

## 撰 録

### 2) 耐火材並に燃料及び驗熱

熔鑄爐用煉瓦の選擇に就て (Searle, A. B. Iron & Steel Industry, Oct~Nov. 1937) 熔鑄爐のライニングは次の4種の事項に抵抗性を有するものでなければならぬ。

- (1) 装入物による機械的摩耗。
- (2) 爐内を上昇するガス及び熔融せる銑鐵、鑄滓の化學的侵蝕作用。
- (3) 爐内の各部に於る溫度。
- (4) 爐頂部の冷装入物に依り惹起される變化及び爐底近くに於る送風に起因する變化。

これ等の事項は爐の各部に於て可成り異なる故に或る部分には非常に優秀な煉瓦も他の部分に使用して有効でない場合がある。従て熔鑄爐用耐火煉瓦を選擇するに當ては先づ熔鑄爐をいくつかのゾーンに分けて各ゾーンに於る爐の状態を慎重に考慮してこれに要する煉瓦の具備すべき性質を知悉し夫々に適当な煉瓦を使用するように努めねばならぬ。

爐頂ゾーン:—爐頂部の損傷はライニングの摩耗と耐火煉瓦に對する熔鑄爐ガス中の一酸化炭素及び装入物ダストの侵蝕作用であるがライニングの摩耗は損傷の主なる原因となるもので従て緻密な氣孔度の小なる煉瓦を使用せねばならぬ。又一酸化炭素の分解は金屬鐵及び酸化鐵の存在に於て起る故、煉瓦は出来るだけ鐵化合物の少く然もこれが一ヶ所に集中することなく平均に分布して居ることが必要である。又その耐火度も大なるを必要とせず SK 26~29 で充分である。

第2ゾーン:—このゾーンは溫度も高く爐の主要部分をなすものである。装入物の摩耗も上部に於ては可成り烈しく下部に至るに従ひ多少減少するが尙このゾーン全體に亘て衝撃よりは摩耗の作用が烈しい。高温のためガスとフラックスの化學作用が烈しく、煉瓦の損傷は主としてこれ等の侵蝕作用及び装入物の摩耗に因るものである。概して爐頂ゾーンと同じ性質のライニングであるが  $Al_2O_3$  が 32~28% で耐火度 SK 30~32 のシャモット煉瓦が適當である。

この煉瓦は焼成を十分にすれば硬い緻密なものとなる。尙このゾーンの上部に於ては冷装入物の降下のため溫度急冷し煉瓦が龜裂剝落することがあるがこれを防止する意味に於て比較的多氣孔性の煉瓦を使用することは摩耗を受け易いため宜しくない。酸化鐵の含量は 2.5% 以下、成るべくは 1.5% より小なることが望ましい。

低部ゾーン:—このゾーンに於ては極めて還元が烈しく煉瓦の含有酸化鐵が 2% 以上は不可である。又炭素が沈積すれば煉瓦をスポンジ状に變化せしめ崩壊の原因となるものである。尙煉瓦が侵蝕に依て崩壊する一因は装入物より發揮せるアルカリ鹽類の吸収であつてこれ等の吸収された鹽類は高温に於て煉瓦中の遊離の珪酸と結合して熔融狀のフラックスを形成し全體的に煉瓦を弱めるものである。これを防止するためには氣孔度の小なる緻密な煉瓦を使用するより他に途はない。

爐床、朝顔、湯溜り:—これ等の部分は高温、且つ相當の壓力、摩耗を受ける。又熔融せる銑鐵、鑄滓の作用並に種々の物質間に起

る化學反應及びそれ等と爐のライニングとの間の化學的作用があり、同時に炭素の沈積も起る。従て煉瓦の損傷も特に甚だしい。耐火度の極端に大きくない緻密な煉瓦はこれ等の侵蝕作用に抵抗性があり、過熱せらるゝことがなければ高耐火度の氣孔度の小なる煉瓦よりも耐久性がある。かかる條件に適合するためには機械製の 13 1/2" x 6" x 3" 及び 9" x 6" x 3" の煉瓦が以前に使用された大型の手打の煉瓦よりも優れて居る。即ち寸法、大きさが正確で目地も小さくて済む。爐床及び湯溜りに使用する煉瓦は硬く焼いた氣孔度の小なるものを良しとし、出来れば SK 14 で焼いたものか又は 1,400°C にて 2 時間灼熱するも殘存收縮のないものが良い。使用するべき煉瓦の種類に關しては尙、異論があるがこの部分に於る化學反應の烈しいため高礬土質煉瓦が良いと考へられて居り、米國、歐洲に於てはこの考へに基いて 35~42% 或はこれ以上の  $Al_2O_3$  を含有せる煉瓦が使用されて居る。

電氣熔融鑄造煉瓦や粘土に  $Al_2O_3$  を添加してつくつた高耐火度の煉瓦は優秀ではあるがコストを補ひ得るか否かは未だ明かにされて居ない。遊離の珪酸と遊離の  $Al_2O_3$  との混合物は爐床に使用しても余り効果はない。英國の高爐操業者は粘土に  $Al_2O_3$  を添加することは不必要であり、35~37%  $Al_2O_3$  を含有せるシャモット煉瓦は爐床、朝顔、湯溜り、に對してはあらゆる要求を充し得るものであると云て居る。これ等熔鑄爐の下部分に用ひらるゝ煉瓦は CaO, MgO, アルカリ、酸化鐵の量は出来るだけ少くなければならぬ。即ち CaO 1.7%, MgO 0.8%, アルカリ 2.5%, 以上を含むものは使用すべきではない。而して不純物の全量は 6% 以下、成るべくは 4% 以下が宜しい。

熔鑄爐用煉瓦の機械的強度は極めて重要であるがその試験法としてはブリネル硬度試験、或は摩耗に依る減量を測定することが適當であつて常温に於る耐壓強度の測定は有効なものではない。煉瓦は出来るだけ目地を小にし形状寸法の正確なものを得る意味に於て機械製のは手打の煉瓦に優るものであるが、同様の理由に依り大型の煉瓦は焼成は困難であるが並型のものより好都合である。爐の種々な部分には夫々異なる形状寸法の煉瓦を使用すべきではあるが餘りに多種類に互ることは不必要にコストを増大することとなる。

故に形状寸法の規格は適當な範圍に制限する方がよい。粒子の大き及び粘土の添加割合は摩耗及びガスの化學作用に對し重要な要素となるもので徑 1/8" 以上の粒子の存在する煉瓦を使用することは避くべきである。強い均一に分布した結合剤を得るには粘性の大なる粘土を使用すべきであり手打の煉瓦は添加粘土の量を多くし機械製の場合は強壓を使用するため 3% 程度の粘土で充分であることは使用者としても知っておくべきである。煉瓦の耐摩耗性は強大なる成形壓力に依て得べきものではなく適當の形状サイズの粒子が十分に壓力を加へられて焼成中の化學變化に依り生じた結合剤と作用して生成したものでなければならぬ。單に強大なる成形壓力を加へたのみではスポーリングの傾向が大となる。

斷熱煉瓦を熔鑄爐のライニングと爐滓との間に使用することは熱の損失を防ぎ爐の出銑量を増加せしめる。然し爐の溫度の最も高い

部分に使用する際には多量の熱を蓄積してライニングを融かし損傷の原因となることがあるから注意しなければならぬ。多くの場合断熱煉瓦は第2ゾーンの上部僅かの所まで使用すればよい。

(T. H.)

### 5) 鐵及び鋼の鑄造

炭素鋼の結晶粒の大きさに及ぼす鑄込時間及びアルミニウムの添加量の影響 (Iwan Fetschenks-Tschopiwski, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Febr. 1938) 試験鋼は40t平爐で完全に精錬し充分脱酸したC0.45%の鹽基性平爐鋼でAlは取鋼中で添加した。出鋼後押湯付の4,200kgの9~10ヶの鋼塊に鑄込み500mm角から175mm角に壓延し更に152mm角の棒に壓延しH. W. McQuaidの方法により結晶粒の大きさを試験した。試験鋼塊の化學成分及び鑄込状態を第1表に示す。

第1表 試験鋼塊の化學成分と鑄込状態

熔解 番號	Al 添加 量	鋼塊 番號	鑄込 迄の 時間 分	鑄込 温度 °C	C%	Si%	Mn%	P%	S%	
1	450	1	0	1,463	0.43	0.31	0.63	0.035	0.022	
			2	34	1,443	0.43	0.29	0.65	0.045	0.022
			9	62	1,433	0.43	0.27	0.65	0.047	0.023
2	400	1	0	1,480	0.41	0.29	0.62	0.027	0.022	
			5	34	1,460	0.41	0.29	0.63	0.030	0.024
			9	62	1,445	0.41	0.25	0.62	0.053	0.025
3	350	1	0	1,470	0.41	0.32	0.68	0.023	0.021	
			5	31	1,430	0.41	0.30	0.68	0.023	0.020
			8	50	1,415	0.41	0.28	0.68	0.040	0.021
4	300	1	0	1,460	0.35	0.30	0.58	0.028	0.032	
			6	42	1,440	0.36	0.28	0.64	0.035	0.032
			9	65	1,430	0.35	0.25	0.66	0.036	0.032
5	250	1	0	1,465	0.48	0.79	0.62	0.016	0.023	
			5	28	1,455	0.48	0.27	0.62	0.027	0.026
			9	49	1,440	0.48	0.26	0.63	0.036	0.027
6	200	1	0	1,480	0.44	0.26	0.61	0.031	0.025	
			5	30	1,460	0.44	0.24	0.62	0.034	0.024
			10	55	1,450	0.44	0.24	0.62	0.035	0.023
7	400	1	0	1,475	0.48	0.25	0.55	0.030	0.025	
			5	28	1,460	0.48	0.25	0.56	0.042	0.026
			10	60	1,440	0.48	0.22	0.55	0.043	0.025

過度に鍛造し927°Cで8時間木炭-炭酸バリウム中で滲炭したもののオーステナイトの結晶粒の大きさは1tに對し450~300gのAlを添加したものはA.S.T.M.の表によると7で最後に鑄込んだものは最初に鑄込んだものに比較して6でこの間に中間の大きさのものが出来る400~300g Al/t程度の添加量のものにはオーステナイト粒が最も均一である。Alの添加量の特により多いものは結晶粒が非常に細いがこの場合はAlの合金技術が影響してくる。再度加熱し壓延したものは何れの材料も過共析組織の層に於ては多少なり次第に異なった結晶粒を示し周縁に於ては微細である。これはCの周縁と内部への擴散速度の相異によるものである。927°Cで8時間滲炭した各種の鋼の過共析組織層の結晶粒の不均一性を第2表に示す。

次の表によつて初めの鋼塊より後の鋼塊になる程結晶粒が増大してくる傾向が見られる。Al 350~400 g/tのものが最も結晶粒が均一で結晶粒の成長に不感性である。Al 250 g/tのものは壓延状態で2~6の結晶粒の混合したものが出来200 g/t Alのものは1~4の混合したものになる。

