェライト
硫酸アムモニウム 10%	3	50	60~180	炭化物
			600	オーステナイト
過硫酸アムモニウム 10%	3.6	80~100	120~180	フェライト
			10~30	炭化物
			120~240	オーステナイト
			60~120	フェライト

有機酸としては蓚酸 醋酸 蟻酸を使用してゐる何れも適當の時間をかければ炭化物 オーステナイト及びフェライトが判明する。

特に炭化物に對して腐蝕時間が短い様であり酸類に於ては腐蝕過ぎる事がある 蓚酸と醋酸では非常に時間が異なるがその結果はあまり變らぬ 鹽物性の酸即ち硫酸硝酸に於ては極く稀くしても尚強く犯される 尙有機酸に比べて電流密度腐蝕時間等が劣るのであり従て炭化物に對しても結果が悪い 硫酸等では粒界が部分的に過腐蝕され針状にみへるが個々の炭化物は何等現れない。

鹽類溶液には 10% シアン化ナトリウム溶液或は 10% 硝酸アムモニウム溶液等が代表的のものである 兩液共炭化物を含む粒界は腐蝕出来るが オーステナイトは非常に時間がかかるこの點からみて 10% の過硫酸アムモニウムが非常に良い様である 只使用上注意を要す。

この外 2.5% 蓚酸ソーダ 10% 鹽素酸ナトリウム溶液等があるが鹽化物 臭化物 沃化物等は使用されない。(K)

自動車用の炭素鋼 (Boegehold A. L.: Metal Progr., Feb., 1937) 自動車用の鋼は從來主として特殊鋼が使用されて居るが強きの點から見れば炭素鋼でも充分の場合が多い即ち變態點以上より急冷すれば比較的薄いものなら全部焼が入る 然し強き大なるものは残留應力の爲めに延性は著しく減少する 1930 年 ASTM の H. W. Gillet 氏は小さい試験片の耐久試験片に於ては強く脆い鋼も強くねばい鋼も同様な結果を示すと云て居る但しこれは平滑な試験片についての事である 材料に應力を集める切込とか表面又はその附近に介在物等があるとそこで部分的變形を起すものである No. 4340 Cr-Ni-Mo 鋼は 250,000psi 以上の強さで尚伸びが相當あ

るが強さが 150,000 *psi* 以上で硬度 BHN 340 以上を要しない場合は割れとか變形を起さぬ様に適當に焼入すれば炭素鋼で充分である。然し加工するには硬度 300 以上では具合が悪いとかいふ時は別である。硬度約 286 以上のものは必しも熱處理後に加工する必要はなく焼入が容易に入るものは熱處理しない coil, leaf spring 等はこれ例であり valve spring は殆んど SAE 1065 鋼より leaf spring は主に SAE 1085 SAE 1095 鋼よりつくられるが此等は何れも炭素鋼である。これ等のスプリングは硬度 400 位で強さは 200,000 *psi* 程度のものに用ひられる。應力を集める切込とか溝のない簡単なものには大なる應力に耐へる様な延性は必要がない。傳動系統には是非剛性が大なる事が必要で曲げ戻り等は最小でなければならぬ。クランク軸 連結棒等はこれ例である。總ての鋼は同様な彈性係数を有する故剛性を大にするには形を大きくして應力を小さくしなければならぬ。剛性を大にする事は即ち材料の斷面の慣性モーメントを高くする事である。クランク軸とか連結棒は普通 130,000 ~ 140,000 *psi* 以上の抗張力を必要とせずクランク軸で最低 100,000 *psi* 連結棒で 75,000 *psi* 位でよいものである。然し特に荷重の大なる連結棒には 150,000 *psi* 硬度 300 位を要する事がある。斯かる點からみて連結棒は炭素鋼で充分役に立つわけである。尙焼入する場合は細粒組織のものの方が割れが少ない。或種の連結棒は切削容易な中マンガ鋼の SAE × 1335 を標準化の状態で使用してゐる。これは熱處理の費用及び焼入鋼の矯正費用を節約せんが爲めである。クランク軸に最も多く使用されるのは SAE 1045 炭素鋼であり斷面の厚さの關係上外面が硬化されて居てもやはり水焼入を必要とする表面から 1/4" の所にはフェライト組織が現れるのである。シャフトは大抵加工容易な硬度即ち BHN 229~269 とする。

Cr 0.25% 含有する × 1050 鋼の標準化したものはクランク軸としてよく用ひられる。

炭素鋼で滲炭し水 食鹽水 鹽浴 等に焼入して表面の非常に硬いものは中空或は中空ならざる圓筒形の部分によく使用される。即ち齒車軸ピストンピン 水ポンプ軸 カム軸等はこれである。然し如何に表面硬化を上手に行ても合金鋼には多少劣る。

ピストンピンには中マンガ鋼 × 1314 Ni-Mo 4615 及び Cr 鋼 SAE 5115 等が代表的のものである。

カム軸は特に炭素鋼でつくるに適して居る即ち荷重が小で歪を受ける事が少なく形が比較的小なる爲め容易に完全に焼入可能であり滲炭もよく出来る。車輪が一番上時應力は代表的のスプリングで振りは 117,000 *psi* 程度で殆んど彈性限界に達する。斯くの如き鋼は應力の分布状態が表面で一様でなければならぬ (K)

