

## 目 録

### 5) 鐵及鋼の鑄造

熔鋼と造塊(III) (Hruske J. H. Blast Furnace and Steel Plant, 1932, Sept., p. 705~1936. June, p. 521.)

鋼塊の高さと厚さ：— 造塊作業に於て鑄鋼操作の成否を支配する數多の條件が発見されて居るがその中で成品の均一性に及ぼす要素として鋼塊の設計が第一位に擧げられて居る。理論的には熔鋼は如何なる幾何學的形狀のものにも鑄込み得る筈であるに拘らず實際問題として鋼塊の形狀は比較的狭い範圍に限られて居り又壓延とか鍛錬とかの中間作業に對する經濟的見地からも鋼塊の設計は單純化の傾向に支配されて居る。著者が過去數年間の觀察によると鋼塊の高さと厚さとは益々密接な關係を持つに至つて居り此事實は各工場のために従ひ此兩者の間に實際的の標準化が行はれて居ることを意味するものである。第 40 表は其一例を示す。

第 40 表

鋼塊厚さ (吋)	鋼塊高さ (吋)			
	角 型		多角型	割り型
	上廣型	下廣型	(上廣型)	(split mold)
4	25	30	26	22
8	40	50	44	36
12	50	62	56	46
16	58	72	66	52
18	60	75	70	—
20	63	77	76	—
22	66	80	80	—
24	68	82	84	—
26	70	84	88	—
28	—	86	91	—
30	—	—	94	—
35	—	—	100	—

この數字は實在の品物に對する單なる平均値であつてどれが良いとか悪いとか云ふのではない。又この割合は鍛錬用鋼塊では少し違ふ。鋼塊の厚さを高さで割つた比は現在の鋼塊設計に對し最も簡便なものであつて上掲の壓延用鋼塊では此比が 0.372 を超えるものがないのに反し鍛錬用の鋼塊は 0.400 以上で大鋼塊になると 0.7 にも達する。又高さを厚さの倍數で表はす場合もある。普通高さは厚さの約 3 倍であつて 3.5 倍を超すことはない。之を厚さ:高さの比で表はすと 0.285 及び 0.333 と云ふことになる。

鋼塊のテーパ (taper)：— テーパーの無いもの或は極く少ない鋼塊は僅かでも鑄型内面が熔蝕されたり或は粗雑であつたりすると型抜きが困難となる。之に反しテーパがあまり大きいと鋼塊組織が不良となり收縮を異にし壓延或は鍛錬の壓力に著しい不平均を招く。色々の研究結果を綜合すると鋼塊のテーパの影響は鑄型壁或は鋼塊横断面等の細かい寸法の影響などより遙かに大きいもの様である。現在鋼塊のテーパを表はすには普通鋼塊の高さに對する % を用ひる。實際上同一重量の鋼塊ならば厚さを高さで除した割合の大きなものがテーパを大きくしなければならない。又一般の製鋼工場ではこのテーパの必要を過大に考へて居る。工場作業の經濟を念とした公平な研究によれば之はもつと減少してもよくその結果は製品のパイプや組織の性質に何等影響を及ぼすものではない。例へば從來は鍛錬用の小鋼塊でも 5% に及ぶテーパが要求さ

れて居たが今日では同種の熔鋼が同形のテーパが僅か 1.75% の鑄型に鑄込まれて居る。テーパのあることは凝固後の型抜き及び凝固進行中鑄型内に色々の加入を行ふに都合がいゝが反對に壓延或は鍛錬工場では長さの方向に厚さの一樣な鋼塊を歓迎する。又鋼塊兩端の寸法差を減少せんが爲屢々考へられることは頭部 (鋼塊全長の 10~20%) を縦軸に平行にとりそれから下方に僅かのテーパを付ける方法で之は云ふまでもなく上廣型にのみ應用されるものである。この所謂半テーパ式 (partial tapering) 鋼塊は古くから知られて居るもので現在に於ても満足すべき結果を與へて居り特に壓延に均一なる壓下を必要とする工具鋼、合金鋼等に適當である。鋼塊形狀は鋼質によつて異なる。然し夫々の成分のものに就て一定の鑄型を揃へると云ふことは多種の鋼質を造らねばならない現代の製鋼工場にとつては實際上出來ない事で、勢ひ何れにでも適用出來しかも之を満足させる様な寸法の鑄型を選ばねばならない。鋼塊の厚さとテーパの關係を示す一例として一般的のものを擧げると第 41 表の様である。

第 41 表

鋼塊の厚さ (平均) 吋	テーパー %		
	角 型		多角型
	上廣型	下廣型	(上廣型)
5	1.10	0.60	0.70
10	1.80	1.00	1.30
15	2.30	1.25	1.75
20	2.75	1.50	2.10
25	3.00	1.70	2.40

他工場と比較しても亦自工場内でもこの割合には著しい相違が見出されるもので之は鑄型の性質、壓延工場の要求、鑄込み操作其他色々の關係から來る。上表に依つて上廣型の鋼塊は特に大型のものに於て普通の底の廣いものよりテーパの急な鑄型を要することが解る。一面これは固まつた鋼塊と鑄型との強い楔作用即ち強度の摩擦を物語るものである。角型と多角型とのテーパの相違は兩型による凝固進行の相違及び收縮の相違による。丈の低いずんぐりした鍛錬用鋼塊はその厚さと高さの比に注意を要しこの比は鋼塊重量に伴つて増加する。第 42 表は屢々鑄造される鋼塊に就いてこの比とテーパの關係を示したものである。

第 42 表

鋼塊重量(多角型) gross	厚さと高さの 比	テーパ %
10	0.475	1.65
20	0.550	2.00
30	0.590	2.35
40	0.615	2.65
50	0.640	2.85
70	0.660	3.25
90	—	3.65
100	0.705	4.00

角型鋼塊：— 各邊の長さが等しく隅角に丸味を持つた四角形の鋼塊は最も古い形式のもので形が簡單であることが鑄型製作上及び壓延操作上の種々の煩はしきを經濟的に除く著しい強味となつて居る。角型鋼塊は壓延用鋼塊として現在でも重要なものであるが鍛錬用としては高 Mn 鋼の如き特殊鋼の小範圍に使用されて居るに過

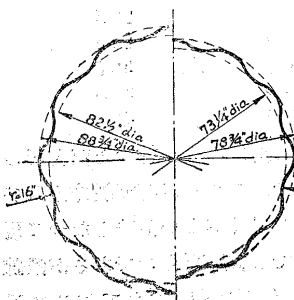
ぎない。鑄型壁は普通平たく時には盛り上つたもの或は凹んだもの等があるが内側に凹んだものは隅角が 90 度以下となり良鋼塊を造るには不利である。又外側に盛り上つたものも曲率が過度であると縦割れを招來する。然し之は盛り上りの半徑を鋼塊厚みの 3~4 倍にすると緩和することが出来る。又角形で表面漣形の鑄型も相當用ひられて居るが之は鑄鋼操作にも亦壓延操作にも不適當であつて過去に何等經濟的利益を齎さなかつた此方法が又色々復興を試みられて居るのは興味ある事實である。

扁平鋼塊：— 角型の一様で平行した 2 邊を長くした型があり之を米國では slab ingot と云ひ英國では flat ingot と云ふ。現在この型は厚板、薄板、ストリップ、裝甲板等の製造に廣く用ひられて居る。狭い側を單位とすれば廣い側は下廣型では 1.1~2.4 倍、上廣型では 1.1~3.2 倍になつて居る。この兩邊の比は無暗に大きくしてはならない。と云ふのは收縮管が鋼塊の經濟的に許される範圍以上に進行する危険があるからである。鋼塊横斷面のパイプ形状は鑄型内部の幾何學的形狀と相似で鑄型形式に關係なく鋼塊中に深く擴がる。従つて扁平鋼塊のパイプは充分に切り捨てる必要があり熔着しないパイプが残ると厚板、薄板に割れを生ずるに至る。扁平鋼塊では側面の直線になつたものが廣く用ひられて居るが又廣面に僅少の曲率を有する場合もある。最近扁平鋼塊に對しても色々複雑した設計が行はれて居るが矢張り簡単な矩形が最も多い。扁平鋼塊の隅角の設計は後章に述べるが之を丸くするか或は角を削いだ形にするかは多量生産が規則正しく行はれる場合にその眞價が發揮されるもので何れが良いとか悪いとかは濫りに批判すべき限りではない。扁平鋼塊としては上廣型の方が舊式の下廣型よりも適當である。

多角形鋼塊：— 鍛鍊用高級鋼塊の製造工場及び製品の優秀を誇る壓延工場は多く多角形鋼塊を採用して居る。現今の造塊法としては 8 角及び 12 角が推奨され又特殊の目的には 6 角、10 角等も使用される。一般に多角形は圓形と 4 角形の間と見做されて居る。最も良結果を示すものにはその外接圓と内接圓の間に一定の比があり此比は外接圓の直徑を内接圓の直徑で割つた値で 8 角形では普通之が 1.135 前後であるが或場合には殆んど 1.00 に近い。即ち圓形に近いこともある。尙此方面の喜ぶべき進歩は所謂波形鋼塊の出現である。外接圓と内接圓の直徑の差の少ないことは甚だ望ましい事である。面數も 8, 10, 12 或はそれ以上にまで増加されて居るが此數が非常に多くなることは(例へば 24 面等)その表面が所謂漣形(rippled)となり凝固或は熱間加工に障害を及ぼし進歩改善の目的に背馳する結果となる。波形斷面(corrugated)では直徑の比がほぼ 10 角では 1.105, 12 角では 1.055 となり圓形に甚だ近い。

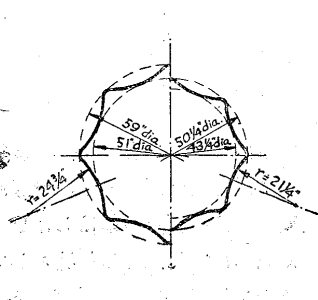
第 10 圖

87.7 t 12 角波形鋼塊頭部  
底部斷面鋼塊  
高さ 16'~17'



第 11 圖

28 t 8 角丸溝形鋼塊頭部  
底部斷面  
鋼塊高さ 8'~8''



丸溝面(fluted face)の凹度は大形 8 角鋼塊ではその内接圓の直徑を半徑にしたものに相當する。10 t 位の小形鋼塊ではこの半徑が直徑の 1.5 倍の方が龜裂に對して安全である。12 角になると之が 0.4~0.5 となり同じ面數の波形の場合には 0.4 の方が良い。丸溝形或は波形鋼塊の横斷面の設計は實地經驗を一步も出て居ないのでその周邊の諸特性は利點、缺點相半ばするものである事を許されねばならぬ。第 10 圖は丸溝形第 11 圖は波形の一例であつて何れも最近の設計に屬し満足すべき結果を與へたものである。

鋼塊の面の數を多くすることの利益は龜裂の減少、表面の優良なこと従つて疵取り費の減少、組織の均一緻密な事、偏析の減少等之等の利點は特に高炭素質鋼塊に著明に現はれる。一方角形を使用する多くの工場は鋼塊生産高が角形の方が幾分多しと主張して居るが又之には鑄型費が廉いと云ふ經濟的問題も入つて居る。

圓形鋼塊：— 歐洲の諸權威は或特殊の炭素鋼及び合金鋼に圓形鋼塊の採用を推奨して居る。圓形鋼塊の 4 角形或は多角形鋼塊に明かに優れて居る點は斷面全體に於ける凝固及び冷却の均一性、鋼塊肌の良いこと、出鋼適當り鑄型費の稍と少ない事等である。鋼塊の容積或は重量に對する表面積の割合が最小であることは凝固速度を最小ならしめるものであるが此凝固速度は角形或は多角形とは違ひ鋼塊中心から表面までの距離による變化がない。鋼塊の肌並びにその肉眼的組織に嚴重な規格のある高級合金鋼には圓形の鋼塊を採用し鋼塊全長に亘り表面を削つて各種の缺陷を除去する方法を採る。尙圓形鋼塊には角形鋼塊の隅角に生じ易いスラグ、微滓、瓦斯其他之に附隨する諸缺陷が殆んど無い。又丸物(軸材等)を造る鍛鍊用鋼塊の場合は加工費の減少となる。

圓形鋼塊は 100 t までは何等の困難なく又横割疵を生ずることなく鑄込むことが出来る。横割疵は既に屢々推論された如く鑄鋼速度の速過ぎる事から起るもので鋼塊の形に依るものではない。勝手な鑄鋼速度を用ひたり又鋼塊と押湯部に鋭い境界の出来る様な押湯棒を使用したりすることは屢々鋼塊頭部附近に龜裂を發生せしめる原因となる。小型の圓形鋼塊は普通下注ぎされるが中型及大型になると鼠銚鑄型或は砂型中に上注ぎされる。耐火物鑄型に注ぐと外殼の生成が著明に減弱される。優良なる砂型鑄込みの圓形鋼塊を製造するには低速鑄鋼がその秘訣である。

押湯：— 既述の如く押湯は鋼塊のパイプを最小ならしめる方法であつて之には耐火物製の押湯棒が必要である。一般に押湯は生産費よりも品質の均一を重視する鋼塊にのみ附けられるものである。押湯による地金の切り捨ては之が適當に附けられた場合 15~25% 以内である。押湯法は合金鋼其他高級鋼の製造に特に價値あるもので押湯に關しては一般に次の如く考へられて居る。

(1) 鋼塊實體に對してどの位の容積の押湯を附けたら良いかと云ふ事が第一の問題である。地金の量的收縮と押湯棒中の熔鋼の量とを考へて見ると鋼塊重量の 10% 以下の押湯では効果が無い。普通の壓延用鋼塊では之が 12~18% に亘る。鍛鍊用鋼塊では斷面が大きく凝固中の鋼塊に及ぼすプレッシャーヘッド (pressure head) が少ないので大量の押湯を必要とする。即ちこの場合は 28% に達することがある。押湯の割合は主として鋼塊實體の厚さと高さの比に關係するものでその一例を示せば第 43 表の如くである。

(2) 量の次に來る問題は押湯部の幾何學的形狀である。押湯部の横斷面積の平均は鋼塊頭部の夫の約 70~85% が普通で時には 100% に及ぶものもある。横斷面積が決まれば之と量から高さは直ちに決まる。押湯部の横斷面の形は鋼塊の夫と同一に近い方が良く

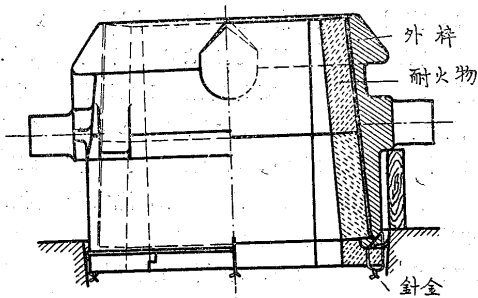
第 4 3 表

鋼塊重量 $t$	鋼塊の厚 さと高さ の比	鋼塊全體の割合 (鋼塊全體を 100 とす)		
		鋼塊實體	押湯部	尾 端
20	0.472	76.5	22.4	1.1
30	0.468	78.0	21.2	0.8
50	0.480	77.25	21.15	1.6
75	0.592	78.4	21.5	1.1
90	0.614	79.8	19.7	0.6

角形鋼塊には角形、多角形鋼塊には相似形或は圓形の押湯を附ける。テーパは如何なる押湯にも下擴がりに充分つける方が良い。テーパの量は實際の経験から割り出されるもので普通 5% 以上であるが幅の広い高さの低い鋼塊に對しては 15% に及ぶものもある。

(3) 押湯枠の構造に關聯してライニング用耐火物に對する考察が大切である。押湯枠用の耐火物として現在用ひられてゐるものは煉瓦状のものではマグネサイト、耐火粘土、珪石等、粉狀物としては砂、鋼滓、焚渣等である。又“floating sink head”と稱する方法がある。之は押湯枠状の 1 個の煉瓦を鑄型の上部に挿入するもので面倒な手数がなく操作が極めて簡単なことがその利點であるが屢々はじいて恐るべき熔鋼の漏出を惹起すること、取扱中破損し易いこと、一回しか使用出来ない事、多數の貯蔵を必要とすること等は其の不利とする所である。此種の押湯枠の種々の利點を巧みに綜合したものが近年 Cleveland の Ferro-Engineering Co. から“C & D”型と稱して賣り出されてゐる。之は 2 組のトラニオンの附いた鑄物枠で内部には耐火煉瓦の裏附がある。上部の煉瓦は 25~26 回の壽命があり底部の煉瓦は毎回取替へる。第 12 圖はこの構造を示す。

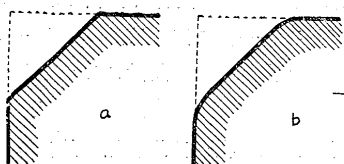
第 12 圖 C &amp; D 型押湯



と底部煉瓦の間に 28~30 番位の薄鐵板片を挿入し之を適宜の位置で兩者に縛り附け鑄型と枠の間から空氣や熔鋼の漏出するのを防ぐ。この押湯枠を用ひると特に高炭素鋼及びパーライト質マンガン鋼に於て生産が 2~4% 増加する。又破損の減少、型抜時間の短縮

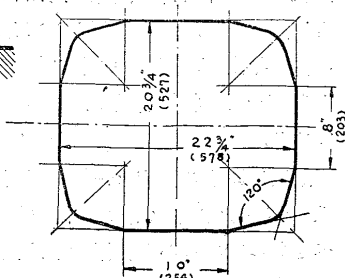
第 13 圖

(a) 角取り鋼塊の隅角  
(b) differential corner  
(Gathmann 特許  
1,440,535 號 1923, 1, 2.)



