

抄 録

4) 鋼及び鉄の製造

鋼の脱酸剤としての *Ca-Al* (G. P. Fenner, Iron & Steel Ind. 9, 1936, 344) 金属中の酸化物介在を除く問題は未だ幾多の研究餘地を残してゐるが、他の脱酸剤と同様に低廉に製出されてゐる *Ca-Al* 合金の應用、即ち G. N. Kirsbom に依て發達された Calloy 法も注目すべき一つである。Calloy 法では *Ca* 25% 迄の合金が製造されてゐる。鋼用としては 8~12% *Ca* が用ひられ、特殊鋼では *Ca* 量の異なるものを用ふる。通常 1" 角の粒を用ふるが、極軟鋼には棒を用ふる。*Ca, Al* は何れも脱酸には著しい放熱反應をなすが、是等の酸化物系では $CaO:Al_2O_3$ が 3:1, 1:1, 5:3 及び 3:5 で化合物を作るから、脱酸生成物は溶融點の低い流動性の高いものである。此の點から云へば *Ca-Al* 合金は *Ca* 量の著しく多量を要するが、價額の關係上不可能である。*Al* の代に此の合金を使用した結果は

- (1) 非金属介在物は著しく減少する。
- (2) 脱酸生成物の分離が良好である。
- (3) 溶鋼の流動性が增大する。
- (4) 鍛錬性が增大する。
- (5) 6 個月間の記録では廢材が極度に減少した。(M. A.)

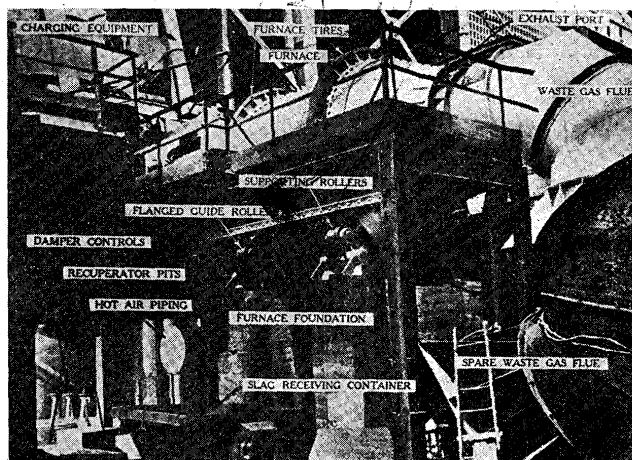
5) 鐵及鋼の鑄造

デブランチャル同轉式熔解爐 (Iron Age, June 11, 1936.) 鋼、鑄鐵、可鍛鑄鐵及び合金類の熔解に用ひられるこの爐の著しい利點は熔湯の注出に先きだつて金属の成分を正確に從つてその機械的性質の良好なるものを作り得ることにある。爐は圓筒形で兩端は圓錐形になつてゐる、この兩端は取はずしが自由に出来る、注湯口は爐體の中央にあり爐を回轉してそれが爐の最低位にきたときに注湯する、このときスラグとは單獨に處理できるのである、スラグの注出口はこれと直角の位置に矢張り爐の中央部にある、爐は酸性式にも鹽基性式にもなる、酸性式では珪砂と粘土又は珪石煉瓦、鹽基性式ではマグネサイト煉瓦又は特別なマグネサイト、クロム煉瓦の裏附をする、裏附は 400°F を越えぬ程度の温度で徐々に乾燥、然るのち 10 日 で 3,000°F に達する程度で熱をあげ焼付して直ちに熔解を開始するのである。

爐の回轉は最初は毎分 1/4 回轉、金属が熔けたなら 1 回轉とする、熔湯はそのまゝで爐壁が熔湯の底に入るこのやうにして絶えず回轉をつづけるのである、爐の装入はバーナーのある爐の一端を開いてそこから装入する、バーナーは重油を豫熱された空氣で燃燒せしむる式で先づ重油を微粒化しそれを豫熱された空氣で燃燒する、微粒化は特別な装置とはなく單に 250 lbs/□" 以下の壓風によつて適當に行はれるのである、火焰の最高温度は 3,270°F である、燃燒生成瓦斯は爐の他の一端から煙道を通つてレキューペラタに入るこゝには合金鋼製の管があつて送風機からの冷空氣はこの中に送られる、空氣はこゝで充分豫熱されてバーナーに運ばれるのである、空氣の量は重油 1 lb に對して 1.923 ft³ を使用する、豫熱温度は爐中温度によるが爐温 1,912°F のとき最初 716~756°F 最後には 1,076~1,112°F に達する。

デブランチャル爐は本來から言へば精鍊爐で鋼の場合では平爐又は電氣爐に相當するものである、重要にして然もこれらの爐に優る點は火焰の性質が柔であるから比較的 *C, Si, Mn* の少い鋼でも作ることが出来ることにある、電氣爐と同様急速熔解も出来るし火焰を中性にすることも自由であるから特殊元素の添加も歩留よく、注出時の温度の調節も簡單、従つて特殊鋼の製造に適する。

操業時間は 12 爐で 2 日 である、生産費を比較して見ると下表の如く極めて格安である、圖はデブランチャル爐設備の外観を示す。



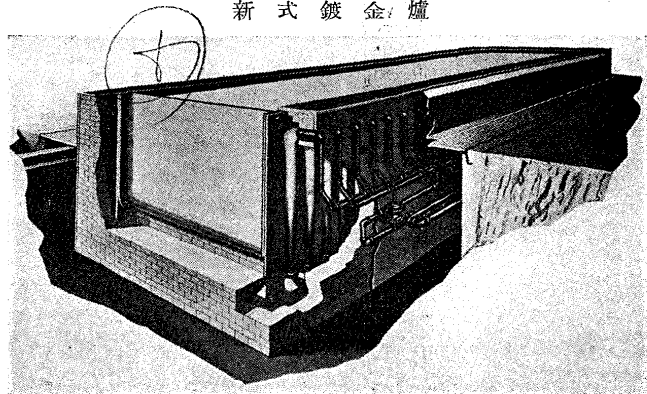
電氣爐	鋼熔解	動力と電極費	\$7.20	デブランチャル爐 5t 鋼爐	重油	\$7.88
		裏附修繕費	3.75		電氣	0.23
					裏附修繕	5.00
				10.95/ton	5 噸に付	13.11
						2.62/t
反射爐	可鍛鑄鐵	石炭	\$2.55	デブランチャル爐鑄鐵 2t 爐	重油	\$3.16
		煉瓦代	1.65		動力	0.26
					裏附修繕	1.56
				4.45	總費	4.98
						2.49/t

(鈴木)

6) 鐵及び鋼の加工

新式鍍金爐 (Blast fur, Steel Pl, June 1936, P. 512.) 著者は嘗て鍍金用鋼の加熱爐に普通の下部燃燒式の代りに電熱による側部加熱式を採用して好結果をえた、即ち操業初めより 5 ヶ月目でロスとして消費された亜鉛の量は使用量の 1% でこの報告をだすときは鋼の使用日数 4 年でも尙ほ少くとも 1 年以上は使用に堪え

新式鍍金爐



の見込みである、同一條件で同時に操業を開始した下部燃焼式のものでは5ヶ月目でドロス21%、しかも6ヶ月目で最早使用に堪えぬやうになつた、鍋の生命とドロス量との間には密接な関係のあることは言ふまでもない、然し電熱をうることは地方によつて決して經濟的ではない、著者は同一理論で油又は瓦斯を焚いて鐵管を加熱しその輻射熱を應用する所謂垂直式熱管加熱爐が鐵板の焼鈍に用ひられて好結果をえてゐる點に着目してこれを利用し圖の如くして鍍金鍋加熱爐に用ひた處、次の諸點に於て利益のあることを確めた。

1. 火焰が直接鍋に觸れることがない。
2. 鍋の上下に亘つて熱の調節が完全に行はれる。
3. 鍋の長さに沿うて熱の調節が自由に行はれる。
4. ドロスの出來方が少い。
5. 鍋の生命が長くなる。
6. 燃料費が少なくてすむ。
7. 燃焼加熱には瓦斯でも油でも用ひられる。
8. 鍋が傷んだときは煉瓦積を損ずることなしに取換へが出来る。
9. 場所を多くとらない。

