

第 1 表 製鉄熔鑪鑄滓 (及び Mansfeld の銅熔鑪鑄滓) の成分

鑄滓の種類	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	FeO	MnO	アルカリ類	CaO	η を低下せしめる酸化物の和 CaO+MgO+MnO+アルカリ	η を増大せしめる酸化物の和 SiO <sub>2</sub> +Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO+MgO+FeO+MnO+アルカリ	粘性 η ポアズ	
	%	%	%	%	%	%	%	SiO <sub>2</sub>	%	%	粘性指数	1400°	1450°
1. Schönau (Pfalz): 百年前の鑄滓	21.6	60.2	4.9	1.9	7.6	1.3	2.2	0.36	34.6	65.1	0.53	155	106
2. Mansfeld の銅熔鑪	18.6	47.3	18.8	7.6	2.7	—	4.6	0.39	33.5	66.1	0.51	83	57
3. 工場 A	17.5	46.3	18.4	4.8	7.5	2.1	2.8	0.38	34.7	64.7	0.54	60	40
4. 瑞典 Trollhättan 電気高爐滓 1921	18.2	48.3	10.7	3.3	7.7	2.7	2.2	0.38	34.1	59.0	0.58	43	28
5. 工場 B <sub>1</sub>	26.8	48.8	17.2	4.6	3.3	0.4	2.3	0.59	37.4	63.0	0.59	41	27
6. 合成鑄滓 II	31.2	46.1	18.5	5.0	—	—	—	0.68	36.2	64.6	0.56	33	20
7. 工場 B <sub>2</sub>	29.4	43.0	17.0	4.5	1.9	0.6	3.1	0.69	39.5	60.0	0.66	24	15
8. 合成 Salzgitter 鑄滓	30.0	41.2	18.5	4.1	2.5	1.0	2.2	0.73	39.8	59.7	0.67	23	17
9. 工場 C	34.5	39.2	13.1	4.6	3.9	2.1	1.7	0.88	46.8	52.3	0.90	11	8
10. 工場 B <sub>3</sub>	42.7	32.0	15.5	4.4	1.8	1.2	不明	1.33	50.1	47.5	1.05	32	10

19.4 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5.04 MgO, CaO: SiO<sub>2</sub>=0.91, 46.08 SiO<sub>2</sub>, 31.19 CaO, 18.50 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5.00 MgO, CaO: SiO<sub>2</sub>=0.68 の 2 種の合成鑄滓を原料として各種の成分を 2~10% 迄添加して粘性に及ぼす影響を調べた。CaO: SiO<sub>2</sub>=0.91 の場合の結果を第 3 圖に示す。圖に示す如く SiO<sub>2</sub> より Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の方が粘性を高め、1400°C では Na<sub>2</sub>O, CaO, MgO, FeO は少量の添加で可成粘性を下げ中でも FeO はこの作用最も大で MgO 8% は CaO 8% よりこの作用大である。

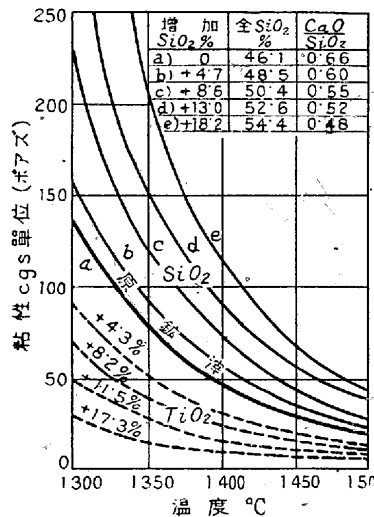
尙この圖内では何れも結晶する迄には至つてゐない。結晶作用は MgO, CaO, Na<sub>2</sub>O の順で強まり Na<sub>2</sub>O は特に少量で強い結晶作用を生ずる。

CaO: SiO<sub>2</sub>=0.68 の場合も大體前と同様な結果で只この場合 MgO と CaO は FeO, Na<sub>2</sub>O より粘性を著しく減少せしめる。

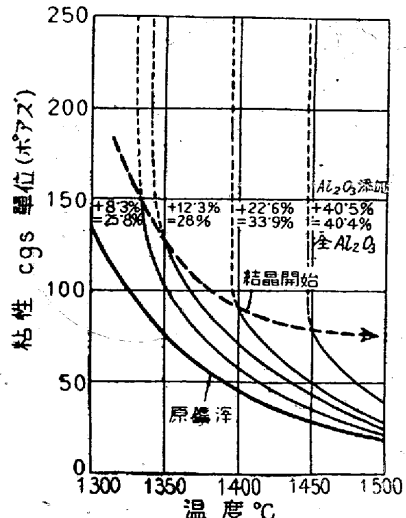
此等金屬酸化物の粘性低下の原因を考へるに、今 2 元硝子を試験するにリチウム硝子 (Li<sub>2</sub>O: 2SiO<sub>2</sub>) は 80% SiO<sub>2</sub>, ナトリウム硝子 (Na<sub>2</sub>O: 2SiO<sub>2</sub>) は 67% SiO<sub>2</sub>, カリウム硝子 (K<sub>2</sub>O: 2SiO<sub>2</sub>) は 56% SiO<sub>2</sub> であるが同じ温度で流動性は Li<sub>2</sub>O: 2SiO<sub>2</sub> が最良であり最小イオン半径の陽イオンと流動性に關聯があるやうに思はれる。従つてかゝる事實から高爐滓に於ける金屬酸化物の粘性に及ぼす影響も少くとも近似的には意義付けられるものと思はれるのである。強酸性鑄滓の粘性は大體次の順序に相當してくる。即ち 1 價の +イオンは K, Na では K<sup>+</sup> < Na<sup>+</sup> (イオン半径 1.33 Å > 0.98 Å) に依つて粘性は高められ、2 價の +イオンの Ca<sup>++</sup> (1.06 Å) Mg<sup>++</sup> (0.78 Å) Fe<sup>++</sup> (0.83 Å) の粘性に及ぼす影響は明かでないが恐らく 2 倍の電荷と僅かのイオン半径の差異によるものと思はれる。何れの場合も流動性は +イオンが、1 價から 2 價になり電荷が倍になる事により高められる。従つて本試験結果が示した如く Mg<sup>++</sup>, Fe<sup>++</sup> は同じ温度で酸性鑄滓の流動性を増加せしめる事になる。(N)

酸性鑄滓の粘性に及ぼす SiO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の影響並に酸性及び鹽基性鑄滓の化學組成よりの粘性の算出

(Von Kurd und Günter Brinkmann: Stahl u. Eisen, Heft 49, 1939) 基礎鑄滓として先づ 46.1% SiO<sub>2</sub>, 30.5% CaO, 18.4% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5.1% MgO, CaO: SiO<sub>2</sub>=0.66 の組成の鑄滓を用ひこれに SiO<sub>2</sub> 又は TiO<sub>2</sub> を種々の割合に添加したる鑄滓の温度と粘性の關係を試験し第 1 圖の如き結果を得た。即ち SiO<sub>2</sub> の量に比例して鑄滓の粘性が増してくるが、未だ結晶するには至つてゐ



第 1 圖 30.5 CaO, 46.1 SiO<sub>2</sub>, 18.4 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 5.1 MgO, CaO/SiO<sub>2</sub>=0.66 の合成鑄滓の粘性に及ぼす SiO<sub>2</sub> 及 TiO<sub>2</sub> の影響 (白金中測定)



第 2 圖 第 1 圖と同一の合成鑄滓の粘性に及ぼす Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の影響 (白金中測定)