第 14 圖

differential corner 式設計の  
Gathmann 鋼塊横斷面 (Gath-  
mann 特許 1,484,940 號  
1924,2,26)



等もこの枠を用ひることの利點である。

鋼塊の隅角：—鋼塊の面と面の境が鋭い角度を爲すことは避けねばならない。隅角の鋭いことによつて生ずる歪、龜裂等を防ぐにはこの角度は 90 度以下ではいけない。角型でも扁平型でも矩形の斷面を持つものには隅角に 1/4 圓型の丸味を附けその半徑は鋼塊の大きさに従ひ充分大きくとる必要がある。又所謂角取り (Chamfer corner) と稱するやり方もあり之は角型鋼塊の直角の角の鋭さを狭い平面で落したもので一部には月並な丸形隅角よりも有效だと云はれて居る。種々の角型鋼塊に對する隅角半徑及び角を落す平面の幅を示すと第 44 表の様である。

第 4 4 表

鋼塊の厚さ 吋	隅角半徑 吋	角を落す面の幅
		吋
4	0.75	0.75
8	1.50	1.25
12	2.00	1.75
16	2.50	2.25
20	2.75	2.50
24	3.00	—

更に又一步進んで角を落した平面との隅角に丸味を配したものが現はれたが(第 13 圖)この形式は“differential corner ingot”と稱せられ普通の丸形隅角に比し著しい改良であると考えられる。特殊鋼の壓延用鋼塊に數年來廣く用ひられて居る角落しを二重に行つた型式は Gathmann の特許で Gathmann 式設計の基礎を爲すものである(第 14 圖參照)

多角型に對しても同様な事が云へる。たゞこの場合はその形状上隅角は丸形に限られ波形式は溝形式よりも之が大きいのが普通である。第 45 表は是等兩者の設計の一例である。

第 4 5 表

鋼塊の厚さ 吋	隅角半徑 (吋)			
	溝 形		波 形	
	8 角形	12 角形	8 角形	12 角形
10	0.75	—	0.875	0.81
15	1.50	1.00	2.00	1.625
20	2.00	1.375	2.75	2.25
25	2.25	1.75	3.50	2.625
30	2.75	2.00	4.00	3.00
40	4.75	—	3.25	—
60	—	—	4.00	—
80	7.25	—	—	—

鑄型壁の厚さ：—鑄型壁の厚さは鋼塊に對する關係よりも鑄型自身の壽命に對し一層緊密な問題である。米國諸工場の實例を要約して見ると第 46 表の様であつて之は數百の試験鑄型の平均値で大部分は角型である。

第 4 6 表

鋼塊の厚さ (平均) 吋	鑄型壁の厚さ、吋		
	頭 部	底 部	平均(概數)
4	1.25~1.50	2.00~2.50	1.75
8	2.00~2.50	3.25~4.00	2.75
12	2.50~3.25	4.25~5.25	3.75
16	3.00~3.75	5.25~6.25	4.50
18	3.25~4.00	5.75~6.75	4.75
20	3.50~4.25	6.00~7.00	5.00
22	3.50~4.5	6.25~7.50	5.25
24	3.75~4.75	6.50~7.75	5.50

鑄型壁の厚さとその耐久力との關係では概して壁の厚さに變化の

激しい鑄型は厚さの様なものより著しく縦割れを起し易い。  
袋鑄型 (solid molds) :— 製鋼工場に於ける大量生産のスピード化は鑄型の極端な単純化を強要するに至つた。この爲に定盤と胴體の一緒になつた所謂袋狀の鑄型が使用され軌條、厚板、薄板其他の型物は特に此型に注がれることが多い。此種鑄型の小型のものに所謂“plug type”と云ふのがあり之は鑄型の取扱方が甚だ簡単である。此型式の利點は何等特殊の型据え操作の不要であること及び鋼塊尾部を冶金學的に一層適當と思はれる形狀に造り得ることである。之に反し缺點とする所は高價であること、型抜きが困難なこと、早期に底部の故障を起し未だ使へる鑄型が廢棄の運命に立至ること等である。横断面は多く圓形、4角形、矩形等で上廣型に限られて居る。此型は米國、歐洲、アジア各國の製鋼工場に採用され世界各國の合金鋼或は工具鋼の製鋼工場は之を標準鑄型として居る。

割り型 (split molds) :— 割り型は昔經濟上の刺戟に依つて案出されたものであるが袋鑄型に比し否み難い若干の利點を持つて居るので現在でも多くの合金鋼或は工具鋼の製造に好んで使用されて居る。但しその設計は數十年來殆んど變つて居ない。分割面は4角型及び矩形型では大抵對角線上にあるが(隅割り型 Corner split molds) 又平行した二面に直角に割るもの(面割り型 side split molds) も同様満足すべき成績を擧げて居る。この合せ目は凹凸の切り込みになつて居り又型据え時の長さの方向のズレは簡単な突起を附けるか或は合せ目に適當な目印をつける事によつて容易に防ごうことが出来る。合せ目に地金が入り込まない様に鑄型はキツチリと合せなければならない。この注意を怠ると屢々引き吊り (hanging) が起り鋼塊に龜裂を生ずるに至る。この現象は高炭素鋼、クロム鋼等に特に著しい。合せ目は鑄型全體から見て断面の比較的薄い部分に相當するので至、熱物理的及び熱化學的異狀が此部に發生すると豫想されるが從來屢々不完全な合せ目が割り型の壽命の短かい最大原因と報告されて居るのは此理由に依るものである。之に反し掃除の簡便、鑄型塗料塗布及び検査の容易、鋼塊の引懸る異物の無い事等が割り型の大きな利點である。

横断面は2"×2"から約16"に互り重量は20 lb から3,500 lb に達する。大型の割り型を使用することは一考を要するが時には見受ける事もある。

組み鑄型 (composite molds) :— 組み型とは鑄型、押湯、定盤で成り立つものを云ふ。此定義に従へば現在の製鋼工場で使用される鑄型は大部分之に屬する。此種の大型鋼塊の一例を示せば第47表の如し。

第 47 表

鋼塊重量 t.	75	85	105
鋼塊實體頭部直徑、吋 (T) (丸溝8角形)	81	—	—
鋼塊實體底部直徑、吋、 (丸溝8角形)	73.25	73.25	73.25
鋼塊實體の高さ、吋、(H)	104	124	144
押湯の高さ、吋、	36	44	54
T/H の比	0.778	0.653	0.558

底栓附鑄型 ;— 袋狀鑄型の底部に外部に出張つた鐵或は鋼製の栓を挿入することは Gathmann の特許で型抜きを容易ならしめる最も古い便法の一である。中歐及びアジアで數十年來使はれて居る上廣型の舊式袋狀鑄型は殆んど此底栓を持つて居る。現在の歐洲諸工場に於ても底栓式は扁平型、割り型、多角型、丸型等の上廣鋼塊の製造に用ひられて居る。栓の大きさは當然鋼塊の重量とテーブルによつて異なるわけであるがテーブルは普通安全範圍内で附けられ

て居るので栓及び栓孔の大きさは結局鋼塊の重量だけで變ることになる。栓孔の頭頂部直徑と鋼塊重量との關係を歐洲諸工場の數百の鑄型に就いて調べた結果を平均して示すと第48表の如し。

第 48 表

鋼塊重量 (lb)	栓孔頂部直徑 (吋)
200	2.50
400	4.00
600	5.00
800	5.50
1000	6.00
2000	8.00
4000	9.00
6000	10.00
8000	10.50

板狀物或は盂狀物を色々組み合せた

種々の特許が追加されて居るが之等は出來た鋼塊に栓が熔着することを防ぐ爲考案されたものである。然し此頃の鑄鋼装置及び鑄鋼操作の改善によつて造塊作業に於ける鐵栓の使用は漸次耐火煉瓦栓に代はらうとして居る。鑄型吊下げ用具 :— 吊下げ用具として最も普通なのはトラニオン、鼻狀突起或は凹み、鑄込んだ鈎の3種で

ある。トラニオンは最も舊式に屬し鈎を引懸ける凹みは場所を塞がない便利はあるが鑄型の急冷作用に悪影響を及ぼすのみならずその壽命をも短かくする。即ちこの内で鼻狀突起が最も一般的である。軟鋼製鈎は鋼塊の大量生産の場合用ひられるが之は型据え其他の準備操作中或は抽塊機で鋼塊のひつついて居るのを抜く場合延びて破損し勝である。もし現場の都合上この鈎を用ひる場合は平爐或は轉爐製の軟鋼よりも鍊鐵製を選ぶべきである。之は鍊鐵の方が衝撃抗力がより大だからである。

鑄型による凝固の促進 :— 凝固速度を早め鋼塊の材質を改善せんとする研究は一部の人々によつて行はれ數々の新法と稱せられるものが案出特許されて居るが廣く工業的興味をひくものは遂になかつた。鑄鐵或は鑄鋼の熱的性質から考ふれば最も激しい凝固の促進は單なる水冷却によつて得られる。然し鑄型壁部及び底部に挿入された冷却管が洩る様な場合は最も危険であつて假令水冷式鑄型が甚だ有利であつてもこの高度の危険が常に實用の障礙となる。之と同作用を有し然も安全な方法は壓搾或は吸引による空氣の利用であるが效率が低いと甚だ高價につくので冷却用としては適當ではない。即ち特殊鑄型、壓搾機工場、配管等に費用がかゝりよしんば偏析が少し減少した所で引き合はない。この目的に沿ふ唯一の工業的方法は鋼製の鑄型を使ふことであるが之も費用の點でその利用は世界中極く少數の工場に限られて居る。

實地の經驗によるに小型鋼塊はその冷却に關し大型鋼塊と相似の値をとるものではない。表面と中心部の溫度勾配を急にすることによつて多くの合金鋼は結晶内の龜裂を誘發し易くこの危険は鋼塊が大型の程増加する。

上注用定盤の設計 :— 一定盤は鼠銑或は鑄鋼製の重い支持盤で定盤のみ或は鑄型や鋼塊を乗せたまゝ安全に持ち上げる爲孔、突起、鈎等を取付けたものである。定盤の設計は鋼塊の鑄込み方によつて變る。即ち臺車上鑄込みの場合は安定度を増さねばならないが固定鑄込みの場合はビーム、レール等に乗る程度で良い。又中位の鑄鋼速度による中心部の過熱に耐えねばならない。この熱的現象の重要性は屢々放射線狀の龜裂として示されるが定盤を厚く設計すればこの種の早期の龜裂を防ぎ得る様である。一般に定盤は簡單であることを第一とし機械的及び熱的兩方面を充分考慮し設計すべきものである。

鋼質に對する注意 :— 製鐵業者の通念に従へば鐵製品の品位は S 及 P に基礎を置く。この兩成分は鹽基性法の應用によつて減じ得べきものであるから作業效率は裝入物から製品に至る兩成分の減少百分比によつて示されるわけである。然し此點のみが過度に強調さ

れると熔鋼が過酸化される危険が見落され易い。鐵鋼の組成成分に對し  $S$  と  $O$  の熱化學的親和力が異なることに特別の注意を要する。即ち製鋼温度に於ては完全脱酸には脱硫に比し長時間を必要とする。従つて  $S$  の低い品物でも脱酸が不完全であれば品質が悪くなるわけであり鐵鋼の性質に及ぼす他の條件に就いての正確な認識を持たないで  $S, P$  の影響のみを無暗に強調することは慎まねばならない。尙近頃は鋼塊の含有瓦斯、非金屬夾雜物、顯微鏡組織の性質等が鐵地金を分類する標準に加へられつゝある。尤も之等は比較的の値を示すもので鋼塊性質の標準規格を示すには至らない。

鍛鍊用鋼塊：— 鍛鍊用鋼塊の形状或は重量に就いて未だ定まつた分類法が無い。然し一般に 25,000 lb 以下を小鋼塊、25,000 lb ~ 100,000 lb を中鋼塊、100,000 lb 以上を大鋼塊と考へて居る。近頃の鍛鍊用鋼塊は大多數充分に仕上げたキルド鋼で製造される。熔鋼の適當な脱酸、鋼塊並びに鑄型の適當な設計、最も慎重な鑄鋼操作等が優良鍛鍊品製造上甚だ重要である。斯くの如き高級鍛鍊用鋼と比較的重要ならざる部分に使用する鍛鍊用鋼との間には明確な區別はない。又化學的並びに物理的性質が大して重要でない場合は屢々リムド鋼も用ひられる。リムド鋼塊の缺陷は表面氣泡で之は甚だ屢々口を開いて疵痕を生じキルド鋼で造られた正規の鍛造品と著しく異なる事を示す。それ故に信頼すべき製鋼家達は此種の鋼を開放性鍛鍊用鋼 (open forging steel)、沸騰性鍛鍊用鋼 (effervescing forging steel) 或は工業用鍛鍊用鋼 (commercial forging steel) と呼ぶ事を主張して居る。眞の鍛鍊用鋼の製造は近代の製鋼法に於いて疑なく困難な仕事である。鍛鍊用鋼として最優秀のものを得んとするならば熔解、仕上げ、出鋼、造塊の各期に亘つて所謂“品質的作業” (quality practice) を是非とも行はなければならない。造塊の分野に於てはこの見地から多角形或は圓形の鋼塊が用ひられる。之によつて表面が改善されるのみならず機械加工に一層便利となる。鍛鍊用鋼の鑄込みには上注ぎ下注ぎいづれも行はれるが下注ぎは注入管の靜壓力によつて自ら制限を受け 20~25 t 鋼塊がまづ下注法による、工業的製造の大きい方の限界とされる。この限界以上では大きな注入管や湯道による損失が下注ぎの利點を相殺するに至る。W. H. Hatfield は鍛鍊用鋼の工業的製造に關し次の諸注意を與へて居る。

- (1) 造塊はキルド鋼に限ること (2) 必ず上廣型で押湯附とする

こと (3) 鑄鋼温度は作業上出来るだけ低くすること (4) 取鍋用ストッパー、ノヅル等は鋼塊の大きさ、熔鋼の化學成分、熱度等を考慮し選擇せらるべきこと (5) 熔鋼の脱酸は常に爐内で行ひ取鍋或は鑄型内で行つてはならぬこと (6)  $S, P$  は出来るだけ下げること。

鑄鋼温度を低くするか高くするかは議論の多い問題であつて低熱で注ぐことは龜裂、内部白點等が避けられパイプが小となり、結晶の粗さが減少し従つて地金の脆性を減ずる等の理由で多くの場合得策とされて居るが一方では鑄肌が不良となり又固形及び瓦斯狀夾雜物の除去が困難或は不可能となる。高熱鑄込みの主なる利點はこの鑄肌及び夾雜物の除去が良くなる點にある。鍛鍊用鋼塊の成分、大きさ、熔解法等の一例を示せば第 49 表の如し。

大型鋼塊の現状：— 大型鋼塊— 例へば 70 t 以上— が實用上經濟的であるかどうかは解らないが材質の點から見ても大型になる程偏析が甚だしくなり、結晶粒が粗大となり、すべての點で劣質となることは疑問の餘地のない所である。之等の性質は大重量に由來する自然の結果で防止する事の出来ないものであるから斯くの如き、大型鋼塊の物理的性質に及ぼす自然的缺陷を充分知悉しないと恐るべき災害を招く結果となる。

之に反し大鋼塊を使用することが經濟的にも技術的にも必要となつた場合は出来る限り最上の原料と最も有効な製鋼法を選び充分脱酸、脱瓦斯された地金を造らなければならない。即ち地金は  $S$  及び  $P$  が低く、 $Mn$  は多い方が鋼塊の性質上都合が良い。 $Mn$  0.85% 以上と云ふのは決して過大ではなく米國及び歐洲諸工場に於ける大型鍛鋼品の規格は凡て左様なつて居る。C. H. Hertly は鋼特に低炭素鋼に對し一般に採用される  $Mn$  の規格は低く過ぎるので製鋼作業中他の酸化物の適當なフラックスとして酸化マンガンを充分使用することが出来ないと云つて居るが此見解は大鋼塊用として造られた熔鋼に非金屬夾雜物の著しく少ない事實とよく一致する。之に反し極く少量の珪酸鹽、硫化物、酸化物が存在すればその中心部への移動性によつて大重量に依る不均質を一層著明ならしめる。即ち  $Mn$  を増す事によつてゴーストライン及び之に類する大鋼塊特有の缺點を軽減することが出来る。第 50 表は鑄込み及び用途に成功した大鋼塊の數例で大型鍛鋼品製造の一般的傾向を示すものである。又時には押湯の切捨てに關する節約が大鋼塊愛用者に依つて力説さ