**高クロム鐵及び鋼の變態溫度** (Monypenny J. H. G.: Metal Progr., March 1937) Cr 12% C 2% 迄の組織の變化は明らかに研究されて居るが尙この上變態溫度等を正確に知る必要がある。Cr 12% 以上は或程度組織の變化は判て居るが Cr 20% の所は大體推量の程度で Cr が更に高い所に就いての正確な研究結果が望まれて居る。C を含む合金に就いての研究結果は恐らく全部その試験材料は市場のもので従て不純物が含まれて居りこれが組織上大に影響を及ぼすのであり今後純粹の合金に就いての研究が是非必要である。

パーライトからオーステナイトへの變態溫度に及ぶ Cr の影響は従來注目されて居る問題であり Cr 12% 迄の鋼に於ては 50~70°F の變化があるがこの變化は研究者によつて色々異なるもので即ち試料中の鑛滓の状態如何によるのである。

見出す事は中々困難である。この Ac<sub>1</sub> 變態の不活潑なのは焼鈍

し充分焼戻した状態にあるこれ等の鋼の組織の一部である處のフェライトが 12% 以上の Cr を溶解して居るなら絶対に γ に變化するわけがない爲である。勿論 C が多く溶解して來たり又その他の不純物が在る爲に變態が起る場合は別である。尙この反對に外部の影響を受けない場合は殆んど熔融點迄 α の形で残るのである。

今日迄知られて居る高クロム鋼の種々の三元状態に於ける Ac<sub>1</sub> 點は殆んど誤れるもので眞の Ac<sub>1</sub> 點以上約 350°F 位の所にある様である。若し Ac<sub>1</sub> 點が徐々に加熱するか或は焼入溫度に 30~60 分間保持して試験して決定すればその結果同じ Cr 量でも C が下ると Ac<sub>1</sub> 點が降下する事がわかる。例へば Cr 20% では次の如くなる。

C %	Ac <sub>1</sub> 溫度°F	°C
0.10	1,800	970

Cr 10~12% を含む亞共析鋼のパーライトを形成する炭化物の部分は Ac<sub>1</sub> 點以上約 200° で 30 分間加熱した後に於ても尙充分溶け切らずに残るものである。従て一體此の様な鋼は極く徐々に加熱した場合に於て一定溫度で實際に Ac<sub>1</sub> 變態が起り得るか或は或る溫度範圍で起るのかどうかといふ問題が起きて來るわけである。Krivobok 氏は理論的根據から見てこの後者を主張してゐる。然し今迄考へられた共析成分のクロム鋼に於て或る溫度範圍でフェライト オーステナイト カーバイトの 3 つが同時に平衡状態で存在する事はあり得ないのであつて筆者の實驗したところによれば焼入溫度とブリネル硬度の關係曲線からみて斯かる平衡状態にフェライトの存在する溫度範圍は極く小さい。この問題は將來興味ある事で Cr が 12% 以上になると増々複雑化して來る。

Ac<sub>1</sub> 變態は少くとも C の低い鋼に於ては甚だ不活潑で眞の Ac<sub>1</sub> 點を

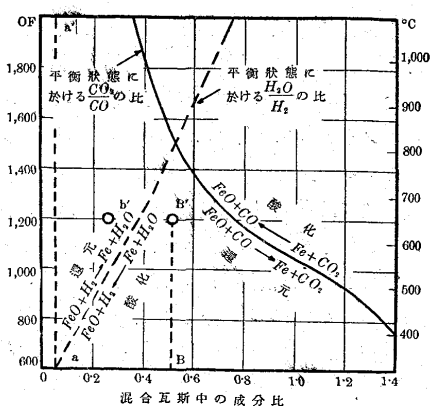
0.30	1,620	880
0.50	1,530	830
0.70	1,500	810

この Cr と同時に C の量の變化による Ac<sub>1</sub> 點の變化は既に Kalling 氏によつて 10 年前に研究されて居り Ac<sub>1</sub> 點は焼鈍し充分焼戻した状態に於けるフェライト中の Cr 量によつて變化し Cr 量が約 16% を越すと急に上昇すると云て居る。

低炭素鋼の變態溫度は極く徐々に加熱すると明らかに低下するが否かといふ問題は今後研究の餘地があるが、かゝる條件の元で同じ Cr を含む高炭素鋼に比べて低炭素の方が Ac<sub>1</sub> 點が下るといふのはやゝ疑問である。 (N)

**高温の金屬に對する水蒸氣の影響** (Hotchkiss, A.G.: Metal Progr., April 1937) 金屬を熱處理する際爐内の雰囲気を酸化防止の爲めに H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, CO, CO<sub>2</sub> 或は此等の混合瓦斯を使用するが此等の瓦斯中に含有される水蒸氣は相當重要な問題と思ふが餘り今迄考慮されて居らぬ様である。此の水蒸氣は鐵 非鐵 合金の何れに限らず出来るだけ少量でなければならぬ。鋼と接觸せる瓦斯の各種の溫度に於ける平衡状態について最近の研究が二三あるが何れも理論的で實際作業に應用出来るものが無い。A. L. Marshall 氏の低炭素に鋼對する物理化學的研究によると 1,200°F 迄の各溫度に於ては鋼の酸化を防ぐ爲めの水蒸氣の量は H<sub>2</sub> の存在に依て影響される但し 600°F 以下では此點餘り考慮する必要はなく、第 1 圖の曲線に示す如く H<sub>2</sub> 95% H<sub>2</sub>O 5% (H<sub>2</sub>O:H<sub>2</sub>=0.05 圖中 a-a') を含む瓦斯は各溫度で全然鋼を酸化せしめない。この場合多少の酸化鐵は出来るのであるが H<sub>2</sub> によつて還元されてしまふのである。