(鈴木)

撰擇窒化 (F. Giolitti, Metal Progress, July, 1936) 複雑な設計の機械部品に窒化を施す場合或る部分は窒化を防がねばならぬ様な場合が數多ある。絶對的の防止を要求せぬ時は微細な鉛及錫粉を含む paste を塗るを普通とするが非常に均一に且厚過ぎぬ様にせぬと満足な結果は得られぬ。完全な防止を必要とする時は錫の被膜を用ふ。熔融錫に漬けるか半田鍍で塗るのであるが、之を均一にする事は可成困難で過剩部分は必ず必要以上に境界から擴がり易い。斯様な不便を除く爲に電解的に錫を着ける事が試験されて居る。最良の結果は鹽化第一錫或は錫酸ソーダの酸性水溶液に依つて得られる。窒化するべき面は油、酸化物等を完全に除去した後錫鍍金を防ぐ爲にワニス塗り、更にアルカリ槽に1分間漬けて電氣的に處理しグリース類の trace をも除く。此時の電氣諸元は電壓6~8v、電流密度60~70 A/in² (6~7 A/cm²) を適當とする。品物は直ちに水洗して錫鍍金槽の陰極に結ぶ。電壓3v 電流密度5 A/in² (0.5 A/cm²) で時間は1hrを適當とする。之を沸騰水にて洗ひワニスを落し乾燥後窒化箱に入れる。此方法は正確に仕上げた孔の内面などに實施し非常な利益があり、又壓搾空氣工具や小さい瓦斯機關のシリンドラーの撰擇窒化など好例である。

(Y)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

發條鋼の疲勞抵抗に及ぼす内部應力の効果 (M. L. Becker, & C. E. Phillips, Heat Treat. & Forging, 22 (1936), 5, 227) 熱處理せる發條鋼の疲勞抵抗に及ぼす表面状況の影響に就いては、既に知られてゐる。そして表面の脱炭及表面の形の不規則なる事が悪影響を及ぼし、再滲炭に依つて好結果の得られる事は明であるが、著者は熱處理せる鋼の表面附近にある内部應力を測定し、之が疲勞性質に如何に影響するかを述べてゐる。Cr-V鋼及低-Cr鋼の1 1/8" 直径の丸棒を熱處理したる後、表面層を連續的に削り取り、同時に試料の長さの變化を測定して内部應力を求めた。それに依ると、壓延の儘では表面附近に5 *t*/in² 以下の應力を示し、焼入後の硬化状態では6 *t*/in² を超える事はない。そして之等はすべて壓縮應力である、次に表面硬化を施した場合の内部應力を5% Ni鋼に就いて求めた、表面硬化は靑化鹽槽中で950°Cに加熱してゐる。之を850°Cから油焼入して、更に760°Cに同槽中で加熱、水焼入すると最高24 *t*/in² に達する。之も壓縮應力である。更に焼戻を行ふ場合に、焼戻温

度から水焼入する事に依つても亦、其の表面に壓縮應力を生ずるを見出した。之等の内部應力の疲勞強度に及ぼす影響に就いて實驗した結果は、機械加工を施さぬ材料に對して明確に、其の疲勞抵抗の増加する事を立證した。此の疲勞抵抗の増加は、主に板の引張側に於ける表面の不規則に基く引張應力の大きさを、残留壓縮應力が相殺する作用に依ると考へてゐる。次に壓延試料の靑化法に依る再滲炭を行へる状態では、普通のマツフル爐で熱處理せる儘の状態にあるものより、一般にその疲勞抵抗は大である。しかし之に焼戻に依る内部應力を發生せしめた場合は、兩状態にある材料の疲勞抵抗を著しく改善する。

低 Cr 鋼は Cr-V 鋼よりも低い焼戻温度から焼入される。そして内部應力分析を行つて見ると、前者は後者よりも、表面壓縮應力が甚だ低い。之は低-Cr 鋼の疲勞抵抗にも、焼戻應力に依る顯著な改善の跡が見られる事から、大いに注目すべき點で、かゝる疲勞抵抗の改善には、あまり高い内部應力は必要でないといふ結論に達した。scragging した發條鋼板に就いて二三の實驗した結果は、之等の scragging 作業に依つても、板の引張側に残留壓縮應力を生じて、その疲勞抵抗を増加する事を示してゐる。

(佐藤)

低温に於けるニッケル鋼 (I) (By B. G. Aldridge & George C. Metals and Alloys, June 1936) 2~2.5% Ni 鋼の低温に於ける衝擊試験を主に行つてみたのである、各試料は3°Fに冷却し衝擊試験機は大部分シャルピーの217 *ft-lb* を用ひ一部はよぎなくアイゾート試験機を使用した。衝擊値は實驗者によつて多少異なる故4ヶ所の研究所に送つて試験してその平均値をとつた、試験片は2種類で No. I は 1/2" の厚さに壓延した Ni 鋼板で成分は C 0.13, Mn 0.46, Ni 2.11 で 1,150°F で焼鈍し、No. II は 1 3/8" の厚さで成分は C 0.27, Mn 0.66, Ni 2.41 である。此の鋼板を 1,450°F で1時間ノルマライズし然る後 1,200°F で1時間焼鈍した、各試験所共米國金屬協會の規格によつてシャルピー衝擊試験片をつくり ASST に従つてこれに切込を入れた、扱て此等の試験結果を第1表に示す。

第1表

壓延方向と試験片の主軸の關係	切込と板面との關係	試験温度 °F	シャルピー衝擊値				平均
			第一實驗室	第二實驗室	第三實驗室	第四實驗室	
1 縦	平行	70	44.7	44.4	—	38.2	42.4
1 1	垂直	70	46.6	39.6	—	38.2	41.5
1 1	横 平行	70	32.6	31.5	—	27.0	30.3
1 1	横 垂直	70	28.5	27.6	—	28.2	28.1
1 1	縦 平行	-50	44.2	32.8	—	31.5	36.2
1 1	横 垂直	-50	36.6	34.2	—	31.5	34.1
1 1	横 平行	-50	26.0	22.5	—	22.5	23.7
1 1	横 垂直	-50	25.0	22.4	—	23.8	23.7
2 2	縦 平行	70	44.3	43.2	42.0	43.0	43.1
2 2	横 垂直	70	45.9	44.4	43.5	43.0	44.2
2 2	横 平行	70	37.6	39.3	35.0	34.0	36.5
2 2	横 垂直	70	35.0	34.1	36.5	31.5	34.2
2 2	縦 平行	-50	31.5	29.2	28.5	26.0	28.8
2 2	縦 垂直	-50	30.6	29.0	25.2	28.5	28.3
2 2	横 平行	-50	24.4	23.5	22.5	21.0	22.8
2 2	横 垂直	-50	23.7	21.8	22.5	23.8	23.0
1 1	—	70	38.1	35.8	—	32.9	35.6
1 1	—	-50	33.0	30.0	—	27.3	29.4
2 2	—	70	40.8	40.2	39.3	37.8	39.5
2 2	—	-50	27.6	25.8	24.6	24.8	25.7

表に示す如く第一實驗室の値は第二實驗室の値より2~4 *ft-lb* 高く第3, 4は殆んど等しく第二より約2 *ft-lb* 低い、此等の差異は切込の方法と衝擊によつて破壊される面の大小によるのであり ASTM, ASST 何れの試験片も 10mm 角であるが前者の切込は V 形で底部

表

の径 0.25 mm であり後者は鍵孔の形で底部の径 1.00 mm であり前者はフライスで切込をつくり後者は錐及び鋸でつくるのでフライスは磨耗等の爲めに切込の径に差を生じ易くこの点鍵孔形の方が比較的良い様に思はれる。

第2表に C 0.25%、Ni 2.25% の 1,450°F でノルマライズし 1,200°F で焼鈍したものをシャルピー衝撃試験を行った場合 ASST 及び ASTM の試験片に於ける差異を挙げる。