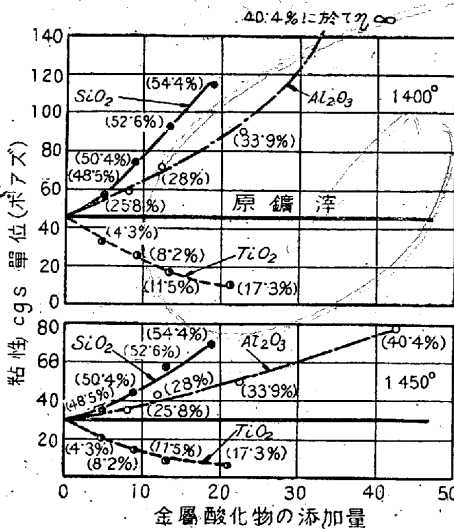
ない。1400°C で爐から出滓するに良好な流動性としては少くとも 75 ポアズ以上を必要とするが SiO<sub>2</sub> を 50.4% 迄高めた場合即ち CaO: SiO<sub>2</sub>=0.55 でこの値に達して居るがこれ以上は他の粘性を下げるものが加はらぬ限り流動性小である。

TiO<sub>2</sub>

次に TiO<sub>2</sub> の影響であるが Simmerbach 氏は TiO<sub>2</sub> が増加する程粘性が高まり遂に流動性を全く失つてしまふものであると稱して居るし同様な経験を米國に於て合チタン鐵鑄を高爐で製鍊して得て居るが A. J. Rossi 氏はこれと反對に TiO<sub>2</sub> 1.5% を含む鐵石を用ひ 2~2.5% TiO<sub>2</sub> の鑄滓を造る製鍊を 13 年間行つたが何等困難を感じなかつたし合チタン鐵石は寧ろコークスの消費量を減少し普通の爐温で鑄滓の流動性は極めて良好なるものであると稱して居る。又 F. Hartmann が鹽基性高爐滓の流動性に

對する  $TiO_2$  の影響を研究した結果によると  $TiO_2$  10% 迄は粘性は低下し更に 25% 迄は次第に高まるがそれで  $TiO_2$  を加へぬ原鑛滓の粘性と等しい程度である。  $TiO_2$  が鑛滓の粘性を低下せしめる作用は共存する  $Al_2O_3$  と関係があり第1圖に於ても  $TiO_2$  17.3% 迄粘性が次第に低下して居る。

$Al_2O_3$  の影響は特に重要で第2圖にこれを示した。  $Al_2O_3$  の量と共に次第に粘性が増し高温でも結晶を起すに至つて居る Corby の高爐滓には  $Al_2O_3$  が 25.8~28% 含まれてゐると云はれるが第2圖からみて熔融範圍が極めて狭い事がわかる。第3圖は  $SiO_2, TiO_2, Al_2O_3$  の添加量と粘性の 1400, 1450°C に於ける關係である。此等の金屬酸化物が混合された場合  $TiO_2$  は  $SiO_2, Al_2O_3$  の鑛滓の粘性を



第3圖 第1圖と同一合成鑛滓の粘性に及ぼす金屬酸化物添加の影響

により  $TiO_2$  も粘性を低下せしめる元素として考へられるから此等の値から所要温度に於ける粘性を豫測出来る。  $Kz$  と  $\eta$  の 1400°C に於ける關係は雙曲線になり酸性高爐滓のみならず3種の鹽基性鑛滓についても成立つた。

第1表は 12 種の鑛滓につき化學成分、酸性度 ( $CaO:SiO_2$ ) 粘性値  $Kz$  並に 1400°C に於ける粘性の計算及び實測値  $\eta$  の關係を示したもので計算、實測の兩  $\eta$  値がよく一致して居る。(N)

### 粒鐵の乾式精鍊に對する Rennenfelt-Kalling 法

(Rennenfelt 及び Kalling, Stahl und Eisen, Sept. 28, 1939,

第1表 供試高爐滓の粘性と化學成分の關係

No	化學成分 %							アルカリ	CaO SiO <sub>2</sub>	Kz	1400°C に於ける $\eta$ 計 算 測 定	
	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	FeO	MnO	計 算				測 定	
1	18.6	47.3	18.8	7.6	2.7	—	4.6	0.39	0.51	83	83	
2	17.5	46.3	18.4	4.8	7.5	2.1	2.8	0.38	0.54	55	60	
3	18.2	48.3	10.7	3.3	7.7	2.7	2.2	0.38	0.58	38	43	
4	26.8	48.8	17.2	4.6	3.3	0.4	2.3	0.59	0.59	35	41	
5	29.4	43.0	17.0	4.5	1.9	0.6	3.1	0.69	0.66	23	24	
6	30.0	41.2	18.5	4.1	2.5	1.0	2.2	0.73	0.67	22	23	
7	34.5	39.2	13.1	4.6	3.9	2.1	1.7	0.88	0.90	11	11	
8	30.5	46.1	18.4	5.1	—	—	—	0.66	0.55	49	48	
9	31.0	41.4	16.6	3.6	2.0	1.7	S=1	0.75	0.66	23	23	
10	33.8	34.7	8.5	9.8 <sup>1)</sup>	2.0	7.5 <sup>1)</sup>	S=3	1.0 <sup>1)</sup>	1.3	5.5	3.5	
11	46.1	33.3	8.2	5.4	1.1	2.3	S=1.4	1.4	1.4	5.5	4.5	
12	41.0	31.8	15.7	4.6	1.8	0.8	S=0.7	1.3	1.0	9	7	

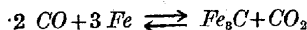
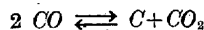
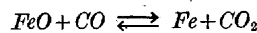
Vol.59 No. 39, p. 1077~1082) 特殊の製鋼用原料として重要な炭素を含まざる差物を造るに、粒鐵或は一定の炭素を含有する合金から乾式法に依り製造することは 1936 年に創められ、以後多くの瑞典の工場に於て作業研究が行はれ實施可能であることが明かとなつた。

銑鐵を熔融状ならざる状態に於て脱炭し得ることは既に公知の事で、可鍛鑄鐵の製造やパドル鐵の製造に應用されてゐる脱炭法等に見る處である。例へば P. Tunner が 19 世紀の中葉に行つた鋼の加熱法にては約 15 mm の銑鐵の板を粉鑛の間に挟んで函の中に納め 2 ヶ月半乃至 3 ヶ月の間加熱して脱炭したこと更に F. Uchattins の創めたものに粒狀の銑鐵を鐵鑛石と混じてルツボの中で加熱熔融する方法があつた。この場合には精鍊の大部分は熔融前に行はれたのである。

こゝに著者等が迅速 Rennenfelt-Kalling 法と呼ぶ乾式法は前述のものとは、炭素の除去に鑛石を使用せず氣態の酸素を用ひること及び装入物を絶えず良く混合させる處の回轉爐を用ひ連続的に行ふ點を異にしてゐる。

第1の實驗は脱炭現象の平衡状態を決定するに酸素の擔體として鐵鑛石を使用する場合の研究であつた。

鐵鑛石を酸化剤とする場合にも鑛石の殆ど完全な還元作用に依つて銑鐵の脱炭が廣く徹底されるが、又種々の困難もある。就中 181000°C で鑛石がシッターすると云ふ困難がある。加之銑鐵の炭素と鑛石間の反應は吸熱反應で相當量の熱の導入が必要である。故に後には酸化剤として  $CO-CO_2$  の混合ガスを炭素のみが酸化され鐵が酸化されないやうな割合で使用することにした。この結果高温度を使用することになり、反應は促進され且完全となつた。又このガスの反應熱を利用し得る故に、反應は吸熱性であるが反應は促進され作業の遂行は大いに簡單となつた。(原文第 1, 2 圖の平衡状態圖に依つて  $CO-CO_2$  混合ガスの 1 atm に於ける銑鐵の脱炭の程度が示されてゐる。又この線圖には前記の方法の根柢をなす 3 つの化學變化が示されてゐる。