斯くの如き鋼に於ては壓延後結晶粒の粗大化が起きるが7から6-5から4の程度である。

次に硬度試験片として20mm角のものをつくつた。800, 840, 880, 及び920°Cより水焼入した處焼割を生じた。Cの高い鋼の

第2表 927°C×8時間滲炭した各種の鋼の過共析組織層の結晶粒の不均一性

Al 添加 量 g/t	熔解 番號	鋼塊 番號	寫眞より見 た不均一性	熔解 番號	鋼塊 番號	寫眞より見 た不均一性
450	1	1	2	7 <sup>1)</sup>	1	3
		5	4		5	3
		9	2		10	3 <sup>2)</sup>
400	2	1	1	8	1	3
		5	2		5	3
		9	4		9	3
350	3	1	3	9	1	3
		5	6		6	3
		8	7		9	5
300	4	1	4	10	1	3
		6	3		5	5
		9	6~7		9	7

1) フェロマンガにて脱酸 Al 添加量 400 g/t

2) A. S. T. M. による結晶粒の大きさ 1

焼割はよく起る事であるが未だ明に説明されて居らぬ。

焼入後の周縁及び内部の硬化の程度に及ぼすAlの添加量及び取鋼中の保持時間の影響をしらべた處Alの添加量が増す程硬化の程度は減少し最初に鑄込んだものは極く小で焼入温度が低くなるにつれ次第に硬化の程度が減少する。然るにある種の鋼だけAlの添加量が増す程硬化の程度が増加する現象がみられるこれは明らかにAlの合金作用にもとづくものと考へられる。

次に衝撃試験片は壓延したものを10×10×55mmに仕上徑2mmの孔を設けた。フェロマンガで脱酸しAlの添加量は400 g/tの材料である。何れの試験片も取鋼中に保持された時間の長いもの程衝撃値は低下してゐる。これを第3表に示す。

第3表 熔鋼の取鋼中の保持時間と衝撃値の關係

Al 添 加量 g/t	熔解 番號	鋼塊 番號	衝撃値 m kg/cm <sup>2</sup>	熔解 番號	鋼塊 番號	衝撃値 m kg/cm <sup>2</sup>
450	1	1	12.8	7	1	5.8
		5	10.7		5	4.9
		9	9.3		10	4.5
400	2	1	13.1	8	1	14.8
		5	12.3		5	14.1
		9	9.4		9	13.8
350	3	1	12.8	9	1	11.8
		5	11.4		6	12.0
		8	9.8		9	10.4
300	4	1	14.2	10	1	11.4
		6	14.4		5	10.5
		9	13.3		9	12.4
250	5	1	10.7	11	1	10.3
		5	9.4		5	10.9
		9	11.7		9	10.2
200	6	1	7.9	12	1	8.0
		5	8.3		5	8.1
		10	9.1		10	7.5

表に示す如くAlを多量に含有するものは衝撃値は何れも低く出て居る。300 g Al/t以下のものは結晶粒の大きさが充分でない為め衝撃値は低いが鑄込の初めと終りの試験材に關しては餘り差がない。次に結晶粒の大きさに及ぼす脱酸の影響をしらべる為めフェロマンガで脱酸し400 g/tのAlを添加した鋼種7について試験した過度に鍛造したもののオーステナイトの粒は鑄込時間の長いもの程成長する傾向がある。

壓延後は最初に鑄込んだものと5番目に鑄込んだものは過共析層で不均一の結晶粒を示して居り最後に鑄込んだものの内部の結晶粒の大きさはA.S.T.M.によると1である。このNo7の衝撃値の特に低いのは一つはCが特に高い爲にも依るのである。(K)

鋼塊鑄型の缺陷に就て (V) (Pearce, J. G. Blast furnace & Steel Plant, Feb 1938) 黒鉛によつて生ずる空隙は不規則に

分布されるものであるが普通の組織のものでは出来るだけ均一にする必要がある。即ち成分及び組織が場所によつて異なる様に溶解の方面も充分注意せねばならぬ。最近の鋼塊鑄型はヘマタイト銑鐵で地が全部パーライトでこれに黒鉛が分布して居る様な組織がよいとされ大體の規格を挙げると全炭素量は(4.3%~0.3% Si%)以上 Si は完全にパーライト組織の鼠銑になるだけの量、S は 0.1% 以下、Mn は 1.7% S% + 0.3% min P は 0.1% 以下、以上の成分のものは各種の寸法の鑄型に大體適するものであるが理想的の組織としては高炭素で極く微細な黒鉛を有するもので高炭素なれば熱衝撃抵抗大で微細な黒鉛なれば酸化性のガスの侵入を防止し其上結晶粒の成長を遅らせるわけである。然し實際に於ては高炭素で黒鉛を微細化するといふ事は不可能な爲止むを得ず普通全炭素量を下げ居るのであるが最近 British Cast Iron Research Association の研究所に於ては非常に高炭素で従来よりも黒鉛を微細化する方法に成功した。この方法はヘマタイト銑を使用するもので一例を挙げれば No 3 ヘマタイト銑を約 100 lb 坩堝で溶解し T.C 3.9% Si 1.4% Mn 0.4% のものを熔製し適當に處理して極く微細な黒鉛を有する組織になし得た。尙この微細な黒鉛を再び粗大にする事も出来る。屈撓力は  $14 \text{ t/in}^2$  から  $20 \text{ t/in}^2$  になり硬度はブリネルで 118 から 159 に上昇した。

尙この處理法は比較的肉厚のものも黒鉛を微細化せしめる。破面は微細な黒鉛を有する爲め暗黒色でガスの侵透も僅少で衝撃にも強く従て鑄型の表面も奇麗である。この處理法の外に水素を用ひて人工的に空隙をつくる方法もある。この方法は Ti の少量を添加し  $\text{CO}_2$  によつて處理するもので委しくは Norbury & Morgan の兩氏の鼠銑の黒鉛の大きさに及ぶ非金屬介在物の影響といふ研究發表が Journal of the Iron & Steel Institute 1936 No. 11, p. 327 p に出居るからこれを参照せられるとよい、尙本法はキューボラによる熔銑に於て試験済みで British Cast Iron Research Association の人々により初めてこの方法で工業的に鋼塊鑄型を生産したのである。(K)

## 6) 鐵及び鋼の加工

表面仕上加工前の金屬の油取りに就て (Dr. N. R. Hood, The Metal Industry, Jan. 29, 1937) 近代工業に於て表面仕上加工法は益々其の重要性を加へて來たが、これ等塗裝、鍍金、エナメル付け等の加工が完全に行はれるか否かは金屬表面の油取り及清淨が良く出來てゐるか、ゐないかで決る。油取りの方法としては、(イ) 機械的に拭ひ或は Sand Blast をかける方法、(ロ) 油その他を燃焼せしめる方法、(ハ) アルカリ或は有機溶剤を用ひて化學的に行ふものに分類出来る。その中一般に (ハ) が最も効果があり且つ製産費も安い。今硝子質エナメル付けの場合のみに就て、油取り方法を比較するに、鑄物類は表面が多孔性でアルカリその他の溶剤は使用されず、Sand Blast が良い。燃焼は金屬表面に酸化皮膜を作て良くない。アルカリ或は有機物中に浸すか、藥液を噴射して化學的に處理する方法が最良である。先づアルカリ水溶液の清淨及油取り能力は次の4項を共に具備せねばならない。即ち (i) 高度の Wettness と浸透能力を持ち、異物間及品物と油の附着力を減退せしめること、(ii) 乳状化力の強いこと、(iii) 固形異物を遊離して含有する能力あること、(iv) 洗條の容易なこと、がこれである。石鹼水は最も安く經濟的で (i) (ii) 及 (iii) の性質を大體具へてゐるが、洗條を容易にする爲に Trisodium phosphate を添加する。

以上の各項目を夫々満足せねばアルカリ洗條は効果が薄い缺點があるが、然し石鹼を用ひて銑た品物からこれを取去るには他に良い方法が無い。

次に有機溶剤による金屬洗滌は最近のもので、アルカリ洗滌に對して油及グリースの溶解にある。溶解速度は溶剤の温度が高い程大であるけれども、ガソリン或はアルコールは火の危険を伴ふ故に、現在ではトリクロールエチレンが殆んど理想的に用ひられてゐる。作用は先づ溶剤を加熱して Vapour にし、品物を此の中に吊す。トリクロールエチレンの蒸気が品物に當れば冷却されて凝結し、同時に油或はグリースを溶解して下る。これを蒸溜装置により油分と分離し、此の作用を反覆する。これが Vapour Degreasing の原理であつて、品物の熱容量によつて制限されるのは明であるが、大抵の場合グリース皮膜の全部を溶解し去り、最後に純粹の溶剤で洗滌すれば充分なる程度に働く。例へば  $1/8'' \times 5 \text{ ft} \times 2 \text{ ft}$  鐵板をトリクロールエチレンの蒸気中に浸し、約  $1/2$  ガロンの純粹なる液状溶剤で洗滌すれば、エナメル付けの油取りには充分である。銅及 Al は鐵よりも少い溶剤量で良い、装置は  $1/8''$  厚鐵板  $1 \text{ ft}$  を  $15 \sim 20$  分間で油取り出来る様に設計し得る。グリースと共に固定物をも除去し度き場合には沸騰せる溶液中で洗ふ。此の場合装置には絶えず新しい溶液を補給せねばならない。かゝる溶液洗滌は金屬表面の粒子間に油が侵入して居る様な特殊の金屬に應用される。

Vapour Degreasing の装置は先づ液を加熱し、装置の上部を冷却管で水冷して蒸気の擴散失を防止し、集積せる垢及グリースを取出す口を設け且液面を自動的に調整し得る装置を組合せたるものにて、これ等の装置は極めて簡單で素人にも直ぐ使用出来るものである。この方法による油取りの結果は他の同程度の費用を要する油取りに比して極めて良好である。最も經濟的なことは装置が最大能力で運轉出来る點にある。尙費用の點で眞の比較をなす爲には生産量の増加と装置全體の能率及製品品質の均一性をも考慮に入れねばならない。(I. K.)