第 1 圖



然し實際の場合に於ては如何に注意しても純粹の  $H_2$  或は  $H_2O$  の混合瓦斯は得られないのであり即ち此等の瓦斯は油のついてゐる鋼や合金のレトルト或は種々の煉瓦や耐火物に接觸して居る爲めこれ等と作用し條件が變て來るわけである

圖の右側は酸化側で左は還元側であるがこの還元側の方について述べる 瓦斯が  $1,200^\circ F$  で  $15\% H_2$   $3.7\% H_2O$  ( $H_2O:H_2=0.25$ ) とすれば圖ではこの點は  $b'$  で表され丁度還元の範圍に入て居るが温度が下て  $975^\circ F$  になると理論的には平衡曲線に交り酸化の領域に入るわけである従て若し丁度此程度の  $H_2$  と  $H_2O$  僅なら酸化なしに  $975^\circ F$  以下には下せないことになる 然し此外に炭化水素等の不完全燃焼によつて生ずる  $CO$   $CO_2$  等が含有されると又條件が變て來る  $Fe$ ,  $CO$ ,  $CO_2$  に對する理論的平衡曲線は  $Fe$   $H_2O$   $H_2$  のそれと反對側に位し  $1,500^\circ F$  で交叉してゐる 従て若し  $H_2$ ,  $H_2O$  の外に  $5\% CO_2$   $10\% CO$  (圖中  $B'-B$ ) が含有されるなら強い還元性瓦斯で温度が下る程還元性が増加する 其故混合瓦斯中の  $CO_2:CO$  の平衡が  $H_2O:H_2$  の酸化能力に打勝つ時は  $1,000^\circ F$  以下でも無酸化に冷却出來る 理論的には所謂水瓦斯の反應  $CO_2 + H_2 \rightleftharpoons CO + H_2O$  が起るわけだ瓦斯中の少量の水分は  $750^\circ F$  位では問題にならずよい 實驗上は  $10\% H_2$   $83^\circ F$  で水分を飽和せる ( $3.7\% H_2O$ ) 不完全燃焼瓦斯で充分無酸化焼鈍出來るが實際作業上ではこの成分の瓦斯ではやゝ酸化性のもので無酸化にするには  $H_2$  を  $15\sim 18\%$  に増加するか水蒸氣を  $2.5\%$  ( $70^\circ F$  で飽和) に減少するか或は  $H_2O:H_2$  の比を  $0.25$  以下にする必要がある。

不完全燃焼瓦斯中の  $H_2$  はバーナーに入る空氣の量が減少すると増加するわけで 自然に  $CO_2:CO$  の比は減少し従て還元性になるのである。

若し瓦斯が  $H_2O$   $15.2\%$  含有し  $130^\circ F$  で水分を飽和して居るならこれを乾燥する唯一の方法は冷却する事である即ち冷却により  $H_2O$  は過飽和となり液状の水となつて貯まるのである 瓦斯の乾燥には又壓縮する方法もある即ち常壓で  $80^\circ F$  で飽和してゐる  $3.43\% H_2O$  を含有する瓦斯を  $14lb$  に壓縮し  $80^\circ F$  に冷却すると半分の水分が凝結し  $1.72\%$  の  $H_2O$  となる  $H_2$   $18\%$  を含有し  $H_2O:H_2$  の比が  $0.37$  の瓦斯は焼鈍温度に於ける平衡曲線に近いが多量の  $CO$  を通して冷却して居ればこの中で鋼は無酸化に存在して得る 又不完全燃焼によつて得た  $H_2$   $15\%$   $H_2O$   $8.0\%$  ( $107^\circ F$  で飽和) 即ち兩者の比  $0.53$  の瓦斯中でも鋼は無酸化であつた。

$CO_2$ ,  $CO$ ,  $H_2$ ,  $H_2O$  の間の平衡状態にはむしろ高温に於て速かに達するがかなりの水蒸氣が形成され  $CO_2$   $3.2\%$   $CO$   $11\%$   $H_2$   $20\%$   $H_2O$   $12\%$  ( $120^\circ F$  で飽和) になるが尙充分還元性雰囲気である。

Marshall 氏の實驗によると平衡状態外の種々の混合瓦斯が  $2CO \rightarrow CO_2 + C$  なる反應の爲に鋼板が侵され冷間壓延せしものの表面が酸洗ひした様な表面になりひどい時には  $C$  が析出し若し水蒸氣が加はつて平衡が破れるとこの腐蝕は止む。

$CO_2$   $4.8\%$   $CO$   $10\%$   $H_2$   $19\%$  残り  $N_2$  で露點が  $5^\circ F$  ( $0.18\% H_2O$ ) の瓦斯は腐蝕性を示す これと同じ瓦斯で水蒸氣が充分加はつたものは露點が  $32^\circ F$  ( $0.60\% H_2O$ ) に上昇し  $1,200^\circ F$  及びこれ以下で鋼は無酸化である 又この成分の瓦斯を露點で使用する時は Monel の表面を  $1,700^\circ F$  で變化せしめ暗灰色にする然し水蒸氣が極く少なく露點が  $-25^\circ F$  以下の時は同様な結果が解離せる  $NH_3$  雰囲気中に於ける焼鈍に於て生ずる  $FeO$  が  $H_2$  で還元され  $Fe$  になる場合  $H_2$  が出來るのは周知の事であるが例へばミルスケールで蔽はれた熱間壓延せる鋼板を  $H_2$  を含む還元雰囲気中で焼鈍或は焼準化すると水蒸氣が平衡に達する點迄増加しもはや酸化鐵が還元されなくなる 其故斯くの如き状態では水蒸氣を追拂ひ新しく  $H_2$  を使用して還元性雰囲気となし冷却中の再酸化を防止せねばならぬ。