第2表 シャルピー衝撃値 ft-lbs

試験温度 °F	ASST 試験片			ASTM 試験片			ASTMと ASSTの比
	I	II	平均	I	II	平均	
70	31.5	38.0	34.8	52.8	58.4	55.6	1.60
0	28.6	25.9	27.2	26.7	28.1	27.4	1.01
-75	18.2	24.7	21.4	14.3	14.3	14.3	0.67

次に衝撃試験片の断面積を減少して試験した結果材質が脆い程試験片の幅の減少による衝撃値減少率が著しい事を示した。次にU形の切込と鍵孔形のものと比較したところ殆んど同様な結果を得た。次に ASST のシャルピー試験片とアイゾート試験片 (10×10mm 長さ 130mm 切込3個、V形切込、切込底部の径 0.67mm) 27個に就き3回の比較試験を行った。アイゾートはシャルピーより遙かに不確實の点多く両者の衝撃値の比は試片の脆性が減少する程増加する。(N)

高抗張力耐蝕鋼 (By Ernst E. Thum. Metal Progress, June 1936.) 高抗張力の耐蝕鋼として C 0.1~0.2, Cr 0~30, Mo 0.5~1.5 Si 及び Mn 0.50 のもの及び C 0.1~0.2, Cr 17~26, Ni 8~26 Si 及び Mn 0.50~3.0 の主要なる Cr 鋼、Ni-Cr 鋼を試験した結果を

第1, 第2表に示す。

鐵用管には 2.5%, 5%, 9%, 13% Cr 鋼を使用し、2%以下の Cr 鋼でも高温高圧の重油による腐蝕性を減ず。Cr 鋼に Mo を多少加入すると脆性を防ぎ 800~900°F で焼戻による悪結果を減じ高温に於けるクリープ強度を増加する、然し他方スケールを出来易くする空気焼入された 5% Cr 及 Cr-Mo 鋼を鍛接する事は困難であるがこれは Ti を加入する事によつて避けられる、C の 6~8 倍の Ti を要す。SAE 鋼は Cr 1.50% であるが熱処理して最大の機械的性質を出すには Cr 3% C 0.3% がよい様である。5% Cr 0.1% C の空気焼入されたもので抗張力 180,000 *ws/in*² を示す。タービン翼は抗張力 100,000 *ws/in*² で靱性高く疲労抵抗 55,000~60,000 *ws/in*² 位で且つ耐蝕性も相當大なる事を要す、最近此の目的にそひ且つ低廉なる様 C 0.05% 或は Al 0.50% のものを用ひて居るが Al は 5% Cr 鋼中に Ti を入れたものと同様軟化の傾向がある。15% Cr 低炭素鋼は耐蝕性を必要とする所に用ひられ尙これは冷間延して強さを増して用ひらる。13.5% Cr 0.35% C の Cr 鋼は Cr-Ni-V 鋼に匹敵し、高抗張力を要する自動車の部分品高速度機關等に用ひられ尙耐蝕性大なる爲食糧品洗濯用アルカリ液アムモニヤ等の容器等に盛に用ひられスケールは 1,700°F に於て始めて生成さる。英國の R 101 號飛行船の桁等にはこの程度の Cr 鋼即ち 12.5~14% Cr 0.16~0.22% C のものを使用して居る。尙 Cr 18%, Ni 8% の所謂 18/8 はその有用なる事は云ふ迄もない 18/8 は抗張力 150,000~175,000 *ws/in*² 位を冷間加工したストリップに與へる位は容易な事である。200,000 *ws/in*² の線も樂につくり得るのである。航空機用薄板で 0.005' の厚さに冷間延したもので抗張力 150,000~185,000

第1表 主なる Cr-Fe 合金の性質

化學成分	2%Cr	5%Cr	9%Cr	12%Cr	不銹刃物鋼	17%Cr	27%Cr					
Cr	1.75~2.25	4~6	8~10	12~14	13~14	16~18	25~30					
Ni	(0.5 Mo)	—	(1.5 Mo)	—	—	—	—					
Si 及 Mn (最大量)	0.50	0.50	0.50	0.50	0.55	0.50	0.50					
C	0.15	0.10~0.20	0.15	0.10	0.30~0.40	0.10±	0.10±					
電氣抵抗 $\mu\Omega/cm^2$	—	—	—	57	60	59	67					
組織	パーライト	パーライト	マルテンサイト	マルテンサイト	マルテンサイト	フェライト	フェライト					
熱傳導度 cgs 單位 於100°C	—	0.0874	—	0.0595	0.05	0.0583	0.0500					
" 於500°C	—	0.0803	—	0.0686	—	0.0624	0.0583					
室溫に於ける 機械的性質	燒鈍	燒鈍	燒入 燒戻	燒鈍	燒鈍	燒入 燒戻	燒鈍	冷間加工 (線)	燒鈍	冷間加工 (線)		
極限強さ 1,000 <i>ws/in</i> ²	60~70	66	115	75~87	65	125	100	230~260	75	100~190	75~95	85~175
降伏點 1,000 <i>ws/in</i> ²	30~45	27	103	35~45	35	100	65	200~220	46	—	50~60	55~155
彈性係數 10 ⁸ <i>ws/in</i> ²	—	—	—	—	28	—	—	—	29	—	—	—
伸% in 2in	40~30	38	20	40~30	35	20	27	8~2	27	—	30~20	—
" in 10in	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
断面收縮率 %	—	76	66	—	65	60	69	20~2	55	25~2	—	25~2
衝擊値 <i>ft-lb</i>	35~65	—	—	35~60	—	75	—	—	—	—	—	—
アイゾット	—	80	75	—	80	—	—	—	8~25	—	—	—
疲勞限界 1,000 <i>ws/in</i> ²	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
硬度ブリネル	130~160	136	250	145~180	140	230	170	480	175	186~270	160~190	150~250
ロクウエル	—	B~75	0.24	—	B~76	C~22	—	C~56	B~85	B~99~105	B~80~90	C~0~25
1,000°F に於て 1,000h	11,400	7,000	—	11,600	13,000	—	—	—	—	8,500	—	—
1,100 にクリープ 1	5,650	—	—	6,900	—	—	—	—	—	—	—	—
1,200 %を生ぜしめ	3,150	—	—	2,300	2,300	—	—	—	2,100	—	1,600	—
1,350 る應力、 <i>ws/in</i> ²	—	—	—	—	1,400	—	—	—	1,200	—	400	—
スケール化溫度 °F	—	1,200	—	1,200	1,300	—	1,750	—	1,550	—	2,100	—
鍛鍊開始溫度 °F	—	2,100	—	—	2,100	—	2,700	—	2,000	—	2,200	—
鍛鍊終了溫度 °F	—	約 1,400	—	—	最高 1,450	—	1,700	—	最高 1,400	—	1,400~1,450	—
燈鈍、熱處理	—	1,580°F から 爐冷	—	—	1,250°~1,350°F で長時間加熱	—	1,575~1,625°F	—	—	—	1,450°F で 1h 以上 加熱後焼入	—