Chevrolet 工場に於る線輪型發條の製造 (Nealey J. B. Heat Treat. & Forg. Feb. 1938) Chevrolet に於る殆ど總べての線輪型發條は Silico-manganese, S. A. E. 9260 丸鋼、高温壓延をしたものから製造される、それには4回の加熱作業が必要で各々に自動的ガス爐が用ひられる。第1に鋼棒の末端は加熱されて尖らす。第2に棒全體が加熱される。第3に焼入の爲の加熱、第4は焼戻しの加熱である。 $96 \frac{3}{4}''$  長さの棒は最初直徑  $0.702''$  にグラインドされる。且つ脱炭層の深さは各加熱に於て  $0.008''$  に限定されて居る。

第1加熱の各爐の配置も適當になされ、爐は長さは約  $8 \text{ ft}$  で4個のガスバーナーで加熱される。温度調節器、高温記録計、調節弁其他を中央室に集めて主任冶金技師の監視下に置く。以上の装置は低壓ガス—空氣調合装置を加壓空氣及び弁の調節と結合させてなされてある。空氣は  $1 \frac{1}{2} \text{ lb}$  の壓力でガスを吸込み希望する割合で大氣壓にまで減壓する。熱電對には直接温度調節器と記録計が接續されてある。

連續型のガス爐が3基あつて末端の尖た棒全體を加熱する。此の中3番目のものは1時間に300本の棒を加熱する能力があるが長さ  $16 \text{ ft}$ 、高さ  $7 \text{ ft}$ 、内幅が  $18 \text{ ft}$  である。ガスバーナーは12個あり、4個の混合器を備へる。

此等の爐から6基の線輪製造機へ鋼が供給される。線輪に巻かれると重量は  $10.6120 \text{ lbs}$ 、で末端は角型にされ次いで焼入爐に送ら

れる。此の爐の能力は1時間に330で長さ20ft、幅7'~10'内部の高さは4'~0'である。ガスバーナーは22個で調節用空気遮断器及び6個の低圧空気吸入器を備へる。此の爐内には3つの温度範囲即ち1,550, 1,550, 1,600°Fがある。爐内に止まる時間は45分である。

焼入器には水圧機が附屬して居て線輪を正しい長さに調製し焼入油槽内に押込む役目をなす。

かくして線輪は長さ10'で直径は3 1/2'である。これは焼戻爐に入れられる。爐の大きさは35.75ft×7.75ft×4ftで1時間6,000lbsの線輪を處理する。線輪型發條は1,000°Fに52分間加熱されかくしてBrinell硬度364~444になる。(S. O.)

**無縫目管製造の進歩** (Gilbert Erans, Iron & Steel Ind. Vol. XI, No. 5) 最近に於てMannesmann工場に於て無縫目無しの小なる管を有する管の製造が行はれて居るが此處に於て極めて興味ある事實は鋼管がダイスを通して押出法により作られる事である。此の押出法は主として非鐵合金に適用されたのであるが、此れを鋼管に應用する爲には多くの點が改良されたのである。かくして月産4,000tの鋼管が製造され、充分工業的價値を發揮して居る。

方法は原則として非鐵合金に於ると同様である。ピレットは1,250°Cにまで加熱せられ穿孔の後押出される。然し此の場合一般に用ひられる水圧プレスは全然用ひられぬ。機械的プレスが常用される。その理由は次の如くである。即ちピレットは1,250°Cに加熱せられ且つ鋼の押出には極めて大なる壓力が要求されるので、ピレットが押出機と接觸する時間は出来るだけ短くなければならぬ。機械的プレスは其の速度が大であるから此の要求を満足させる事が出来るのである。プレスは垂直型でその能力は1分間にピレット2本の割である。然し實際の押出には2~3秒しか要せず残りの時間はピレットの切断、機械の冷却及び新しいピレットの挿入に使用される。

極めて短時間に押出されるから鋼は殆ど型を失はず直ちにレデュッシング・ミルを通る。機械的押出プレスの他の利點は最も廉價な鋼を使用出来る事で例へば鹽基性ベッセマー鋼の如きである。變形は各部分均等を壓力の下に起り其の點に少しでも缺陷があればそれは熔接されてしまふ。

作業法を述べれば次の如くである。

材料は製鋼所より長い棒の型で来る。此れを適當な長さに切りコンテナを満す如く壓縮される。ピレットは1,250°Cに再加熱されスケール除去機にかけられ次いで同筒型にされる。再びピレットはプレスに運ばれ此處で穿孔され押出される。此の押出作業は2~3秒間で行はれ断面は種々であるが40ftまでの管が作られ次いでレデュッシング・ミルに運ばれる。

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

**熱處理, 壓延可能の新鑄鐵** (Duncan Forbes, P. Metal Progress, Feb. 1938) 白鉄を薄板に壓延したり鼠鉄を熱處理して強さや靱性を改良する等は一見非實際的の様に考へられて居るが最近實際にこれを行つて居る二、三の工場が米國にあるのである。普通鼠鉄は抗張力40,000 psiを出すにも多少の合金劑を添加して居るが合金元素を用ひずとも熱處理によつては50,000 psiの抗張力さへ得られるのである。然し一般に抗張力が高くなれば切削性が害されるもので抗張力60,000~70,000 psiもある鑄鐵は殆んど熱處理せる高炭素鋼と同様に硬い地を有しブリネル硬度で300位で切削困難

で普通セメンテーションを行つたカーバイド工具鋼を用ひねばならぬ。

鼠鉄は約1,600°Fから油焼入し800°F附近で焼戻すと抗張力及び硬度が増加する。然しこの熱處理はSiが2%以上あつては駄目である。若し焼入儘で焼戻さねば内部歪の爲に抗張力は減少するがそれでも適當に行へば抗張力を10%位増加出来る。Cは3%前後のものが最も適當で斯くの如き熱處理を施したものは用途く耐摩耗性大なる爲ダイス、カム其他摩耗する部分によい。

合金劑を入れれば鑄放してブリネル硬度を300以上にあげ抗張力も高く出来るが經濟的に切削出来ず熱處理して硬度を240位に下げると切削性は良好になるが極限強は可成減少を來す。熱處理の温度時間等は含有される合金元素の量によつて適當にせねばならず熱處理の時間が長く温度が高い程セメントタイトとなつてゐる結合炭素が黒鉛に變り抗張力を減少せしめる。この黒鉛化作用はCrを0.5~1.0%加へると著しく變化する。Crを含む炭化物は非常は安定でこの鑄鐵は1,250~1,500°Fに保持して極めて靱性大で高抗張力のものが得られる。即ち鑄放の際に出來たパーライトがフェライトとセメントタイトの混合組織に變化し工具鋼が球狀化されると靱性を増し切削性が良好になると同様な結果を來すわけである。

從來商車、カム、シリンダー等の耐摩耗性大なるものに用ひる爲めに屢々鼠鉄を硬化してみたが何れも充分の硬度を得られなかつたのである。この原因は鑄鐵は鋼よりもSiが高く臨界温度が高い爲め1,600°F以上の高温から焼入を行はねばならず加熱が不均一になり易い爲め相當長時間均熱を必要とする等の點にあるのである。従つて鑄鐵を焼入の際は極く注意して表面が焼入前に出来るだけ冷却せぬ様にする必要があり若し空冷されれば硬化されず心の方だけが焼入硬度を示す事になる。

尙C28~35%の鑄鐵は表面に出て居る黒鉛が極めて速かに脱炭されるもので普通還元性の雰囲気と云はれる様なものでも黒鉛や結合炭素には未だ酸化性で軟鋼には多少加炭性の雰囲気できへ鑄鐵を脱炭するのである。

鼠鑄鐵は可成肉厚のものでも焼入硬化出来るが焼入温度迄上げるに5~6時間を要しその間に表面から1/32"~1/16"の深さ迄脱炭され極めて軟かな海綿狀になり小刃で剥脱容易となる。従つて熱處理せんとする鑄鐵を出來れば滲炭箱の中に入れて加熱する方がよい。

鑄鐵は焼入を行ふと成長を起す傾向があるが初めに1,350°Fで3~4時間加熱して充分焼鈍しておけばこれを避ける事が出来る。斯くすれば極めて容易に切削出來變形も成長も極く少くてすむ。

次に鑄放でマルテンサイト又はオーステナイト組織の高Ni-Cr鑄鐵及び合金元素としてのCuの影響について述べる。普通白鉄は硬度及び耐摩耗性を要し切削を要しないものをつくるに用ひ又可鍛鑄鐵をつくる原料として用ひるものでこの場合結合炭素は完全に分解してフェライト及び軟化炭素となる。白鉄は普通の方法では中々完全に可鍛性にならず結合炭素が完全に分解せずに残るものである。

扱つて此處でパーライト組織の可鍛性の黒鉛化鋼に就て一言する、この黒鉛化鋼は何れも軟化炭素の形で黒鉛を含有するがその地の性質は種々異なるもので例へば殆んどフェライトのものパーライトのもの等があり結合炭素はパーライト、マルテンサイト、トルースタイト、ソルバイト又或場合にはオーステナイトの形になつて含有されるものである。若しこれに合金元素を添加すれば特殊の性質が出る即ち例へばパーライト可鍛鐵のMn4% Cu2%のものは殆んど完全に焼入後はオーステナイトで非磁性で軟く比較的切削困難

難で焼入したマンガン鋼に類似してゐる。

斯くの如き種々のパーライト可鍛性のものの物理的性質は引張強度 55,000 psi から 120,000 psi の廣い範圍に亙てゐる。延性其他の物理的性質は他の鑄鋼に比例して考へられるが延性が軟化炭素によつて害される點は別である。

最も有效なのは地がフェライトの中に球狀化したセメンタイトが存在し合金鑄鐵を軟化焼鈍して得られるものに類似してゐるものが多い。この種のもは抗張力 80,000 psi 伸び 15% (in 2") を示す。

鼠銑も白銑も常溫では延性を示さぬもので白銑は如何なる溫度でも加工不可能とされてゐる。然るに臨界溫度以上、凝固溫度以下では白銑のビレットは比較的粘性大になり薄板、丸棒、或は構造用材等あたかも鋼のビレットの如く壓延出来るのである。現に 48" 平方で 1/4"~3/8" の厚さの薄板を製造試験して居る。

勿論鑄放後の白銑は脆く冷却の際の大なる歪を有し鑄型から取出す際屢々 2~3 個に割れる事さへあつたが種々鑄込の研究の結果この割れは遂に起らなくなつたがこれを焼鈍爐から可鍛化後取出す際亦破壊された、これは加熱の不均一により出来た歪によるものと斷定した。短時間の熱處理即ち壓延中完全に軟化炭素が出来地の組織が希望通りに變化する事が必要である。壓延したものは軟化炭素の析出を除けば鑄放の組織に類似し軟化炭素は壓延により著しく引延ばされてゐる。破面は鍊鐵の纖維状のものに酷似して居り引延ばされた黒鉛は鍊鐵の中の鐵滓の壓延により引延ばされたものと同様な形狀を呈する。

鼠銑の壓延も試験には成功したが白銑の壓延したものに比較して有利な點は今の處見當らぬ。

扱てこの種のもの用途は未だ研究して居らぬが腐蝕抵抗の點、鼠銑及び可鍛鑄鐵の特性の點等から考へて相當用途は廣いものと思ふ然し未だ一般に製造するには困難な點が多く適當の壓延溫度、壓延速度、壓延率等は現在研究中であり遠からず發表出来るものと思ふ。