第 4 9 表

鋼 質	製 鋼 爐	鋼塊 重量 t	化 學 成 分 %										
			C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	V	Zr	
機 械 用 品	酸 性 電 氣 爐	0.5	0.46	0.79	0.029	0.024	0.19	0.11	0.94	0.24	—	—	
不 銹 鋼	鹽 基 性 電 氣 爐	1.2	0.14	0.38	0.020	0.014	0.67	1.03	11.04	—	—	—	
不 感 磁 性 鋼	〃	2	0.38	4.06	0.016	0.012	0.40	14.71	0.19	0.11	—	—	
アーマチュア材	〃	2	0.41	0.66	0.014	0.012	0.22	1.24	0.51	0.01	—	—	
棒 材	鹽 基 性 平 爐	2.5	0.24	0.47	—	—	—	—	—	—	—	—	
シリンダー材	酸 性 平 爐	3	0.23	0.60	0.021	0.031	0.26	—	—	—	—	—	
機 關 車 用 材	鹽 基 性 電 氣 爐	4	0.32	0.57	0.013	0.009	0.28	2.17	0.29	—	0.12	—	
ダ イ ス 材	〃	10	0.53	0.53	0.016	0.008	0.21	1.56	0.66	0.21	—	—	
砲 身 材	酸 性 平 爐	6	0.34	0.57	0.027	0.020	0.31	1.44	0.52	—	—	—	
起 重 機 鈎 用	〃	7	0.26	0.74	0.011	0.023	0.22	—	—	—	—	—	
砲 熾 材	鹽 基 性 平 爐	18	0.36	0.71	0.023	0.008	0.34	1.58	0.47	—	—	—	
軸 材	〃	20	0.26	1.16	0.031	0.014	0.26	—	—	—	—	—	
裝 甲 材	酸 性 平 爐	25	0.36	0.34	0.026	0.027	0.28	3.40	1.69	—	—	0.04	
タ ー ビ ン 軸	鹽 基 性 平 爐	40	0.35	0.70	0.020	0.017	0.34	0.46	0.18	—	—	—	
軸 材	〃	50	0.29	0.76	0.029	0.021	0.19	2.94	0.88	—	—	—	
〃	〃	73	0.31	0.82	0.021	0.027	0.21	3.42	0.13	—	—	—	

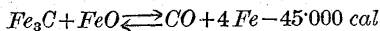
第 5 0 表

鋼塊重量 (t)	製鋼爐	C	Mn	Si	P	S	Ni	Mo	鑄鋼速度 t/min
70	酸性平爐	0.42	0.80	0.19	0.019	0.020	—	—	1.204
75	鹽基性平爐	0.36	0.92	0.31	0.024	0.027	—	—	1.340
86	"	0.49	0.84	0.28	0.017	—	—	—	1.586
102	"	0.27	0.73	0.22	0.027	0.019	0.46	0.12	1.480
119	"	0.36	0.87	0.27	0.022	0.025	—	—	1.630

れる事があるが之は數個の小型鋼塊に鑄込んで地金の損失を覺悟するが、或は材質を賤して切捨てを節約するか見易い計算に屬する。

線材用鋼塊：— 近代の線材用鋼は所謂“品質的作業”(Equality practice)によつて製造されるものが大部分であつて従つて一般に小型爐により極めて入念な精錬と仕上げが行はれる。現在では最高級品は電氣爐鋼及び坩堝鋼であるが、大量の場合は小型の酸性或は鹽基性平爐で造る。一般作業としては高級構造用或は機械用線材の製造に於ては高級原料を用ひ低熱熔解が行はれて居る。鑄込みにも非常な注意が拂はれ瓦斯性、固形夾雜物を能ふ限り減少し又パイプ、偏析防止の點から比較的小型の上廣型の鋼塊が利用されて居る。大きさは普通 8,500 lb 以下で 22×22×84" 或は 21×23×84" である。鋼塊容積の 15% 位の押湯が附けられ鑄込まれた鋼塊は赤熱以下まで鑄型内で冷やされる。

リムド鋼：— 熔鋼には全く動搖を生ぜず凝固するものと猛烈な瓦斯の發生を伴つて凝固するものと二通りあつて後者はリミングと稱せられる方法に屬する。リミング法は次の反應に支配される。



此吸熱反應は温度が高くなると一層完全に且速かに進む。温度が低くかつたり反應物の濃度が不適當であつたりすると瓦斯の脱出が不活潑となり鑄型中の地金は凝固の初期及び冷却中地金内部の不可避的な壓力によつて必ず膨脹する。之に反し熔鋼の過熱又は成分の不適當(例へば Mn が非常に低い如き)地金は著しく引けその結果鋼塊全體に互り氣泡分布が不良となる。理想的な凝固状態としては膨脹するにしろ引けるにしろ 1~2" を越えない程度が良い。斯様な状態を呈するリムド鋼を造るには原料の精撰と其配合に充分な注意を要する。出鋼直前の熔鋼は凝固中の緩徐な温度の降下につれて充分なリミング作用を起す様な一定量の瓦斯主として CO を含む必要がある。米國で製造された 15,000,000 t のリムド鋼の化學成分は次の範圍にある。

C.	Mn.	P.	S.	Si
0.03~0.18	0.18~0.40	0.090 以下	0.050 以下	0.010 以下

斯くの如き成分の熔鋼をつくることは必ずしも困難ではないがリミング作用中豫定の如く膨脹或は引けを起す様地金を熔解し且つ鋼滓を調整することは多大の技術を要する。鋼塊 t 當り數オンスの Al を使用することによつて膨脹や引けを極く狭い範圍内に調節することは出来るが Al に限らず此種強脱酸劑を使用することは鋼塊中に非金屬夾雜物を殘留し優秀作業と背馳する結果となる。鑄型内の鋼塊表面の動きを嚴重に調整しなければならない主なる理由は鋼塊の高さが鑄込まれた時よりも高くなると云ふ事は深部に位置する氣泡が急速に増加した事を意味するリムド鋼特有の缺點に起因するからである。従つて膨脹の極く少ない事或は僅かに引ける事が製造家にも消費家にも良いとされて居る。

リムド鋼製造作業：— リムド鋼は大部分鹽基性平爐で作られて居るので主として此法について述べる。裝入物の成分及び割合を定めるに當り爐内の適當な沸騰は裝入物中の C と Mn の量に支配さ

れることを知らねばならぬ。即ち裝入銑鐵量は熔銑の場合は 30~38%、冷銑の場合は 35~45% とするのが普通である。銑鐵中の Mn 量は銑鐵配合 40% 以下の場合には約 1.25% が良いとされて居る。Mn が高いと瓦斯成分の熔解度が増すので望むべき沸騰力が減殺され又 Mn が低いと(裝入物中でも又地金に殘留するものでも)鑄型内の沸騰が過剰となる

傾向があり従つて凝固に當り嫌むべき引けを惹起する。地金に残る Mn は上注ぎ法の場合は 0.12%、下注ぎ法の場合は 0.15% が最大限と考へられて居る。Mn が甚だしく低い時は銑鐵又はフェロマンガンを加へて調節する。

轉爐、平爐合併法でリムド鋼を造る場合の 150 t 平爐の操業表を第 51 表に示す。尙第 52 表は之と比較参考の爲の 25 t 酸性轉爐の一例である。

第 5 1 表

裝 入 物		
轉爐吹製熔鋼	194,600 lb	65.0%
高 爐 熔 銑	49,500 "	16.4
鑄 型 屑	53,100 "	17.6
フェロマンガ	1,750 "	0.6
フェロホスホル	1,250 "	0.4
	300,200 lb	100.0%
鑛 石	2,800 lb	
石 灰 石	14,900 "	
精 鍊		
時 間	操 業	
11 05 A.M.	前チャージ出鋼終了	
11 37	裝入開始	
12 14 P.M.	裝入終了、熔解開始	
4 06	出鋼、出鋼温度 2,925° F	
3 51	地金マンガ	分析...0.11%
4 00	最終分析	
	C .....	0.09
	Mn .....	0.41
	P .....	0.084
	S .....	0.041
	Si .....	0.006
造 塊		
鑄鋼法	上 注	
鋼塊横斷面	20×20吋	
" 高さ	62吋	
" 重量	6,550 lb	
鋼塊1個當り平均鑄鋼速度	1.68 min	
Al 加入量	No.1 鋼塊	4.5 oz/t
"	No.2 "	2.0 "
"	No.3 "	1.0 "
"	殘餘	0.7 "

(鋼塊はすべて完全に平坦にリムされ蓋置きも水冷も行はず。)

鹽基性轉爐の状態は上掲酸性轉爐の場合とよく似て居る。熔浴の成分及び反應以外にリミング法の成功には出鋼前の熔浴の温度が非常に關係する。同様のことが鑄鋼中の地金の温度と鑄型内での冷却状態に就いても云へる。是等の重要な影響をよく調べて見ると鑄鋼温度、熔解點及び成分の間に密接な關係のあるとがわかる。之等の條件を更に吟味して見るとリミング作用が極く良好に行はれるには鑄鋼温度は熔解點より 50~125° F (30~70°C) 高い範圍内になければならない事が解る。爐内に於ける熔浴の加熱従つて出鋼温度は其後

第 5 2 表

時間 (P.M.)	精 錬		操 業
	温度 (F)		
2時 13分	2,410		熔銑装入
2 14	...		吹製開始、
2 27	....		火焰最長
2 32	....		吹製終了
2 33	2,905		出 鋼
2 41	....		取鋼を鑄型上に運搬
2 42	2,845		No.1 鋼塊鑄鋼開始、
2 51	2,815		No.5 鋼塊鑄鋼
3 03	2,780		No.11 鑄塊終了、

鋼 塊		重量	C	Mn	P	S	Si	
横断面	高さ							
19×21"	56"	11	57,800lb	0.08	0.37	0.083	0.049	0.002

の鑄鋼時に上記の温度差を生ぜしめる様に保つべきは勿論である。又爐から鑄型に至るまでの温度降下は出鋼量即ち爐の大きさにも甚だ関係があるもので此事實は轉爐と平爐の鑄鋼操作を比較して見るとよく解る。然し如何なる場合でも出鋼温度を 3,000°F(1,650°C)以上たらしめることは嚴に避けねばならない。高度に過熱された熔鋼はその過熱度に比例して沸騰性を失ふものゝ如く甚だしくなると流動性の少ない油状を呈するに至る。今日の操業法に見る如く強熱によつて急速熔解及び急速反應を行ふ場合はリミング鋼として許容される範囲以上に過熱する危険が多く従つてリムド鋼製造に於ける温度の重要條件を調節するには腕利きの熔解係と經驗深いパイロメーター系の協力に俟たねばならない。成分及び熱の調節が巧く行けば鋼塊鑄造には大した困難はない。地金に最良のリミングを行はせるには鑄鋼温度を適當に保たねばならないがその他の事項は上注ぎでも下注ぎでもキルド鋼に比し大した懸念は要らない。リムド鋼塊の鑄鋼、凝固の状態は如何なる低炭素鋼でも同様である。即ち熔鋼の凝固は一般に鑄型内壁から内側に向つて始まり凝固外皮が熔解部を包圍する形となる。凝固の末期に至れば沸騰熔鋼の攪拌作用は内方にリムした頭部の中心部にのみ認め得る様になる。

リムド鋼塊の頭部は最後に固まるので流動性が減ずると偏折及び瓦斯壓力によつて屢々膨れる。この鋼塊中心部の糊状の地金を急冷して固めるために“cap”と稱する鑄鐵板を以て頭部を覆ふ。この操作を“sealing”と云ひ蓋の代りに水をかけて頭部を固める場合もある。急冷した頭部皮殻は多數の氣泡を含むが之等の部分は多く其後の壓延工程で切り捨てられる。

熔鋼は一度爐から取鋼に出鋼されるともはや成分を變へることも又最も適當な沸騰を起す程度に温度を調節することも殆んど出来ない。従つて場合によつては速効性の脱酸劑及び脱瓦斯劑を注意して加へる必要がある。左様でないも熔鋼が鑄型中で膨れ外皮の薄い鑄肌不良な鋼塊となつて廢棄されるに至る。斯様なリムド鋼用の強力脱酸劑としては金屬 Al がその缺點を認められつゝ最も廣く用ひられて居る。Al は専ら粒状のものを用ひ鑄込み係の判斷に従ひ鑄型中に投げ込まれる。Al が過量であると熔鋼は不活潑となり膨脹を起し、不足すると熔鋼は鎮靜せられず凝固中好ましからぬ引けを生ずる。巧みな熔解係はこの兩極端を避け Al 其他の脱酸劑を使用することなくリムし得る様な地金を造る。又 Al の必要な場合は是を鋼塊の上半部に加へる。これは最初激しい攪拌作用を行はせ氣泡の若干を消散させるためである。とにかく巧みに鑄込みを行ふには最初の鋼塊に現はれる徴候に注意することが甚だ重大である。即ちもし鋼塊が 3~4 吋も膨れる様であれば鑄鋼速度を遅くすると

正することが出来るし又 3~4% も引ける場合は鋼塊 t 當り 1/2 oz 程度の Al を加へると良い。但これは高さ 5~6 呎、断面少なくとも 18×18 吋の上注鋼塊の場合である。リムド鋼製造に Al を用ひることは殆んど一般的操業法として採用されて居るがこの結果は必然的に鋼塊中に  $Al_2O_3$  を殘溜し甚だ好ましからぬものである事を常に記憶せねばならない。この見地から Al の代りに効力は低いが Ti 合金を使用せんとする人も多い。Ti は多量に用ひなければならぬがその脱酸成生物は熔鋼中に浮遊する他の粒子と結合する。即ち形の大きい夾雜物は速かに且容易に熔鋼表面に浮き上り他の夾雜物の一部をも除去するものであつて斯様な清掃作用を充分行はせるには約 15% Ti を含むフェロカーボンチタニウムを鋼 t 當り 2~4lb を要し且つこの作用を取鋼中で充分に行はせるには 5~8 分の時間を必要とする。(終)

(G. M.)

中子工場の價格低減に就て (N. P. Newmann; The Metal Industry April 3, 1936, p. 417~420)

中子の大量生産を行ふに當り、如何にすれば製造費を低減し得るかといふ問題を技術的のみでなく、經濟的方面からも論じてゐる。製造費を大別すれば材料費、工賃及經費の三種となる。材料中最も重要なものは砂と結合劑であつて、中子砂配合割合を實用上差支へなき範圍で標準化し、特殊配合物を作らない事が價格低減上大切である。

小物又は中物の鐵及非鐵鑄造物を大量生産する場合の經驗に徴するに、Mansfield 9, 珪酸砂 26, 中子接合劑 2 を含む砂 4 より成る中子がよい。次に新砂の供給に際して場所を適當に考慮すれば後で餘分の費用を掛けなくて済むことがある。なるべく砂準備場に近く、鐵又は煉瓦製砂庫内に收め、バケット昇降機か、動力捲上機を利用して混合機へ砂を供給するのである。珪酸砂は普通乾燥して用ふるが、新砂の貯藏庫は乾燥機と並列に設け、乾燥された砂はバケット昇降機で一先づ鐵庫に入れて冷却し更に第二の入物へ運ぶのである。結合劑は品質を一定に保つ必要がある。此の爲には研究所を持たぬ普通の工場に於ては専門家の製造、販賣する結合劑を使用した方が確かである。中子製造費の大部分を左右するものは結合油の良否如何である。良質のものであれば最初の値段は高いが、製造、取扱ひ或は乾燥作業中時間と場所を節約し得て結局利益である。次に中子工場でこぼれ落ちた砂は集めて新砂に加へ、又焼け去らない中子は充分手を入れて金屑を除去し新砂に添加して作るとよい。その量は大体 30% 古砂が良いが、場合に應じその量を加減して最も良い仕上り品を得る様にすべきである。中子砂混合機には種々の型があるが Rotoil 混合機が砂粒を害さなくて最も良い。砂を機械に入れる前、鐵屑や針金等の挾雜物を廻轉磁石か篩にかけて除去せねばならない。混合砂を中子師の手元へ運ぶに人力を使ふか機械装置を利用するかは研究を要する。比較的小規模の工場では車に積んで運ぶのが安い。車も特殊構造の箱を亞鉛鍍鐵で作つたものが良い。

中子師の適性は仕事の種別で異なり、一般に男工及び少年工は大物に、女工は小物の多量生産に適してゐる。而して女工は繊細な品物が得意である。中子型の撰擇如何が經費に影響する所は多い。女工が同一物を大量生産する場合の中子型は鐵又は木製型よりもアルミニウム製が遙かに有利である。元來中子型の維持費、修理費は高いからアルミニウム製は購入費が高い様でも結局割安になる。壓縮空氣の作用で中子型を機械的に操作させる Newman の中子型 Vice が考案せられ、最初は金屬製中子型のみを用ひられたが、木製型にも適してゐる。型の磨減少なく、製品の寸法が均一で不良率も少な