第2表 主なる Cr-Ni-Fe 合金の性質

化 學 成 分	18~8			18~12		25~12		25~20	18~26
Cr	17~19	—	—	17~19	—	22~28	—	24~26	17.5~19.5
Ni	8~10	Ti 加入	—	11~12.5	—	12~16	—	19~21	25~26
Si 及 Mn (最大量)	0.50	—	—	0.50	—	—	—	1.0~0.75	3.0Si
C	0.10	—	—	0.10	—	0.15±	—	0.15	0.20
電氣抵抗 $\mu\Omega/cm^2$	70	71	—	73	—	78	—	90±	102
組 織	オーステナイト	オーステナイト	—	オーステナイト	—	オーステナイト	—	オーステナイト	オーステナイト
熱傳導度	—	—	—	—	—	—	—	—	—
cgs 單位 於100°C	0.0390	0.0385	—	0.0380	—	0.03~0.04	—	0.03~0.04	—
" 於500°C	0.0515	0.0528	—	0.0520	—	—	—	—	—
室溫に於ける機械的性質	燒 鈍	冷間加工 ワイヤー	1,400°F 以 り焼入	燒 鈍	冷間加工	燒 鈍	冷間加工	燒 鈍	燒 鈍
抗 張 力 $1,000 \text{ lbs/in}^2$	80~90	105~300	85~95	80~90	105~275	90~110	110~270	80~110	—
降 伏 點 $1,000 \text{ lbs/in}^2$	40	60~250	40~45	40	—	40~60	65~230	35~65	—
弾性係數 10^8 lbs/in^2	29	—	—	—	—	—	—	—	—
伸 縮 率 % in 2 in	60	—	55	60	—	50~35	—	60~45	—
" in 10 in	—	50~2	—	—	50~2	—	35~2	—	—
斷面收縮率 %	70	65~30	55	65	65~30	60~45	35~20	—	—
衝擊値 ft-lb シヤルピー アイゾット	—	—	77	—	—	—	—	40~80	—
疲勞限界 $1,000 \text{ lbs/in}^2$	47	—	—	—	—	—	—	—	—
硬度ブリネル	135~165	極限の 0.50% 170~460	150~185	135~165	170~380	150~185	170~375	130~190	—
" ロックウェル	B-75~85	C-5~47	B-80~90	B-75~85	C-5~40	B-80~90	C-5~40	—	—
1,000°F に於て 1,000 hr に クープ	17,000	—	—	—	—	—	—	—	7,000
1,200°F	7,000	—	—	—	—	—	—	7,400	—
1,350 } 1%を生ぜしめる	3,000	—	—	—	—	—	—	3,300	—
1,500 } 應力 lb/in^2	850	—	—	—	—	—	—	1,100	—
1,600 } —	—	—	—	—	—	—	—	—	1,900
スケール化溫度°F	1,650	1,650	—	1,650	—	2,100	2,000	2,000	1,650
初 鍛 鍊 溫 度°F	2,200	—	—	—	—	2,200~2,300	—	—	1,950
終 " "	1,600~1,700	—	—	18~8 と同じ	—	1,600~1,700	—	—	—
燒 鈍 熱 處 理	1,900~2,000°F	—	—	—	—	2,200~2,150°F	—	—	18-8に同じ
	に加熱後焼入	—	—	—	—	—	—	—	—

1000 lbs/in² 伸 25~15% であるが最近航空機用薄板には Al を盛に使用し始めこれと衝突するに至つた。英國に於ては 18/8 よりむしろ Cr 18%, Ni 2% のものを賞用して居る。5% Cr 鋼は空氣焼入されて硬くなるが Ti 或は Nb 等を加入すれば硬くならない。

18/8 のクリープ強度は相當高く 1,300°F 位で手荒く用ひるところに最も適して居る。普通鋼は低温に於て脆くなるが 18/8 の低炭素鋼の衝擊試験を室溫から -300°F 迄行つた結果アイゾットの標準試験片が 113~119 ft-lb の衝擊で曲つたが少しも破壊しなかつた。尙これを -300°F で 65 hr 放置したが何等の變化を見なかつたのである。其上室溫から -400°F 迄の間で次第に抗張力及び降伏點が上り室溫に於ける値の約 2 倍半を示し理論的には準不安定なオーステナイトの變化が過冷されて著しく促進されたと説明される。(N.N.)

鋼の磨耗の問題 (F. A. Wickerham, Metal Progress, July, 1936) 金屬磨耗の問題は工業上重要な要素で其爲に修理に經費と時間とを要し且此間操業の中絶する如き能率上の問題を伴ふ場合がある。元來鋼の磨耗に耐へる性質は他の機械的性質から決定する事は困難で抗張力に於て 2 倍を有しながら耐磨耗性に於ては僅かに數% 優るに過ぎない例もある。W. A. Wissler に依れば摩擦に依り生ずる熱は想像以上のもので Tool の切削端に於ては 1,000°F 以上にも達する。又測定する事は不可能であるが crusher などの表面の溫度などは之も相當高いものと考へられる。其處で磨耗の機構は此熱に依り原子或は分子の軟化を來し掻き取られるものと想へる。従て常溫の硬度が耐磨耗性を表示せぬ事になり、測定は困難であるが高温に於ける硬度こそ良い標準となる事が分る。

耐磨耗性を増す事は材料の選擇と共に其處理法である。磨耗に耐

へるものとして chill した鑄鐵、高 Mn 鋼、又特殊鋼及特殊非鐵合金であるが夫々の性質に依り其用途の制限される事が多い。Hadfield Mn 鋼と稱せらるゝ Mn 11~14% 鋼は優秀な耐磨耗性を有するが其使用箇所は冷間加工を受ける所である事を要する。即ち軟かい austenite が硬い Martensite に加工に依り變るのである。然し此鋼は切削が非常に困難である爲に鑄造に依り多く形を與へねばならぬ。高炭素、高 Cr 鋼は磨耗の問題を一部解決出来るが餘り大きなものには利用出来ぬ。

C 0.35, Mn 1.50~2.00, Si 0.15~0.30, P 及 S 0.055% の成分を有する "AR" と稱する鋼がある。之は軌條用鋼と殆ど同様で軌條用として腐蝕を問題とする時は Cu を 0.20% 以上加へる。此 AR 鋼は壓延状態で抗張力 100,000~125,000 lbs/in^2 、硬度 200~250 を有するが熱處理すると 150,000 lbs/in^2 にもなり展延性も良い。而して安價なる耐磨耗性鋼として推奨出来る。此鋼の取扱に就き一言すれば穿孔、冷間變形などする時は 600°~800°F に豫熱し、又ガスに依る切斷に際しては少くとも 625°F に熱する必要がある。又冷間で屈曲等の變形を與へる時は先づ 1,200~1,300°F に加熱し空中放冷する事もよい。800°F 程度の加熱では勿論機械的性質及耐磨耗性は害される心配はない。熱間變形は 1,500°~950°F の間で作業を行ふをよしとする。焼入は 1/2"~1 1/8" 位の厚さでは 1,475~1,525°F にて水焼入し 1,100°~1,150°F で焼戻す。焼割れの入るのを防ぐ爲に焼入に於ては 30~60 秒水に入れて直ちに出し 600°F 附近迄空冷し、次の焼戻操作に入る。尙此鋼は熔接可能である。

最初の設備に要する經費の安い事と壽命の長い爲に低 Mn 鋼は磨耗を受ける部分即ち石炭、鐵石、岩石の取扱部品、コンクリート混

合機等普通鋼や鑄鐵の使用不能の個所に磨耗を防止の目的に使用される。(Y)

軌條の改良 (Metal Progress, July, 1936) 軌條の破壊の主なる型式たる fissure は其製造中に生ずる shatter crack に依り起るものとして、之に就き種々の試験が實施されて居る。此の shatter crack は冷却時に於ける内外の温度差に因る歪に其の主原因があるとして、専ら此方面の適當なる手段が講じられてゐる。Bethlehem Steel Co. に於ては軌條を 1,000~932°F の温度迄普通の方法で hot-bed で冷却し、此處で一つの箱に入れ温度の降下を非常に緩かにする。箱には蓋をして空氣の流通をも防ぐのである。此操作は 406°F 以下となつた時に完了する。此温度に關しては種々意見があり Sandbergs 氏に依ると 932~650°F の間にて Shatter crack の生じ易いと云ふに對し Gerhardt 及 Mackie 氏は 650°F 以下に於て傾向最大なりと稱して居る。Mackie 氏は crack の原因を 100% 效果的に除去する爲鋼に少しの赤色も見えなくなつてから適當なる冷却装置に入れて徐冷すべしと述べてゐる。

上述の様に冷却を調整した材料は屈曲試験の結果は高い値を示し且展延性も良い。硬度は硬度試験に依るも磨耗試験に依るも影響されぬ程度の差である。然し斯様に特別な操作を施しても或 % は crack が起る。之は除去し得ぬ鋼塊の缺陷に因るものであらうと想像される。

現今の如く列車の荷重は増し又速度の増大せる場合軌條の機械的性質は更に優秀なるものを要求せられし結果焼入焼戻處理の實施が行はれる。Bureau of Standard では之に關して記述して居る。即ち軌條は壓延後 Magnetic になる迄冷却し、此處で頭の方を 60~100°F の水に 30 秒焼入し直ちに 900°F の焼戻爐に入れるべしと