(K)

**クロム・モリブテン鋼の熔接敏感性** (Eitender & Pribyl, Archiv für das Eisenhüttenwesens, März 1938, s. 443;) 特殊鋼の熔接敏感性、即ち熔接に際し龜裂の生ずるは攝氏何度にて惹起するかを決定するは、其の原因を探究する上に大切なことである。800~1,000°C にて生ずると云ふ説には伸々賛成者がある。又他に 700~800°C にて起るとも云はれる。著者等は幾多の實驗を経た上にクロム・モリブテン鋼の場合には約 650°C にて割れるものと信ずる。

熔接敏感性は鋼の受けた焼過ぎ程度、即ち粒の大きさに依て關係すると云ふ説あるも、著者等は割れ無い板と割れる板との 2 種の厚さ 1 mm 鋼板を各々 950°C より 1,250°C迄の各種溫度に 2 時間熱したるに其の性質に何等變化を認めなかつた。即ち熔接龜裂の生ずることは二次的に鋼粒増大するも何等改善の跡なきものであつた。勿論、熔接時の溫度に於ては鋼板の有する靱性が其の際に生ずる熔接歪力に對して堪え得るや否やが龜裂の發生有無に重大なる關係がある。併し合金鋼又は構造用鋼に就て多數研究實驗の後、(Dr.-Ing. Dissertation von R. Pribyl, Tech. Hochschule Aachen (1937) demnächst) 常溫及び高温に於る靱性は結晶偏析 (Kristallseigerung) に依りて著しく害せらるゝことを知た。そこで著者等は鋼の熔接敏感性の原因は 600~700°C にて結晶偏析の爲めに靱性が減少せし爲めと認める。之を確むる爲め割れの生じ易き鋼板

を Oberhoffer 腐蝕液にて試みしに著しき偏析ありしもの、之を 1,270°C に 24 hr 焼鈍せしに表面脱炭せしも、偏析現象を無くし兼ねて熔接割れを却却し得た。

鋼材の有する化學成分と熔接割れとの關係は屢々論ぜられたが、熔接線附近の鋼質を脆くする元素 (即ち C, Cr, Mo, Mn 其他) のみ考ふべきである。燐、硫黃の影響に就ては所説區々である。一般に此等の増加に伴ひ熔接割れ増加すべしと稱し、又珪素と磷との和に比例すると云ふ人もある。炭素の増すに従ひ硫黃の害著しくなると云ふ説もある。磷の害に就ては確とした結論に達しないが、要するに鋼材は結晶偏析なき場合、各種元素を可なり多量含有するも熔接割れの無きものを造り得ることは確である。鋼板を浸炭して全部が C 0.46% に達し局部 0.9% に達せし鋼にも熔接割れ無きものを得たる例がある。第 1 表に見るが如く Mn 2.24% に達する No. 481 鋼は Rockwell C Scale 50~55 にて全く熔接割れは無い、夫れ故に飛行機材として化學成分の規格を嚴重にするのは何等理がないと思はれる。

熔製に用ゐた爐の種類の影響は Zeyen が研究した。同一成分の鋼に就て平爐鋼は 20~28% の熔接割れを生ぜしに電爐鋼には皆無

第 1 表 熔接割れの皆無なる鋼材

熔解 番號	熔融法と脱 酸劑の種類	化學成分 %							
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	
2804	過熱狀態にて熔融 せしもの	0.28	0.31	0.60	0.012	0.015	0.97	0.19	
788		0.22	0.35	0.46	0.016	0.012	0.67	0.28	
952		0.23	0.23	0.63	0.020	0.012	0.67	0.24	
465		0.32	0.33	0.69	0.036	0.005	0.98	0.21	
466		0.35	0.33	0.65	0.032	0.003	1.04	0.17	
467		0.36	0.27	0.68	0.030	0.004	0.97	0.16	
481		0.35	0.27	2.21	0.027	0.017	0.95	0.20	
482		0.31	0.25	0.93	0.030	0.008	0.95	0.20	
2805		最初及び最後に何 れも Ca-Si にて	0.34	0.25	0.60	0.014	0.023	0.96	0.20
496		脱酸す	0.33	0.21	0.73	0.034	0.014	0.95	0.21
498	最初 Al にて最後 に Ca-Si にて脱 酸す	0.30	0.18	0.86	0.034	0.019	0.95	0.20	
495	最初 Al にて最後 に Ca-Si にて脱 酸す	0.24	0.19	0.88	0.033	0.017	0.94	0.20	
494	脱酸す	0.36	0.25	0.81	0.031	0.022	0.95	0.21	
490	フェロマンガ ン及びフェロシリ コンにて同時に脱 酸す	0.29	0.24	0.77	0.034	0.017	1.00	0.21	
491	脱酸す	0.28	0.20	0.81	0.033	0.021	0.92	0.19	
488	最初 Al にて、最 後に 490.491 の如 く脱酸す	0.25	0.20	0.73	0.036	0.020	0.95	0.18	
489	脱酸す	0.25	0.21	0.78	0.032	0.015	0.97	0.20	

であつた。後者に於ても特に硫黃を 0.01% 以下にしたものは優秀なるものである。兎に角製鋼法は重大なる關係を有するものであつて、全鋼材の熔接割れを避ける爲めには下の注意が必要である。

a), 熔解に際し過熱すること、鋼の熔融點以上 200~300°C に熱すること:—1,650~1,750°C

b), 特殊の脱酸劑の使用:—一例へば Ca-Si (Ca 31%, Si 61%), 或はシリコマンガンの類。

c), 特殊なる脱酸技術の應用。

斯くする時には C が 0.36%, Mn が 0.93%, 尙 2.21% あるも、燐が 0.012~0.036% あるも、又磷と硫黃との含量 0.056% に達するものも何れも熔接割れの無きことは第 1 表に示す如くである。

特殊脱酸劑の利用に依り既に Hertly は 927°C にて浸炭せるものも尙熔接割れの無き鋼を造り得た。

以上の論文に對して數氏の質疑、應答があつた。

(K. T)

**Cr-Fe 合金に及ぼすシアン化チタンの N<sub>2</sub> の影響に就て**  
(George F. Comstock, Metal Progress, March, 1937.) 高クロム鋼中の N<sub>2</sub> の影響に就ては 1926 年に Frank Adcock 氏が研

究發表し其後 1933 年に Russel Frank 氏, 1936 年に J. A. Jones 氏が研究報告して居るがこれ等に依ると  $N_2$  は容易に低炭素高クロム鋼中に吸収され Cr 含有量の約 1% の  $N_2$  があるとフェライトの結晶粒が微細化され高温に長時間加熱後の物理的性質も改良され然かも酸化抵抗を減少せしめぬ、普通此等の合金に  $N_2$  はフェロクロムより入るものである。特に高窒素含有のフェロクロムを使用する事は實際上好ましからざるもので最近 Titanium Alloy Mfg. Co. の冶金研究所の發明になるシアン化チタンを熔鋼に加へる方法が誠に具合がよく特許になつて居る。

この化合物の代表的化學成分は  $Ti$  80%  $Cr$  3%  $N_2$  7%  $Fe$  2%  $Si$  0.3% である。これを低炭素のフェロクロムと共に電気爐の中に添加すると直ちに分解し  $N_2$  は  $Cr$  の窒化物として鋼の中に浸入し  $Ti$  は鋼を脱酸し大部分  $TiO_2$  となる。シアン化ジルコニウムも大體シアン化チタンと同様の働きを有するが只シアン化チタニウムより幾らか  $N_2$  含有量低く作用が激しいのである。この化合物も主に  $N_2$  添加に使用され分解後  $Zr$  は鋼中に残留しない。

數ヶ所の工場に於る試験の結果によると高クロム鋼にシアン化チタンを使用した場合は高窒素のフェロクロムを使用した場合に比べて遙かに結晶粒が微細化し氣孔が少ない事が證明されて居り尚前者の場合は熔鋼の温度、保持時間等を特別注意する必要がないが後者の場合は過熱に関しては特に注意しても屢々凝固のガス發生による氣孔が出来る。

このシアン化チタン化合物を添加する方法は數種類あるが、何れも極めて簡単である、熔鋼に熔解し易く反應を早める爲めに粒は細い方がよく 20 メッシュの篩を通る程度のもので充分でありこれを低窒素のフェロクロムと混ぜて添加すると具合がよい。或はシアン化チタン化合物を鋼滓を除いた熔鋼の上に直接添加し直ちにフェロクロムでその上を蔽ふ法もよい。これ等の方法より多少劣るが屑鐵が完全に溶解する直前に加へる法 フェロクロムが完全に熔解した後に加へる法等がある。何れの場合もシアン化合物が鋼滓に巻込まれて損失とならぬ様にする注意が必要であり同時に必要以上に過熱せぬ事が大切である。シアン化合物は熔鋼と反應するに多少時間を要する關係上取鍋より爐中に添加した方がよい。 $N_2$  を最もよく鋼に吸収せしめる爲には  $TiO_2$  を容易にとり入れる様な鋼滓の存在が必要で誘導爐では熔鋼面に極く少量の鋼滓しかない爲石灰の少量を添加してやる方がよい。このシアン化チタンを 24%  $Cr$  鋼に使用した結果を述べる。

試料はアームコ鐵のスクラップと低炭素のフェロクロムを 17 lb の高周波電気爐でマグネシヤ坩堝中で熔解し耐火物の押湯付の鋼塊鑄型に注入して製造した。鑄込後押湯面上を Bruenella anti-piping powder で蔽た。装入配合はアームコ鐵 61~63%,  $Cr$  66%  $C$  0.1% 以下のフェロクロムを 35~36% である。脱酸に低炭素のフェロマンガンを 0.3% 50% のフェロシリコンを 0.5% 使用した。試料 No. 1 及び No. 2 の 2 種は比較試料として  $N_2$  を添加せず。No. 9, 10 の 2 種は他の種の試料に加へたフェロクロムの半分を高窒素のフェロクロムを使用した。この高窒素のフェロクロムの成分は  $Cr$  71.2%  $C$  0.06%  $N_2$  0.7% である。普通のフェロクロムの  $N_2$  は 0.11% である No. 3, 4, 5, 6, 7 の 5 種はシアン化チタンによつて  $N_2$  を加へ添加量は 1.1~3.8% で No. 8 はシアン化ジルコニウムを 3.3% 加へた。

アームコ鐵のスクラップの熔落迄は 25~35 分で熔落後フェロマンガ及びフェロシリコンの半分と少量の石灰を添加し更に先づ合

窒素合金と混合したフェロクロムを添加した。これ等の添加に要する時間は 15~25 分で添加後 15~20 分で熔鋼は出鋼温度以上に上昇する。然る後残りの半分のフェロシリコンを加へ 3~5 分置いて出鋼した。