瓦斯中の水蒸氣を秤るには General Electric Co. の考案になる露點計を使用するとよい 一方に鏡のついた小型の金屬箱でガラスの窓があり試験瓦斯をこの中に入れ冷たい瓦斯の噴出で除々に鏡を冷却し鏡に熱電對が附けてあり水分が鏡に凝結した時の温度をはかる 尙この装置では  $-60^\circ F$  以下の露點迄もはかれる。(K)

工具或はダイス鋼へ黒鉛化高炭素鋼の應用に就て (Bonté F. R. and M. Fleischmann, Metal Progr., April 1937) 鑄鐵の容易な切削性及び耐摩耗性と鋼の熱處理による性質及び可鍛性を合せ有する如き物を得んとする研究及び實驗は從來屢々行はれて來て居るが  $C$  の一部が黒鉛化して居る高炭素鋼が即ち此の一つである 炭素鋼の  $C$  が黒鉛化する爲めには鼠鑄鐵に於けると同様  $Si$  の含有量が大きに影響する  $Si$  が低いと黒鉛化する爲めには非常に高い焼鈍温度を要する即ち  $Si$   $0.5\%$  以下では  $1,800^\circ F$  から  $2,000^\circ F$  以上を要するが  $1.0\%$  以上なら  $1,200^\circ F$  でよくなる 炭化物をつくる  $Mn$   $Cr$  等の元素があると一層  $Si$  を増さねばならぬ  $Si$  が餘り高過ぎると鋼塊に黒鉛が出來すぎて高温加工が困難になる 何れの場合に於ても鋼塊の大き及び冷却速度は完全な黒鉛化組織の鋼をつくる上に重要な役割を演ずるもので若し一度過剰の遊離黒鉛が生成されれば如何に熱處理を施しても鋼の鍛性は恢復しない。

Timken Roller Bearing Co. では約  $1\%$  の  $Si$  を "Graph-sil" として知られて居るダイス或は工具用の高炭素鋼に使用して居りこれでは歴年も鍛錬も容易である 成分は  $C$   $1.20\%$   $G.C$   $0.28\%$  で組織はパーライト及び遊離セメントイト及び少量の細分された遊離黒鉛とより成る過共析鋼である  $Si$  が高いから炭化物は不安定で従て熱處理によつて容易に變化する 表に見る如く空冷或は爐冷で結合炭素の量に大に變化がある 結合炭素は爐冷の際は焼鈍温度が上る程減少し  $0.60$  から  $0.25$  %位迄變化する然し又一方空冷すれば焼鈍温度が  $1,400^\circ F$  から  $1,700^\circ F$  に上るにつれ  $0.65$  から  $0.75\%$  位迄僅か乍ら増加する 試料が均一の温度に上昇してから後は時間によつては結合炭素は殆んど變化しない 前記の "Graph-sil" を  $1,750^\circ F$  で完全に焼鈍すると組織は明らかにフェライト及び層狀パーライトによつて取圍まれ遊離黒鉛を有するもので  $C$   $0.38\%$   $G.C$   $1.10\%$  である 此れ即ちセメントイトがフェライト及びグラファイトに分解する  $Fe_3C \rightleftharpoons 3Fe + C$  なる反應によつて考へられる事實である 化學的に決定せる結合炭素の量から考へるとこの様に完全に焼鈍した黒鉛化高炭素鋼は  $C$   $C$  が常に  $0.90\%$  以下で亞共析鋼といふ事になる。

一度黒鉛が形成されれば永久にその大き及び位置は變化せず若し再び溶込んでその跡は其儘空隙が残り此處に潤滑剤が入り減磨の役目をする 完全焼鈍した材料を  $1,550^\circ F$  から焼準化すると一部の

黒鉛は再溶解するが  $Fe_3C \rightleftharpoons 3Fe + C$  なる反應は可逆性である。

この焼準化した鋼は結合炭素が 0.90 % 即ち共析鋼と云へる迄増加し組織が焼準化した共析工具鋼に酷似して居り緻密なパーライトの粒を有し多少の遊離黒鉛を有する 試料の廣い範圍を低い倍率で見ると完全に焼鈍状態に於ける結合炭素の約 2 倍の結合炭素を有して居ても黒鉛の廣さ及び数は殆んど異て居らぬのは興味ある事であるがこれは恐らく顯微鏡下に黒く見へる一部分は空隙と思ふのである。

焼鈍した Graph-sil を焼準化し再び 1,400°F で焼鈍すると結合炭素は多少減少する 然し焼準化状態で層状のパーライトを示して居たものは球状化し切削性が良好になり殆んど鼠鏽鐵に匹敵し他の水焼入油焼入した高炭素鋼の約半分の時間で切削出来る この時の C.C 0.78% G.C 0.68% である。

黒鉛が析出した後に水焼入するとマルテンサイト組織になり黒鉛の存在して居た場所が此際空隙となつて其儘残り共析工具鋼と同様な作用をする C 1.48% Mn 0.40% P 0.012% S 0.016% Si 0.90% の黒鉛化高炭素鋼を 1,450°F から焼入したものは表面硬くロツクウェル C 硬度で C-60 以上を容易に得られこの硬い材料は自由に焼戻が出来る。