く且つ高能率を以て作業し得る利益がある。最も進歩した中子製法は core-blowing である。即ち壓縮空氣の媒介で中子を作る方法は數年來非常に研究された。最初の、最も好結果を見た中子吹き機は軟い結合剤を用ひ砂の流れの容易なものに限られたが、普通の硬い結合剤の砂も取扱ふ様に研究されて來た。core-blowing の二つの困難は中子内に air-pocket を作るのと、砂を吹付ける爲に型が甚しく磨耗する事である。今日では之等の缺點は次第に除かれつゝあるが、他方純珪酸砂と薄い油の混合物を取扱へば此の困難が起らないで、空氣抜きや心金の必要もなく、焙れば濕氣を嫌ふ様になる。此の機械の缺點としては中子の形状を保つ爲に、乾燥される迄多數の金屬製運搬具を必要とし、従つて費用の點より感心しないのであるが、何分中形品を毎日 1,500~2,000 個製産し得る所より見て、最も安價な方法であらう。半自働及び全自働式機械の最大製産量は、機械の行ひ得る操作回数で制限されるのであるから、最良の結果を得るべき従業員の数も慎重に定めねばならない。普通の場合では 1 臺の機械に最低 2 名の工員が必要である。1 名は機械を運轉し他は中子型より品物を取り出し次の作業の組立を行ふのである。然し多くの場合 1 臺に 6 名迄は働かせ得るもので、特殊中子型の使用により生産を増加し得るものである。一般に core-blowing machine では極く簡単な形状の中子でなければ製作出来ない様に考へてゐるが、現今では非常に複雑なもの迄容易に作られてゐる。

次に生中子を乾燥運搬する方法であるが、これに大體三種あつて、取扱ふ中子の形状及び數量によつて異なる。最も安價な方法は重力を利用した轉送方法である。これは粘着力の強い中子で、多少振動しても破損しないものでなければ應用されない。動力掛けの鐵帶運搬装置は脆弱な小物や振動を嫌ふ場合に最も適してゐる。最後に振り式運搬装置であるが、高價な作業面積を有効に利用出來、バネや緩衝装置を取付けることにより振動を避けることも容易である。而して此の方式は生中子を乾燥運搬するのみならず、乾燥中子を爐から直接鑄込み場所へも運び得るので有利である。一般に以上三種の運搬方式中何れを採用するかは取扱ひ費用の節約、特に大量生産の場合には生産量に影響を與へることが甚しい。

中子乾燥爐には連続式と密閉式とがあり、何れもコークス油ガス或は電氣で加熱出來るが、經濟と能率の點より見て人工通風を施したコークス燃焼爐が良い様である。連続式乾燥爐は垂直室の一例より成り、中子は endless の鐵鎖のある振り式装置で運ばれる。普通 3 室あり、最初は豫熱と豫乾燥、次に仕上乾燥、最後が冷却である。燃料費は中子の形状にもよるが、1 疋當り 10d.~1s. 6d. であつて、動力は 1½~2½ H.P. に過ぎないから運轉費は僅少である。連続式の利點としては床面積少く、煙と餘分の熱を發散せず、生中子及び乾燥中子を損傷することが殆んど無い。

最新の密閉式乾燥爐は仕切りを設けて數室に分たれ、中子の形状、寸法に應じて適宜に配列する爲決して無駄な空間を残す様なことはない。爐の内部はアスベストで張られ、特殊構造の再燃焼室を持つた高熱空氣發生器より得た CO<sub>2</sub> 瓦斯で加熱する。これには 1 日に 2~3 回コークスを投入する。平均の作業温度は 450~500°F であつて、發生器のコークス使用量は、600~800 ft<sup>2</sup> の中子乾燥板に對して 1 日 8½ 時間作業で 2 cwt であり、¼~6" のバルブ用中子では此の燃料で 12,000~15,000 個を 1 日に處理出來る。

乾燥を終へた中子は、鑄造場へ送る前に必ず検査せねばならない。此の爲經費が増大する様であるが、鑄造場へ不良品を送つたが爲に起る困難は遙かに大である。

(K. I.)

### 熔銑爐の大量熔解 (Foundry Aug. 1936, p. 27)

Birmingham, American Cast Iron Pipe Co. では最近 1 基の熔銑爐で 1 日熔解量 354,169 t と云ふ記録的大量熔解に成功してゐる。

操業時間は午前 5 時より午後 3 時 20 分の 10 時間 20 分に及び平均熔解速度 34.3 t である。爐體は橢圓形に作り其の長軸 102' 短軸 72'、裏附には上等の耐火タイルを用ひ羽口の上 5 ft の高さまで直線狀に張てゐる。又裝入口の 1 ft 下から羽口上 5 ft まで爐壁に沿つて鑄鐵管を圍らし送風を豫熱する。送風壓力 18~27 oz、初込骸炭 5,500 lb、裝入地金 11,180 lb、裝入骸炭 990 lb、骸炭比 1:10.4 である。下表に操業の詳細を例示す。

	舊型 1935 年 12月16日	舊型 1936 年 1月24日	新型 1936 年 5月12日
地金裝入量 (lb)	11,180	11,392	11,345
骸炭裝入量 (lb)	990	1,000	1,047
石灰石裝入量 (lb)	340	320	320
送風開始(午前)	5:00	10:15	6:20
熔銑爐出湯始(午前)	5:30	10:45	6:41
前床出湯始(午前)	5:44	10:57	6:57
風壓 (oz) 最高	27.0	29.5	28.0
最低	18.0	21.0	21.5
平均	24.6	28.8	26.0
送風温度(°F)最高	290	280	360
最低	220	200	280
平均	265	250	330
熔銑爐出湯温(°F)最高	2,710	2,440	2,637
最低	2,615	2,572	2,587
平均	2,640	2,605	2,596
地金全裝入量 (lb)	715,520	604,192	624,000
熔解骸炭裝入量 (lb)	63,360	53,000	57,600
初込骸炭量 (lb)	5,500	5,500	5,500
骸炭全使用量 (lb)	68,860	58,500	63,100
石灰石全使用量 (lb)	21,760	16,640	17,600
地金應當骸炭量(初込含有)(lb)	192.4	194.0	202.2
同(初込除外)(lb)	177.0	175.4	185.2
地金對骸炭(初込を含む)	10.4:1	10.3:1	9.9:1
同(初込除外)	11.3:1	11.4:1	10.8:1
熔銑全出湯量(t)	354.2	299.8	308.9
送風終(午後)	3時20分	6時40分	2時40分
送風全時間	10時33'	8時42'	8時33'
平均熔解速度(t)	34.3	35.6	37.1
前床出湯終(午後)	3時25分	6時50分	2時40分
修理用煉瓦數	510	422	457

(南)

可鍛鑄鐵の熔解爐 (G. Girshovitch, F. Ianda, Fon. Fa. Jon, Oct. 1 1936 p. 260) 著者は手焚及微粉炭反射爐 平爐 鹽基性及酸性電氣爐 熔銑爐 ブラツケルスベルヒ爐及び熔銑爐と之等の組合せに依る二重式法に就て可鍛鑄鐵の熔解試驗を行ひ次の如き結論を得た。

(1) 白銑の黒鉛化及び燒鈍後の性質に對して最も成績のよいのはブラツケルスベルヒの爐で又最も悪いのは冷材裝入の鹽基性電氣爐である。

(2) 之等に對し熔解爐自身の影響は僅少で寧ろ操業の如何に非常に影響される。而して鹽基性二重式に依る白銑が他の方法に依るものに比して最も黒鉛化が困難で有ると言ふ從來の見界は著者の試



驗に於ては確認する事が出来なかつた。

(3) 白銑の黒鉛化速度及び可鍛鑄鐵の性質に対する熔解爐の影響は主として其れに含有される酸素及其他瓦斯の量に依て定まる。

(4) 可鍛鑄鐵に含有される酸素及瓦斯量は定量装置のみならず其の操作に非常に支配される。

(5) 可鍛鑄鐵は其の含有する酸素及瓦斯の量が減少するに従て抗張力及靱性が大と成る。

(6) 第1段黒鉛化時間は實際に行はれてゐる其れよりも短く最悪の状態ですら 975°C に於て 10h を出でぬ。

(7) 第1段及第2段黒鉛化の時間は白銑中の酸化物及瓦斯の量に支配され之等が増加するに従て黒鉛化速度が小さく成る。

(8) 變態點の中間界域を徐々に冷却すれば靱性が大と成る。

(9) 白銑に酸化物及瓦斯が存在すれば焼鈍後の破面が白く従て材質が脆くなり易い。

(10) 故に熔湯を脱酸すれば焼鈍後の破面が白色化するを防ぎ従て靱性を増す事が出来る。

(11) 故に可鍛鑄鐵の材質を向上させる爲には白銑の酸化物及瓦斯を除かねばならぬ。

(12) 可鍛鑄鐵に對する酸素及瓦斯の影響を特に研究する必要がある。

(13) 上記各熔解法に依る熔湯温度は結局電氣爐、反射爐及び熔銑爐の三種の順位に大別される。

(14) 熔解費は熔銑爐が最も安價で以下次の順位で高く付く。

(イ) 熔銑爐、(ロ) 熔銑爐と反射爐の二重式、(ハ) 反射爐及び平爐 (=) 熔銑爐と電氣爐の二重式、(ホ) 冷材装入の電氣爐。

(15) 但し上記熔解費の順位は 鋼屑 銑鐵 燃料及び電力等の價格の變動に依て多少變化する。

(16) 以上各種熔解爐の最も經濟的な最も適當な用途は次の如くである。

(a) 熔銑爐。形狀が簡單で材質に重きを置かぬ鑄物を小規模又は中規模の工場で熔銑爐と鑄型の距離を短くして爐から杓に直接出湯して鑄造する場合。

(b) 熔銑爐と反射爐の二重式。形狀が複雑な肉薄物で比較的材質の良好なものを機械化した鑄物工場で鑄造する場合。

(c) 小型廻轉式重油爐。前者に同じ。

(d) 反射爐又はブラツケルスベルヒ爐。小規模又は中規模の工場で材質の高級なものを造り、而も銑鐵が安價で鋼屑が高價の場合。

(e) 平爐。小規模並に中規模の工場で材質の高級なものを造り、而も可鍛鑄鐵と鑄鋼を共に作業の場合。

(f) 熔銑爐と電氣爐の二重式。形狀が複雑で材質が特に高級なものを機械化された大規模の工場で鑄造し而も銑鐵が高價で鋼屑が安價な場合。且また鹽基性爐は骸炭の硫黄分が高い場合に限る。

(g) 冷材装入電氣爐。形狀が複雑で熱間龜裂を生じ易いものを機械化されて居ない工場で造り、而も電力 鋼屑及びグライ粉が安價の場合。

(南)

## 6) 鐵及び鋼の加工

熱處理爐内雰囲気調節 (E. O. Mattocks, Metal Progress, Oct, 1936.) 熱處理爐内雰囲気變化調節といふ事は重要視せねばならぬ、云ふ迄もなく熱處理中は製品の酸化を減じ出来ればこれを

絶無となし同時に脱炭を防止し熱處理後製品の表面を綺麗に保ち得る様な還元雰囲気を要する場合と滲炭窒化等に適するものを要する場合とがあり此等何れにも適する様な雰囲気は絶對に見出し得ない。

$O_2$  は最も酸化し易い事は勿論で空氣は  $O_2$  21% から出来て居り  $O_2$  程甚しくはない、空氣に次いで酸化力大なるものは水蒸氣で鐵に對して特に著しく乾燥せる空氣より酸化力大である、 $CO_2$  も酸化力は相當大である。酸化を防ぐと共に脱炭を防止せねばならぬが脱炭力は  $H_2$  が大で乾いて居らぬ時特に甚しく  $O_2$  もこれに匹敵し  $N_2$  も相當脱炭性がある、滲炭には炭化水素例へばメタン エタン プロパン エチレン ベンゼン等が良く特にメタン  $CO$  がよい、以上何れの瓦斯も純粹のものは安價に得難いから適當に混合したものを使用せねばならぬ、次に考ふ可きは爐の構造で絶對に内部の瓦斯の洩れを防止する事を要す、適當の爐内雰囲気は燃焼による加熱爐に於てはその燃焼生成物を利用するか固體 液體及び氣體の解離生成物或は都市用瓦斯を利用するか種々の方法がある。此等の瓦斯によつて追出された後には水分が残るが此は適當の装置で水冷却を以て除去しアルミナ等を用ひて更に脱水する。低温に於て低炭素鋼を焼鈍する際の酸化を防ぐには瓦斯爐の燃焼生成物を直接に利用するがよく空氣と瓦斯を適度に調節して出来るだけ  $O_2$  の量を減ずる  $CO_2$ ,  $H_2O$  は高温で解離して發生機  $O_2$  をつくるから焔にあてずに冷却しておく事が必要で尙此際や過量に  $O_2$  を加へておくことの發生機  $O_2$  をつくらしめずにすむのである。

Bengt, Kjerrmann 氏は還元雰囲気をつくる爲めに瓦斯爐に混合瓦斯を使用した處酸化は非常に減少したが試料の表面の脱炭著しく粗雑な面と化し最後の 10 分位には非常に酸化性の雰囲気となつた而して此酸化面は甚だ脆く焼入の際容易に剥脱されたのである。

D. H. Rowland 氏に依れば濕れる  $H_2$  に依る脱炭作用は時間と温度により左右されるそうである  $N_2$  及び  $H_2$  の雰囲気はアムモニヤの解離によつて得られる、次にマッフル爐を使用すれば雰囲気を変化せしめるには非常に便利であり、瓦斯管狀爐が先づ用ひられる様になり、冷い瓦斯と空氣の混合氣體を入れ次第に温度を上昇せしめるエタングが徐々に觸離して空氣中の  $O_2$  と結び合ひ  $CO, CO_2$ , 及び  $H_2O$  を生じ温度が上につれメタンの一部が解離して  $C$  及び  $H_2$  となり  $O_2$  と結びつき次第に  $CO$  及び  $H_2$  が増加し  $CO_2$ ,  $H_2O$  が減少する然し此反應は比較的低温に於て行はれる爲め害が少くすむ。

$CO$  及び  $H_2$  が多少でもあると解離しないメタンの滲炭効果を減少せしめる、都市用瓦斯や骸炭瓦斯には  $H_2$  及び炭化水素を含有して居り燃焼により相當の  $CO$  及び  $H_2$  を生ずるものである、然し大抵分析では  $CO$  のみを行ひ  $H_2$  を無視するが  $H_2$  は脱炭作用に加ふるに白點生成に關係がある故考慮せねばならぬ。水素氣流中で大型のものを長時間一様に加熱し急冷した場合特に 600°F 以下に於て白點もしくは内部割れを生ずる。以上の諸種の瓦斯中には有毒性及び爆發性のものがあるから此點室内の換氣等に充分注意せねばならぬ。

焼鈍の際酸化を防止し所謂白銑しを行ふ事は最近盛に研究されて居るが白銑しは鋼の炭素含有量が増加する程困難になる、低炭素のものならば骸炭瓦斯 天然瓦斯 解離アムモニヤ等で行ひ得るが多少の滲炭は免れぬ。鋼の白銑しは  $N_2$  水蒸氣 天然瓦斯 プロパン等で出来る、眞鍮の際は  $Zn$  が出る爲め中々困難である。

滲炭は古くから行はれ初めは固體後には瓦斯を使用する様になり最近では連続加炭法が行はれ始めた。オーステナイトに溶け込む炭素は

發生機の炭素或は分子的のものでなくてはならぬ。炭化水素例へばエタン、プロパン等は速かに解離し煤の妨害を除き得る。滲炭の際の瓦斯の加熱程度は  $800 \text{ B.t.u./ft}^3$  がよい。

前にも述べた通り  $\text{CO}$  及び  $\text{CH}_4$  は最も滲炭効果大であり  $\text{CH}_4$  は特に確實性がある、扱て此等種々の熱処理中の瓦斯を適當に保持せんにはどうしても高温の瓦斯分析が必要である。銅、真鍮、ニッケル、石英、或は鐵の管に分析すべき瓦斯を採取し、瓦斯の平衡を保ちつつ徐々に冷却する。若し採取管が充分酸化して居らぬと微量の  $\text{O}_2$  とでも忽ち結合し、瓦斯の成分を變化して終ふ。此點石英管が先づよいが空冷石英管は主に  $\text{O}_2$  がなく少量の  $\text{CO}$  を含有する瓦斯分析に使用し、水冷管は相當の  $\text{O}_2$  及び多量の  $\text{CO}$  及び  $\text{H}_2$  を含む瓦斯の分析に使用する。