出鋼温度は光學高温計で上部より熔鋼面の温度を測り 2,810°F 程度に調節する。この場合補正すると 3,080°F になる。熔鋼は徐々に流出せしめ鑄型を適當の場所において鑄込む。熔製した試料の鋼塊分析は  $Cr$  23.5~24.5%  $Si$  0.35%  $C$  0.20% 以下,  $Ti$  0.012~0.12%  $N_2$  0.081~0.298% である。各鋼種の化學成分 ( $C, N_2$ ) を第一表に示す。

第 1 表 試料の化學成分

鋼種	$N_2$ の添加劑	$N_2$	$C$
1	無	0.081	0.12
2	無	0.156	0.05
3	1.1% $TiCN$	0.155	0.08
4	1.8% $TiCN$	0.182	0.07
5	1.9% $TiCN$	0.258	0.20
6	2.2% $TiCN$	0.240	0.09
7	3.8% $TiCN$	0.234	0.17
8	3.3% $ZrCN$	0.207	0.02
9	20% 高 $N$ $Fe-Cr$	0.298	0.01
10	17% 高 $N$ $Fe-Cr$	0.272	0.15

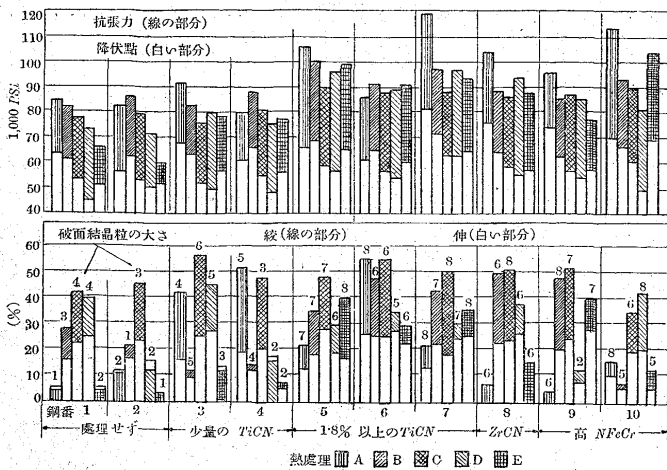
表に示す如く No 1, 5, 7, 10 は高炭素であるがこれ等はフェロクロムの装入量の 1.5% だけ高炭素のフェロクロムを使用したものである。No 1, 2 は  $N_2$  を添加しなかつたものであるが  $Ti$  0.012% で  $N_2$  0.081~0.156% を含有して居りこの程度の  $N_2$  は熔解中に空氣より吸収せられたものと思ふ。誘導爐の容量が小さい爲に高クロム鋼の  $N_2$  の量を適當に調節するのは相當困難で  $TiCN$  より中々豫期通りの  $N_2$  が入らぬ。大體 0.13% の  $N_2$  は添加劑以外のものから侵入したと假定すれば  $TiCN_2$  より入る歩留は No. 3 で 31% No. 5 で 93% 他のは 40~71% で約 2.5%  $N_2$  を含む  $ZrCN$  では No. 8 で 90% である No. 9, 10 に於ては 138~144% になるがこれは製造者からの報告が  $N_2$  が低く出て居る爲と思ふ。 $Ti$  の歩留は僅か 2.5~4.5% で  $Zr$  の歩留は 0 である。鋼塊の頭部を 15~23% 切断し残りを徐々に加熱し空氣窒で径 7/8" の丸棒及び 3/4" 角の角棒に鍛造し鋼塊の下部の中心に近い部分に當る所の丸棒を長さ 6" に切断しこれを熱處理し機械仕上によつて径 1/2" の引張試験片に製作した。鋼塊 1 種につき 1 本は鍛造儘で熱處理せず試験した。熱處理は A=鍛造儘 B=1,650°F × 3hr 焼鈍後爐冷 C=1,750°F × 1hr 焼鈍後空冷 D=1,950°F × 5hr 加熱後空冷, E=2,150°F × 12hr 加熱後空冷 E は鍛造用の爐で温度は光學高温計によつて測た。他は全部自動温度調節装置付の電気マツフル爐に於て行た。硬度は鍛造儘のものはロックウエル B で 86~96 で大體引張強度に比例して居る。

C の熱處理を行たものは最も延性に富み又硬度も最も均一で 10 本の試験片で B 82~89 の範圍である。均熱温度が高くなり時間が長くなる程材料は軟化し E の熱處理で B 79~B 90 程度である。

以上の結果からみて 1.8% 以上の  $TiCN$  で處理され  $N_2$  を 0.2% 以上含有する鋼は熱處理後均一な微細な破面を有し強度及び延性大である。標準化すると各鋼種共性質が改善されるが他の熱處理特に長時間加熱のものは結晶粒が粗大化し性質が悪くなる。これ等の結果を第 1 圖に示す。

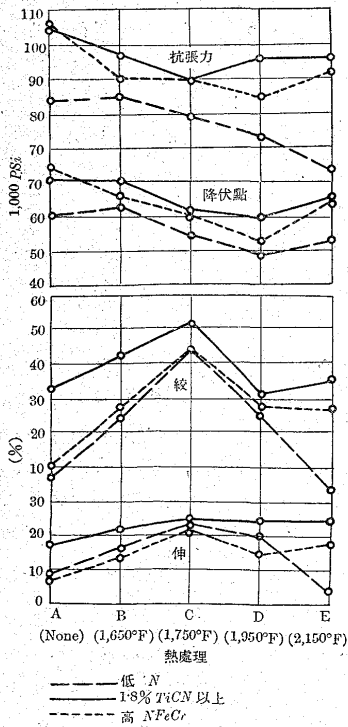
鍛造儘のものは鍛造終了温度の高低に大に影響する。圖に示す如く 1.8%  $TiCN$  で處理した No. 5, 6 及び No. 7 は各性質共比較的

第 1 圖



優秀であるが他の種のもは熱処理後物理的性質は極めて悪いのである。E の熱処理の如く高温で長時間加熱したものの延性に於ては TiCN の効果が特に顯著に現れて居る。高窒素のフェロクロムを使用した場合の結果は區々で N<sub>2</sub> の量だけで結晶粒の大き及び機械的性質を斷定する事が出来ない。No. 9, 10 の性質が區々まちまちであるのは一つは鋼塊の不健全性によるものであるが何れにせよ鍛造は完全に行はれ熱処理せる試験棒も缺陷はない。3 種の鋼の引張試験結果に及す熱処理の影響を第 2 圖に示す。TiCN の量が不十分な No. 3, 4 及び ZrCN による No. 8 は除外し他のものを 3 つの組に纏め各々其平均値を取て曲線に描いたものである。

第 2 圖



鑄物を健全にし結晶粒を微細化するもので電弧爐及び誘導爐に於て特に效果顯著で 25% Cr-Fe 合金に約 1.5~2% 程度でよく 1700 位の熔鋼には 1.9% が適當で Cr が更に低い時は更に少くてよい。

(K)

炭素—モリブデン鋼 (Chuff, W. F. Iron & Steel Ind Vol XI, No. 5) C-Mo 鋼に關する文献を概観する時其の性質に關し多

これによると適當量の TiCN を使用した場合は特に性質が優れて居り高 N<sub>2</sub> のフェロクロムを用いたものが中間に位して居るのがわかる。

尙鍛造及び熱処理後の鋼の結晶粒の大き及び性質が必しも鋼塊の結晶粒の大きに關係して居らぬ然るに普通は粗大なる結晶粒の鋼塊は鍛造熱処理後も性質は悪いものでこの場合は注目すべき例外である。例へば No 8 の鋼塊は最も細い結晶粒を有するにも拘らず鍛造熱処理した試験棒は決して性質良好でなく鋼塊の破面の粗い No 10 の方が寧ろ良好な性質を示して居る。かゝる矛盾は鑄込温度の細い差によるものと思ふ。

以上の如く TiCN 化合物は高クロム含有の鐵及び鋼の

くの不明瞭なる點の存在する事を知る。例へば高温に於る此の鋼の利點は誰しも認めるが常温に於る性質に關しては種々の矛盾する意見がある。その爲に著者は最近の文献と著者自身の經驗より次の如くに述べて居る。

1. 少量の Mo の添加で此の鋼の切削性は良好となる。
2. Mo 鋼の熔接は炭素鋼より難しいものではない。
3. 正常化又は焼鈍の條件の下で Mo は機械的性質に僅かの影響しか與へぬ。
4. 熱処理を受けた C-Mo 鋼は炭素鋼よりも遙かに優秀な點を持つ。此の利點は C 0.3% 以上でなければ現はれぬ。最良の機械的性質は Mo 1% 以下の時である。
5. Mo 鋼は他の低合金鋼の何れよりも高温に於て良好なる機械的性質を持つ。
6. 滲炭中に Mo は Cr のそれと同じ程度に C の滲込速度を増加せしむる。
7. Mo を含む鋼鑄物は焼鈍及び熱処理の條件の下に良好な結果を與へる。

(S. O.)

### 8) 非鐵金屬及び合金

S, Se, Te を含む Cu 合金 (Smith, C. S. Foundry Trade Jour., March, 1938) 此等 S 族の元素は Cu と合金して Sulfide, Selenide, Telluride の形で存在し固體では不溶解性であるが液體では一定限度迄は溶ける。今平衡圖から見ると第 1 表の様である。組織は S 及 Se を含むものは O<sub>2</sub> を含むものと同様であるが Te を含むものは共晶が粗で且粒界に連續的の絲狀のものが見ら

第 1 表

元素	共 晶		融液に於る最大溶解度%	化合物の融點 °C	Cu <sub>2</sub> X 元素%
	成分	溫度 °C			
S	1	1,073	2	1,155	20.1
Se	1	1,065	10	1,113	38.4
Te	3	1,055	(3)	870	50.1

れる。これは Telluride の融點の低い事が一因で此の爲に 3 の元素の内熱間加工性に最も害を及す理由でもある。S 族の元素と Cu との合金に第 3 元素を加へる時は S 族の元素と不溶性化合物を作り比重の關係から熔融金屬から逃避する事がある。殊に S は著しい。40% Zn-Cu 合金にて Se は 0.2%, Te は 0.6% 迄は残り得るが S は全く残り得ない。從て Cu 中の S を除くには Zn 0.2% を加へれば可能で; 此の第 3 元素による S 族元素の逃避の起らない場合には必ず共晶の粒の粗大を伴ふ。

S 族元素と Cu との合金の熔解鑄造は極めて容易にして堅實なる鑄物が得られる。然し收縮は大きく且脱酸は S と親和力の強い Ca などを用ひない事が重要である。化合物 Cu<sub>2</sub>S, Cu<sub>2</sub>Se 及 Cu<sub>2</sub>Te は合金の熱間及冷間の壓延性を害する事は稀で、此等の粒は壓延に際しよく塑性的變形をなし又 Cu<sub>2</sub>Te の絲も切斷し易く長時間の焼鈍に依て球狀化し易い。