脱炭したる粒鐵は高價なる鋼の製造に用ひられる極めて純粹なる原料である。就中、屑鐵の有つ公知の缺點を有せざる點で優れてゐる。

従つて酸性平爐用として使用すれば銑鐵の裝入量を普通より減少

することが出来る。又他のルツボ及び酸性の高周波爐製法の如き製鋼法に使用すれば更に一層均等なる溶解が出来る。又鹽基性の平爐法及び鹽基性電氣爐法に於ても有利に使用される。殊に特殊の性質を有する鋼の製造には有利である。又この方法は他の製鋼法と組合せて行ふことが出来る。多量生産の場合には僅少である。この方法に於ては熔鋼が熔融状態でないといふ缺

點があるが、銑鐵を高温に保つ爲に混銑爐を使用する必要がないことと或る程度償ふことが出来る。

第一に轉爐製鍊を用ひる二段製鋼法と比較すればこの R・K 法は窒素含有量が少い點で優れてゐる。(山口)

## 5. 鐵及び鋼の鑄造

### Randupson 法 (セメント鑄型法)

(Parker, W.: Found. Tr. J., Mar. 20, 1941, p. 194) ランダブソン法とは佛人 M. Durand が創成したセメント鑄型製造法のこととて主として佛國の UGINE の Société de l'Electro-Chimie et de l'Electro-Métallurgie et des Acieries Electriques d'UGINE で研究し實用化されたものである。其後本法が次第に其實用價值が認められ現在では佛、英、米、獨、伊等の諸國で、この數年來旺んに採用されるに至つたものであるが抑々中子砂にセメントを混じて用ひる事の應用性が唱へられたのは既に 1897 年であつてセメントの鑄型製作上の應用性は別して眼新しいものではない。Moldénke の著書にも亦セメント鑄型の應用性を説いてゐるが何れも實用價值までは認められなかつた。M. Durand がこの Randupson 法を創案し實用化してから始めてセメント鑄型製作法が大成したと云つても過言ではないやうである。本法は普通の製型法とは可成異つてゐる單にセメントを鑄型砂に混合する丈の方法ではなく又永久型でもなく一回毎に作り直す事は普通の鑄型製作法と似てゐる。本法で作られた鑄型は非常に丈夫で又普通の鑄型に比べて遙かに通氣性が良い。又鑄型の強度が強いため鑄枠を要しない。例へば最大 50~60 位の鑄物も枠を用ひずに鑄造する事が出来る。又前述のやうに通氣性が非常に良い爲に吹かれや巢孔が殆どなく強度のつよいために搦はれとか押し込みのやうな製型不備から來る缺陷も殆どないのは非常な利點である。一方型の收縮の點は普通と大した違ひなく龜裂等の事故は起らない。舊本法に用ひられる鑄型材料の大半は珪砂とポートルランドセメントであつて鑄鋼にも鑄鐵にも又合金鑄物にも應用が利く。鑄鋼の場合には塗方は用ひないでその儘鑄込むが鑄鐵とか鑄青銅鑄物のやうに流動性の良いものの鑄型には特に塗方を用ひる必要がある。何れの場合も製型法の大體を云ふと 60 メッシュ以上の珪砂を主として之に 3~12% のセメントを地金や品物の種類により混じて更に丁度硬化に必要な程度の水を混じて調砂し製型するのである。その製型に當つては普通の方法と大差なく、主型や中子の場合普通のやうにつき乍らこめるが大物の場合には鐵棒を芯金として砂中に埋め又、吊り環等も埋める。大抵の場合木製の枠を用ひて仕事をする。込め終つたものは枠を天地して枠から抜き出して其儘 18~48 h 放置して硬化せしめる。この硬化に要する放置時間は鑄砂材料の配合や又鑄物工場の溫度狀態等に関係してきまるものである。少くとも 45°F の氣温さへあれば大きな型でも 48 h 以上放置する必要はなく 36 h で鑄鋼の場合でも十分鑄込む事が出来る程度に硬化する。尙黒味等を塗る必要がある場合には更に數時間それが乾燥する爲に放置する必要があるが、もしガス・バーナー等であぶれば數分間で済む事になる。4 尺角迄の鑄型なら木製定盤の上のせて硬化せしめるか其以上の大物では變形を防ぐ爲に鋼板製定盤を用ひる。硬化が完了したら型を適當に締めつけ、又ピン合せ等の所置により喰ひ違ひを防ぐ等の方法を講じてから鑄込み作業にかゝるのであるが、何れにしても鑄枠の不要と乾燥爐の不要とは大きな利點であつて現在のやうに鐵、石炭の不足の折柄最も考究實施すべき好箇の問題であるやうに思はれる。更に本

法の長所利點を數へ挙げると極めて時間の節約になる點である。鑄型の種類にもよるが一般のやり方に比し 30~75% の時間の節約が出来る。又型のつき方やこめ方も極めて容易で大した注意も必要としない。一般のやうに島や角になるところに釘をささこむ必要もなければ、へら等でなで上げる必要もなく従つて製型時間が大いに短縮される。鑄込完了後は普通のやうにして砂落しが出来、鑄砂は簡単な破砕機にかけ適當な篩別けをして再び用ひられる。鑄鐵と、合金鑄物の場合には新砂の追加は不必要であるが鑄鋼や其他熔解點の高い金屬の場合には肌砂丈は新砂の配合したものを用ひる。此場合の混砂機は潰し作用をしない只混砂丈のミルを用ひ 1 1/2 分位の混砂で十分である。尙急ぎの仕事の場合には乾燥爐に入れて 140~180°C で乾燥すれば普通の場合と同様すぐ鑄込む事が出来る。借以上で本法の利點を述べたが缺點についても述べる必要がある。第 1 に本法で製作した型は其日に鑄込む事が出来ないで硬化する迄貯蔵する必要がある。それ丈場所を要する事が多い。も一つの缺陷は調合した鑄型砂の壽命が 3~5 h であつて、その間に使用してしまはぬとあとは硬化して使用不能になる。第 3 の缺點は型砂が硬化前は粘結力が殆どなくそれ丈に鑄型製作中に引き上げたりする事のないやうに注意する必要がある。第 4 の不利な點は砂の費用が高いと云ふ點である。尤も此點は本法の幾多の利點から考へるとさう大した事ではない。本法は普通の乾燥型鑄物にはどのやうなものにも應用される事が出来る。其鑄作業も何等の變りがない。實に本法は戦時下熟練工拂底の折柄、技術的にも資材の節約上にも最も應用の可能性に富む興味ある鑄型製作法であらう。(齋藤)

## 6. 鐵及び鋼の加工

### 被切削性に影響を及ぼす冶金學的要因

(Metal Progress 36 (1939) p. 53-6) 鋼の被切削性に影響を及ぼす冶金學的原因を列挙し、各要因に付き簡単に説明すれば次のやうになる。

**製鋼法** 鋼の化學成分の單なる分析値以外に製鋼法如何が被切削性に影響を及ぼす。

**化學成分** 大體の傾向を述べれば炭化物を作る元素は硬度を増すから被切削性を害するが適當な焼鈍によつてその悪影響を修正出来る。フェライトと固溶體を作る元素は硬度或は靱性を増すから被切削性を害する。不純物はそれが  $Al_2O_3$  や  $SiO_2$  のやうに硬くて磨滅性ある場合は有害であり硫黄のやうに軟い不純物を作る場合は一般に有利である。