第 1 表 化學成分; C 0.74%, Mn 0.72%

	熱處理せるもの			熱處理せざるもの		
	最大	最小	平均	最大	最小	平均
抗張力 lb/in ²	185,000	170,000	177,900	151,000	133,800	140,600
弾性限 "	131,000	123,700	126,700	89,000	77,800	83,300
伸(2") %	10.5	7.5	8.5	10.5	6.5	8.7
断面收縮 %	20.5	9.5	13.6	14.8	9.0	12.0
ブリネル硬度	375	347	363	311	269	298
落錘による永久歪 (第 1 回)	0.66	0.50	0.54	0.93	0.80	0.86
アイゾット衝撃値	—	—	7.0	—	—	2.0

第 1 表は Kenney 氏に依る試験結果で 130 lbs 軌條に依るものである。氏の目的は弾性界を充分高くして車輪の荷重に依る表面部分の粘性的流れを防止せんとしたのであつたが數値から見ると弾性界は 50% 増加を來して居る。爲に表面の粘性的な流れを防止し得た許りでなく内部金屬迄弾性界の上昇を來し表面部分の流れるのに抵抗する傾向を示した。従て熱處理した軌條はせぬものに比し磨耗に對する抵抗を増加し壽命を延長し得た。最近の報告に依ると磨耗の度合は熱處理せるものは熱處理せざるものの僅かに 54.8% であつた。

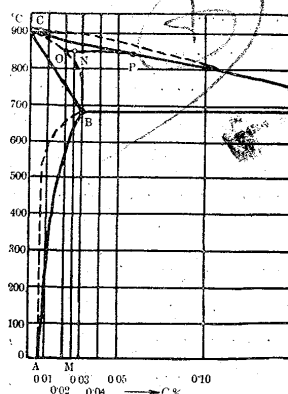
以上の様な注意を以てしても軌條の接合點に於ける損耗は著しく、其爲に兩端のみを特に焼入して硬くする事が行はれる。其一つの方法は端を酸素—アセチレンで加熱し水で焼入し且適當に焼戻を施す。又他の方法は壓延の際の餘熱を利用して焼入し兩端の硬さをブリネル 400 前後とするものである。(Y)

1,000°C 以下に於ける炭素零に近い鐵—炭素系状態圖の研究 (J. H. Whiteley, Iron & Steel Ind., 9, 1936, 339) 0.10% C 以下の Fe-C 系状態圖に於て A 點は Yensen (Trans. A. I., Elect. Eng. 43, 1924, 145) に依り 0.008% と定められ、B 點は

Yensen, 山田 (東北理科報告 15, 1926, 851) 田丸 (J. Iron & Steel Inst. 1927, I, 747) 及び Scott (Chem. Met. Eng, 27, 1922, 1156) に依り 0.03% とされてゐるが、既に Andrew 及び Elliss (Iron & Steel Inst. Sp. Rept. 9, 1935) の指摘した如く、異物質の固溶、たとへば FeO の如きの溶解に依り影響される。従て此の點を正確に定めることは最も困難である。又 B と Ar₃ 點の C を結ぶ線も大體最純の鐵に就て容認されてゐる。併し Yensen (J. Iron & Steel Inst, 1929, II, 187) の眞に純粹の鐵には α 鐵への變態がないとの意見を認めるならば、此の點は若干 0% C の縦軸より移動せねばならない。著者は以上 3 點は先づ決定せられたとして、是等を結ぶ線の曲率を定める爲めの實驗を行つた。但し此の研究は極めて純粹な材料と且小數點以下 3 位迄正確な炭素量を求めねばならない。

試料は炭素 0.03% 以下にはアームコ鐵 (C 0.025%, Si tr., Mn 0.03%, P 0.005%, S 0.033%, N₂ 0.004%) を用ひ、是の熱處理は電氣爐内に懸垂する如くした。檢鏡用の腐蝕劑は (1) 98% アルコールに飽和したピクリン酸 (0.05~0.07% の鹽化銅を含む)、(2) 5% 硝酸アルコール溶液、(3) Le Chatelier-Dupuy 液 (95% アルコール 100cc, 水 10cc, 鹽化銅 1g, ピクリン酸 0.5g, 鹽酸 1~3cc) である。(1) は焼入試料の γ 及びフェライトの區別に宜く、(3) はセメントタイト及びマルテンサイトをフェライトと區別するに最もよい。特に微量のセメントタイトの検出に好適である。

アームコ鐵試料を種々の温度に加熱し、水中急冷を行ひ腐蝕檢鏡した結果、550°C 迄は 1 時間の加熱に於てもセメントタイトの減少を認めなかつた。550°C 以上ではセメントタイトは次第に消失し 680°C では全く認めなくなる。又セメントタイトの溶解する速度は極めて早い此の結果、α 鐵—炭素の溶解度は圖の破線の如くなり 550°C 以下は直線である。此の結果は著者の前研究 (J. Iron & Steel Inst., 1927, II, 200) や、山田、Köster (Archiv. 2, 1929, 29) に一致する。又山田はセメントタイトがパーライトを生ずるに不充分な炭素を有する結晶粒間に析出することを報告してゐる。Köster は炭素を比色法で定め、最大溶解度を 0.04% としてゐるが、比色法は急冷試料には不適當である。以上の如く 680°C で急冷したのものには炭化物は認めないが、820°C 迄温度を高めると初めて新相の小領域を認め 900°C では此の領域は増大する。又此の生成には加熱速度の影響はない、



即ち一つは炭素の α 鐵へ固溶せるもの、他はマルテンサイトである。線 MN はアームコ鐵試料の位置を示す。N 點での鐵中の炭素は O 點で示され、γ 鐵のは P 點で示される。状態圖からパーライトの生成に不充分な炭素のものでも約 700°C 以上でマルテンサイトを生成するし、α 鐵は Ac₃ に達する迄次第に其の量が減る譯である。パーライト鋼ではオーステナイトは

690°C 迄安定であるが、此の場合は 820°C 即ち BOC 線迄である。又 Ac₃ 點迄の温度で、γ 相の發生並に消失の温度を急冷法で實驗した結果 Ar₃, Ac₃ 間に 20°C の差を示めた。

次に Desch より得た最も純粹な鐵試料を 895°C 即ち Ac₃ 直下に保ち急冷した場合には、全くフェライトのみより成り γ 鐵を認めなかつた。此の薄片に滲炭し、表皮を僅か脱炭してセメントタイトの

小片を含む試料を作り、550°C に加熱した結果、セメントは全く減少せず、670°C で全くフェライトのみの組織となり、830°C で初めて少量のマルテンサイトの生成を認め、860°C では多量になるのを認めた。又 800°C より急冷ではマルテンサイトを生じない事を確認した。

次に電解鉄 (C tr, Mn, N₂ なし, P 0.004%, S 0.006%) 及びカーボニル鉄 (C 0.015%, Si tr, Mn 0.01%, P 0.005%, S 0.003%) に就ても同様の試験を行つた。是等の結果、状態圖を破線の如く推定した。(M.A.)

8) 非鐵金屬及合金

デュラルミンの腐蝕速度 (G. Tammann u. W. Bochme: Z. anorg. u. allg. Chemie, 226 (1935), 82.) 鹽酸中に於けるデュラルミンの溶解速度は Al_2Cu の析出に依て増進される。析出された Al_2Cu が地金と金屬的接觸となつてガルバニック作用の原因になるらしい。之に反して $Al-Cu$ の固溶體から分離した Cu は地金と金屬的接觸をやらないから溶解速度に影響を與へない。300°C 以上の温度では Al_2Cu と $Al-Cu$ 固溶體は容易に平衡状態に達する。1~4% Cu の合金を加熱すると、 Al_2Cu は迅速に不飽和の固溶體に溶込み、この合金を徐冷すると再び Al_2Cu が析出する。然しながら 4% Cu の合金を 500~520°C 附近から水中急冷すると、過飽和の固溶體が得られて時間の経過と共に硬度が増加して来る。温度を上げると硬度は迅速に増すが 150°C で最大値に達し、それ以上の温度に對しては硬度が落ちて来る。150°C に於ける析出は顯微鏡では認めることは出来ないが、X線分析ではパラメーターが増加するから認められる。V. Göler 及 G. Sachs 等は之の方法で各温度で 0.5~24 h 合金を加熱して Al_2Cu の析出する速度及量を測定した。格子變數に及ぼす析出の影響は 0.9n-HCl 溶液に溶離する速度に及ぼす影響に平行で、速度は析出の量と共に増加する。 $Al-Cu$ 合金を 5% HCl 及 5% HCl で腐蝕すると表面が黒色に變ずる。 Al_2Cu が析出されてゐない合金では、この黒色の膜を容易に除くことが出来るが、之に對して Al_2Cu が析出してゐると黒色の膜を除去することが不可能である。固溶體から出た Cu の粉末は地金と金屬的接觸をして居らないが Al_2Cu は金屬的接觸をなし HCl 溶液に溶離する速度を促進する事實を確證するものである。各種の析出處理後の 4% Cu を含む Al 合金及デュラルミンが 0.9n-HCl に溶解するとき發生する水素量を時間に對して求めてゐる。焼鈍温度が高くなると水素量-時間曲線は急に増すが 300°C 以上の焼鈍温度では差程激しくない。