S 1%, Se 1.5%, Te 2.5% 迄の合金の機械的性質, 電氣傳導率, 切削性等は第 2 表に示す。合金は 3" から 0.625" 迄熱間壓延し夫れより 0.5" 迄 1 回で冷間引拔せるもので (遞減率 36%) 熱脆性は見られなかつた。本表を見るに電導度は Cu 中の化合物の容積% に大體直線的に比例する様である。Cu の抗張力は S, Se, Te に依り僅かに増加するが其量は S が最も大きい。伸は相關的に減少する。抑此等の合金の利用される點とすれば Pb を含む合金の様に熱

第 2 表

成分%	硬 引 材				焼鈍材(600°C 1hr)					
	降伏 点 t/〃	抗張 力 t/〃	伸 %	電導 性 %	切削 点 t/〃	降伏 力 t/〃	抗張 力 t/〃	伸 %	電導 性 %	
99.990 Cu	22.6	23.2	21.4	99.7	15	3.8	14.5	60.0	102.1	22
0.15 S	22.1	23.3	14.3	97.8	24	3.6	14.6	53.6	99.3	20
0.23 S	22.9	23.4	15.0	97.6	33	3.4	14.7	51.4	99.6	21
0.54 S	23.4	24.2	12.1	95.1	41	4.0	15.0	50.7	96.7	81
0.78 S	25.2	25.2	7.9	91.6	45	4.9	15.5	45.7	92.5	70
0.97 S	23.7	25.7	8.6	90.9	45	5.0	15.6	45.7	91.4	70
0.11 Se	22.8	23.7	19.3	98.9	38	3.7	14.6	57.1	99.0	35
0.26 Se	23.0	23.7	15.7	98.0	64	3.9	14.5	55.7	100.1	63
0.48 Se	22.7	23.9	15.7	97.4	89	3.5	14.6	52.9	98.8	112
1.01 Se	22.3	23.8	11.4	94.4	95	3.9	14.9	48.6	95.6	140
1.44 Se	23.2	24.2	10.0	92.0	91	4.5	14.8	42.1	94.4	150
0.10 Te	22.6	23.7	15.0	99.5	29	3.5	14.6	53.6	99.8	30
0.25 Te	23.0	23.8	14.3	99.9	45	3.5	14.7	54.3	100.6	45
0.45 Te	22.6	23.7	11.4	98.2	58	3.6	14.7	51.4	99.9	72
1.05 Te	22.8	23.8	10.7	97.1	91	3.7	14.8	41.4	98.0	126
2.42 Te	22.8	24.8	7.1	94.5	91	3.9	14.8	—	96.1	134

降伏点  $\sigma 0.5\%$ , 切削性は鉛黄銅との比較%

脆性を示さずして切削性の良い事であるが、本試験にては径 0.25" のドリルを深さ 0.25" だけ入れるに要する回転数を種々なる荷重にて求め比較した (Cu 63, Zn 35, Pb 3% 合金との比較)。今 86 lb 荷重の場合の切削性を見ると硬引合金では 0.5% 迄は總て切削性が良くなるが夫以上では殆ど變りはない。各元素に就て比較すれば Se が最も効果的で S が最も影響が少い。然し焼鈍材では Se 及 Te は全く硬引材と同様であるにも拘らず S のみは 0.25% 迄は寧ろ切削性を悪くし夫以上では改善する結果となつた。

Se を加へる事は二元合金のみに限らず 3% Se-Cu 合金に 0.5% Se を加へて見たが熱間冷間の加工は容易で抗張力は Se のないものより大であり (伸は稍少し) 切削性は 3 倍も良かつた。Se を Cu-Ni 合金に加へた結果は Ni 20% を含んでも Se 0.5% 入れると熱間延延が出来る。第 3 表は Ni 20, Zn 1% 合金に Se を加へ

第 3 表

性 質	添加せず		0.6% Se		1% Se	
	硬	軟	硬	軟	硬	軟
降伏点 t/〃	29.7	7.1	28.6	6.5	28.0	6.4
抗張力 t/〃	31.2	20.3	31.5	20.5	30.1	20.0
伸 %	18.3	55.4	11.0	50.0	10.0	48.5
絞 %	67.6	78.3	42.7	59.3	33.0	52.8
切 削 性	14.0	13.0	48.0	58.0	83.0	88.0

たもの機械的性質で抗張力の増加切削性の増加が見られやう。

(M)

機械的歪を受けて居る部分の促進腐蝕試験 (Brenner, P. and Roth, W. Metallwirtschaft, 1937, 1295-99.) 本論文には、機械的歪を受けて居る部分の腐蝕試験に対する一般の注意が述べられ、而して、著者による新しい、促進腐蝕試験液 (HCl と NaCl の溶液) が紹介されて居る。この方法を用ふれば、短時間に、與へられた、同一成分試料に對しては、正確な一定した結果が得られ、熱処理方法が異なれば、それに應じて明確な腐蝕度の變化を生ずる。而して、Al-Mg, 及び Al-Cu-Mg 系合金に就き、本腐蝕液を行ふと普通一般方法を用ひて試験した結果とよく一致する。

(高瀬)

Al-Cu-Mg 合金の初晶偏析模様。(Eva-Ruppel, Metallwirtschaft, 1937, 1307-1308) デュラルミン試験片の製造時に於ける低温加工、焼鈍から腐蝕によつて初晶の偏析組織を見分け且區別

し得られる條件を述べて居る。

而して、Frysch 氏が鋼に於て、ある状態のもとで、見出されたスリップバンドと同様な事實を論じて居る。

Al-Cu-Mg 合金で、偏析模様を見出し得る最適條件は、40% の低温加工、200°C 8hr の焼鈍である。(高瀬)

Mg 合金應用の最近の進歩 (Winter, D. B. Metallurgia, Feb, 1938) 他の合金に對する Mg 合金の優る點は

1. 比重が小で (1.8) 強度/重量の割合が大きい。
2. 切削性良好
3. 耐疲労度大。
4. 熱傳導率良好。

此等の爲にその應用の分野も極めて擴張されたがそれを大別すれば次の如くである。

1. 強度/重量の割合が大ならざるべからざる原動機の強い歪を受ける構造部分として用ひられる。例へば自動車や航空機の發動機のワランケース、發動機臺、軸承入れ、齒車箱其他

2. 慣性能率が小でなければならぬ往復又は廻轉機械部分例へばプロペラー翼、航空機及び自動車車輪、印刷機可動部分、巻煙草製造及び紡績機械。

3. 運搬を容易ならしむる爲に容積大なるも出来るだけ輕量たる事を要する臺、例へば印刷機械臺其他。

4. 輕量と頑丈な事を要する歪のかゝらぬ小部分例へば無線機械箱双眼鏡體部、其他。

Mg 合金即ち Elektron 系の合金は始めは鑄物として廣く用ひられたのである。Mg 合金に依り Al 合金に代用して其の重量を減小せしむる量は同じ能率のもので 15~25%, 鑄鐵に對しては 40~50%, 鑄鋼に對しては 50~70% である。

Elektron 鑄造合金は特に熱處理に敏感でその抗張力も  $19 \text{ t/in}^2$ , 伸びは 14%, Brinell で 60 にもなる。最も普通のものは砂型鑄物で複雑な型にもよく鑄込まれる。その良質なる事を示すに次の例がある。即ち或る工場で作製された 48,501 個の鑄物中廢棄されたものは僅かに 417 個で、しかも其の中の 157 個は切削の不良に依るものであつたのである。

Elektron に依るダイ鑄物も極めて良好な成績をあげて居る。Mg 合金は鋼と何等の化學作用も起さぬ點で具合が宜しい。Elektron 加壓鑄物は比較的新しい事ではあるが此れも良成績をあげて居る。

Elektron 板の熔接の容易な事は航空機工業に重要な意味を持つ性質である。此の熔接は鋼の場合と同様に容易で 98% 能率の仕上接合部を與へる。比較的近年に於て點又は繼目の形における抵抗熔接は極めて高能率にせられた。興味ある事は抵抗熔接に良好な成績をあげるものはガス熔接に餘り良くなく、ガス熔接によいものは抵抗熔接に宜しくない事である。

著者は更に Mg 合金の應用分野の將來の發展性につき述べて居る。(S. O.)

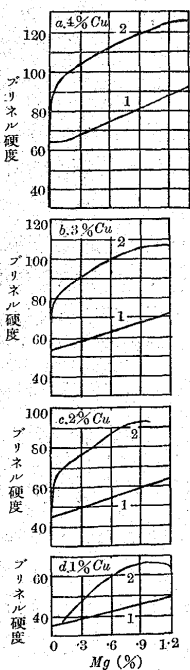
Cu-Al 合金の時効硬化に對する Fe と Mg の影響 (Petrov, D. A. Inst. J. Metals, 1938, 62) 著者は先づ市販の Cu-Al 合金に對し少量の MgO 添加に依て時効硬化現象の受ける影響を研究した。試料の Cu% は 4.3, 2 及び 1 で各群の Mg 量は 0.01, 0.03, 0.05, 0.10, 3 で 1.5% に迄至た。其の組成は第 1 表の如くである。試料は直径 30 mm で長さ 100 mm の鑄鐵鑄型に鑄込まれた。其の上部 40 mm を切去り 60 mm 直径に鍛造された。此れが 510°C で 2 hr 鹽浴中に加熱後焼入れられた。硬度試験は焼入直後行ひ、常温で 6 日間放置した後にも測定した。その硬度變化は



第 1 表

合金 No.	組成 %					
	計算		分析			
	Cu	Mg	Cu	Mg	Si	Fe
27-1	4.0	0.0	4.09	—	0.24	0.15
27-2	4.0	0.01	4.02	0.008	0.28	0.18
27-3	4.0	0.03	4.01	0.03	0.25	0.16
27-4	4.0	0.05	3.96	0.06	0.27	0.18
27-5	4.0	0.1	4.01	0.12	0.26	0.19
27-6	4.0	0.2	4.01	0.19	0.24	0.16
23-4	4.0	0.4	3.99	0.44	0.26	0.19
27-7	4.0	0.6	—	0.57	0.28	0.15
27-8	4.0	1.0	—	0.93	0.31	0.16
27-9	4.0	1.4	4.01	1.28	0.26	0.16
27-10	4.0	1.8	3.98	1.64	0.28	0.17
40-1	3.0	0.0	2.80	—	0.31	0.14
40-2	3.0	0.01	2.80	—	—	—
40-3	3.0	0.03	2.82	0.035	—	—
40-4	3.0	0.05	—	—	—	—
46-1	3.0	0.1	2.86	0.11	0.26	0.15
46-2	3.0	0.3	—	0.30	—	—
46-3	3.0	0.6	—	0.58	—	—
46-4	3.0	0.9	—	0.92	—	—
46-5	3.0	1.2	2.83	1.16	0.25	0.14
38-1	2.0	0.0	1.94	—	0.29	0.15
38-2	2.0	0.2	1.87	0.25	—	—
38-3	2.0	0.4	1.98	0.38	—	—
38-4	2.0	0.6	1.99	0.64	—	—
38-5	3.0	0.8	1.95	0.69	—	—
38-6	2.0	1.0	1.95	1.04	0.31	0.12
48-1	1.0	0.0	—	—	0.26	0.16
48-2	1.0	0.03	0.94	—	—	—
48-3	1.0	0.05	0.92	0.07	—	—
48-4	1.0	0.1	0.93	0.13	—	—
48-5	1.0	0.3	—	—	0.27	0.16
48-6	1.0	0.6	0.92	0.60	—	—
48-7	1.0	0.9	1.00	0.83	—	—
48-8	1.0	1.2	0.96	1.12	0.26	0.15
48-9	1.0	1.5	—	—	—	—