水冷の場合は黒鉛のパッキングを行ふが  $3,000^\circ\text{F}$  或はこれ以上で1年も使用して尙パッキングがしつかりして居るのである。

(K. N)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

軟鋼の時効に及ぼす脱酸の影響 (B. N. Daniloff, R. F. Mehl and C. H. Hertig, J. R. Transactions of the American Society for metals. No. 3 Vol. XXIV p. 595~639). 鋼の性質を決定する重要な因子の一つとして脱酸の方法、程度が挙げられ、冷間加工後又は變態點以下の温度から焼入せる後の時効にも影響を及ぼす事が知られて居る。鋼の時効はその使用目的に依つて或時は望ましく又或は發生せぬ様制御する必要がある。實際操業に於て重大な意味を有する故従來多數の研究がある。冷間加工後の時効は古くから知られて居るがその機構に就ては明瞭ならず又變態點以下の焼入後の時効は極く最近発見されたもので Köster 等はデュラルミンの場合同様に鐵から炭化物が析出する爲なりと説明して居る。炭化物の他窒化物或は酸化物の析出に依る時効硬化も知られ、現在一般に  $\text{C}$ ,  $\text{N}_2$ ,  $\text{O}_2$  の三元素が時効に影響あるものと信ぜられて居る。地鐵中の酸素溶解度に關して多數の研究あり結果は一定せぬが温度低下と共に溶解度が減ずる點では一致し析出硬化に對する説明には都合が良い Eilender 等は鐵を  $\text{H}_2$  氣中で熔融せる後更に空氣中で再熔融し種々の  $\text{O}_2$  量を吸収せしめた試料を  $680^\circ\text{C}$  から焼入れ常温で時効せしめた結果  $\text{O}_2$  0.035% 以下で硬化は認められず 0.06%  $\text{O}_2$  で極大となり更に  $\text{O}_2$  を増せば硬化度は減少する事、最大の硬化は常温の時効に依つて得られ高温では硬化の度は減ずるも時間も亦減少する事を報告して居る。之は  $\text{N}_2$ ,  $\text{C}$  の場合に於けるが如く酸化物の析出に原因するとされて居る。市販の鋼中の  $\text{O}_2$  量は屢々溶解度以上過飽和のものもあり又然からざるものもあつて後者に於ても  $\text{C}$ ,  $\text{N}_2$  の爲に時効は生ずる故に  $\text{O}_2$  の影響に對する研究は多數あるも意見一致せず影響ありとする説と之を否定する説とに分れて居る。一方溶解度、析出機構に關して  $\text{O}_2$ ,  $\text{N}_2$ ,  $\text{C}$  間に相互作用ありと云はれ、時効に對する熔融性に依る相違  $\text{Al}$ ,  $\text{Si}$  の影響  $\text{MnO}$ ,  $\text{SiO}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  間の關係も論ぜられて居る。尙脱酸劑の種類及製鋼法に依る時効の變化が研究され  $\text{O}_2$  の影響に就ては前述の如く意見不同であるが脱酸が鋼の時効を減少せしめる事實は等しく認めて居る。脱酸は二次的に鋼の結晶粒を微細化せしめるが結晶粒の大きさの時効に對する作用は未だ明瞭でない。他方脱酸により窒化物は安定となり時効を抑制し炭素にも同様に働く。

本研究に於ては脱酸度炭素量の異なる鋼 34 種に就て焼入並至時効を試験し併せて結晶粒の大きさの影響高温に於ける時効等をも調べ

た。試料には  $\text{C} 0.02\% \sim 0.25\%$  の平爐鋼に就き ① Rimmed steel ② semi-killed steel ③ Silicon-killed Steel ④ Aluminium-killed steel の4種を選んだ。①は  $\text{O}_2$  含有量最も多く爐中に於て  $\text{Mn}$  で脱酸されたもので時に取鍋中に少量の  $\text{Mn}$  鐵を加へ又凝固の際瓦斯發生を調節する爲鑄型中に最大  $1/2 \text{ w/t}$  の  $\text{Al}$  を加へ或ものでは少量の  $\text{Ti}$  を添加せるものもある。②は取鍋中で  $\text{Mn}$  と  $\text{Si}$  で脱酸し鑄型中に  $\text{Al}$  を加へ。③も同様  $\text{Mn}$  と  $\text{Si}$  を取鍋中に加へ脱酸し④は爐中で  $\text{Si}$  と  $\text{Mn}$  取鍋中で  $\text{Al}$  に依り脱酸されたものである④の中 SMA 鋼は酸化鐵の溶解量特に少いもので爐中で Silicon-manganese を加へた後  $\text{Mn}$  鐵を添加し更に取鍋中で  $\text{Si}$  鐵及  $\text{Al}$  を加へて脱酸を行つた。焼入時効試験には  $1/2''$  厚の小片を標準化し  $1/8''$  に研磨した後  $700^\circ\text{C}$  に1時間保持して油焼入れた。  $700^\circ\text{C}$  以下の焼入温度に對しては保持時間は更に長い。焼入直後及常温に種々の時間時効させロックウェル B で硬さを測つた。又歪時効試験には一定の厚さの試料を作つて 15% 壓縮を與へ鉛浴中  $450^\circ\text{C}$  で時効するか又は 2% 壓縮して  $100^\circ\text{C}$  で時効を起させたものに就て硬度及 Izod 又は Charpy 衝撃試験を行つた。

焼入時効 ① Rimmed steel 之は時効著しく硬化は 0.04~0.05%  $\text{C}$  で最大を示す。低炭素鋼は飽和量以下のものを除き標準化又は焼入せる時は高炭素鋼より軟いが時効を起すと却つて硬くなる。炭素が高くなると  $\text{C}$  が硬さを増す以上に析出を妨げる影響が大であるからである。② semi-killed ③ 同様  $\text{C}$  を増すと時効は減じ④より時効は少い。③ silicon-killed 時効の程度は②の  $1/2$  位、高炭素で減ずる。④ Al-killed 同様  $\text{C}$  の影響は認められる。含有酸素量は何れも甚だ少く脱酸前低炭素のものが  $\text{O}_2$  を多く溶解せる事より包含せる非金属物質の性質が結果に影響すると考へた方がよい。時効は甚だ少く 0.2~0.25%  $\text{C}$  では殆ど認められぬ。次に焼入温度の影響を見る爲試料を  $400 \sim 715^\circ\text{C}$  から焼入れ直に硬度を測定せる結果 Rimmed Steel では温度上昇と共に硬度は増したが killed steel では變化が無かつた。何れの鋼を焼入温度と共に時効に依る硬化は大となる。以上の結果より溶解度曲線は  $\text{C}$  量  $\text{O}_2$  量含有非金属物質に依つて變化し  $\text{C}$  は  $\text{O}_2$  に依つて其の溶解度を非金属含有物に依つて擴散速度を左右せられ脱酸が之等に直接關係すると云ふ結論が得られた。

歪時効 標準鋼を 2% 壓縮し  $100^\circ\text{C}$  で時効せしめ常温で衝撃試験を行へる結果 ① Rimmed 衝撃値の降下著しく最大の時効は 0.05%  $\text{C}$  に起る。② semi-killed, silicon-killed 時効は①より少く  $\text{C}$  量の増加につれて減少する。③ Al-killed 時効は甚だ少いか又は全く認められず衝撃値は高い以上回轉に就て平均の衝撃値の減少を示せば次の如し。

鋼種	Rimmed	Semi-killed	Si-killed	Al-killed
衝撃値の減り (lb/ft)	74	47	19	12

衝撃試片の壓縮部に於ける硬測定結果は一定しなかつた。次に降伏點は時効と密接な關係がある故 Al-killed せる SMA 鋼三種と semi-killed steel 一種を選び標準化せるもの 5% の斷面收縮を與へたるもの、之を  $100^\circ\text{C}$  で1日及5日時効せるものに就て抗張試験を行つた。標準化せる場合は降伏點が明瞭に現れ加工せるものでは殆ど或は全く認められぬ、之を時効する時は Silicon-killed steel には殆ど恢復し SMA 鋼二種では僅に現れ他の一種では全く出なかつた。之は衝撃試験とよく一致して居る。15% 壓縮し  $450^\circ\text{C}$  で時効せしめたものも前述の衝撃試験と同様の結果を示して居る更に SMA 鋼三種を標準化せる後  $620 \sim 705^\circ\text{C}$  に24時間保持し4日で

常温迄稍冷せるものから Charpy 試験片を作り 2% 壓縮し種々の時間 100°C で時効させて焼鈍の影響を調べた。焼鈍後至時効せるものは標準化至時効せるものより稍軟く粘りが焼鈍に原因するのみで至時効自体には関係が無い。

脱酸剤として Al を使用すると鋼の結晶粒は細くなり  $O_2$  を含まぬ事より寧ろ結晶粒の微細化が時効に影響するので無いかと考へられる。依て 0.04, 0.06% C の Rimmed steel をとり 1,100°C に加熱空冷して結晶粒を粗大にして次の試験をした。700°C から焼入常温時効せるもの、硬度は前者に於て増加したが後者では變らない衝撃試験に依れば粒の微細な方が却つて時効後の降下は大きい。至時効の結果も殆ど同様であつた、次に標準化し至時効せしめた時、時効を起さぬ Al-killed steel の粒が粗大になれば如何なる變化を生ずるかを確かめた。時効せぬ SMA 鋼及び比較として 0.11% C の Rimmed steel を 1/2 時間 1,100°C で加熱空冷し衝撃試験片を採つて 2% 壓縮し時間を變へて 100°C で時効せしめた。細い粒の SMA 鋼は時効せぬが粒が粗くなると硬度を増し Rimmed steel も粗い粒で時効が著しい。而して兩者共加工並に時効に依る硬化は粒の大なる力が大きい。斯くの如く結晶粒の成長は Al-killed steel の時効を増すが粗い SMA 鋼の結晶粒が微細な Rimmed steel の粒より遙に粗大なる場合でも時効は後者に及ばない。この結果より見て粒が細いと時効し難い事は事實であるが溶解せる酸素量の變化に依る影響に比すれば遙に小なる事が知られる。衝撃試験にも同様の結果が得られ粒の成長の爲 Rimmed steel では著しく脆くなり SMA 鋼には影響が少い。又粗粒の鋼は常温加工で衝撃値に變化無く時効により脆くなり粗粒では Rimmed steel は常温加工により SMA 鋼では時効によつて脆くなる。Al-killed steel の細粒は時効を妨げるが種々の脱酸の鋼の結晶粒を考へに入れる單なる一因子に過ぎないと云ひ得る。

Köster は時効温度を上げると時効曲線に 150°C と 300°C に二つの極大を示し前者は  $N_2$  の析出に依るものであり後者は C の析出が原因して居ると述べて居る。高温度の時効を試験する爲 300°C 迄上げて硬度を測つた。至時効試験に 3 種の C 量  $O_2$  量の異なる Rimmed steel をとつて  $N_2$  中で標準化し研磨後常温で 7% 壓縮を加へ種々の温度に時効せしめたが明瞭に極大極小を現はさなかつた。焼入時効には 2 種の Rimmed steel と 1 種の  $O_2$  の少い SMA 鋼を  $N_2$  中で標準化し 700°C で 1 時間加熱焼入した後時効すると時間の増大に對して低温度に移行する極大點を認めた。之は酸化物の析出の爲と思はれるが明ではない。之試験では析出物の決定はされなかつたが脱酸による時効速度の影響を知る事が出来た。低温では Rimmed steel は SMA 鋼より時効が速く極大は後者の方が高温部にあるが長時間の時効で一致する。又 SMA 鋼では硬化度は少いが 150~200°C 迄焼入時の硬度以下にならぬに反し rimmed steel では 75°C で焼入時より低くなつて居る。此處にも脱酸の影響が見られる。以上に依て Al で処理せる鋼の析出硬化は  $O_2$  量の低い事非金屬含有物之の場合は  $Al_2O_3$  の細粒が地鉄中の C の擴散を妨げる事、結晶粒の少ない事等の爲に抑制せられると云ふ決論に達した (T)

**最近の特殊鋼及び特殊鑄鐵** (By Francis B. Foley. Metal Progress Oct. 1936.) 從來 A.S.M. 關係の諸權威に依り鐵及び鋼の結晶粒の大小に就いて屢々研究報告されて居り A.S.M. の R. L. Wilson 氏は Metal Progress の 1934 年 8 月號に各種の鋼に對する結晶粒の大小の影響を總括して居る、即ち結晶粒の細い鋼は滲炭

の際深く硬化される事なく内部に適當の靱性を保たせる事が容易である一方結晶粒の粗い鋼は深く硬化されこれを熱處理して機械の大型の部分品に使用され且加工性がよい特徴がある、尙結晶粒の細い鋼も充分高い温度で焼鈍すれば矢張り結晶粒の粗いものと同様加工性がよくなる、昨年矢張 A.S.M. の H. W. McQuaid 氏は結晶粒の調節には Al 添加が最もよいと述べて居る、即ち多量に Al を添加すれば結晶粒は著しく微細化され破面も細く衝撃値は高くなり滲炭硬化層が適當に調節出来るのである。尙 Al の結晶粒微細化効果は他の種々の元素が相當多量含まれて居る場合も同様である。

從來 Al が結晶粒を微細化するのは  $Al_2O_3$  の細粒が出来これが鋼の結晶する際の核となり又は結晶粒の成長を抑制する爲めであると云はれて居るが氏はこれを是として居らないのである、大きな平爐等に Al を加入する時期は限られて居り Al の影響は鑄込の終りになるに従ひ急激に低下するのである、尙電氣爐の場合に於ては結晶粒の細い屑鐵を使用すれば Al はたとへ少量でも内徑は加へなくても結晶粒の細い湯が出来るのである、電氣爐に於ては鹽基性平爐の場合と異り Al は成る可く少量にして還元性鑄滓を必要とするのである然し一方結晶粒の成長を抑制する爲めには熔湯を脱酸するに要する以上の Al を必要とするのであり Al を加入する前の熔湯の脱酸程度を考へて其當の Al を添加せねばならぬ。

McRuaid 氏は Al が結晶粒を微弱化するの  $Al_2O_3$  の爲めではなくオーステナイトの變態及び炭化物の溶解度に及ぶ Al の影響によるのであると云つて居るがこれによるとオーステナイトに對する炭化物の溶解度の減少によつて Al は多少材質を硬化し温度の上昇と共にオーステナイトの變態速度が増加する事になる即ち温度が上ると炭化物が結合し易くなりオーステナイト中に溶解し難くなる斯の如き不溶解性の炭化物の粒がオーステナイト中に殘留し結晶粒の成長を抑制するわけである氏は又 Al は焼鈍せる鋼に於けるパーライトの結晶粒の周圍をつむむ大きなフェライトをつくり出し易くパーライト粒とフェライト粒の境に出る球狀炭化物の集積する事を促進するものであると述べて居る、此等の球狀炭化物はパーライト中の炭化物と異り塊狀で表面と容積との比は非常に小である従つて境界面内に溶込むのに非常に時間を要するわけで結晶粒の境界面の擴るのを抑制する役目をなす R. P. Brown 氏は良質の鋼塊をつくる爲めには鋼塊の頭部の氣孔及び割れ又は白點を防止する爲めに溶解中つとめて  $H_2$  を追出し製鋼原料は出来る限りよく乾燥し鑄滓例へば其中の酸化鐵等は分析して結晶粒の成長抑制に如何に役立つて居るかを試験して居ると述べて居る。

又獨逸の某氏の云ふ處に依ると炭化物の大き及び分布状態が電弧爐と誘導電氣爐とで差異があるそうである A.S.M. の George F. Comstock 氏は Al と共にフェロチタンを結晶粒の微細化に使用して效ありと云つて居る、Ti と炭素の親和力は  $\alpha$  及び  $\gamma$  鐵に不溶解の炭化物の生成と大に關係あり Ti を多量に含有する時は C は鋼の硬化に役立たなくなり 4~6% の Cr 鋼に於ては空氣硬化を妨げるのである、然し此場合炭素含有量の約 4 倍の Ti を必要とする Ti が 18~8 の貫粒割れ等を引起す事はよく云はれて居る、鑄鐵に於ては黒鉛形狀を改良する上 Si と同様黒鉛化を一層助長するこれは少量の C と Ti の結合によつて安定な炭化物の生成によると云ふ向きもあるが未だ充分説明し難い。

Comstock 氏は Ti は鑄鐵の加工性をよくするし鐵を少量含有する Ni, Co 合金即ちコネル合金等に於ては  $Fe_3Ti$  の著しき時効硬化を示すと云つて居る。銅合金に於ては Ti は時効硬化性合金の

強さ及び傳導率に大きな関係があるのである  $Al$  に添加した場合は  $Ti$  は脱瓦斯劑として働き  $TiAl_3$  なる化合物を生じて結晶成長の際の核となり結晶粒を微細化する結局  $Ti$  は今少し研究され普及されれば立派な合金劑として役立つのである。