HCl と長時間反應した後は溶解速度は一定となつて曲線は殆んど直線になる。溶解速度は熱處理温度に對してとつた曲線の直線部分の傾きで表はせる。200°C 24 h 焼鈍及 300°C 30 min 焼鈍のものが最大値を示した。最大値を示した後は急激に減少する。以上の實驗から溶解速度は約 300°C まで焼鈍温度を上昇させると Al_2Cu が析出するが、之の析出した Al_2Cu に比例すると云へる。300°C 以上の温度になると析出した Al_2Cu が $Al-Cu$ 固溶體内に溶込み、腐蝕の原因が消失する。即ち溶解速度が減少することになる。又上記の最大値は格子變數の最大値に相當し、之からも腐蝕速度は析出した Al_2Cu の數に依ることが解る。(森 永)

デュラルミン系合金の最良の析出硬化温度決定 (U. V. Scheidt: Z. Metallk., 27 (1935), 275.) 本系合金の機械的性質が熱處理温度で變化し、析出硬化温度が僅かに化學成分の異なる合金に於ても非常に變化することは著名な事實である。著者は本合金の化學

成分と析出硬化温度との關係を求めた。焼鈍バスは硝石槽を使用し温度の精確度は $\pm 1^\circ C$ であつた。試料は厚さ 1mm の板で所要温度に 20 分保持し水中急冷後、2~3 週間試料を枯して機械試験に供した。機械的性質は或焼鈍温度で最大値を示し、それ以後は減少する。之の減少は銅の共晶が現はれるのに關係することが顯微鏡試験から解る。本系合金では硬化温度は特に Cu, Mg, Si 及 Mn 等の元素に依て影響される。著者は Cu, Mg, Si 及 Mn の含有量が析出硬化温度に與へる關係の實驗式を求めてゐる。温度は Mg, Si 及 Mn の含有量に比例して上昇或は降下する、著者は次の様な實驗式を求めてゐる。

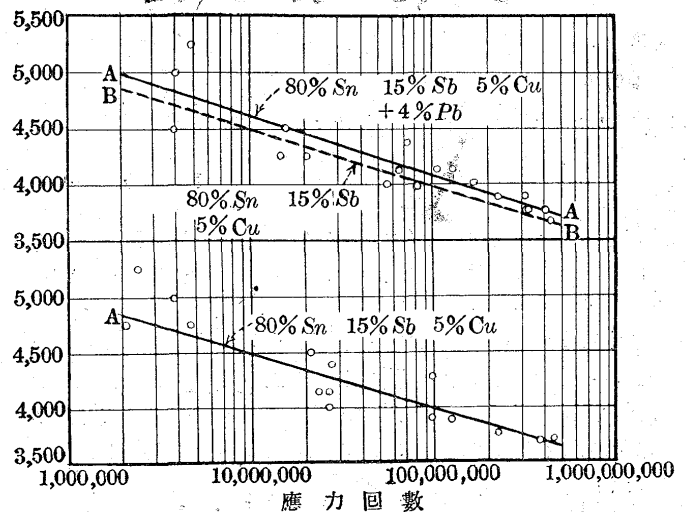
$$t = [548 - (5.65 - \%Cu) \times 9.04] - [a\%Mg + b\%Si + c\%Mn]$$

上式で定數 a, b, 及 c は實驗から得た t の 3 つの値から計算出来る。

$$t = [548 - (5.65 - \%Cu) \times 9.04] - [40.3\%Mg + 31.099\%Si - 32.5\%Mn] \pm 2.5^\circ C$$

之の式は本實驗に供したデュラルミン系合金の試験には満足される。(森 永)

Pb を含む Sn 基軸受合金 (J. N. Kenyon, Metal Industry, July, 1936) 著者は 1933 年 Sn 基軸受合金に Pb を 3~4% 加へると 100°C 迄は温度と共に硬度の増加する事を發見した。又 Sn-Pb の共晶の M.P. (183°C) 迄特に著しい硬度の低下を來さない。然し夫以上では Pb を 2% 以上含むとブリネル試験の際碎ける傾向を示した。著者は本研究に於て Babbitt Metal (Sn 80, Sb 15, Cu 5%) に 4% の Pb を添加し、之を 370°C (706°F) にて chill cast し、更に鑄造歪を除く目的で 100°C で 12 h 焼鈍し、之から R. R. Moore の疲勞試験片を切り出した。試験機は速度は 3,750 r. p. m. である。



結果は上の圖の様である。破面の一般的性質は滑らかな破面が最後の破断面迄擴がり、其狀況は硬い elastic な材料に於けると同様な所であつた。圖から觀ても Pb を加へた爲に合金の疲勞限に及ぼす影響こそ少いが、決して Pb に依つて脆くなると云ふが如き一般意見を證する様な結果は示して居ない。合金は圖の如く一定の疲勞限は證さなかつたが 500,000,000 サイクルの一つの試験にも 3 月を要する故に爾後の試験を中止した。(M)

Be-Cu-Co 合金 (F. G. Benford, Metal Industry, July, 1936) Be-Cu 合金は Ni を加へると否とに拘らず優秀なる發條としての特性 (高疲勞抵抗、加工後の熱處理可能) を具備せる爲動的部分の構造用材料として注目されて來た。此種合金は Cu 基合金中の析出

硬化する合金として冶金學的興味をも與へて居る。此 Cu-Be 二元合金に Co を添加する事は熱處理に依り、加へざる合金と同様の物理的性質を示し乍ら Be の量を低下し得る事が發見せられた。即ち Co の添加に依り高價な Be の大部を置換し得て成品の價格低下に役立つ居る。

此 Be-Cu-Co 三元合金は Be-Cu 二元合金と若干異り Be-Cu 合金が抗張力 120,000~180,000 lb/in^2 電氣傳導度 20~30% (銅との比較) であるに對し三元合金は抗張力 90,000~110,000 lb/in^2 、電氣傳導度 45~50% である。更に其熱處理に於ては二元合金は 260~300°C で焼戻すに對し三元合金は 475°C 迄は軟化を起す様な事はない。G. E. 會社に於て Trodaloy No. 1 として居る Be 0.4, Co 2.6, Cu 97% 合金は第 1 表の如き性質を有し高抗張力、高硬度、高電氣傳導度を具備し合金鋼の夫に比較し劣らず、然も熱、電氣傳導は他の高抗張力合金の 2 倍である。

第 1 表 熱處理せるもの

抗張力 lb/in^2	90,000~100,000
比例限界 "	45,000
伸 (2") %	10~20
硬度 (R-B)	92~98
電氣傳導度 %	49~52

斯くの如き性質を有するもの、主なる使用箇所は低抵抗溶接装置である。良好なる電導性を有し且變形に對する抵抗大なるに依り激しい加熱にも耐へる。本合金は鑄造、鍛造、壓延及冷間引拔等可能で或る程度の硬化は熱處理に依らずとも出来るが主として熱處理に依るを普通とする。

(M)