第 1 圖



後に硬度を測定した。次いで 350°C で焼鈍し爐中冷却させた後に測定した。圖より知られる如く、Cu-Al 合金の時効性は少量の Fe の存在により完全に消失する。多量の Fe は例へ Mg が存在しても時効性を減少せしめる。その効果は Fe 量に比例するのであ

第 1 圖の如くである。

焼入れられた合金の硬度は (曲線 1) Mg 含量の増加に伴い直線的に増加するが時効された合金の硬度 (曲線 2) は 0.03~0.04% Mg まで急に上昇し次いで徐々となる。

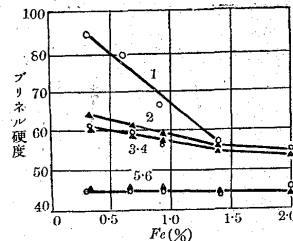
著者は次いで相当量の Fe の影響を研究した。用いた試料の組成は第 2 表の如くで試料の製法等は前と同じである。其の結果は第 2 圖の如くである。試料は 500°C で焼入れられ、其の直後及び常温で 6 時間時効させ

第 2 表

合金 No.	組成 %						
	計算			分析			
	Cu	Mg	Fe	Cu	Mg	Fe	Si
44-1	4.0	—	0.3	3.96	—	0.28	0.40
44-2	4.0	—	0.6	—	—	0.55	—
44-3	4.0	—	0.9	—	—	0.84	—
44-4	4.0	—	1.4	—	—	1.32	—
44-5	4.0	—	2.0	3.90	—	1.80	0.36
45-1	4.0	0.05	0.3	3.86	0.055	0.20	0.34
45-2	4.0	0.05	0.6	—	—	0.36	—
45-3	4.0	0.05	0.9	—	—	0.89	—
45-4	4.0	0.05	1.4	—	—	1.38	—
45-5	4.0	0.05	2.0	3.92	0.05	1.94	0.35

る。原因は Fe, Cu, Al が不溶性の化合物を作る爲であつて顯微鏡的にも實證された。

第 2 圖



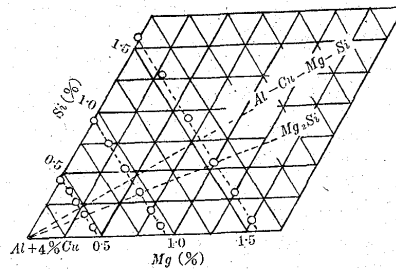
曲線 3,4: 500°C 焼入直後, 曲線 1,2: 常温 6 日間時効, 曲線 5,6: 250°C 24 時間焼鈍 ▲印 4% Cu 合金 ○印 4% Cu, 0.05% Mg

に於ける Cu-Al 合金の時効性に關する意見の不一致は少量の Mg が不純物として存在するからである。Fe が多量となれば Fe は Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe を形成し Mg が存在しても常温に於ける合金の時効性を漸減せしめる。Archer 及び Jeffries に依り見出された高温に於ける Cu-Al 合金の時効性に對する Fe の悪影響は Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Fe に依るものである。(S. O.)

デュラルミンの時効硬化 (Petrov. D. A. J. Inst. Metals, 1938, 62) Mg 及び Si が Cu-Al 合金中に存在する時、常温に於ける時効硬化に對する其等の影響は Mg<sub>2</sub>Si の存在に依るものである

と言はれて居るが、著者は此の點に疑問を抱き、多くの研究者に依り閉ざされた丁度 Mg<sub>2</sub>Si を形成する成分より少し餘分に Mg 及び Si の存在する合金に就き研究した。試料は 3 群に分れる。第 1 群は Mg+Si が 0.47%, 第 2 は 0.9%, 第 3 は 1.57% で各合金に於ける Cu 量は 4% に限た。第 1 圖が其の合金の状態圖に於ける位置を示す。

第 1 圖



鑄塊は直径 30 mm 長さ 60 mm で長さの 1/4 を鍛造壓縮し焼入前に 510°C に保た。時効處理は 2 種行た。即ち (a) 常温にて 6 日 (b) 焼入直後 200°C にて 6 時間。

(a) の處理から Mg<sub>2</sub>Si を作るに要せられる量未滿の Mg 及び Si の存在に於ては其の硬度變化は何等の特異な點も見られぬ。(Mg+Si) が 1.57% と 0.94% の合金は 0.6% Mg の所で最高點を持って居る。然し 0.47% (Mg+Si) に於ては最高點が無い。(b) 處理の場合には全然異たもので常に Mg<sub>2</sub>Si を形成する成分より幾分少い部分に明瞭な最高點が現はれる。此等から高温に於ける Cu-Mg-Si-Al 合金に於て Si を含む相が時効に關係する事は疑を容れぬ所であるが、Si が常温で此等合金の時効硬化に参加すると言ふ考へには何等の論據も與へぬ。其處で何故 Cu-Mg-Al 合金の時効硬化は常温に於て、Mg を含まぬ Cu-Al 合金よりも大であるかと言ふ問題が起る。

著者は Cu-Mg-Al 合金の状態圖に關する考察をなした。此れより Al<sub>7</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>2</sub>相は Si を含まざる焼鈍 Duralmin, Cu-Mg-Al 合金及び Mg 含量高き合金中に生ずるが Si% の相當大なる Duralmin に生じない事が期待されるに至た。

著者は此の豫想を實驗的に證明する事に成功した。用いた Al の純度は Si 0.03%, Fe 0.03% で此れを直径 20 mm, 長さ 40 mm に

鑄造した。此等を 24 時間 400°C で焼鈍され、直径を 2 倍にして 500°C に 2 時間保た後焼入れた。此の合金の組成は第 1 表の如くである。

第 1 表

合金 No.	組成 %		ブリネル硬度, kg/mm <sup>2</sup>				
	Cu	Mg	350°C, 24時間焼鈍	焼入直後	常温にて6日間時効硬化	焼入に依る硬度増加	時効による硬度増加
1	—	0.5	22.4	22.6	22.7	0.2	0.1
2	1.0	—	25.8	26.4	27.8	0.6	1.4
3	2.0	—	29.6	37.6	39.6	8.0	2.0
4	3.0	—	30.1	47.7	52.0	17.6	4.3
5	3.0	0.75	36.6	60.7	97.0	24.1	36.3
6	3.0	1.15	38.1	71.7	104.5	33.6	32.8
7	3.0	1.5	37.4	76.7	104.0	39.3	27.3
8	2.0	0.5	—	45.7	80.4	—	34.7
9	2.0	0.74	—	47.5	84.6	—	37.1
10	2.0	1.0	—	51.0	86.8	—	35.8
11	1.0	0.4	—	33.5	51.2	—	17.7
20	4.0	1.53	—	99.4	123.5	—	24.1

第 2 表

合金 No.	組成 %				ブリネル硬度, kg/mm <sup>2</sup>				
	計算 Cu	分析 Mg	分析 Fe	分析 Si	350°C 24時間焼鈍	焼入直後	時効 6日	焼入に依る硬度増加	時効による硬度増加
47-3	—	0.60	0.12	0.24	24.8	32.1	42.5	7.3	10.4
48-1	1.00	—	0.16	0.26	31.9	35.3	35.0	3.4	-0.3
38-1	2.00	—	0.15	0.29	34.2	44.9	46.1	1.07	1.2
40-1	3.00	—	0.14	0.31	37.4	52.6	57.1	15.2	4.5
46-3	3.00	0.60	0.15	0.26	38.7	62.2	98.6	23.5	36.4
46-4	3.00	0.90	0.15	0.26	40.7	67.1	104.2	26.4	37.1
46-5	3.00	1.20	0.14	0.25	42.7	72.4	105.2	29.7	32.8
38-3	2.00	0.40	0.15	0.29	34.6	50.8	80.1	16.2	29.3
38-4	2.00	0.60	0.15	0.29	34.3	52.9	85.3	18.6	32.4
38-5	2.00	0.80	0.15	0.29	35.8	56.5	90.2	20.7	33.7
38-6	2.00	1.00	0.12	0.31	38.3	60.7	91.7	22.4	31.0
48-5	1.00	0.30	0.16	0.27	34.6	38.5	48.4	3.9	9.9
48-6	1.00	0.60	0.16	0.27	34.5	42.3	61.3	7.8	19.0
27-10	4.00	1.80	0.17	0.28	56.5	100.0	127.2	43.5	27.2
27-11	4.00	2.20	0.16	0.28	53.6	104.2	123.2	50.6	19.0

表中に Brinell 硬度がある。又第 2 表は市販の Si 量高き Al に依り行た試験結果で以上の 2 表の比較から

- (1) 不純物として Fe と Si の存在に依り市販 Al より作られた合金は焼鈍状態に於て純度高き合金より硬い。
- (2) 焼入れに由来する硬度増加は実際的には兩者等しい。
- (3) 時効に由来する硬度増加は幾分純度高い合金の方が大である。

著者は更に純度高き Cu-Mg-Al 合金の顕微鏡組織、五十嵐氏の

膨脹計に依る研究結果等を考察して次の結論に導いて居る。

(1) 常温に於ける Cu-Mg-Si-Al 合金の時効硬化に對し Si は何等影響を與へぬ。時効温度高まれば Mg<sub>2</sub>Si 又は (Al-Cu-Mg-Si) 化合物は明らかに時効に關係を有する。

(2) CuAl<sub>2</sub> に更に Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>2</sub> なる化合物が純度高き Cu-Mg-Al 合金の常温に於ける時効に硬化劑として作用する。

(3) Al<sub>3</sub>Cu<sub>2</sub>Mg<sub>2</sub> 化合物は市販 Duralmin 中に硬化劑として同様に作用する。

市販 Duralmin 中の Mg<sub>2</sub>Si は常温に於る時効には何等關係ない。(S. O.)