黒鉛化高炭素鋼の物理的性質はその組織に大に影響し又熱處理の如何及び結合炭素の量に左右される 代表的の物理的性質を第 1 表に示す。

第 1 表 黒鉛化高炭素鋼の物理的性質

成分 熱處理	C 1.51% Si 0.96%		Mn 0.40%		P 0.015%		S 0.014%	
	結合炭素%	降伏點	極限強	伸	断面收縮率	ブリネ硬度	アイゾット衝擊値	
		A 燒鈍後空冷						
1,400°F	0.66	62,250	120,250	17.5	26.1	241	8.0	
1,500	0.69	65,500	138,580	13.5	20.3	255	7.0	
1,600	0.72	67,500	143,000	12.0	17.4	269	4.5	
1,700	0.75	70,750	147,000	10.5	15.2	285	4.0	
		B 燒鈍後爐冷						
1,400	0.59	47,250	97,000	23.5	38.6	197	18.5	
1,500	0.55	47,700	99,000	19.5	29.9	201	15.0	
1,600	0.48	50,000	100,000	18.0	22.0	201	10.0	
1,700	0.26	44,000	81,000	15.0	21.8	163	10.0	
		C 1,450°F より水焼入後焼戻						
900	0.86	158,000	201,500	8.5	18.1	388	—	
1,100	0.79	116,000	154,000	14.0	30.0	302	—	

この種の鋼の可鍛性は容易であるとは云へ鍛鍊温度は 2,000°F 以上を越してはならぬ 又この鋼は充分熔接も出来るが空気焼が入るから熔接後内部歪を除き組織を改良する爲めに焼準化又は焼鈍しなければならぬ 比較的黑鉛の多いものは延性が小であるから冷間加工は或る限度に限られる 然しある程度の延性の改良は低温焼鈍によつて行ふ事は出来る 熱間延した 1" の丸棒を 1,800°F で焼鈍して爐冷し酸洗ひしてスケールを除き 7/8" の丸棒に冷間延して 1,250°F で 1 時間低温焼鈍した Graph-sil の棒鋼は 180 度容易に曲げられるのである。

扱て此種の鋼から製作したダイスは炭素鋼或は合金鋼又は鑄鐵に比し 2 倍から 10 倍の壽命がある Graph-sil も又非常に成績よく研磨機の羽或は研磨用の心棒等に用ひられてゐる 又ガソリンエンジン デイゼールエンジン用のシリンダーライナー スリーブ等にも切削性よく 1/16" の厚さの管にも出来る爲め盛んに使用されつゝある この外空気銃のピストン ピストンリング等種々のものに使

際に浸み込んだ油の爲に潤滑性の良好なる事等を利用したものである。

Graph-sil のダイスは現在多數製造され使用されて居るが何れも良好な性質を示して居るこのダイスは 1,500°F から水焼入し 300°F で焼戻して居るが表面はロツクウェルで C-62 から 63 あるが内部は軟く C-20 から 22 である。

黒鉛化高炭素鋼は最近一段と進歩し Graph-sil の水焼入して得た性質を油焼入で得る爲めに Mo 0.25~0.30% を含有する Graph-mo なるものが出来た これは工具鋼を油焼入した程度のダイスに代用出来る 熱處理の方法は Graph-sil の場合と同様で焼入組織は Graph-sil と酷似してゐる 化學成分は C 1.45 Mn 0.35 Si 0.75 P 0.008 S 0.015 Mo 0.25 である。

これの代表的用途は winging punch である これには以前は油焼入した工具鋼を使用したのである 1,450°F から油焼入し 300°F で焼戻し硬度は C-61 から 62 になる。 (N)

結晶粒の大きに就て (McBride H. & Hollenback, Iron Age, March, 1937) McQuaid-Ehn 試験法として一般に知られてゐる 鋼の結晶粒の大きの試験方法は試料を 1,700°F で 8hr 滲炭し 其後箱中にて冷却し其滲炭 case の結晶粒の大きより判別するものである 滲炭處理中に case は C を吸収して厚さ 0.03" 位の層は C 1.0~1.1% 位になる 従て冷却後は Cementite は austenite の結晶界に析出し滲炭温度に於ける austenite の結晶粒が見られる 然し此の C 量が變化する事が夫自身其温度に於ける結晶粒の大きに影響を及ぼすものであり 更に其温度で 8hr 中に發達したものを觀察するものである事を了承せねばならぬ 滲炭温度を變へると結晶粒の大きも影響され 温度が最も大なる影響を有する事が分る。

然し滲炭せる後の結晶粒を知る事は時には鋼の特徴を知る事が出来る 即ち Normal, Abnormal と云ふ言葉の起る所以で前者は均一な Cementite の網状の結晶組織が見られ分離した ferrite は見られず pearlite は美しい lamellar に表はれる 然るに後者は分離した ferrite や globular cementite が表はれ網状 Cementite も大き均一を欠き不連続である McQuaid-Ehn 法に於て 1,700°F 8hr に austenite に吸収される C 量は同一とすれば此 Normal, abnormal の差は冷却中の析出炭化物の結合度を示すもので前者は遅く 後者は速いものであらう 夫故に abnormality の度は冷却を變へる事に依て調節し得る事になる。

次に鋼の austenitic 結晶粒と hardenability の關係に就て考察して見様 鋼は (A) 粗結晶 (B) 粗になる傾向を有する混合結晶 (C) 微の傾向を有する混合結晶 (D) 微結晶の 4 種で化學成分は第 1 表に示す如く添加 Al の量も表に見る如く夫々異なる。

第 1 表

鋼	C	Mn	P	S	Si	Al lb/ton
A	0.51	0.46	0.018	0.029	0.16	0.55
B	0.48	0.82	0.020	0.028	0.22	0.58
C	0.42	0.78	0.019	0.037	0.16	1.40
D	0.39	0.62	0.014	0.028	0.17	1.64