ニッケルを含有するアルミニウム合金 (Nickel Bull. 9, July, 1936, 144~152) 純 Al の強度を高め高級な材料とする研究は、特殊元素の添加と是等の熱處理、加工の研究に依て進歩されたと云つてよい。他元素と共に Ni の添加は特に物理性の改善と應用範圍を擴大した事は否めない事實である。是等の強力合金其他に就て概述する。

Y 合金 大戦中 N.P.L. の研究に成るもので、鑄造並に加工用合

金として最も應用が廣い。現在は更に軽く、強くと研究が進められてゐる。

R.R. 合金 Rolls Royce 社の研究に成るもので R.R. 50, R.R. 53, R.R. 56, R.R. 59 等が鑄造並に加工用として優れてゐる。最近強力鑄造用合金として 50 及び 53 の改良合金として 53C が現れた。200°C の用途に耐へる。R.R. 50 は砂型及びダイキャスト用、53 は耐熱性大なるダイキャスト用 56, 59 は加工用である。

Ceralumin J. Stone-社の發明に依る新合金である。

Lo-Ex 通常の Al 合金の線膨脹係数は 23×10^{-6} 鑄鐵は 10 でピストンとして膨脹係数を揃へる目的上 Si を加へ、更に Ni を加へて材力を高めたものである。

第 1 表 化學成分

合金名	Cu(%)	Ni(%)	Mg(%)	Fe(%)	Si(%)	Mn(%)	Ti(%)
Y	4.0	2.0	1.5	<0.6	<0.6	—	—
RR 50	1.3	0.9	0.1	1.2	2.25	—	0.18
RR 53	2.2	1.3	1.5	1.2	1.25	—	0.07
RR 53C	1.15	0.8	0.5	1.1	2.5	—	0.16
RR 56	2.0	1.3	0.8	1.2	0.6	—	0.07
RR 59	2.2	1.3	1.5	1.2	0.85	—	0.07
Ceralumin C25	1.5	0.8	1.2	1.2	1.2	—	Ce 0.15
Lo-Ex	0.9	2.0	1.0	—	14.0	—	—
Birmasil	<0.1	2.5~3.5	—	<0.6	10.0~13.0	<0.5	—
Special	—	—	—	—	—	—	—
P. 2	3.0~4.5	1.75~2.5	<0.5	2.0~4.0	4.0~5.0	<0.5	—

第 2 表 加工合金の機械的性質

合金名	熱處理	抗張試験				ブリネル硬さ	疲労限
		0.1% 耐力 t/in^2	降伏點 t/in^2	最高應力 t/in^2	伸 %		
Y	完全	—	15~18	23~27	18~24	100~110	$\pm 10.2^{**}$
R.R. 56	焼鈍	6~8	—	12~16	20~25	55~65	—
〃	燒準燒鈍	8~10	—	16~19	18~22	70~80	$\pm 9.3^*$
〃	溶解處理	10~13	—	22~26	15~20	80~100	$\pm 9.3^*$
〃	完全	21~23	—	27~32	10~15	125~148	$\pm 10.3^*$
R.R. 59	完全	20~22	—	26~28	10~15	125~148	$\pm 10.3^*$

* 40,000,000 ** 10,000,000 繰返し

第 3 表 鑄造合金の機械的性質

合金名	摘要	熱處理	抗張試験				ブリネル硬さ	疲労限
			0.1% 耐力 t/in^2	降伏點 t/in^2	最高應力 t/in^2	伸 %		
Y	砂型鑄物	焼入、時効	—	—	14~16	1~3	95~105	—
〃	金型	〃	—	—	18~20	3~5	100~110	$\pm 7.1^*$
R.R. 50	砂型鑄物	析出處理	9~11	—	11~13	2~4	65~75	$\pm 4.5^{**}$
〃	ダイキャスト	〃	11~13	—	13~16	4~6	70~80	$\pm 5.8^{**}$
R.R. 53	砂型鑄物	完全	—	—	18~20	0.5~1.0	124~148	$\pm 5.5^{**}$
〃	ダイキャスト	〃	19~22	—	21~23	0.5~1.5	124~148	$\pm 6.9^{**}$
R.R. 53C	砂型鑄物	溶解處理	9~10	—	14~15	2.5~3.0	70~75	—
〃	〃	完全	18~20	—	19~22	1~2	100~115	—
〃	ダイキャスト	溶解處理	10~12	—	18~20	6~8	75~85	—
〃	〃	完全	19~21	—	22~24	3~6	110~120	—
Ceralumin C	砂型鑄物	溶解處理	11~13	—	14~16	1~3	98~104	—
〃	〃	完全	18~20	—	19~20	0~1	130~140	—
〃	金型	溶解處理	13~14	—	19~21	4~6	98~104	—
〃	〃	完全	21~24	—	23~27	0~1	130~140	$\pm 8.25^*$
Birmasil Special	砂型	〃	—	7~9	12~14	2~4	50~70	$\pm 3.5^*$
〃	金型	〃	—	8.5~10.5	16~18	3~6	70~89	$\pm 5.3^*$
Lo-Ex	〃	〃	—	9.5~11.5	10~13	0~0.5	65~75	—
〃	〃	完全	—	15.2~16.4	16~19	0~0.5	125~140	—
P. 2	ダイキャスト	〃	—	7.0~11.5	9.5~12.25	0.5~2.0	65~101	$\pm 4.25^*$

* 20,000,000 ** 40,000,000 繰返し

第5表 熱 處 理

合金名	焼鈍		溶解處理			時効處理		
	溫度°C	時間h	溫度°C	時間h	燒入液	溫度°C	時間h	燒入液
鑄造合金								
Y	—	—	510~520	2	沸騰せる湯	100	2~3	水或は空氣
〃	—	—	510~520	2	〃	室溫	120	〃
R.R. 50	—	—	—	—	—	170	10~20	〃
R.R. 53	—	—	525~535	2~4	沸騰せる湯	170	15~20	〃
R.R. 53C	—	—	525~535	2~6	〃	165	15~20	〃
Ceralumin C	—	—	515~535	4~6	水	175	16	水
Lo-Ex	—	—	515	2~3	〃	180	2	〃
加工合金								
Y	360	1/4~4	510~520	2	沸騰せる湯	100	2~3	水又は空氣
〃	—	—	510~520	2	〃	室溫	120	—
R.R. 56	360	1/4~4	525~535	2	70°C の湯	170	15~20	〃
R.R. 59	360	1/4~4	525~535	2	〃	170	15~20	〃

第4表 物 理 性

合金名	比重	熱傳導率 C.G.S 單位	線膨脹係數 (20~100°C)	縮み代 in/ft
Y	>2.80	0.42	0.000022	0.155
R.R. 50	2.73	0.415	0.000022	0.125
R.R. 53	2.73	0.43	0.0000224	0.140
R.R. 53C	2.73	0.415	0.000022	—
R.R. 56	2.75	0.426	0.000022	—
R.R. 59	2.75	0.428	0.000022	—
Lo-Ex	2.65~2.75	0.28~0.4	0.000019	0.048~0.084
Birmasil Special	2.65~2.75	—	0.000019	0.156
P. 2	2.7~2.9	—	—	—

Birmasil Special 高 Si 合金の鑄造性及び耐熱性を保持し、且降伏點を高めた合金で Birmingham Al. Casting 社の發明に成る P. 2 合金 耐壓鑄物用合金で、肉厚 0.06" 迄可能である。

化學成分、物理性等は 1~4 表に示す。又最高の材力を得べき熱處理方法は 5 表に示してある。(MA)

耐高壓アルミニウム青銅鑄物の製作 (M. T. Ganzauge, Metal Industry, (E), 48 (1936), 559/562 & 570) 本報告はアルミニウム鑄物の製作に於ける湯口、鑄型及上り等の方法を實際の經驗から述べたものである。鑄物に用ふる“インゴット”は 87% Cu, 10.50% Al, 2.5% Fe なる組成のものを用ひ、複雑せる部分には新地金を 2/3、残は湯口及上りを用ふる。蓋の様な簡單なものには此の比率を逆にして湯口、上り其他の屑金の蓄積を避ける。機械工場から鑄物場へ返される削り屑を用ふる事は、之等の屑に依つて作られた滓のために鑄物の損失が地金を得するよりも大で却つて不經濟である。熔湯を木炭で覆ふ事は良いが、裝入前に坩堝の底へ敷く事は是非共避けねばならぬ、坩堝の底に置いた木炭から瓦斯を生じ、之が熔湯に依つて自由に吸收される。之が湯を注いだ後に凝固中に遊離して、同一湯から注いだ鑄物は全部氣孔のあるものとなる。