$C 0.9\%$  の時は  $Cu$  は  $1.9\%$  で  $1,290^\circ F$  共析品をつくる  $Cu$  の多い固溶體即ちエプシロンと呼ばれるものは凝固の際網状又は大きな粒となりフェライトから極く小さい粒としては析出する、エプシロン固溶體は高含銅鋼を焼鈍後極めて徐冷するか長時間焼鈍した際に出る組織である  $Cu 3\%$  以下では膚硬には何等影響がない  $Cu 1\sim 2\%$  に達すると抗張力及び降伏點増加し靱性を減少する  $Cu 2\%$  加入するとシャルピーの衝撃値は増加する大氣中に於ける軟鋼の耐蝕性は  $Cu 0.25\%$  位で著しく増加しこれ以上加へても僅かしか増さぬ Lorig 氏に依れば低又は普通の含銅鋼に於て若し  $Ni$  を含有し  $2,000^\circ F$  以下で取扱はれ酸化を防止すれば赤熱脆性は起り得ないのである  $Cu 5\sim 6\%$  含有する鋼は明らかに赤熱脆性を起す、熔接性は  $Cu 0.75\%$  迄は別に影響がない  $Cu 0.6\sim 4.0\%$  含有するもの特に  $12\sim 15\%$  のものに於ては  $840\sim 930^\circ F$  で  $3\sim 20$  時間加熱した場合時効により析出硬化を起す。

$Cu$  は規格に於ては從來  $0.05\%$  とされて居るが面白い事にスエーデンの優秀なる鍊鐵には  $Cu 0.20\%$  含有しこれより良質の工具鋼を製造して居り最近フォード自動車會社に於ては盛に含銅鋼を使用しつゝあり  $Cu 0.5\sim 1.0\%$  の鑄鐵  $Cu 1.5\sim 3.5\%$  の鋼鑄物等を製造して居る  $Cu$  は鑄鐵の材質を緻密にレチルの深さを調節する役をするし鋼鑄物に於ては熔湯の流動性を良くし縮みを減少せしめる又  $Cu$  は焼鈍の時間を短縮する利益もある、尙  $Cu$  鋼板に用ひられ  $Mn 0.5\sim 1.00\%$   $Cu 0.5\sim 1.5\%$   $Ni 0.4\sim 0.8\%$   $Mo 0.2\%$   $C 0.12\sim 0.3\%$  の成分がよい  $Cr$  は適當に加へるとフェライト或は  $\delta$  鐵をつくるが  $Mn$  はオーステナイトを形成する  $Cr$  も  $Mn$  も容易に炭化物をつくるがクロム炭化物は  $Mn$  よりも安定であり何れも多すぎるとフェライトに溶込む  $Cr 1\%$  の低炭素鋼は強さ大で靱性もよく  $Mn 0.5\%$  のものは強さは幾分増すが比較的靱性が悪い、 $Mn 1.5\%$   $C 0.3\%$  のもので標準化したものは抗張力高く約  $85,000\text{ psi}$  を示し靱性も相當あるがこの  $C$  が増して來ると炭化物の分布状態が變り靱性が次第に下る、斷面  $1/4\text{吋}$  のもので  $C 0.1\sim 0.2\%$   $Mn 1.25\%$   $Cr 0.5\%$  で標準化状態で強さが  $70,000\sim 95,000\text{ psi}$  を得られる若しこれに  $Si 0.75\%$  加へれば壓延状態に於ても同様の強さ及び靱性を得られる。

ボールベヤリング、ローラーベヤリング材等には  $C 0.95\sim 1.10\%$   $Mn 0.20\sim 0.40\%$   $Si 0.15\sim 0.35\%$   $Ni 0.20\%$  が先づ標準でこれに  $Cr$  を  $0.45\sim 0.75\%$   $0.75\sim 1.05\%$   $1.05\sim 1.40\%$   $1.30\sim 1.65\%$  と變へて各々その目的に使ふがよい。

A. L. Boegehold は切込廻轉ビームの試験片を  $250^\circ F$  で油中で疲労試験を行つた結果室温で行つたのに比べて  $700\sim 1,500\%$  低く出たのである。尙 S.A.E の  $C 0.15\%$  の  $Ni-Cr$   $Ni-Cr-Mo$  鋼の疲労試験の結果は滲炭箱より出して焼入したものは箱中で冷却したものより疲労抵抗は低く出たのである。これは油中の有機酸より出た水素による脆性に基くものと説明してゐる。

N. P. Goss 氏は普通の熱間加工して出來たものより電氣的性質及び磁氣的性質の優れた結晶粒の細い  $Si$  ストリップ鋼を製造した。氏の研究によると熱間加工したストリップは焼鈍し適當の寸法に冷間加工し又  $2,000^\circ F$  位で熱處理した方がよい然しこの磁氣的性質の改良された原因は X 線でも明らかにわからぬ Yensen 及び Ziegler は  $Si 2.5\sim 6\%$  の磁氣的性質に及す  $C$   $O_2$  結晶粒の大小の影響を研

究したが  $O_2$  は大して影響なく  $C$  は影響大であるが  $0.01\%$  より少ない時はさして影響がない  $C 0.005\sim 0.05\%$   $Si 3\%$  程度のものでは  $C$  はセメントイト  $Fe_3C$  となつて現れるが  $Si 4\sim 6\%$  程度に高い時は黒鉛として出る  $2,010\sim 2,090^\circ F$  で短時間焼鈍する時はパーライトが残るが低温で長く焼鈍する時は黒鉛に變化する、要するに鋼の結晶粒の大小は  $Si$  及び  $C$  に依つて大なる影響がある。

(K. N.)

熱間加工の際の再結晶について (Von Heinz Kornfeld in Dortmund, Archi für das Eisenhüttenwesen, Heft 4, Okt. 1936.) 熱間加工の際起る再結晶について既に色々述べられて居る即ち H. Hanemann, F. Lücke 及び H. Vollmacher の諸氏は鍛造の際の再結晶につき述べて居り W. Tafel H. Hanemann 氏等は壓延の場合について述べて居る、加工程度及び加工温度と常温に於ける  $\alpha$  粒の大小との關係は既に説明されて居り従つて  $\gamma$  の範圍に於ける加工及び再結晶の現象も検討されて居るが然し實際に多くの種類の鋼に對して  $\alpha$  粒の大きさを測定した上でなければ明らかに理解し難いと思ふのである。

試料はシーメンスマルテン鋼の  $C 0.04\%$   $Si$  痕跡  $Mn 0.37\%$   $P 0.02\%$   $S 0.03\%$  のもので厚さ  $5\text{ mm}$  の板を使用した尙此の試料の一方の縁に於けるフェライトの粒は  $1,100\ \mu^2$  程度で他方の縁は結晶粒粗く  $5\cdot 10^5\ \mu^2$  程度である、この試料を幅  $12\sim 14\text{ mm}$  長さ  $25\text{ mm}$  の試片に切斷した此程度のもなら熱の傳導状態は殆んど一樣に考へられる、尙此の試料の頭部に試片の幅よりやゝ小さい一つの溝をつくつた、先づ炭素抵抗爐で加工温度に迄加熱し同温度に  $30$  分保持し鍛造して平に延はし直ちに又  $15$  分間前の温度に加熱し爐より出して空冷した然る後兩端の結晶粒の大きさと加工温度及び加工程度の關係をしらべた、其結果を次に示す。

第 1 表

温度 $^\circ C$	加工%	結晶粒の大き $\mu^2$	
		細粒側	粗粒側
800	10	1,350	600,000 (平面測定法による)
1,000	0	700	4,600
1,000	15	950	2,500
1,000	16	1,100	1,400

$800^\circ C$  で  $10\%$  加工したものは細粒側も粗粒側も結晶粒の大きさに別に変りはないが寫眞でみると粗粒側は以前のまゝで細粒側は再結晶が行はれた様に思はれ内部は相當大な結晶粒を示して居る、然るに  $A_3$  以上の温度で加工した場合即ち  $1,000^\circ C$  で行つた場合は粗粒側が  $4,600\ \mu^2$  となり細粒側が  $700\ \mu^2$  となる  $1,000^\circ C$  で  $15\sim 16\%$

第 2 表

最初の結晶粒の大き $\mu^2$	熱處理	加工程度 %	最後の結晶粒の大き $\mu^2$
400	ノルマライズ	43	480
400	"	10.4	320
400	"	11.8	430
400	"	15.4	530
400	"	17.0	1,600
400	"	17.6	2,400
400	"	20.0	2,200
3,700	再結晶	4.8	5,600
3,700	"	10.7	5,800
3,700	"	16.4	3,700
7,000	過熱	9.4	7,700
7,000	"	15.5	7,700

加工した際は試料全體に於て結晶粒の大小は實に 100~150% の相異が出てくるのである、 $A_3$  以下で加工した際は加工する前の結晶粒の大きさが大に關係してくる。

以上の様な結果は初めの結晶粒の大きさが場所により異なる場合についてのみ考へられる様にも思はれる、徑 10mm 高さ 20mm 小さい圓筒で場所により結晶粒の大き異なるものを二つ採り壓延した、尙試験片の成分は  $C\ 0.07\%$ ,  $Si\ 0.03\%$ ,  $Mn\ 0.38\%$ ,  $P\ 0.02\%$ ,  $S\ 0.03\%$  である、一方を結晶粒の大きさが中間程度即ち  $400\mu^2$  位にすべく組織を標準化し他方は 15% 冷間加工して再結晶させ  $3,700\mu^2$  にした、然る後試料を過熱し  $7,000\mu^2$  に結晶を成長せしめた、何れの場合の加工温度も  $800^\circ C$  である、これ等の試料につき加工度と結晶粒の大ききの關係を次に示す。

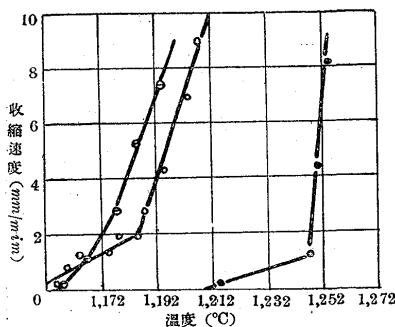
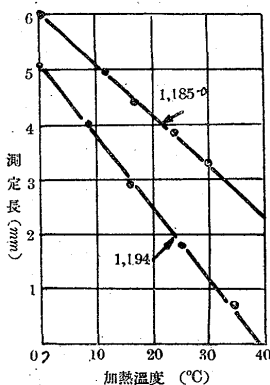
此の表にみる如く初めの結晶の大きにより大なる相異は現れぬ様であり  $A_3$  變態點以下の加工についても明な結果は出て來ないのである、次に  $A_3$  以下の温度について系統的試験を行ふ爲め 16~22% 壓延した試験片を採り  $750\sim 800^\circ C$  に保持した後空冷した處結晶粒は約  $250\mu^2$  であつたこれを  $650\sim 840^\circ C$  の間に 2 時間保持した後は  $575\sim 675\mu^2$  に成長した  $700^\circ C$  で 9~15% 加工したものは空冷後  $150\sim 200\mu^2$  であつたこれを  $750\sim 850^\circ C$  で 2 時間加熱した後は非常に結晶が成長し  $1,200\sim 2,700\mu^2$  に達し最も大きいものは  $6,000\sim 15,000\mu^2$  のものも出來たのである。(K. N)

**Fe が C と接觸せる場合に於ける熔解速度** (G. Tammann u. H. Hartmann, Archiv f. d. Eisenhüttenw. Nov. 1936) 鐵片と炭素片を接觸せしめ之を爐内に入れ  $H_2$  氣中に於て加熱し其の收縮量を測定することに依り熔解速度に關する實驗を行つた。Fe と C を接觸せしめ之を共晶點と融點との中間温度で熱すれば Fe は C を吸収しつゝ熔解し遂に共晶成分が得られる。

第 1 圖

第 2 圖

- ⊖—⊖ 電解鐵とセイロン黑鉛
- " スペクトル炭素
- " 電極炭素



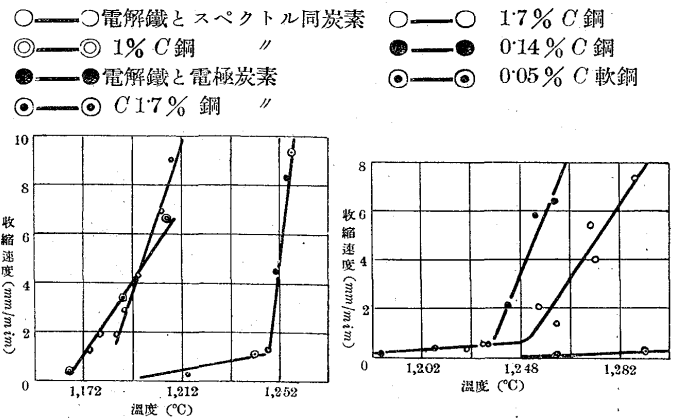
第 1 圖は鐵片とセイロン黑鉛を接觸して、共晶温度より稍高温で熱した場合の試験結果である。此の場合收縮速度は  $1,185^\circ C$  では  $5.4\text{mm}/\text{min}$ ,  $1,194^\circ C$  では  $7.6\text{mm}/\text{min}$ 。で收縮と加熱時間との關係は直線を以てあらはされる。第 2 圖は電解鐵を熔解して作製せる鐵片と、セイロン黑鉛、スペクトル用炭素及び電極炭素とを接觸せしめて同様の試験を行つた結果である。セイロン黑鉛及びスペクトル用炭素使用の場合には鐵片と是等の間の壓力を  $7\text{kg}/\text{cm}^2$  に保ち又電極炭素の場合には  $21\text{kg}/\text{mm}^2$  とした。電極炭素は  $1,200^\circ C$  に於ても殆んど測り得ない程度の收縮を示したに過ぎないが他の 2 つの場合とはもつと低温に於て著しき收縮を示した。3 種の炭素が斯様に異なる

結果を起す所以は灰分と氣孔率に基因する爲めであらう。セイロン黑鉛の灰分は 0.5% 電極炭素も同様 0.5% スペクトル用炭素は殆んど純粹のものである。セイロン黑鉛は氣孔率最も低く従つて鐵片との接觸が最も良く保持せられる譯である。

共晶温度で Fe が熔融せんが爲めには C を吸収せねばならない而して此の場合 Fe が黑鉛と接觸するか或はセメントイトと接觸するかに従つて C を 13% 或は 17% を吸収せねばならない。又此のためには或る時間を必要とする。従つて純鐵の場合には 17% C

第 3 圖

第 4 圖



鋼よりも熔融速度は遅れる譯である。然るに第 3 圖に示す實驗結果に於ては原料鐵の C の差に依る Fe の熔融速度の相違が認められない。之に反しスペクトル用炭素使用の場合には鋼の C 量の如何によりて熔融速度に著しき差違を生じ第 4 圖の如き結果を得た。

Fe と C が互に接觸して熔解する時は狀態圖に相當して C を含有する熔融物が出る。例へば  $1,250^\circ C$  で熱すれば鋼中の C は 3.5% となり炭素片の方には C 4.4% の熔融物が出る。若しこの兩者を等量に混合熔解すれば C 3.8% 即ち共晶より Fe 品位の高きものとなる。事實上熔融物中にレーデライトを認めなかつた。熔融物は單に C 飽和せるオーステナイトより成り、冷却に際しセメントイトを分離し更にパーライトに變化せるものゝ様である。(F. K.)