之等の鋼を 1,550 1,625 1,700 1,825 1,925°F の温度にて滲炭したものと又之等の温度に 1hr 保持して空冷したものと結晶粒を比較して見た 今各鋼の特徴を見ると 鋼 (A) は McQuaid-Ehn 試験では粗結晶であつたが寧ろ均一で其結晶粒粗大成長は 1,550~1,625°F の間に起り 焼準化の組織も滲炭組織も殆ど變りなく唯 1,550°F に於て前者が僅かに微と考へられる 鋼 (B) に於ては滲炭温度を上昇すると粗になりながら微細結晶も殘つてゐる 兩處理に殆ど變化は



ないが唯焼準化の場合は 1,550 1,625°F では粗結晶はなく又 1,625°F にて焼準化するものは粗な點があつたが滲炭しないものには見られなかつた 鋼 (C) は高温にては粗粒 低温にては微細結晶で焼準化及滲炭の 2 つの場合も殆ど組織の變化は平行である 焼準化状態にては 1,550°F にて微細であつたが 1,625°F では極僅少ではあつたが粗な所がある 鋼 (D) は McQuaid-Ehn 法では微細結晶で約 1,925°F にて初めて粗粒になつた 焼準化状態でも殆ど同様に 1,925°F で粗粒になるが 1,825°F でも稍々粗な點が表はれる 1,925°F の滲炭 焼準化の兩組織を比較すると滲炭處理は粗粒にする温度を稍々上げる傾向を有する様にも見える。

以上の結果から見ると McQuaid-Ehn 試験に於て粗及微細結晶の混合粒を示すものでもそれが微粒になる傾向を有するものであれば 1,550°F 或以下で處理すると微細結晶が得られ 又粗な結晶組織を示したものでも 1,550°F では均一な結晶粒が得られる 然し此場合粒の大きさは普通の微細結晶粒よりは稍大きい 此場合に 1,550°F 以上で處理すると微結晶に混じて粗粒の點が表はれる 第 2 表

第 2 表

鋼	粒の數 (in <sup>2</sup> )				
	1,550°	1,625	1,700	1,825	1,925°F
A	30	8.1	6.7	2.9	2.6
B	200	180	18	5.5	4.4
C	200	182	100	4.2	1.9
D	200	196	15.0	85	67

第 3 表

鋼	粒の數 (in <sup>2</sup> )				
	1,550	1,625	1,700	1,825	1,925°F
A	88	13.2	8.3	5.5	3.4
B	165	150	80	5.5	3.3
C	200	170	140	8.5	3.4
D	171	170	170	135	2.5

及第 3 表は平方吋の粒の數で 第 2 表は滲炭 第 3 表は焼準化状態のものに就いての結果である 第 4 表は McQuaid-Ehn 試験

第 4 表

鋼種	化學成分%					Mc Quaid-Ehn (粒の大小)	粒の數 (in <sup>2</sup> ) ×100 1,550°F空冷
	C	Mn	P	S	Si		
J	0.39	0.73	0.016	0.031	0.07	2	15
AD	0.41	0.81	0.034	0.039	0.17	2	25
A-98	0.49	0.74	0.016	0.032	0.22	2~4	29
A0	0.51	0.77	0.021	0.031	0.24	2~4	29
X	0.33	0.44	0.011	0.029	0.16	2~4	32
B-98	0.45	0.78	0.018	0.035	0.19	2~4	48
B-100	0.45	0.72	0.019	0.030	0.20	2~4	53
B-99	0.46	0.81	0.020	0.028	0.19	2~4	70
C-3	0.51	0.46	0.018	0.029	0.16	2~4	88

第 5 表

温度 °F	Si Killed		Al treated	
	粗粒	混合粒	混合粒	微粒
1,450	480分	一分	一分	一分
1,550	120	2,880 (成長せず)	2,700 (成長せず)	480(%)
1,742	10~20	0~20	480(%)	
1,832	10	0~15	30	
1,925	4	—	10	

に於て粗結晶粒を示せるものを 1,550°C で焼準化した時の粒の數である 此結果から見ると McQuaid-Ehn 試験の結果が可成誤れるものである事が分る 即ち J と C-3 を比較すると熱處理に依り粒

の組織に變化が現はれるが McQuaid-Ehn 法では差が現はれない 粗粒にする温度範囲に於ける結晶粒の變化は最初の數分間で温度が低くなると粗粒成長の程度も著しく減少する 今 C 0.40% 鋼に就て粗粒にする温度と時間とを測定して見ると第 5 表の様である 即ち高温では非常に速く粗となるも温度を低くすると長時間保持するも粗粒に成長する事がない。(續) (Y)

## 8. 非鐵金屬及合金

蘇國に於ける Zn 及 Cd 鍍金液 (Isogarischev, N. A. Metal, Ind., March, 1937) 次に示す如き液と其操業條件が良好な結果を示す 亜鉛鍍金液 (1) 硫酸亜鉛 576~720g/l (4~5N) 硼酸 7.5~15g/l 硫酸 0.0005~0.005N (P.H. 3.3~2.3) 温度 40°~50°C 電流密度 50~500amp/am<sup>2</sup>, 效率 95~100%。

(2) 硫酸亜鉛 215g (1.5N) 硫酸ソーダ 30g (0.2N) 硫酸アンモ 25~30g (0.25N) 鹽化ナトリウム 5g 糊精 10g/l P.H. 3.5~4.0 電流密度 1~2amp/am<sup>2</sup> 分布力 30%