**炭素** 極軟鋼は被切削性が悪い。被切削性に對して最も良好な炭素量はベセマー鋼では約 0.10%、平爐鋼では約 0.20% である。

**マンガン Mn** の影響は C, Mn, P 等の全含有量如何による。普通の鋼では適當な Mn 量はベセマー鋼では約 0.75%、平爐鋼では約 1.00% である。

**磷** ベセマー鋼では 0.08% 以下であつてはならない。平爐鋼では約 1.0% まで P を加へると被切削性がやゝ良好になる。

**硫黄 S** は被切削性を良くする爲に最も普通に使はれる。ある最高限度までは S を増せば好結果を得るが、最高限度がどの程度であるかまだ決定されてゐない。然し乍ら製鋼上より見て最高 0.30% までとされてゐる。

**珪素 Si** が増すと被切削性は悪くなる。

**合金元素** 一般に正常の合金元素は硬度と靱性を増すから被切削



性を害する。鉛は有望な結果が得られ、不銹鋼には  $S_0$  がよい。

加工

高温加工 経験上から見て大きい結晶粒が普通の切削加工に都合がよい。高温加工は化学成分や焼鈍の要因に比較すれば、被切削性に及ぼす影響が少いと思はれる。

常温加工 常温加工は被切削性を良好にする。一般に抗張力が比較的強く靱性も少いものが被切削性が良いが、常温加工を行へば抗張力は増加するが靱性が減少するから、切削に都合のよい硬度範囲 187~217 Hb を越えない程度に硬化されるならば常温加工により被切削性が良くなる。

熱処理 被切削性は熱処理により影響されるところ大である。0.10% C 以下の極軟鋼は水焼入により靱性を減少して被切削性が良くなる。然乍ら極軟鋼以外の鋼では焼入焼戻は極めて有害である。

焼鈍と焼準は極めて結果が良い。中炭素鋼では粗粒のフェライト・パーライト組織がよい。約 0.50% C 附近の鋼は抗張力が大きいから適宜にセメントサイトを球状化して約 200 Hb にするとよい。0.5% C 以上の鋼ではセメントサイトを全部球状化して適宜な抗張力にするとよい。

合金鋼に就いても炭素鋼に対する一般原則が適用されるが特殊性もある。合金元素は V のやうに炭化物を作る傾向のあるものもあり、Ni のやうに固溶体を作る場合もあり、或は Cr や Mn のやうに固溶体と炭化物を作る場合もある。以下炭化物の場合と固溶体の場合に分けて述べる。

炭化物を作る場合は炭素鋼に於ける炭素の影響と同様で、被切削性を良好にする熱処理は大して困難ではない。

固溶体を作る場合には別の問題が起る。この種の鋼は熱処理によりパーライト組織或は球状組織にしてもフェライトの地は大して変化しない。この種の合金鋼の場合は常温加工によりフェライトの靱性を減少させるとよい。このことは S. A. E. 鋼について確認されてゐる。

物理的性質 物理的性質と被切削性との関係について極く大體の傾向を言へば、合金が切削中に受ける加工に對して、加工硬化度が少く且加工脆化度が大きいものが良好である。硬度、抗張力等の機械的試験値はそれのみでは被切削性に對して確實な尺度とはならない。(井手)

7. 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

低炭素鋼の焼鈍

(Wallace Rickett: Trans. A. S. M. 28 (1940) 333-353) 種類の低炭素鋼を冷間引拔し此れを種々の温度、時間で焼鈍してその硬度と組織を調査したものである。試料は次の4種である

	C	Mn	Si	フェライト結晶粒 (ASTM)
アルミニウム鎮靜鋼	0.15	0.44	0.040	7
珪素鎮靜鋼	0.11	0.31	0.095	7
リムド鋼線部	0.03	0.09	0.006	6
リムド鋼芯部	0.02	0.08	0.002	6

徑 25 mm に熱間壓延したものを冷間引拔し徑 11 mm (断面減少 81%) 迄加工度の異なるもの 10 種類を作つた。

此れを密閉箱に収め電氣爐に入れて焼鈍する

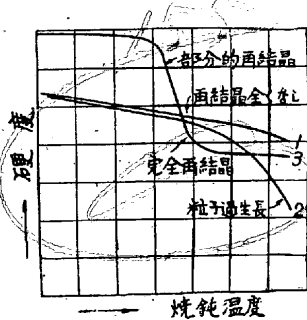
焼鈍温度	482	537	593	648	732°C
焼鈍時間	15 mn		2 h		16 h

温度は熱電對で測定し加熱開始から所要温度に達する時間が約 90 mn, 加熱終了後、70°C 迄冷却に要する時間は 120 mn であり、所要温度保持の正確度は  $\pm 5^\circ\text{C}$  程度である。焼鈍された試料は横断面にて硬度(ロックウェル B)を測り縦断面に於て顯微鏡により、結晶粒の變化を調査した。

顯微鏡検査の一例をあげるとリムド鋼線部を 61% 引抜いたものを見ると粒子が引抜方向に長く伸びてゐる。此れを 537°C で 15mn 焼鈍すると結晶粒界に新結晶が発生してゐるのが見られる。更に 16 h 焼鈍したのを見るとフェライト粒子が完全に再結晶してゐる。引抜の影響が組織にあらはれるのは加工度が 30% 以上のもので、18% 以下の低加工のものに於ては焼鈍に際して粒界に新粒子の発生を見ないで長時間高温で加熱すれば元の粒子がその儘成長し、著しく大きな粒子になつてしまふ。此れを粒子の過成長といふ事にする。

アルミニウム鎮靜鋼等では多少パーライト組織を含んでゐるが此れを 61% 引抜、593°C—2h 焼鈍せしものを見るとフェライトは再結晶を起してゐるがパーライトは引抜の際に受けた變形が残つて居り一部球状化が起つてゐるのが見られる。同じものを 648°C—16h 焼鈍すると、フェライトはずつと粗大になりパーライトは完全に球状化してゐる。鎮靜鋼は 730°C 迄昇すと一部オーステナイトになるから冷却にあつて再びパーライトを生ずる。リムド鋼では炭化物は粒状になつてゐるが 730°C に熱すると、一旦溶解し冷却すると結晶粒界に不規則な形状で析出する。

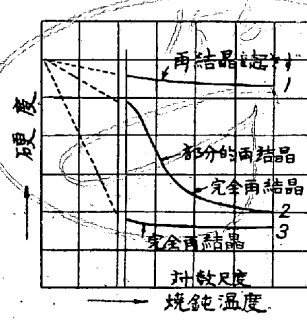
硬度と冷間加工率との關係、硬度と焼鈍温度との關係、硬度と焼鈍時間との關係とかを圖示すると澤山の曲線を得るが、その特徴を拾つて示すと次の第 1, 第 2, 第 3 圖の如くなる。



第 1 圖

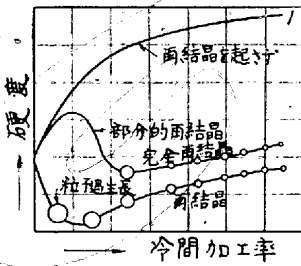
第 1 圖は焼鈍温度が硬度及び結晶粒に及ぼす影響を示せるもので曲線 1 は冷間加工率や焼鈍時間が比較的少く、高温に於て焼鈍しても結晶粒には殆ど變化が無く硬度が僅かに減少するだけである。曲線 2 は曲線 1 よりも冷間加工も大きく焼鈍時間も長いので高温に於て著しい軟化を起し非常に粗大なフェライト粒子が生成する。曲線 3 は冷間加工が最も大きな場合の型であつて低温で焼鈍して居る間は組織的にも硬度にも餘り變化が無いが或温度範圍を超えると著しい軟化と再結晶又は粒子生長を起す。更に高温にすると粒子の生長は繼續されてゐるが、それ以上あまり軟化しない。