鑄込温度は如何なる設計の鑄物でも常に完全なものが得らるべき最低の温度でなければならぬ、大型氣管は 2,050°F で、大蓋は 1,950°F で鑄込み、球弁では大なる鑄鐵の冷し金を用ふるため 2,150°F で注ぐ。鑄込温度の低い程全體の收縮は少い、鑄物に依つては湯口を 2 個以上にして注入温度の低下を計る事も出来る。鑄込みは出来るだけ靜かにせねばならぬ、熔解せるアルミニウム青銅は薄い酸化膜で覆はれてゐて、若し之が抄ひ取られると、直に再び膜が出来る、従つて熔湯の流が中斷した爲に此の薄膜が出来る、金屬の主

體の合着することを妨げる。かゝる場所が鑄物の中に含まれると、壓力に耐えない鑄物となる原因になる事が多い。湯口は熔湯に泡を生ぜしめざる様にするのが問題で最良の方法は鑄型の底部に設けて、熔湯が靜かに鑄型内に上る様にすべきである、今、角狀湯口を用ふる場合を考へると、滓が入口に出来る、之は熔湯が湯口から噴出するためである。そこでこの湯口が噴口の役目をする事を避けるために、湯口と鑄物との接合點の直径を出来るだけ大にすればよい。

鑄物に合はせ目或は折目の出来る事を防ぐには、鑄型の中にある空氣を二酸化炭素で置換してやると良結果が得られる。球弁の鑄物には、鑄型の半を鑄鐵の厚さ 1" なる冷し金で詰める、冷し金を用ふる時は、錆及濕氣等があつてはならぬ。従つて熔湯と接觸する部分は少く共砂吹きする必要がある。冷し金は鑄型内に一晝夜も放置する事は不可である。

鑄型に詰めた冷し金は豫熱する必要がある。その温度は辛ふじて觸れ得る程度が適當である、あまり加熱し過ぎる時は鑄型の底の砂を乾し、砂を落すのみならず、冷し金の目的を損ずることになる。冷し金を安全に豫熱するには、その中に熱した鋼片を置くことよい。湯道を冷し金の底に置く事は不可である。湯道が長過ぎれば鑄型を満す前に凝固し、狭すぎれば流入する熔解せる金屬を噴出せしめ、大き過ぎれば凝固時に引けが出来て鑄物に引け孔が出来る。

湯の注入は出来るだけ安定な流れを支持せねばならぬ、鑄型中を上る湯の表面は完全に平滑で、泡等の存在は許されぬ。瓣座の鑄物には中央で分離する鑄型を用ひ下半部は環狀湯道及 4 個の湯口がある、之は簡單な角狀湯口である。小型の瓣座は鑄物と同じ直径の實體の上りを附し、大型の瓣座には二つの半圓楔狀の上りを附し。冷し金是用ひない。鑄型は乾燥質の透過度の良好な砂を以てすべきで、水蒸氣等の溜りが出来る事を避けねばならぬ、心型砂は通氣性の良い、油分の少い方が良い。上りは、斷面積の大なる時には比較的大なるものを附して收縮を防ぎ或は冷し金を用ひねばならぬ。

(佐 藤)

11) 雜

高温に於ける金屬 (C. L. Clark & A. E. White, Metal Progress, July, 1936) 高温に於て使用する金屬は適當なる匍匐強度、抗張力及衝擊値を保有せねばならぬと同時に安定なる組織を有し且耐蝕、耐酸化性を持たねばならぬ。高温に於ては見掛けの彈性限或

比例限以下の荷重にても弾性變形が起り、温度が高いと此變形が時間と關係し荷重時間の増加と共に變形量も増す。即ち匍匐の現象である。

此匍匐に對する著者の考は次の如くである。等凝集温度 (equi-cohesive Temperature) 一之は最低再結晶温度である。一以下では材料の降伏量と降伏に因る歪硬化とが或時間後に平衡を保ち爾後の變形は起らない。事實常温にても比例限を若干超へて起る降伏は匍匐現象であるが、應力が非常に大きいと歪硬化の爲に變形が停止してしまふ。然るに等凝集温度以上では再結晶の度合が歪硬化より大となり匍匐が起る。尙變形の機構は試験温度により變り等凝集温度以下では變形は大部分結晶夫自身内に起り、此結晶が完全に弾性體である爲に金屬は弾性的性質を示す。然るに等凝集温度以上では變形は結晶を圍む材料夫自身に起り、材料の性質に關係なく且それが非結晶質或は歪を受けた結晶であるとを問はず弾性的でない。從

て金屬は此温度以上では elastic であるより寧ろ plastic の性質を示す。

以上は少し假説に近いかも知れぬが金屬の匍匐に對する抵抗力は數多の factor に依り影響を受ける鋭敏な性質である。即ち factor は成分、再結晶温度、製造法、結晶粒の大きさ、熱處理、前の變形及試験法である。組織の安定性は非常に重大で、安定性の缺除は材料に固有か或は不適當な熱處理に依るもので、此不安定性は炭化物の析出或は焼戻脆性等に依り表はされる。

最近迄は 1,000~1,100°F にての安定組織は焼鈍に依て得られると信ぜられて居たが現今では pearlite が總て球狀化されてのみ得られるとされて居る。尙此問題は疑問とする所であるが著者の考は實際使用温度より 200°F 位上の温度で標準化して得られるものが安定組織であらうとするのである。(Y)

1936年7月ドイツ銑鐵産額(作業日數31日)(t)

(原書名)

産地	ヘマタイ ト銑鐵	鑄鐵	ベッセマ - 銑鐵 (酸性用)	トーマス 銑鐵 (鹽基性用)	鋼性銑鐵 フェロマンガ ン、フェロシリ コン	銑鐵 (鏡鐵を含 まず) 其他	計	
							1936年 7月	1936年 6月
							ライン地方-ウエストフアリア ジーク、ラーン、デイル地方及 上ヘツセン シ レ ジ ア 北、東、及中部ドイツ 南 ド イ ツ ザ ー ル 地 方	43,315 17,991 —
計 1936年7月 1936年6月	61,306 71,536	87,362 79,445	—	896,318 863,358	250,776 211,341	15,764 15,483	1,311,526 —	— 1,241,163
平均一日産額							32,307	41,372

1936年7月ドイツ鋼鐵産額(作業日數27日)(t)

産地	鋼			塊			鑄			計		
	トーマス 鋼	ベッセマ 鋼	鹽基性 平爐 鋼	酸性平 爐 鋼	ルツボ 及電氣 鋼	鍊及 鍊 鋼	ベッセマ (1)	鹽基性	酸 性	ルツボ 及 電 氣	1936年 7月	1936年 6月
ライン地方ウエスト フアリア ジーク、ラーン、デ イル地方及上ヘツ セン シ レ ジ ア 北、東及中部ドイツ ザクセン地方 南ドイツ及バイエル ン・ラインパルツ ザ ー ル 地 方	493,144 — — 73,360 149,735	— — — — —	651,522 ⁽²⁾ 33,241 120,735 47,192 6,826 44,985	17,121 — — — —	26,441 — 6,286 — —	— — — — —	7,103 — 1,183 2,411 —	18,396 637 4,608 2,195 904 179	3,085 — 927 — 866 —	3,095 — 3,931 — 952	1,219,418 35,333 186,559 52,595 28,759 198,396	1,152,560 32,642 182,494 49,123 27,931 186,337
計 1936年7月 推定追加額 計 1936年6月	716,239 — 668,912	— — —	904,501 — 872,605	17,121 — 15,620	32,727 1,215 28,492	— — —	10,697 — 9,783	26,919 — 24,501	4,878 470 4,169	7,978 960 7,305	1,721,060 2,645 —	— — 1,631,387
平均一日産額										63,743	65,255	

(1) 1935年1月以降増産

(2) 北、東、中部ドイツ及ザクセン地方を含む