(3) 青化亜鉛 1N 青化加里 1N 苛性ソーダ 0.8N 温度 80° 電流密度 0.5amp/am<sup>2</sup>。

Cd 鍍金液—(1) 硫酸カドミウム 160~300g 硫酸アンモ 60g プトン 2.5g/l P.H. 3~4 電流密度 0.7amp/am<sup>2</sup>。

(2) カドミウム 青化加里 [K<sub>2</sub>Cd(CN)<sub>4</sub>] 75g 苛性加里 7g 糊精 2g/l 電流密度 1.5amp/am<sup>2</sup> 效率 97~99%

(3) 硫酸カドミウム 350~380g 硼酸 10g 膠 1g/l 電流密度 150amp/am<sup>2</sup>, 温度 40°C 但しこれはコンベヤー操業の場合。(M)

獨逸に於ける電氣鍍金の實狀 (Springer, R. Metal Ind., March, 1937) Ni の光輝鍍金は非常に進歩してゐて其方法は Schlö-tter 法及 LPW 法の 2 つで國內に於ては主として後者が用ひられる 例へば自動車の Wheel Cap に就て述べると先づ磨かれた眞鍮の Cap は trichlorethylene 中にて油を取り 次に適當に清淨にして lime を以て磨き水洗後漬け再び水洗し Ni 鍍金される 時間は 30 分 1.3amp/am<sup>2</sup> の電流密度にて行ひ 次に直ちに Cr 鍍金に移され之を 5 分行ふ 鋼にては先に Cu を強く鍍金して行ふが電氣的に清淨にする事も行はれる Cr 鍍金の下地に特に Ni の光輝鍍金を行ふ事は研磨の勞と其經費を省く事が出来る 統計に依ると光輝鍍金せず之を研磨すると Ni 鍍金の 10% は捨て去られると 獨逸では金屬 Ni の不足を補ふ見地から Ni 陽極を使用せず不溶性極を用ひ Ni は鹽にて補充する 而して液の酸度の調節は炭酸 Ni の添加に依て行ふ。

獨逸に於ける Tinning の槽は其高效率を特徴とする 即ち芳香スルホン酸及其鹽と高電流密度にて光輝鍍金を得るものである 然し Sn の光輝鍍金は完全に解決したのではなく完全なものは現在ない 獨逸では錫鍍金鐵板は電氣的に行はれるが其光澤は次の處理主として壓延などに依て得られてゐる Cd 鍍金工場の 90% は光輝鍍金を行つてゐる。

Al の電氣鍍金は獨逸にて最近重要性をもち 數年前 Al に Ni と Cr を鍍金する事が成功したものの種々の故障があつた 其後の研究の結果今日では如何なる Al 合金にも Ni 及 Cr 鍍金が可能となつた 即ち Al 或 Al 合金を鍍金に先だち Zn の如き金屬の薄い膜を作り之を青化銅液にて 10~20 分 Cu を鍍金し爾後の處理に移すものである 此外に Ballay 法と云ふものもある 更に複雑な法としては陽極處理で酸化膜を作り 次で之を取り去て普通の如く鍍金するものである Al への鍍金可能の結果現在 Al が眞鍮に代りつ

にある。

Al の腐蝕防止としては主として陽極處理に依るもので現在 200 以上の工場が存在し尙増加しつつある 陽極處理被膜は一は裝飾の目的に他は耐蝕耐磨耗の目的で行ふもので色着けは如何なる色にも可能である 眞鍮及 Ni の資源に不足する事が Al の使用の盛になつた原因でもあり且眞鍮に代る理由でもある。

アルカリ性鍍金液にては P.H. 値が特別に重要性をもつ 酸性液での P.H. 値の重要性は一般に知られてゐるがアルカリ性液では研究されてゐなかつたが 研究結果に依ると P.H. 値の調節が良い結果を示してゐる (a) 眞鍮鍍金液にては P.H.=9.5~10.2 とするを可とし 若し之が 10.2 を越へると鍍金は變色する 之は Zincate の生成に依るものである (b) Cd 鍍金の密着性は P.H.=12. 附近に於て最も良いものが得られる (c) 青化加里を多量に含む液では blister の出来る事が P.H. 値を上げる事に依り減ずる事が可能である。

此 P.H. 値の新しい然も迅速な決定法が考案された これは Litmus 紙と比色 pH 試験法とを結合したもので 特製の濾紙によつて作られ異な程度度の 7 つの片から出来てゐる 中央の片が大きく之が指示紙となり他は比較の目的である 夫々の片には相當する P.H. 値が記されてゐる 之を鍍金液に漬ける事に依り數秒にして其の P.H. 値を知る事が出来る 此の利點は (1) 特殊の比較計なしに液を調整し得る事 (2) 此の P.H. 紙は光の影響のみ避ければ殆んど變質しない (3) 特別な比較計を必要としない (4) 特殊の目的に應じ各度の異なるものがある 然し之で測定すると Ni 鍍金液などでは或時は非常に高い或は低い値を示す事があるが 之は使用する鹽類の誤差であつて電氣的に測定しても金屬夫自身が變てゐる場合が多い 此 P.H. 紙を使用するとしても時々電氣的の測定は望ましい。

非金屬物質例へばベークライト セルロイドへの鍍金は最近發達して完全な鍍金が得られる 其費用も金屬に鍍金すると大差なく研磨等の手数が省ける。 (M)