第 2 圖は焼鈍時間の影響である。曲線 1 は冷間加工が少く焼鈍温度が低い場合に結晶粒には變化が無い。曲線 2 は、短時間では少し軟化するだけであるが、時間が長くなると再結晶や粒子生長を來す。焼鈍温度と冷間加工率を或る組合にした時に此のやうな變化を示す。曲線 3 は冷間加工が大きく焼鈍温度が高いので直に軟化を示す場合である。時間を長くするとフェライト粒子は生長するが硬度は僅かに減少するだけである。



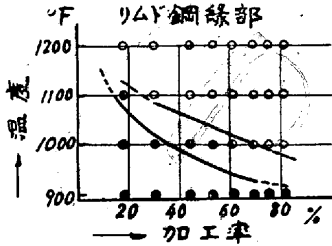
第 2 圖

第3圖は始めの冷間加工に依る影響を示す。曲線1は第1圖、第2圖の曲線と同じく結晶粒の變化はない。従つて冷間加工の著しいもの程硬くなつてゐる。曲線2は冷間加工率が或る値になつた所で部分的再結晶を起し、冷間加工がもつと大きな所では完全に再結晶してゐる。完全に再結晶せる範圍では變形量が大きい程硬度が大で結晶粒が小さい。曲線3に於ては冷間加工率がほんの僅かであつても粗大なフェライト粒子を生じ硬度は最小である。加工率がより大きくなると硬度は大きくなり粒子は細くなる。



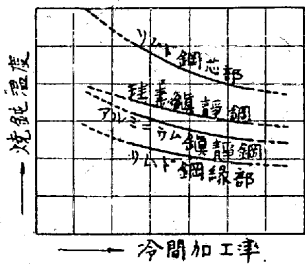
第3圖

燒鈍時間を一定にし燒鈍温度と冷間加工率を兩軸に取る。殆ど再結晶を示さず硬度が僅かに減少して、所謂「回復」の現象を示すものを●で、部分的再結晶を示せるものを○で、完全に再結晶せるもの、或は粒子の過成長を來せるものを○で示す事にすれば第4圖の如き圖が得られる。●と○の間に引いた曲線は試料が部分的再結晶を起すやうな條件を示すものであり、同様に○と○の間の破線は、再結晶が完全になるか粒子の過成長を起す條件を示すものである。このやうな圖を各鋼種に就て描きこの破線のみを一枚の圖上に寫して比較すれば、第5圖の如くなる。即ち最も燒鈍効果を受け易いのがリムド鋼の縁部であり芯部は最も受けにくい。アルミニウム及び珪素鎮靜鋼はその中間にある。又○の領域、即ち部分的再結晶を起せる範圍も亦リムド鋼縁部は最も狭く、芯部が最も廣くて、鎮靜鋼はこの中間にある。このやうな相違は第6圖に於ても明瞭にあらはれてゐる。或加工率の所では縁部が完全に再結晶してゐるのに、芯部は全く變化が無く硬度に著しい差がある。このやうに著しい差違がある時には鋼塊の縁と芯の間に非常にはつきりした境界線が見られる。アルミニウム鎮靜鋼



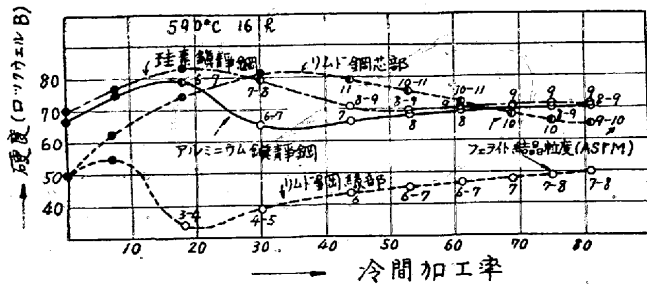
第4圖

と珪素鎮靜鋼は極めて類似して殆ど差違が無い。多少加工度の影響を受ける程度を異にする等の事はあるが本質的な差違は見られない。(安田)



第5圖

と珪素鎮靜鋼は極めて類似して殆ど差違が無い。多少加工度の影響を受ける程度を異にする等の事はあるが本質的な差違は見られない。(安田)



第6圖

と珪素鎮靜鋼は極めて類似して殆ど差違が無い。多少加工度の影響を受ける程度を異にする等の事はあるが本質的な差違は見られない。(安田)

### 軸受用球

(Morton, H. T.: Metal Progress, Feb., 1939: p. 149) 著者は軸受用鋼球の製造歴史に就て主として米英兩國に於ける發展を述べて居るが、鋼球は勿論自轉車工業の初期の副産物の一つであつて英人 Wm. Brown が 1880 年に最初に軸受鋼球を製造したのである。當時は部分品は鑄鋼でそれに手加工を施して居たが非常に秘密にされて居た。且極めて高價なものとなつて居た。1879 年に J. Harrington 及び H. Brent に依り軸に硬化鋼のハメ輪を用ひるの特許が出で、之は軸受鋼球用の蔦にも應用せられたが、その後 W. Hillman は鋼線より鋼球をつくる機械を設計した。この間米に於ては G. F. Simonds は鋼線及び丸鋼から圓い火造品をつくる機械をつくり鋼球を製造した。獨逸では 1890 年頃に Cleveland Screw Machine Co. より Deutsche Waffen und Munitions Fabriken に鋼球工場設備が輸入された。かくドイツ鋼球業はその創業に於てアメリカの發明に依つて居り、上述の會社は此の國際組織に對するアメリカ名なる SKF 工業の一部門として DWF なる商標を用ひて居る。

良好なる鋼球の特性 Boys 教授に依つて 1885 年に行はれた試験によると自轉車の軸受球は最初の 500 哩の使用で速かに摩滅し、レースが溝づけられ非常な光澤を有すと同時に油は細い鋼粉で充たされるが、之を清淨にした後更に 1400 哩の試験をしたが寸法の變化及び摩滅は最初の 500 哩のときより少かつたと云ふが之は鋼球が最初に集められたときその寸法及び球形に可成りの相違があり、運轉により鋼球が寸法に於て均一な状態にされたものである。

鋼球製造に於て自動機械の使用は球の性質及び均一性を著しく改良し他工業では聞かれない公差に達した。19 世紀中には鋼球製造者の廣告書は 1/1000 in 又はそれ以下の公差の鋼球に就て述べて居る。1907 年に Henry Hess は機械技術者アメリカ協會の報告に於て鋼球軸受の荷重定格に關する Stribeck 教授の論文の譯文を發表し、同時に製造及び使用の經驗より尊い自身の論評を述べて居る。即ち (a) 形状及び寸法の正確なること：— 許容誤差は材料の性質に依り異なるも一般には與へられた荷重の下でその變形が小さい程球は一層正確でなければならぬ。若し他の球にも荷重が掛るやうに充分に變形しない程大きな球があればそれは豫期以上に荷重を受持たねばならない。之等のことは勿論同様に外形の正確さの相違にもよると云はれる。球が 0.0001 in 以内の形状の正確さであればすべての要求は充される。(b) 高度の表面仕上が必要なること：— 肉眼のみならず普通の蟲眼鏡で以て研磨疵の認められるやうなのは駄目であつて、此のことは仕上が唯一つの變數の條件下に於て行はれた連続運轉に依り證明された。(c) 彈性限が出来るだけ高くなければならぬ。(d) 硬度及びその均一性は球全體を通じて最高度まで必要とされる。(e) 正確な知識と均一性とは彈性限及び硬度の要求よりも一層重要である。