**不銹パネ鋼** (By Sam. Tour, The Iron Age, October 15, 1936.)

不銹鋼は組織上からマルテンサイト オーステナイト フェライトの 3 種に區別出來マルテンサイト組織のものを分けて低炭素、高炭素及び普通の炭素量のものとなり低炭素のものは  $C\ 0.12\%$  以下  $Cr\ 12\sim 14\%$  高炭素のもので  $C\ 0.5\sim 1.10\%$ ,  $Cr\ 14\sim 18\%$  普通の炭素量のもので  $C\ 0.15\sim 0.45\%$ ,  $Cr\ 12\sim 14\%$  であり Brearly 氏の特許になつて居る  $C\ 0.3\sim 0.4\%$ ,  $Cr\ 13\sim 14\%$  の所謂双物鋼はこれを適當に熱處理すれば充分耐蝕性のパネ鋼に應用出來ると思ふのである E. E. Thum 氏は  $Cr\ 14\%$ ,  $C\ 0.38\%$  の不銹鋼を先づ  $1,825^\circ F$  から焼入し  $900^\circ F$  で焼戻したもの及び  $1,650^\circ F$  から焼入し  $900^\circ F$  で焼戻した 2 種類について試験した結果室温では振り彈性係数は  $11,730,000\text{lb}/\text{in}^2$  を示した N. L. Mochel 氏は  $Cr\ 13\%$ ,  $Ni\ 2\%$ ,  $C\ 0.12\%$  を不銹パネ鋼に推賞してゐる、尙此成分のものは冷間壓延出來て最大極限強きは  $220,000\text{lb}/\text{in}^2$  を示す、大體不銹双物鋼は從來焼入した状態で耐蝕性を示し得ると考へられてゐたがこれを  $600^\circ F$  近くで焼戻すと相當靱性を増す、然し  $900^\circ F$  以下  $600^\circ F$  以上位で焼戻すと脆くなるが再び  $900^\circ F$  乃至  $950^\circ F$  で焼鈍すれば靱性を増し得るのである、只此様な高温で焼鈍すると急激に軟化され耐蝕性が減少する、スプリング鋼は要するに如何に加熱しても加工しても結局破面が絹狀の非結晶質の物でなければならぬ、スプリングの疲勞

抵抗を充分に出すには表面の脱炭、酸化によつて出来た層を研磨に依て除去する必要があり斯くする事は耐蝕性にも良い影響がある。

刃物鋼より造たスプリング 1,725°F から空冷して自硬させ 600°F で焼戻したものがロツクウエル硬度約 40 を示したが破面が悪く製品にならなかつた、そこで次に 1,800°F から油焼入し 600°F で焼戻した處ロツクウエル硬度約 48 を得たがこれも非結晶質の破面を得られなかつた。

次に焼入温度焼戻温度及び其時間と硬度と靱性の關係を示す。

第 1 表

試料番號	焼入		アイゾット 衝撃値 ft-lb	ロツクウエル (C) 硬度
	時間分	温度°F		
1	30	1,700	3.91	42.3
3	30	1,700		42.8
5	60	1,700	3.95	45.2
7	60	1,700		46.0
9	30	1,725	3.55	45.8
11	30	1,725		45.3
13	60	1,725	3.58	46.7
15	60	1,725		45.5
17	30	1,750	3.50	46.0
19	30	1,750		45.0
21	30	1,750	3.50	46.6
23	30	1,750		46.5
25	15	1,800	3.30	46.8
27	15	1,800		46.7
29	30	1,800	2.62	50.01
31	30	1,800		49.0
33	60	1,800	2.71	49.0
35	60	1,800		50.0
37	15	1,825	2.92	50.0
39	15	1,825		48.0
41	30	1,825	2.64	50.7
43	30	1,825		50.0
45	15	1,850	2.20	51.5
47	15	1,850		50.8

第 2 表

試料番號	焼入		焼入 硬度	焼戻 温度°F	焼戻硬度 (ロツク ウエル) C	アイゾット 衝撃値 ft-lb
	時間分	温度°F				
2	30	1,700	45.0	955	38.0~40.0	3.9
4	30	1,700	46.5	955	38.5~40.5	
6	60	1,700	47.0	960	38.5~40.5	3.4
8	60	1,700	46.6	960	39.5~41.0	
10	30	1,725	46.0	965	39.0~40.0	3.9
12	30	1,725	46.4	965	39.0~40.0	
14	60	1,725	48.1	970	38.0~40.0	3.6
16	60	1,725	50.3	970	40.0~41.0	
18	30	1,750	48.4	973	39.0~40.0	3.8
20	30	1,750	49.6	973	39.5~41.0	
22	30	1,775	51.5	975	39.0~40.0	3.6
24	30	1,775	51.8	975	40.0~41.0	
26	15	1,800	48.0	975	39.0~40.0	3.9
28	15	1,800	47.8	975	38.5~40.0	
30	30	1,800	49.3	975	38.0~39.0	3.5
32	30	1,800	50.2	976	39.0~40.0	
34	60	1,800	51.5	977	59.0~41.0	2.9
36	60	1,800	50.7	977	39.0~41.0	
38	15	1,825	51.75	978	39.5~40.5	3.9
40	15	1,825	51.0	978	39.5	
42	30	1,825	51.50	980	40.0	1.8
44	30	1,825	51.25	980	39.5~40.5	
46	15	1,850	51.30	985	39.5~40.5	3.7
48	15	1,850	51.25	985	38.0~40.0	

此表に示す如く焼入後の衝撃値は焼入温度が上る程急激に減少するが硬度は増加するのであつて最良の焼入温度を求めんには焼戻後の性質をしらねばならぬ、尙第 2 表に於ける焼戻時間は何れも 2 時間である、第 2 表によつて焼戻後の硬度 39 を示して居り然かも最高衝撃値を示して居るものをみると焼入の際 1,700~1,725°F に 30 分加熱した場合及び 1,800~1,825°F で 15 分加熱した二つの場合に於

て示されて居り何れの焼入温度に於ても 60 分保持したものは結果は悪い様である、只しこれ等の結果は徑 1/2" より大ならざるものに於てのみ云へるのである、次に實際工業上行ふ際について述べる、この場合は焼入温度は 1,800°F が適當であり均熱時間は 15 分以上にならぬ方がよい、焼戻は焼入温度が 1,725°F でも 1,800°F でも 500°F で 2 時間焼戻すれば完全に衝撃値は高くなる然し 600°F 以上で焼戻すれば却つて衝撃値は減少を來す、焼戻温度は 200, 300, 400, 450°F の場合は何れも 500°F の場合より衝撃値は高い事は確かである、ロツクウエル硬度と焼戻温度の關係は 550°F で一度減少し 600~650°F で増加し 750°F で減少し 800~900°F で又増加し 900°F より急激に減少を來す、尙面白い事に此の硬度の最高を示す 900°F に於て衝撃値は最低を示してゐるのである、最高衝撃値は 500~550°F で 2 時間焼戻した場合に示される 650°F と 700°F とのところで衝撃値が變化を示してゐるがこの理由は明らかでない、焼入温度は 1,800°F で短時間行ふのもよいが下手すると急激に衝撃値を下げるから 1,725°F 位で 30 分均熱した方が無事である。

焼戻靱性は 550~600°F 附近で起り最高の衝撃靱性は 500~550°F で 2 時間焼戻した場合に得られる。次に SAE 6,150 鋼については試験を行つた結果次の様な成績を示した。

第 3 表

焼入温度 °F	焼戻温度 °F	ロツクウエル (C) 硬度	衝撃値 ft-lb	平均
1,600	1,050	38.5	5.0~5.0~5.5	6.66
1,600	1,050	37.3	7.5~9.0~9.5	
1,600	1,050	38.3	7.0~6.5~7.0	
1,600	800	44.3	5.0~4.5~5.0	4.77
1,600	800	45.5	4.8~4.5~4.8	
1,600	800	44.8	5.0~4.5~4.5	

此の Cr-V 鋼と先の不銹鋼と比較するに衝撃値はこの 6,150 鋼の 800°F で焼戻したもので 1,725°F から焼入し 500°F で焼戻した不銹鋼より幾らも高くない、次に C 0.19% の不銹鋼及び 2 種類の不銹鐵について試験した結果次の如し但し I-1 より 6 迄は C 0.12% Mn 0.52%, Si 0.25%, Cr 12.01%, S-I より 6 迄は C 0.19%, Mn 0.52%, Si 0.17%, Cr 12.50%, L-1 より 9 迄は分析結果未發表、

第 4 表

不銹鐵	焼入温度°F (時間30分)	焼戻温度°F	焼戻時間	ロツクウエル(C) 硬度	衝撃値 ft-lb	破面
I-1	1,750	600	2	37.5	10~10~11	細粒 結晶質
I-2				37.5	10~10.2~10.2	
I-3				38.0	10.2~10.5~10	
I-4	1,725	550	2	38.0	12~14.5~14	絹状
I-5				38.0	14~17.5~18	
I-6				38.0	17~17.5~17	
不銹鋼						
S-1	1,825	600	2	39.0	7.2~8.0~7.6	細粒 結晶質
S-2				39.0	7.5~8.0~7.0	
S-3				36.0	7.5~6.2~7.7	
S-4	1,725	550	2	38.5	7.5~7.2~7.2	微細粒 結晶質
S-5				38.5	7.0~7.0~7.2	
S-6				38.5	7.2~7.5~7.5	
不銹鐵						
L-1	1,825	600	2	36.0	13.0~12.5~12.7	細粒 結晶質
L-2				36.0	13.0~11.5~11.0	
L-3				39.0	13.5~13.5~13.2	
L-4	1,825	1,050	2	22.5	15.5~16.5~13.5	粗粒 結晶質
L-5				23.5	17.5~13.5~13.0	
L-6				23.5	17.0~14.0~12.0	
L-7	1,725	550	2	37.5	16.5~16.0~16.5	絹状
L-8				37.0	16.5~16.0~16.0	
L-9				37.5	17.0~16.5~16.0	

以上の結果より考へるに C 0.30% の不銹刃物鋼は適當に熱處理

すればロツクウエル (C) 硬度 45~46 を得られ靱性に於ても Cr-V バネ鋼と何等變りがない、バネ鋼の硬度ロツクウエル (C) で 37~59 でよいならば C 0.1~0.12%, Cr 12~13% の不銹鐵で充分であり靱性も Cr-V 鋼より遙かにすぐれて居る。(K. N)

**鐵-コバルト-銅系** (Von Weruer Jellinghaus in Essen, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 3. Sept. 1936.) 銅は鐵に對すると同様コバルトに對しても一定の溶解度を持ち鐵とコバルトは高温に於て種々の割合に結びつき低温に於ては多種多様の變態を起すのである。Fe-Co-Cu の三元状態圖は Fe-Ni-Cu の其れに類似の點が多いが兩者の差異を明らかに説明してゐる者がない。

鐵と銅の二元合金に Ni が加はると共晶の範圍が極く狭くなるのであるが Co 添加の際は殆んど其變化を示さないのである、此處に W. Guertlerund, G. Tammann 氏等の Fe-Co 状態圖及び D. Hanson G. W. Ford 氏等の研究になれる鐵-銅状態圖を參考にして筆者は Fe-Co-Cu の 0°C から 950°C 迄の三元平衡圖を完成したのである。

二元と同様熔融點よりやゝ高温で完全に溶合ひ凝固の際は先づ  $\delta$  共晶の析出に初まり二元に於けると同様包晶反應が起り得る。

Fe の含有量の比較的少ないものは融體より先づ面心立方格子の  $\gamma$  共晶を析出する。銅は Fe 又は Co とは極く僅か溶け合ひ  $\delta$  共晶を成出し間も無く安定な  $\gamma$  共晶に變る。

鐵と銅の二元に於て 820°C で起る  $\gamma$ - $\alpha$  變態により  $\gamma$ - $\alpha$ -Cu の三相平衡が成立つが此状態圖に於ける三相平衡線は Co を添加した場合は遙かに高温の方に於て成立つのである、然し Co が或程度以上多くなると蓋つて此の三相平衡は低温に下るのである。Co 含有量の高いものに於ては六面體の  $\alpha$  Co が球狀の  $\beta$  Co になる變化が生ずる、然し此は Co 95% Cu 2.5% 位のものを用いて長い間焼鈍して極く靜かに冷却した場合のみ起り得るのである、此外に他の元素が合金された場合も何等影響がない故さして問題にする必要はない。

Cu 20% で Co 10, 25, 50, 70% のものを 50g 熔解試験した結果によると凝固初めの温度はそれぞれ 1,440, 1,438, 1,427, 1,428°C で凝固終りの温度は 1,048, 1,071, 1,076, 1,084°C になつたのである。Fe-Cu 二元状態圖によると凝固は 1,470°C から 1,120°C の間で行はれる、銅の含有量が等しくても鐵が多い時は Co の多い時より凝固開始温度幾分高く終了温度が低くなる。Cu 20%, Co 50~70% のものでは Cu の二次的析出が起り Cu が網狀に出る 1,100°C 以下では銅に對する  $\gamma$  共晶體の溶解度は減少して來る Co 80% 程度含有するものは複雑な變態なく 1,250°C から急冷した場合もかなり軟くてブリネル硬度平均約 100 である、焼鈍すればブリネルで 20~30 位硬度が上る、銅の析出は又比重に於ても現れる即ち過飽和の共晶體は焼鈍により約 1/1,000 位密度が増加する  $\gamma$ - $\alpha$  の變態を持つ合金に於ては硬度と溶解せる銅との關係は明らかでないのである、硬度の變化よりみて鐵-銅の二元の場合とよく符合した關係を持ち  $\alpha$ + $\gamma$ +Cu の三相平衡の温度迄は Cu は 5% 以上で變態點以上即ち 1,250°C から急冷し再び 650°C で焼戻した Cu 8% のものは Cu 5% Co 5% のものより硬度が高いのである。Fe-Co に於ける  $\gamma$ - $\alpha$  の變態温度は Co 含有量が増加する程上昇し Co 50% に達すると逆に次第に下降を示し始める。

$\alpha$  共晶と  $\gamma$  共晶と銅の三相の反應は Co を添加すると共に一先づ高温に變化し次第に下降するのである、此状態は膨脹汁によつて測定した結果より明らかに知る事が出来る。Cu 及び Fe に Co を 20, 35, 50, 55% 加へた四種の試験片について變態點を測定した結

果 Co 35% の時が最も高く 940°C から 920°C で Co 20%, Cu 30% の時は 885~860°C, Co 50%, Cu 30% の時は 790~765°C である。此等の温度は Co 50%, Cu 3% のものと大差ないのである。

Co 50%, Cu 30% のものは實に明らかに  $\gamma$ - $\alpha$  變態を示したが Co 55% のものは變態が明らかに出ないのであつて變態の區域は二元に於けると同様である、即ち Co 70%, Cu 30%, Co 70%, Cu 5% Co 70%, Cu 8%, Co 75%, Cu 3% の範圍に  $\gamma$ - $\alpha$  の變態が現れ Co 70%, Cu 12%, Co 75%, Cu 5%, Co 75%, Cu 8% のところには變態が現れぬ事になる、尙此變態の範圍は硬度の測定よりも判るのであつてフェライトの組織のものはブリネルで 100~200 でオーステナイトのものより硬度が高い。

$\alpha$ + $\gamma$ +Cu の三相平衡に對する  $\alpha$  共晶は Fe-Cu 側について J. T. Norton 氏によると Cu 1.3% で H. Buchholtz 氏によると Cu 3.3% である、試料を 800°C から焼入し 550°C で焼戻して硬度を測定した結果から見て  $\alpha$  共晶中の Cu の含有量は温度が下るにつれ減少し常温では恐らく 1% 程度になるのではないかと思ふ。

Co の含有量の如何は Cu に對するフェライトの溶解度には別に影響ない、即ち Co 70% のものも Co 10% のものも 800°C から焼入して焼戻す際に生ずる硬度の上昇程度はほぼ等しいのである。

$\gamma$ - $\alpha$  變態で急冷したものの硬度は Co 50%, Cu 3% のものは Co 10, 25 及び 70% のものより高い値を示す、一般に 1,250°C から焼入したものを焼戻する時は比重は極く少々増加するが Co 50% のものは逆にやゝ減少する。Co 50%, Cu 3% のものの熱膨脹率は比較的小であり 0~500°C の間で  $10.7 \times 10^{-6}$  mm 程度である、X 線で試験すると Co 50%, Cu 3% のものは  $\alpha$  鐵の格子には屬さぬ一つの線を示すこの線は  $\gamma$ - $\alpha$  の變態以下で 800°C より焼入し 650°C で焼戻したのものにもかすかに出るし又 1,200°C から焼入したのものにも出る、此線は如何にしても結晶學的には考へられぬもので  $\alpha$  共晶中の  $\gamma$  共晶の變態によつて生ずるものか又は不規則な  $\alpha$  共晶が低温に於て出すものかに考へられる、尙此線は Co の存在に於て特有のもので Fe を 5% 加へると消失するものである。(K. N)

## 8) 非鐵金屬及合金

**Be 及び Ti を含む銅鑄物** (G. F. Comstock, Metals & Alloys, Oct., 1936) Be 2.7% 及び Ti 1.2% 迄を含有する銅鑄物の硬度及電氣傳導率の測定結果である。硬度は Rockwell E. Scale (1/8" 球, 100 kgm) で、之れの E 70 は Brinell の 65 に、E 100 及 115 は夫々 125, 250 に略相當する。電氣傳導率は Kohlrausch 橋に依る。精度 0.5% 以内。

Be 及び Ti を含む銅合金に於ては化合物は 1,600°F 附近に溶解温度を有し夫より低温に於ては沈澱する。今此合金の熱處理に依る硬度及び電氣傳導率の變化を第 1 表に示す。Be を含まず Ti のみを

合金	熱處理	硬度 Rockwell E	電氣傳導率 %
2.04 Be	鑄造の儘	90.0	22.0
	1,475°F 焼入	74.5	18.8
	700°F, 5 hr 焼戻	118.0	32.8
0.87 Ti 0.35 Si	鑄造の儘	80.0	27.3
	1,650°F 焼入	49.0	26.9
	850~950°F, 48 hr 焼戻	87.0	46.5

含む Cu 合金は Ti と共に必存する Si の影響を受ける所が多い。Ti 0.5~0.9% (Si 0.03~0.19%) を含む鑄物は硬度 E 88, 電氣傳導率 25~36% である。(熱處理は 1,650°F 焼入, 850°F 24 hr 焼戻)

然るに Si 0.23~0.40% を含むと同一熱處理に於て硬度 E 85 電氣傳導度 42~45% で Ti-Cu 合金に加ふべき第三金屬として Si は非常に役立つものである。