急速腐蝕試験法 (Giollitti, F. Metal Progr., Feb. 1937) アルミニウム合金の急速腐蝕試験法としては従來種々の方法が考へられて居るが この中で 3 つの方法が特にヨーロッパで一般に使用されて居る 第一の方法は 10% の鹽酸の溫度變化によるもので即ち 20°C から最高溫度迄の變化による 腐蝕性を反應係數といふもので表すのである 最初の溫度は正確に 20°C でなければならぬ 試験片の表面は約 2,000sqmm(3sqin) で冷い NaOH 溶液で充分洗ひ最後に蒸溜水で洗はねばならぬ 然る後稀鹽酸中に 2~3. 秒間漬け蒸溜水で再び洗ひ注意して乾燥する 尙腐蝕液は縦のガラス管の中に入れ外部と成る可く斷熱する。

第 2 の方法は 20°C の 5% の鹽酸に試料を漬けて出來た瓦斯の容積を測定するのである 測定上の注意は第 1 の方法と同じである。

第 3 の方法は Mylins の考へ出したもので試料を酸化鹽類溶液に 24 時間浸漬した後の減量を測定するのであつて試験片は奇麗にして秤量し 3% の H<sub>2</sub>O<sub>2</sub> 及び 1% の NaCl 溶液の 20cc 中に浸漬し 20°C で 24 時間保持し取出し HNO<sub>3</sub> で洗ひ水で洗ひ表面のアルミナ等を取除き乾燥秤量する 減量は普通 gr/sqcm で表す。

勿論此等の方法では眞の耐蝕性は判定出來ないが普通の長時間試験に比べて各試料間の耐蝕性の差は明らかに一致するのである 故に最近ヨーロッパに於て比較試験の結果を見るにはこれ等の方法が

盛んに用ひられて居る。

(K)

鑄造用アルミニウム合金に及ぶ Ti の影響 (Schofield, T. H. Phillips, C. E. J. Inst. Metals, 1937, 60 (Advance Copy)) Al 及び其の合金に及ぼす微量の Ti の影響が種々問題視されるに至たが 鑄造状態に於ける Al 合金の結晶粒の微細化は中でも最も大なる Ti の影響であらう 本研究も鑄造合金として廣く使用されてゐる Y 合金 Cu 7% (L 11) Cu-Zn-Al (L 5) 等の Al 合金に 0.1% 迄の微量の Ti を添加して結晶粒の微細化が機械的性質に及ぼす影響を調べたものである。

使用した Al の純度は 99.6% で Cu Ni はそれぞれ 47% 20% の母合金に依り Ti は 4 鹽化チタニウムを融液に通じて添加してゐる 同一成分の合金は同一溶液より作製した試料に依て試験を行ふ事が望しいが本研究にては先ず瓦斯爐にて 26lb の合金を溶かし之に Ti を含まざるもの及び Cu 0.05% 0.1% 添加した 3 通りとなして切込の有る鑄型に鑄造して其の 1 片を電氣爐内に再溶解して試験棒を鑄造する様にし 此際瓦斯の吸収を防ぐ爲め British Non-Ferrous Metals Research Association にて發達した乾燥窒素瓦斯を通じながら溶剤下にて攪拌する方法を用ひてゐる Ti を含有する Al 合金は鑄造溫度を特に考慮する必要があるが本研究に於ては金型にて 725°C ± 5°C 砂型にて 675°C ± 5°C の溫度で鑄造してゐる。

抗張試験 アイゾット衝撃試験 繰返曲げ試験を各 3 種類の合金について砂型 金型の鑄造状態に行ひ Y 合金は特に 520°C 6 時間保持後沸騰水中に焼入して 7 日間常溫時効したものについても同様試験してゐる。

之等の試験結果に依ると Ti の微量の添加に依つて Al 合金の機械的性質に及ぼす影響は概して僅少であるが 一般に砂型鑄物は Ti 量の増加と共に幾分改良される傾向がある熱處理した Y 合金 L 5 L 11 の金型鑄物は Ti 量に依て機械的性質は殆んど變化しない又一般に金型の方が砂型より機械的性質は勝れてゐる。 (名黒)

可溶性合金 (French, S. T. Metal Indu., March, 1937) — Sn-Sb-Cd-Bi 可溶性合金の機械的性質は Budgen に依り抗張力 硬度 屈曲性 組織等が研究された 抗張力は Sn の夫より稍と小さく伸は 20% に近いが荷重速度に因り大いに差違が現はれる 冷間壓延及槌打に依ては割れが入り 抗張及壓縮試験で早い速度で荷重すると極めて脆い材質である様な狀況を呈すが 遅くすると高い粘性を示し其様子は恰も pitch の様である 此四元合金で Bi の多いもの程硬く共晶合金ではブリネル 18 で焼鈍 Al に近く 其折れ口は極めて微細結晶である 化學的腐蝕に對する抵抗は貧弱であつて熔融パラフィン或は湯水中での熔融状態にある時でも少しは侵される Hg を添加する事は 16.6% 迄は良い影響を與へず 抗張力硬度も落ち結晶粒は粗になる。

著者は此四元合金にインジウム、ガリウム、タリウムを加へて見た Ti は共晶合金に多少溶け複雑な共晶は作らぬ m.p. は Al 6% で 66°C 迄下るが夫れ以上では逆に上昇する In は完全に四元共晶合金に溶け m.p. は急速に下がる In 18% 合金の m.p. は 46.7°C で機械的性質は元の四元合金に稍劣るが水に對する耐蝕性は著しく増大する 更に之に Ti を 1% 加へると m.p. は 46.5°C から迄下る 然し之より多いと逆に上昇す Ga 88% Sn 12% 合金は 13°C にて溶解し In-Ga 二元合金は 0°C 以下で熔ける In を含む可溶性合金に Hg を加へると著しく m.p. を下げるが之等に就ては記録がない。 (M)