Hess は更に次の如く述べて居る。即ち鋼球製造機は可成りの完全さに達して居るが寸法に於て 0.0001 in の制限内の球は他の性質の犠牲なしにはつくれないのであるが、要求せられる範圍内の球を選択して等級をつけることは可能なことである。

高級鋼球の球狀は眞球との差は 1/25 000 in 内で、之は現代の設備で測り得るうちで最も圓いものである。一包装内の球の ±1/25 000 in の公差と云ふことは殆ど同一寸法なる故、良好なるレースは軸受内のすべての球に沿つて荷重を分布する。

鋼球製造の初期に於ては手加工は寸法、圓さ、表面性質、鋼品質

に於て多くの差があつたが、夫等は次第に機械化、適當なる補助設備及び技術調整に依つて克服されつゝある。鋼球表面は製造方法に依り常に異り單なる研磨以上のもので仕上の方法及び拂はれた注意に依る。

1907年當時の製造法は成形して乾式研磨機で粗仕上げし、硬化後に乾式研磨機で仕上げてから回転樽中にて磨かれる。Richardsonの乾式研磨機は平な研磨輪と逆方向に廻る平な鋼板からなり、表面仕上げは主に製品の大きさと板の間の壓力に關係する。1910年にE. G. Hoffmanが特許を得たものは研磨輪と鑄鐵板間の同心溝があり燈油又は類似の液體を使用してその製品を運び去る。此の研磨機は球の硬化後に使用され、硬化後の過熱の虞がないのである。

**製造上の注意** 鋼の小塊が棒材より熱間切斷され之れを球に型打して張りを切り取る(小さな球即ち1/2in.徑程度のもものでは機械中に装入される針金から小塊を冷間にて切り取る(old header)でつくられ自動的に粗球に成形される)。乾式研磨機は張り及び針金の表面から来る疵を除き、球を圓くする熱處理は表面から中心まで一様に焼入れ焼戻す。一聯のHoffman研磨機は切り込み及び掻き削の大きさを減少し球を實際上圓くし殆ど仕上寸法にする。石灰中での轉しは前の研磨による“けば”を除く一方仕上の皮研磨は検査を容易にするため必要な光澤を與へる。かくして包装までに嚴密な検査を行ふ。一度でも床に落ちた球は寸法に關りなく疵がつく。又最終検査には働く人間はすべて手鑄をつくらぬやう手袋をはめる。

材料鋼は約1%のCr及びCを含む最高級の電氣爐鋼で、Cr量は小球の0.5%から大球の1.5%迄あるが之は硬軟軟心でなく一様に焼の入るやう硬化性を調節するためである。入荷せる鋼は嚴密に疵、脱炭、縱割等が表面になく内部的には收縮孔、氣泡、毛割れ、介在物、過熱組織その他の缺陷なきかを検査する。熱處理後の球は嚴密に硬度及び破壊荷重を試験する。すべて球の硬度は最小ロツクウェルC60であらねばならぬ。

なほ特殊なものとして滲炭鋼球は速度小にして荷重小なる機械類に適し、中空鋼球は帶鋼より打抜かれた半球を熔接してつくる。又油工業に於けるポンプ瓣の如く腐蝕條件大なる所には不銹鋼球が使用される。なほローラースケート用に毎年百萬以上の球が使用されて居る。

(尾崎)

#### 不銹鋼に及ぼす特殊元素添加の影響

Franks, R.: Trans. A. S. M. 27 (1939) 505~520 從來不銹鋼の目途するところは大氣中に曝露して發錆しない材質を期するに在つて、Brearleyが13% Cr, 0.3% Cの調質材を、Straussが更に低C高Crの材質を發表せる如きがそれである。然るに近年は多くの化學藥品、就中酸化性ある酸に耐へる材質が要求され、加ふるに良好な加工性も亦必要な條件となつて來た。

**クロム不銹鋼** 初期にはクロム不銹鋼の被削性改善が重要問題となり、低Cの不銹鐵と稱すべきものが製造された。この材質は機械加工は可能であるが、靱性大なる爲に切削には不便であつた。この爲に切削液を選定し、摩擦を減じ、切粉の分離を良好にする方法が採られた。今1つの改良は焼鈍材の硬度をブリネル150より約200に上げる爲に常溫加工又は熱處理が工夫された。然し最も有效な改良は成分の調節である。低炭素12~15% Cr鋼に0.25~0.3%のSを添加すれば被削性は著明に改良される。但耐蝕性は若干低下する。又0.6% Mo, 0.15% Seの添加は耐蝕性に影響なく、被削性

を普通鋼程度迄改善する。硫化モリブデンの添加も宜い。この場合は<0.65% Mo, 0.40% Sとなる。

低炭素12~14% Cr鋼は0.25% Al又は3% Wの添加に依り改善される。Alは自硬性の低減、Wは強靱性の附與が目的である。Wを添加したものは特に精油方面への用途に適當である。

12~14% Cr, 0.3~0.4% Cの不銹鋼は刃物に向くが、16~18% Cr, 0.6~0.8% Cの材質が更に優秀である。之に0.75% Moを添加すれば耐蝕性及び切削能力は更に向上する。Moを加へれば、焼入溫度を950°Cより1000°Cに上げることが必要である。この鋼は高温に長く保持すれば結晶粒の成長を來すから注意を要する。

更に耐熱性の良好な25% Cr不銹鋼は熱間加工性並に焼鈍後の脆性除去に改良が施されてゐる。この鋼は鑄造組織が極めて粗大で、加工後焼鈍して脆性を示すのは著しい混粒組織に原因する。Nをフェロクロムに含ませて添加すれば鑄塊の結晶粒を微細化することは良く知られてゐる。この結果加工は容易となり、更に大鋼塊の製造が可能となる。0.15~0.20% Nの添加は加工材の組織も同様に均一にする効果がある。

**クロムニッケル不銹鋼** 18/8型のものが最も有效な耐蝕耐熱性を存するものとして一般に容認されてゐる。然しこれを構造物に加工した場合粒間腐蝕及び點蝕に依り局部的に價値を喪失することが多い。この改善は同様に成分の調節に依るが有效である。この缺陷の1つはオーステナイトの分解であつて300~800°Cに加熱すれば惹起し、之には595~870°Cでは3~10mn, 300~595°Cでは更に長時間を要する。この分解は熔接の場合に當然起る問題である。之を防止する爲の成分の調節にはCが最も重要で、單にC 0.07%以下に低下することでは解決されない。最も有效なのはCb, Ti等の添加である。Tiの添加はC量の6倍を要し、之を安定化する爲850~900°Cに2~4h加熱し空冷する必要がある。この處理をなしたのも普通18/8不銹鋼焼鈍材に比し耐蝕性は別に向上しない。併し高温に於ける耐蝕性は著しく良好である。Tiを入れた熔接棒はTiが酸化するから不可で、之にはCbを含む熔接棒を用ひねばならぬ。300~800°Cに於ける粒間腐蝕の防止にはCの10倍以上に相當するCbの添加を必要とする。CbをC量の8倍以上を含有する18/8鋼を850~900°Cで加熱空冷して安定化したものは上記と同様な材質となる。使用溫度300°C以下ならば熔接部品としてCb含有量がCの6倍のものを用ひ得る。Niを増せばオーステナイト領域の廣くなるはよく知るところである。