Be-Cu 合金の熱處理と硬度及電氣傳導率との關係は第 2 表に示す如きものである。Be 1% 以下の合金では Ti のみを含む場合より

第 2 表

番 號	成分			焼入 °F	焼戻 °F	焼戻 時間	電氣傳 導率%	硬 度 Rockwell
	Be	Ti	Si					
26	2.7	—	—	1,475	700	5	35.8	120.0
27	2.04	—	—	1,475	700	5	32.8	118.0
28	1.92	—	—	1,475	625	14	31.1	122.0
47	1.52	—	—	1,550	600	48	36.1	116.5
50	1.5	1.20	0.1	1,550 及 800	600	48	26.4	117.0
49	1.52	0.95	0.31	1,550 及 730	600	72	35.0	114.0
58	1.10	—	—	1,600	750	72	33.6	89.0
59	1.01	1.15	0.25	1,600	750	72	29.0	99.5
44	0.52	—	—	1,600	950 及 600	24	39.6	38.0
45	0.35	0.66	0.37	1,600	950	24	30.3	80.0
46	0.11	0.51	1.15	1,600	950	24	14.8	67.0

も低い傳導率と硬度とを示し 1.1% 以上の合金にあつては硬度を増す事なしに若干電氣傳導率を減ずる結果のみより綜合すると Cu 合金に Ti 及 Be を共に含有せしめる事は有効でない様に考へられる。730° 或 800°F に起る Ti に因る析出硬化と 600°F に得らる Be の夫とを合せ得るに適當なる焼戻温度を得る爲の結果は第 3 表

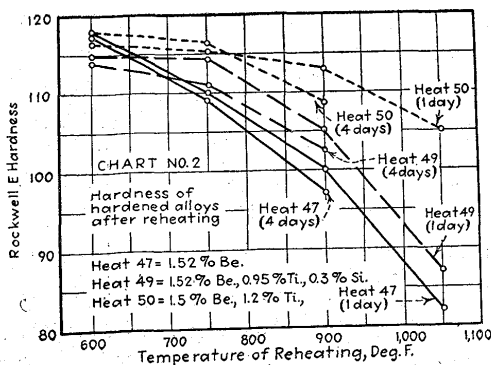
第 3 表

記 號	成分 %			焼 戻 温 度 °F										
	Be	Ti	Si	550	600	650	660	700	730	750	800	850	900	950
E	—	1.0	—	—	—	75	—	—	—	94	—	104	—	95
LD	—	0.9	0.2	—	—	73	—	—	—	92	—	91	—	88
47	1.52	—	—	—	116	—	112	—	110	—	102	—	—	—
49	1.52	0.95	0.3	—	104	—	114	—	112	—	108	—	—	—
50	1.5	1.2	—	—	112	—	113	—	114	—	112	—	—	—
58	1.1	—	—	—	60	73	—	90	—	93.5	—	94.5	—	—
59	1.01	1.15	0.25	—	86	90.5	—	95	—	102	—	102	—	76
27	2.0	—	—	—	116	119.5	120	—	119.5	—	117	—	—	26

第 4 表

記 號	焼戻温度 °F	焼戻時間					
		5~6	12	24	35	48	96
E	850	101	103	105	—	103	103
LD	850	86	89	93	—	96	100
47	600	103	115	117	—	116.5	—
49	660	96	113	113	—	114	—
50	660	110	113	113	—	116	—
27	700	118	117.5	—	115	—	—

第 1 圖



に、時間の影響は第 4 表に示す。此結果より見ると Ti を含む Be-Cu 合金の最大硬度は Ti のない場合より長時間を要し且

次 3 種の合金に就て軟化の試験を行つた。試験前には各合金に就て最大硬度を與へたものである。第 1 圖は其結果で之より見ると Ti は Be-Cu 合金の硬化温度以上に於ける軟化を遅らせる事になる。同様の事を電氣傳導率に就て見た結果に依ると電氣傳導率は硬度と殆んど同様の變化をなし、長時間高温に過熱すると著しく減少する Ti を含まぬ Be-Cu 合金は 600°F の焼戻を最良とし Ti を含む Be-Cu 合金は更に夫より高温でも電氣傳導度を減ずる事が單一 Cu-Be 合金よりも少い。即ち之から見ると 900~1,000°F の高温では Be の化合物の再溶解を起すが Ti-Si 化合物は溶け込む事がないのであらうと考へられる。

要之 Be-Cu 合金中の Ti の役目は高温に於て軟化を起さぬ、様な安定性を與へるものと考へられ 600°F 位の加熱でも元のものと變らぬ所から大なる利益がある。殊に電氣傳導率を必要とする Welder の接觸子等に於て利する所あるべし。(M.)

モリブデンに依る窒素の吸収 (A. Sieverts und G. Zapf Zeit. F. anorg. u. allg. Chem. Heft 2. Bd. 229 s. 161/174). 一氣

壓に於て窒素瓦斯を種々の温度で Mo に吸収せしめ、瓦斯吸収量、X 線試験、顯微鏡組織及屈曲強度試験を行つた。試料には 0.1mm 厚板、索引後 H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> 混合瓦斯中で 1,400°C に焼鈍せる線、同焼鈍せざる線及酸化 Mo, を H<sub>2</sub> で還元せる粉末の 4 種を用ひた、何れも 99.5% Mo 以上の純度あり線は 0.1, 0.3, 0.6mm の太さを有する。瓦斯吸収量はメスピュレットで測定し加熱には白金-ロヂウム抵抗を用ひた。X 線にはデバイシエラー法で銅の K の線を使用し、顯微鏡試料はウッド合金に封じて研磨せるものを苛性加里 10g 赤血鹽 3, 水 100cc の水溶液に依り腐蝕した。又屈曲試験には 90° 曲げて折れる迄の数を屈曲強度とした。Mo 板の瓦斯吸収は 900~1,055°C で僅かであり 755°C では多少多くなつて居る。X 線試験に依れば處理前のは壓延組織が現はれて居るが N<sub>2</sub> を吸収すると再結晶が認められる。然し Mo 以外の新しい相は出ない。顯微鏡組織も X 線の結果と一致して居る又處理前の板は弾性に富むが處理すると脆くなる。次に焼鈍せる線に於ては大體に於て板の場合と同様で 973°~1,215°C で N<sub>2</sub> の吸収は僅少であり且不規則になつて居る。温度が下り 840°C 附近では吸収の速度は遅いが吸収量が多い。線の太さによる影響は認められず板と同様新しい相は現はれない。試験前 1,400°C で焼鈍せるに拘らず顯微鏡下に索引組織が見られ N<sub>2</sub> を吸収せる後も變化しない。之は再結晶温度が板の時より高くなつて居る爲と考へられる。屈曲強度は N<sub>2</sub> 吸収前後に於て全く同様であつた。焼鈍せぬ線では前二者より全體的に N<sub>2</sub> の吸収量が多く特に細い 0.1mm の線で著しいが結果は一定しなかつた。之の場合の吸収量は一氣壓の N<sub>2</sub> と Mo 中の N<sub>2</sub> の固溶體間の平衡に達して居ると考へらる。X 線試験で新しい相が認められ線の位置は窒素吸収量によつて變化しない。之の相の組織及び N<sub>2</sub> 含有量は未だ決定に至らないが緩冷に依つて窒化物が固溶體中より析出せるものであつて顯微鏡組織にも認められる。結晶粒は焼鈍せるものは規則正しく大きさも同じであるが焼鈍しないものは歪み且亂雜の形を爲して居る N<sub>2</sub> 中で長時間焼鈍するも 1,200°C 迄索引組織は残るが断面の中央部では可成再結晶を起して居る。窒化物は線の縁部に黒色に腐蝕されて現はれる。屈曲強度は N<sub>2</sub> 吸収によつて著しく降下し破面にも相當の差が見られる。Mo 粉末に直接 N<sub>2</sub> を吸収せしめた所好結果が得られぬ故アムモニア氣流中で加熱して窒化物を作つた。之を眞空中で再加熱し 820°C で 362mm の平衡壓を有し別に 860°C で一氣壓の分解壓を示す事を知つた。X 線試験の爲 6.02 及 6.22% N

よりも高い焼戻温度を要する事が分る。



の試料を窒素中で 820°C 6 1/2 月加熱後同様 N<sub>2</sub> 中で緩冷して 6.7% N としたものに就て験した結果 β 相の線を見た之は従來の結果と

吸 收 量 cm <sup>3</sup> N <sub>2</sub> /100g Mo	温 度 t°C	時 間	試 料	屈 曲 指 數	
				0.3mm	0.6mm
				燒鈍線	
1.3	1,003	1.5	供給状態	18-20	11-12
1.0	937	10	4.6cm <sup>3</sup> N <sub>2</sub>		
6.9	753	48)	100g Mo	11-12	
				0.6mm 燒鈍線	
1.6	1,052	8	1.0 "	18-20	
1.8	973	11	供給状態	22-24	14-16
4.6	841	175	160cm <sup>3</sup> N <sub>2</sub>	2-3	
			100g Mo		
			18 "	2-3	
				0.1mm 燒鈍せざる線	
10~12	1,200	—			
30	1,000	—			

異なるも此以上の探求はしなかつた先に述べた 820°C で 362 mm の分解壓は α 相と β 相の平衡と考へられる。7.5% N<sub>2</sub> の試料は γ 相の線のみを示した。試験結果の一端を示せば上表の如くである (T).

**時効硬化銅合金の X 線的研究** (L. R. van Wert & B. W. Gonser, Metals & Alloys, Oct., 1936) 約 3% の Ni-Silicide を含む合金は燒鈍徐冷せるもの、結晶格子常數 3.6085 Å で、之は純銅の 3.6079 Å の實驗誤差内に在る。Ni<sub>2</sub>Si は常温にて Cu に溶解徐冷しても僅かに残るものと考へられる (Corson に依ると 300°C に 0.8% 以下)。之を溶解燒鈍し焼入せるものは 3.6054 Å で兩者の差は僅かに 1% の 1/10 である。之は Cu 中に Ni は溶けても atom radius を變へる事には役立たず僅かに Si のみが有効に働くと考へられる。焼入して之を成熟硬化せしめたものに於ては parameter を正確に測定し得る様な寫眞が撮れなかつた。一部成熟したものが 3.6073 Å で前二者の中間に来て居る。E. C. Bain の研究に於ても明確にし得なかつた。時効硬化に伴ふ硬度及電氣傳導率 (純銅との比) の變化は表に示してある。

熱 處 理	硬 度 (ブリネル)	電氣傳導率 %	格子常數 Å
合金 B: Cu 96.81, Ni 2.43, Si 0.57, Ni <sub>2</sub> Si 2.95%			(cal.)
溶解燒鈍(830°C 焼入)	56	18.27	3.6054
一部成熟	142	30.13	3.6073
完全成熟(450°C)	173	40.96	
過剩成熟	113	42.40	
爐冷(徐冷)	85	34.27	3.6085
合金 A: Cu 89.29, Ni 4.42, Al 5.31, Si 0.98, Ni <sub>2</sub> Si 5.07%			(cal.)
溶解燒鈍(900°C 焼入)	67	7.98	3.6294
一部成熟	162	11.30	
完全成熟(500°C)	214	12.07	
過剩成熟	174	12.77	
爐冷(徐冷)	106	11.67	3.6331

合金 A (Ni<sub>2</sub>Si 5% を含む尚 Al 5% を含有す) に於ても殆んど同様に同様である。爐冷せるものは常數 3.6331 Å で合金 B のものより稍大である。此場合は hardner (Ni<sub>2</sub>Si) の溶媒は Cu に 5% の Al を含有して居る點が異なる。溶解燒鈍後の常數は 3.6294 Å で減少して居る。成熟せしめた合金のスペクトル線は餘り擴散して信用し得る parameter を算出し得なかつた。此の擴散して鋭敏な線を得られなかつた事は非常に特徴のある點で結晶内に於て沈澱が非常に不均一に起る爲硬度及電氣傳導率にのみ變化が現はれるものと考へられる。之等の結晶の atomic plane は多分平でなく不均一で沈澱の進行と共に局部的變化を伴つて配列され従て之等からの反射が他の場合の如く鋭敏に film 上に表はれない者と推測される。(M)

**鑄鐵及可鍛鑄鐵の眞鍮熔接** (American Machinist, Sept, 23, 1936, p. 809~810) 眞鍮鑄鐵熔接 (Bronze welding) は實地の熔接工には鑄鐵 Ni 或は Cu の如き熔融温度の高い金屬の熔接に使用されるものと解してゐる様である。一般に極めて普遍的な作業であるから、反つて沸し接ぎ程研究されてゐない傾向がある。普通に眞鍮熔

接棒は Cu 60% Zn 40% を含み、この成分のものが高抗張力と靱性の最も合理的なものである。しかし實際上では純粋の Cu-Zn 合金では溶滓が入り氣泡を生じて面白くないので、Zn の蒸發を防ぐ意味で Sn, Fe, Mn 及 Si の少量を添加してある。Bronze welding と稱する所以である。眞鍮鑄鐵の接着力は鑄鐵の強度よりも大なることが最近研究された。接着力には三つの異つた力の内容がある。第一は Tinning で、平滑は硝子面に水が擴がる如く、表面張力の低い熔融金屬の薄い膜が表面に附着する。これは眞鍮と熔接金屬との間に働く分子力である。次に合金作用であるが、眞鍮から熔接材へは Cu Zn Sb その他が擴散し、その逆に接熔金屬からも眞鍮内へ擴散して合金する。最後に眞鍮は熔接材の粒子間に侵入して極めて強い結合をなす。之等の力、殊に合金作用と粒子間侵入は地金と鑄鐵との間に強い結合を與へる。鋼の熔接に普通の Cu-Zn-Sb 棒を使用した抗張力は約 41,000 lbs/in<sup>2</sup> で破壊は通常眞鍮内で起り、幾分多孔性を持つが性質は概して良好である。マンガング銅棒を使用すれば抗張力は 46,000 lbs/in<sup>2</sup> に増加するが多孔性は増す。繰返し曲げ試験の結果は多孔性に關係し Cu-Zn-Sn 棒はマンガング銅棒よりも粘り強い。次に酸素-アセチレン焰を酸素が僅か過剰に調整するには、中性焰の正しい形に出す。徐々に酸素を増すと焰の色は青色から僅かな黄味掛つたものに變化する。その場合 cone は中性焰と殆んど判別し得ない様に短かくする。

媒溶剤が適當な品質であれば、問題は正確な温度を得ることにある。温度が高過ぎれば青銅は小球状に熔け、足りなければ地金の上に流れが悪く適當に粘着しない。眞鍮熔接には種々の利點がある低温度で熔解するから熔接作業が早く、沸し接ぎ程熱の損失がない金相學的に青銅は 500°F 以下迄冷却すると yielding する性質を持つて居り、常温に於ても低應力で可成り降伏するものである。此の降伏は單獨の作用としては熔融された青銅を弱めるものではないから、内部歪は合理的に減少されて、熔接上の困難を軽減する。此の事實より明かな如く 500°F 以上の温度に昇る以上の温度に昇る仕上品の熔接に青銅は用ひてはならない。又 15,000 lbs/in<sup>2</sup> 以上の應力を受ける場所には疲労破壊の危険がある。鑄鐵の場合には大體 5,000 lbs/in<sup>2</sup> 以上の應力を受けさせないから此の事は重要でない。可鍛鑄鐵の場合にも上記の注意は必要である。熔接に際しては部分的温度差の爲に生ずる熱應力を除く意味で豫熱する。小物では熔接線に沿うて數時の範圍を焰に當てると全體に熱が行き亘る。大體 40~50 lbs 位の品物であるが稀には 100 lbs 位でも良い。可鍛鑄鐵品は比較的小物であるから此の方法で差支へない。大物か、形状の複雑した鑄物では相當の豫熱量を與へねばならぬ。但しかくすれば熔接作業の爲の酸素及びアセチレン量は少なくて済むことは勿論である。且つ作業時間も短縮出来る。二物を接着せしめるのでなく、金屬の一表面に青銅を附着させることを "Bronze Surfacing" と云ふ。これは化學作用を受けるか、表面で荷重を負ふ様な部分に施して有効である。青銅と鋼との摩擦係數は鋼と鋼の場合よりも少なく、且つ磨耗に耐へるのは勿論である。硬度の高いものを要求される場合には不適當である。部分的に磨耗した鑄鐵或は鋼の表面に熔着し、再度正確な寸法に仕上げ、部分品を再生せしめることが出来る。青銅の熔着量は同一アセチレン量に對し、鑄鐵、鋼及その他高熔融點金屬よりも多い。青銅熔接の價格は地金の表面積と體積及青銅の量等で異なる爲正確に推定するのは困難であるが、極く大體は次表で見當を付けると良い。

青銅の熔着量 lbs/hr.	アセチレン瓦斯 ft <sup>3</sup> /hr.	酸 素 ft <sup>3</sup> /hr.
0.23~0.40	2.30	2.5
0.49~0.80	4.90	5.4
0.85~1.40	8.50	9.4
1.70~2.83	17.0	18.7
2.60~4.30	26.0	28.6
3.20~5.30	32.0	35.2
4.30~7.30	44.0	48.4
5.60~9.30	56.0	61.6
7.10~11.80	71.0	78.1
8.80~14.70	88.0	96.8

熔媒の消費量は地金の性質とその表面の状態で異なるが、青銅 1 lbs に對し約 0.025 lbs の割合が良い様である。(I. K.)