**Mg 合金第 7 報—鍛造せる Al-Mg 合金及び Ag-Al-Mg**

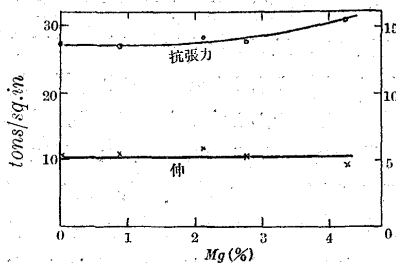
合金の機械的性質 (B. John L. Haughton, A. E. L. Tate.

J. Inst. Metals, 1938, 62) 先づ Al-Mg 合金に Ag を 2~3% 添加する事に依り其の機械的性質を改善する事を以前の實驗で知たが其れを更に確めんとした。即ち Al-Mg 二元合金の偏析に依り惹起せられる誤まつた結果から、Ag を添加する事に依り改善されたと云ふ以前の實驗は間違ひではなからうかと言ふのである。此の爲に 83% Al 及び 2.75% Ag までの種々の合金が作られたが、此れには常に 0.5% の Mn が含まれた。鑄物の上下端の分析値の差異は下の如くである。

ピレットの端	Al%	Ag%	かくの如き偏析を消去せしめ、
上	8.01	2.67	以上の合金は Al の幾分かを Ag
下	8.64	2.97	で置換せしむる事に依り機械的

性質が改善されるのを知た。

第 1 圖 85% Al を含む Mg 合金 200°C に於て 60% の加工



著者は次いで Al-Mg 合金の性質に及ぼす鍛造の度合と温度との影響を調べた。其の結果は第 1 表の如くである。表中位置として 1, 2, 3 とあるも此れは鍛造棒の中心部より 3 つの同心圓を描き最外側を 1 として順次内部に及んだものである。

鍛造温度は 380°C でダイスも作業中此の温度に保た。以上の外に種々の処理をしたがその結果を述べれば次の如くである。

- (1) 40~50% の加工度が與へられた後では加工の影響は材料の

第 1 表

番 號	断面減少 %	鍛 造		350°C, 1. 時間焼鈍		400°C にて 1 1/2 時間處理, 焼入, 時効を, 160°C にて行ふ																				
		位 置			位 置			焼 入			5 時間時効			22 時間時効			45 時間時効			72 時間時効			90 時間時効			
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	
		1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1	2	3	1
A	25	65	62	59	60	60	56	58	59	55	61	60	56	69	66	62	70	69	66	74	72	63	75	71	65	
B	40	65	66	64	61	59	58	58	57	56	60	58	60	71	67	67	75	69	69	76	75	75	75	71	70	
C	50	62	—	61	61	—	59	57	—	57	60	—	59	69	—	69	74	—	73	—	—	75	—	75		
D	60	62	—	64	57	—	58	58	—	58	63	—	61	66	—	66	73	—	73	—	—	75	—	75		
E	70	65	—	65	57	—	57	61	—	63	63	—	64	66	—	85	73	—	73	—	—	76	—	76		
F	80	62	—	64	61	—	59	59	—	58	63	—	62	69	—	71	73	—	73	75	—	75	77	—	77	
G	85	64	—	64	58	—	60	58	—	58	62	—	62	71	—	71	73	—	72	—	—	78	—	78		
H	87	63	—	63	60	—	60	57	—	57	58	—	61	71	—	70	72	—	72	—	—	76	—	77		
J <sub>1</sub>	92	68	—	74	60	—	60	53	—	55	59	—	61	71	—	71	74	—	74	75	—	77	79	—	79	
J <sub>2</sub>		68	—	68	59	—	60	53	—	53	64	—	61	71	—	71	74	—	74	77	—	77	79	—	79	

中心部に到達したものの如く、より以上の鍛造は硬度の増加に何等の影響も與へぬ。然し 90% に達すれば再び著しく硬化する。

(2) 焼鈍は何れの試料に対しても微少の硬度増加を起させる。

(3) 50% 迄の變形を與へられた材料は極めて急速に時効硬化を起す。50% 以上の變形は何等の影響もない。

著者は 8.5% Al を含む Mg 合金の Brinell 硬度に対する加工温度、加工量及び焼戻温度の影響を調べた。

次いで 9% Al, 380°C にて鍛造され、且つ 33 及び 60% の加工を 300°C, 250°C, 200°C で受けた材料の機械的性質を研究したが結果は第 2 表の如くである。第 3 表は 8.8% Al を含む Mg 合金の各種熱処理による機械的性質の影響を示す。

第 2 表

鍛造温度 °C	加工度	鍛造のまま		200°C にて 1 時間 焼 鈍	
		抗張力 $t/in^2$	伸長率 $4\sqrt{A}$	抗張力 $t/in^2$	伸長率 $4\sqrt{A}$
300	33	22.3	11.0	—	—
	60	23.2	6.8	—	—
250	33	24.2	9.3	24.1	7.8
	60	24.1	8.5	—	—
200	33	26.1	8.9	25.5	8.8
	60	26.6	9.6	—	—

著者は以上の結果を“RR 56”合金と比較して此れより優秀な事を示して居る。

第 3 表

鍛造温度 °C	加工度 %	熱 處 理	抗張力 $t/in^2$	伸長率 $4\sqrt{A}$ %
380	75	350°C にて焼鈍	22.1	11.5
380	75	熱處理後時効	24.4	3.6
200	20	なし	24.9	8.0
200	35	なし	24.9	8.0
200	60	なし	25.7	7.4

(S. O.)

近代自動車工業に於ける輕合金の用途 (Devereux, W. The Metall Industry (London), 51 (1937), 499) 自動車構造に用ひらるゝ強力 Al 合金の現状に就て詳述したものである。先づ種々の目的に應じて用ひらるゝ Hiduminium, Alpac, Yalloy, Duralumin 及び Mg 合金に就き その成分 鑄造並びに加工性質に就き論じ、次に、cylinder heads, cylinder blocks, sumps gear box, valve cover, combined dash 及び scuttle castings, axle-castings, pistons, connecting rods, bearings, bodies and chassis members, wheel-rims and hubs 等につき、輕合金を使用する事につき、重さの極めて軽くなる事を述べて居る。その例として、American Coal Company ではトラック車體の構造に鋼の代りに輕合金を用ふる事によつて、1,600 lbs から 600 lbs 迄重さの輕減した事を述べ、且重さの輕減によるガソリン消費量の節約等、數多の利點を掲げて居る。(高瀬)

### 揚子江流域の鐵鑛資源開發

上海にて 17 日松尾特派員發日支合辦事業のトップを切て去る 8 日設立された「華中鐵鑛股份有限公司」の手をもつて開發採掘される揚子江流域の鐵鑛資源はいづれも品質良好埋藏豊富にして、然も採掘運搬にも容易、かつ至便にして東亞第一の良鑛と銘打たれてゐる、新會社華中鐵鑛は可及的速かに事業に着手、本年中に五十萬 t の鐵鑛石を内地に送り自後逐年百萬 t の増産をなし 5 年後には年産五百萬 t とし、これを鐵飢饉の内地に送てわが國の鐵鋼國策に寄與せんとするものであり、鐵飢饉の日本に対する日支經濟提携の大きな贈り物である、この長江の鐵鑛は江蘇省より安徽省を経て湖北省の達する揚子江谷に沿ふ一帯にわたり不連続ながら數十ヶ所に堆積した支那における最上質の鐵鑛で、そのうち大冶、桃沖、銅官山、太平山など何れも早くから有名であり殆ど全部わが國に送られ密接な關係にあつた、これらのほか未調査未開發の鐵山は相當の數に上てゐるが、近時國民政府が國防資源確保のための鐵鑛封鎖政策をとつて外人の調査經營を拒絶してゐたため最近の實情は全くの秘密となつてゐたものである、この封鎖地域に對しわが方の調査隊は危險を冒して踏査中であり、その結果は非常な期待を持たれてゐるが、新會社によつて先づ採掘着手となるものは

浙江省の三山鎮、江蘇省の利國驛、鎮江附近、太湖沿岸の景牛山、鳳凰山、安徽省の南山、大凹山、黃梅山、小孤山、鐘山等であり、これ等は以れもわが軍の占領地區内にある富鑛にして埋藏量は約九千萬 t と推定されてゐる。

これら鑛山の採掘を第 1 次事業とし第 2 次事業としては桃沖、銅官山、象鼻山、大冶等上流の富鑛に手が廣げられるが未調査の分を加へると埋藏量は一億 t に上ると豫想されてゐる、鐵鑛の品質からみれば隣含有に多少の差あるが鐵の含有 50~65% 優秀なものは 65~7% といはれ支那最優秀の鐵鑛である、しかもこれらの資源は長江沿岸に露出して山を成すもの多く従て採掘は至て便利であり、

掘られた鑛石はそのまゝ長江岸の船舶に積込まれ長江を下て運送される、蕪湖、南京、鎮江等冬季を除いて一萬 t の船が横づけにされ冬季といへども五千 t 級の船が横づけになるので運輸上理想的の條件であり長江の鐵の經濟的優越性が認められる。

(大毎 4 月 18 日)

滿洲鑛山の鐵鑛増産目標 鮎川滿業社長はいよいよ鐵鑛埋藏量七千萬 t と推定される栗子溝、七道溝など東邊道鑛山の劃期的な開發に着手し差當り滿洲鑛山會社をしてこれに着手せしめる事となつた、即ち以上採掘計畫によれば、本年中に直に採掘に着手し昭和 15 年末までに五十萬 t を目標に採掘を行ひ、17 年度末には百二十萬 t にまで増産する計畫であるが、鑛山側では本年秋までに運搬坑道の開鑿をなし、明年解氷期と共に本格的採掘を開始、山元より揖安對岸黃浦鎮まで運搬鴨綠江により舟便で内地方面に向けるもので、五十萬 t の供給先は三十萬 t を日本に輸出し残る二十萬 t を撫順、本溪湖、鞍山向けとするはずである。

而して同鑛山は埋藏量が多いのみならず品質より見て世界屈指の特殊鋼用鑛石とされて居るだけに滿業では更に大規模な採掘を行ふ方針で鐵道計畫第 5 次線の開通を待ち資本金一千萬圓の東邊道開發を目的とする開發會社を創設するに決定した。

(東朝 3 月 26 日)

久慈砂鐵鑛開發 川崎造船では元十五銀行所有にかゝる岩手縣久慈の砂鐵鑛開發を計畫し、同鑛山所有者である蓬萊殖産と共同して調査中のところ大體の見透しがついたのでいよいよ新會社を設立し、クルップ式製法により計畫を具體化することになつた。

新會社は資本金一千萬圓とし資金は川崎造船と蓬萊殖産とで等分出資とするが、蓬萊殖産は現在十五銀行の傍系會社である關係上、事實上の出資は十五銀行においてなすことになるべく、同計畫は二十萬 t の砂鐵處理によつて十萬 t の製品を得る豫定であると。

(東京報知 4 月 22 日)