Cb入りの18/8鋼の熱間加工性はMnを0.5%より1~2%に高めれば大となる。又Cbを含む18/8鋼は熔接棒として有効で、熔接部に相當量のCbが残存する。又硝酸に對する耐蝕性は稍改善される。熔接棒の硫黄量を0.7%附近に一定することはCbの歩留を高める爲に必要である。熔接棒は板の酸素アセチレン熔接ならば17.84 Cr, 9.74 Ni, 1.16 Mn, 0.41 Si, 0.08 C, 0.85% Cbが宜く、電弧熔接ならば17.91 Cr, 9.43 Ni, 1.70 Mn, 0.49 Si, 0.08 C, 0.82% Cbが宜い。熔接前板は1075°Cより空冷して置く。

點蝕又は接觸腐蝕は重大な問題であるが、この原因は明瞭でない。但點蝕部は焼鈍時に既に弱點であつた部分に相當する。普通の介在物や炭化物は重要な原因ではない。この試験にはpH 7~4の溶液が適當である。クロム不銹鋼又は18/8鋼のCrを減じ、全般的腐蝕を生ずる程度とすれば本質的に接觸腐蝕や點蝕は起らないと考へるが、接觸腐蝕は減ずるが、點蝕は防止されない。之と別個の改善法としては合金元素の添加である。

この試験には海水、食鹽水(4%), 同(10%)に0.5及び5%の鹽化第二鐵を添加した熔液を用いた。海水は元來鹽基性と考へられてゐるが、密閉保存すれば pH 7.8 より 6.5 に變じ、之を開放保存し、或は空気を吹込めば pH 7~8 となる。食鹽を純水に4%加へれば pH 6.30 となり、海水を密閉器に置いたものに近似する。この溶液は長時間の點蝕試験に便利であることが判つた。種々の元素を添加した Cr-Ni 鋼を試験した結果では 2% Mo を添加することが有効なりと認めた。Mo より更に強力な炭化物形成元素を加へれば更に優秀である。之には Cb と Mo を併用するがよい。18 Cr, 14 Ni, <0.1 C, 2.5 Mo, 0.5% Cb のものは相當酷な状況で點蝕を生じない。又接觸腐蝕も少く、熔接部附近の劣化の防止に何等特別の熱處理を行はなくても宜い。

Si の添加は耐酸化性を増すが結晶粒の成長を來し易い。Mn は加工性、熔接性等を改善し、オーステナイトを安定化する。従つて Ni の一部を Mn で置換するのは有効である。Cu は或る場合耐蝕性を高める。W は高温強度を大とし、Co, Mo, V 等は高 Cr 鋼の粒度を小とし、焼入性を増し、Se は Cr-Ni 鋼の被削性を改善する効果がある。

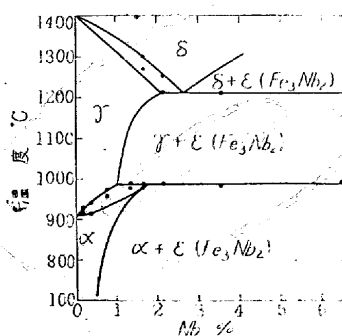
(前田)

### ニオブウム-鐵合金

(R. Genders & R. Narrison, J. Iron Steel Inst. 139 (1939-II) 29-37 p.) Nb-Fe 系に關して同著者の論文 (J. Iron Steel Inst. (1936) II, 173 p.) の外、次の 2 論文を認める。R. Vogel & R. Ergang, Archiv 12 (1938) 155; H. Eggers & W. Peter, Mitt. K-W-I. 20 (1938) 199.

著者は電解鐵(99.95%)及び純金屬ニオブウム(99.5%)を原料とし、之をアルミナ・ルツボに入れ、高周波爐で熔解して Nb 13%迄の合金を準備し、この熱分析と顯微鏡検査及び硬度試験より次の状態圖を得た。

一般に Nb 50% 迄の合金は Fe-Fe<sub>3</sub>Nb<sub>2</sub> 系として扱ひ得る。



第7圖

この Fe<sub>3</sub>Nb<sub>2</sub> (ε) と δ との共晶點は Nb 18% を有する。Fe<sub>3</sub>Nb<sub>2</sub> の α への溶解度は常温で極めて少く、僅かに 0.36% であるが、989°C の包析温度では 1.8% となる。γ への溶解度も同様に増加し、989°C で 1%, 1220°C の共析温度で 2% となる。

Fe に Nb を添加すれば、硬度を増加する。現在 Fe-

Nb 純合金は工業的用途は見出し難いが、窒化鋼に用ひれば Ta 以上の効果が期待される。

(前田)

### 軟鋼中のアンチモンに就いて

(Tones, B. & J. Morgan: J. of Iron & Steel. Inst. 1939-II) 鐵及び鋼に及ぼす Sb の影響に就ては從來發表が少いので、之に 0.17% C の軟鋼に及ぼす影響を調べた。試料は Sb 2.40% 以下のものは 1.5 施弧光爐で Sb 2.80 以上のものは高周波爐で熔製し純度 99.8% Sb のものを用ひ前者は鋼に後者は出鋼前爐中に投入し 3 in φ × 18 in の鋼塊に鑄造した。Sb の歩留は比較的良好である。試料の成分は前者が 0.15~0.18 C, 0.29~0.34 Si, 0.62~0.70 Mn, 0.028~0.041 S, 0.027~0.044 P, 0.30~0.34 Cu, 0~2.40 Sb. 後者は 0.05~0.24 C, 0.07~0.28 Si, 0.15~0.56 Mn, 0.030~0.035 S, 0.036~0.042

P, 0.27~0.30 Cu, 2.80~19.00 Sb である。鋼塊のパイプは Sb とは無關係で各鋼塊は 1.5 in □ に鍛延したが、Sb 0.69 迄は熱間鍛延は容易で、これ以上 Sb を含むものは何れも鋼塊の角で割れを生じこの點 As に似て居る。1.5 in □ の角棒は更に 1 in □ 及び 5/8 in □ に歴延して引張及び衝擊試片に供した。この歴延の際も隅の小割れを防止する爲高アンチモンのは高温歴延を必要とする。鋼中の Sb の分析は純粹の硫化アンチモンを分離して臭素カリウムの標準液で滴定する法が良い。

**變態點** Ac<sub>1</sub> 以上の温度に於ける急激な收縮は 1.45 Sb に於て消失し Sb は Ac<sub>2</sub> を高め 0~2.80 Sb で 860~940°C 迄上昇する。然し Ac<sub>1</sub> は殆ど一定である。7.40 Sb では加熱に於ける收縮なく 740°C に於て稍明瞭な變化を示し其以上の膨脹は緩かで 945°C 以上は普通の熱膨脹を示す。これはパーライト→オーステナイト變態は起るがオーステナイトが周圍の地の Sb に富むフェライトに吸収され難い事を示すもので即ち Sb は α 鐵を安定化する。

**機械的性質** Sb に依り抗張力は 餘り影響されず 0.69 Sb で燒準で 2 t/in<sup>2</sup> 高まるだけであるが延性は急減し 1.45 Sb になると強度、延性共に低下し延性は殆ど消失し、7.0 Sb 以上のものは燒鈍で抗張力 0 となる。衝擊値は 0.55 Sb で著しく低下し軟鋼の 1/5 になる。硬度は Sb に比例して漸増するが 10% Sb 以上になつても其割に増さず只切削加工が、困難となる。

粒度は Sb 0.69 以下は燒準で細く燒鈍で粗となる。粒度に無關係にミクロ組織は Sb 2.80 以下は等しく別に變つた組織成分もなく隣のやうな偏析バンドもなく従つてアンチモン鋼の脆性は含アンチモンフェライトの性質によるものである。Sb 7.4 以上になると FeSb の ε 相が現れこの ε は徐冷によりフェライトの地の中に細く析出して來る。

**滲炭** 2×1×1 cm の試料を 927°×6h 固態滲炭し 780°C から水焼入した。Sb が増すと鋼中へ擴散する C 量が減少するがこれも Sb の α 鐵の安定化によるものである。Sb 0.24 以下は滲炭層は過共析になり Sb 0.55 だけはフェライト+パーライトの異常組織が現れ Sb 0.55 以上では試料の端迄フェライトが現れ、硬度が Sb と共に増すのは Sb 自身の影響である。焼入硬度は Sb 0.55 以下は等しく滲炭深度は稍減少し Sb 0.55 以上は硬度、深度何れも低下する。

**窒化** 2×1×1 cm の試料を 550°×48h アンモニヤガス中で窒化した。Sb 量に比例して N<sub>2</sub> の擴散量は減り Sb 2.8 で硬度最高でピッカー 490 でこれ以上は再び下る。Sb が増す程窒化鐵の ε 相減じ Fe<sub>4</sub>N の針狀 γ' 相は各試料に存在し、従つて Sb は窒化には何等役立たぬ。

**焼入時効** 試料を 680°C から水焼し 30 mn, 1 週間後の硬度並に最高時効硬度を測定した。Sb 0.55 以下は時効硬度を増し、これ以上は却つて減少する。これ即ち Sb が、フェライトに固溶する C 量に影響を與へる爲で Sb 0.55 迄はこの C 量に變化を及ぼさず Sb により炭化物が溶解し難くなり焼入硬度が上昇し高 Sb 鋼では固溶炭素量が減少し時効硬化度が減少する。

**セメンテーション** アームコ鐵及び軟鋼を Sb 粉末 20%+アルミナ 80% の混合剤をつめた箱中で 900°×3h セメンテーションを行つたが均一な硬い Fe-Sb の合金層が得られた。アームコ鐵では擴散層が三分され Sb の固溶層、Fe-Sb ε 相の層、FeSb<sub>2</sub> 化合物を含む層とから成立ち軟鋼では C を含まぬ Sb の固溶せる粗大なフェライト粒と Fe-Sb の ε 相の外層から成立つて居る。

**大気中の腐蝕** 1 in φ × 1/8 in に 1/8 in φ の孔を有する試片を乾濕試験した。Sb 0.2 以下の試料は普通の軟鋼より腐蝕され易く、其他の試料は何れも短時間に耐蝕被膜が出来、Sb 2.0 以上になると特に耐蝕性が増加する。セメンテーションせるものも耐蝕性良好である。尙 Sb は酸化には役立たぬ。

**耐蝕性** 試片は前と同様で各酸の温度は 25°C で耐硫酸性は Sb < 0.24 の低 Sb 鋼は軟鋼より遙かに少く高 Sb 鋼では Sb 量と共に次第に増加し Sb 10% で最高値に達し 5% 及び 25% の硫酸に 4h 後 0.1~0.2 mg/cm<sup>2</sup> 24h 後 2.5~4.8 mg/cm<sup>2</sup> で Sb セメンテーションせるものはこれ以上に強く 24h 後 0.6~0.8 mg/cm<sup>2</sup> である。耐鹽酸性は同一濃度の硫酸に對するよりも強く Sb 0.14 だけは軟鋼より悪いが他は何れも Sb 量と共に増加し 5% 及び 25% 鹽酸に對し Sb 10% で 24h 後 1.6 及び 1.20 mg/cm<sup>2</sup> になるがセメンテーションせるものは極めて強く 4h 後は殆ど侵されず 24h 後で 0.7~1.0 mg/cm<sup>2</sup> である。耐硝酸性は各試料共不良であるが低 Sb より高 Sb 鋼の方が良好で 5% 硝酸に Sb 10% で 4h 後 1.24 mg/cm<sup>2</sup> であるがセメンテーションせるものは矢張極めて強く 4.7 mg/cm<sup>2</sup> で 25% HNO<sub>3</sub> に對しても相當の耐蝕性を有する。

(根 守)

**鑄鐵及び鉛の研磨車を用ひ顕微鏡試験片を自動的  
に研磨する方法**

Jarrett, T. C.: Trans. A. S. M. 27 (1939) 758~766) 研磨紙

並に研磨布で顕微鏡試験片を仕上げる方法は F. F. Lucas (Trans. A. S. M. 24, 1936) 及び J. R. Vilella (Trans. A. S. M., 1938) が詳細に研究してゐる。この方法は特に注意すれば金屬の流れを起さないが、軟金屬では往々にして流れが起り、又非金屬介在物が脱落し易い。著者の方法はかかる不都合を全く生じないものである。從來使用されてゐる水簸アルミナは粒度が稍大きいから、之をボールミルで約 2 週間磨碎し、之を水簸して使用する。各粒度に分離されたものを順次研磨に使用する。研磨に掛けるときは研磨車の潤滑が問題である。普通の石油製品、植物油等も宜いが、之には硫黄不含有のものを選ぶ必要がある。最も良好なのは純鑄油を水銀で脱硫したものが最良である。之と M 303~M 305 級のコランダムを用ひれば粗研磨に、之とアルミナを併用すれば精研磨に適當する。研磨車の回轉數は 90 回/mn が適當である。試験の取付はベークライト中に埋藏するがよい。通常試験片 6 個を仕上げるのに 2~6h である。中位硬度の鋼試料の研磨には次の如く行ふ。

試験片をベークライトに埋藏し、把持器に取付ける。試験片の凹凸が大なるときは鑄鐵車に鑄油と M 303 コランダム (American Optical Co. の製品) の糊状のものを用ひる。回轉中は鑄油とコランダムの混合物を毎秒 2 滴の割合に滴加する。5 mn で粗研磨を終り、次に M 305 を以て 5 mn 研磨、次に鉛車を用ひ、アルミナと鑄油で同様に研磨する。著者は多くの顯微寫眞を以て、この方法の優秀なことを示してゐる。

(前 田)

(800 頁よりつゞく)

映 畫 南方 5000 道裡外最近ニュース數卷 (50 分間)

出席者 175 名

5. 編輯委員會 (昭和 17 年度第 4 回)

日 時 昭和 17 年 6 月 17 日 (水) 自午後 5 時至午後 7 時

場 所 協會々議室

出席者 一色貞文君 菊池浩介君 齋藤彌平君 鹽澤正一君  
志村清次郎君 田中清治君 俵信次君 横山均次君

**協 議 事 項**

- (1) 會誌第 28 年第 8 號論說原稿選定
- (2) 同 上 第 7 號翻譯原稿選定
- (3) 同 上 第 7 號抄錄原稿選定
- (4) 同 上 第 8 號抄錄分擔委嘱
- (5) 秋季大會のとき依頼すべき見學工場の選擇
- (6) 鐵鋼要覽原稿査閲並に索引製作擔當者委嘱

6. 日本耐火物協會聯合「トリベ」用耐火煉瓦標準規格統一研究會

(第 10 回)

日 時 昭和 17 年 6 月 20 日 (土) 自午後 1 時 30 分至午後 5 時 20 分

場 所 電氣俱樂部

出席者 (鐵鋼協會側)

藤村哲之君 井村竹市君代理今井克巳君 堀江 實君 松下長久君代理 郷 義二郎君 石原善雄君代理佐々木吉備三郎君 鈴木淳友君

(耐火物協會側)

黒田泰造君 永井彰一郎君 高田安雄君 毛利定男君  
笹井熊之助君 稻垣豊吉君 若林 滋君

**協 議 事 項**

- (1) 「ノツヅル」寸法原案修正の件
- (2) 「トリベ」側煉瓦割付寸法案作製の件 (本件は鐵鋼協會側委員に附託)