

# 抄 録

## 4) 鋼及鉄の製造

トーマス爐用鉄の脱硫 (Eichholz W. u. Behrendt G., St. u. E., 6J (1940) 677) 硫黄の多い貧鐵をトーマス爐用鉄に用ひる爲に曹達灰を脱硫剤に用ひた實驗報告で先づ曹達灰及これと石灰との混合物を高爐に用ひた處第1表の様に曹達灰のみの方が良く50~60%の脱硫比を示した。

第1表 比較實驗結果 (實驗回数200回以上の平均)

	石灰を共用	石灰を共用せず	
温度 (°C)	1,357	1,344	
曹達灰使用量 (kg/t)	6.6	7.35	
石灰使用量 (kg/t)	3.6	—	
熔落 S%	0.097	0.105	
S減少量	比率 (%)	54	66
	絶對量 (%)	0.052	0.069

次に約30t容量の取鍋の一方に200kgの曹達灰他方に次記配合の混合剤を加へて比較實驗を行た。

曹達灰 (kg)	90	120	120	150	150
石灰 (kg)	90	90	120	90	120

その結果は第1圖の如く熔落S%が高いもの程脱硫能率は良く、その効果は寧ろ石灰との混合剤の方が良好な結果を示した。費用は曹達灰が95.00 R.M/t 石灰が4.70 R.M/t であるからその混合比4:3, 5:3のものが良い事になる。

次に曹達灰と石灰との複炭化物  $Na_2Ca(CO_3)_2$  は813°Cで熔融し其脱硫率が期待されるが結果は豫りに反した。

混鉄爐に移してからの脱硫は  $SO_3$  が混入されざること、その他の點で良結果が豫想される。結果を總括したのが第2圖及第2表で、これから見ると曹達灰の添加量は3.2kg/tが適當でSを0.040%以下にすることは困難である。

このやうにして脱硫後これを轉爐に移す時には曹達滓を除く爲に第3圖の如き取鍋を用ひるのが便利である。

次にSの多い原料からSの少ない鉄を作る爲に Trommel-Ofen

第2表 混鉄爐注入後の脱硫

最初のS%	曹達灰添加量 %	脱硫後のS%	最初のS%	曹達灰添加量 %	脱硫後のS%
0.060~0.080 平均 0.0685	0.323 0.386 0.532	0.036 0.040 0.035	0.100~0.120 平均 0.106	0.323 0.386 0.532 0.645	0.061 0.041 0.051 0.042
0.080~0.100 平均 0.090	0.386 0.532 0.645	0.041 0.045 0.0427	0.120~ 平均 0.138	0.386 0.532 0.645	0.056 0.058 0.062

に石灰を加へて脱硫を試みた。最初熱源にコークス爐ガスを用ひS 1%, Si 1.5~2.5% のもので試験したが第4圖の如く40分間でSは0.94から0.53%に低減した後は緩慢である。

その原因はコークス爐ガスでは脱硫に必要な還元條件が得難い爲と思はれるので次に微粉炭を熱源とし石灰で脱硫した處第5圖の様に良い結果を得た。

即ち5tの鉄に800kgの石灰と200kgの粉コークスを加へSを1時間に0.21から0.032%に出來たが結局石灰は6~10% 粉炭は2~3%で0.35% S/hの脱硫は可能である。

最後にMnに依る脱硫であるが滓のMnOが還元されてMnSとなつて脱硫することが考へられる。これを粉炭使用のTrommel-Ofenで實驗した結果が第3表でSの低い第3實驗では良い結果ではないがその他では1時間で大部分の脱硫が行はれてゐる事が判る。即ちSが多くとMnを含んだ鉄はMnの存在で充分Sが除かれる。

第3表 Mn還元操業

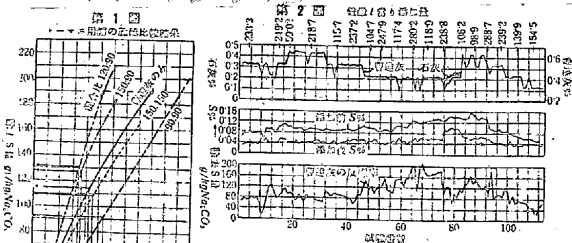
番 號	装 入 材 (kg)			熔 落 (%)		
	鐵 石	コークス	石灰	Si	Mn	S
1	650 Geier	200	200	1.73	0.24	0.380
2	650 Geier	200	400	1.22	0.07	0.650
3	200 Poti	—	130	2.22	0.27	1.20
4	650 Geier	—	300	2.16	0.32	0.340

番 號	燒減り %/h		Mn 増量 %	同 率 %	S 燒減り	
	Si	S			絶對量 (%)	比較量 (%)
1	1.20	0.205	0.52	30.5	0.240	63
2	1.04	0.415	0.34	15.4	0.380	59
3	1.00	0.045	0.83	53.0	0.058	48
4	1.45	0.152	0.43	26.5	0.190	56

(S. K)

## 5) 鐵及鋼の鑄造

鋼鑄物に於ける介在物生成 (Crafts, W. Egan, J. J. Fdy. Trade J. June 6, 1940). 製鋼に於ける脱酸剤は非金属介在物の成分、形状、分布、從て延伸性に關係するから、脱酸剤使用は最も害の少ない介在物を作る様にせねばならない。脱酸鋼の凝固機構と介在



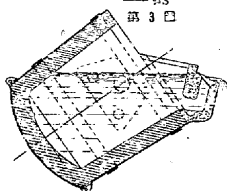
第1圖 Sの多い原料からSの少ない鉄を作る爲に Trommel-Ofen

第2圖 曹達灰の添加量と脱硫率の關係

第3圖 石灰と粉炭の添加量と脱硫率の關係

第4圖 Trommel-Ofen 内の石灰による脱硫

第5圖 Trommel-Ofen 内の粉炭による脱硫



物型との研究を行た。延伸性の良い鋳鋼物製造に3種の脱酸法が用ゐられた。

第1法: Si含有脱酸剤及強脱酸剤の少量添加。粒間介在物の生成なしに良鋼を得るに適當な添加量は、操業法及成分によつて異なるが約0.025% Al, Zrに限られる。0.10%以上のCa及0.1% Tiもこの目的に適する。この場合の介在物はガラス状珪酸鹽及圓形又は不規則な硫化物である。強脱酸剤を餘り多く添加すると微細粒間介在物を生じて延伸性を害するので、その添加量には限度がある。

第2法: Al大量添加。0.10~0.20% Al添加は非混合酸化物相の分離を生じ、有害な共融介在物を生ずる。B級鋳鋼品に就て、Simo及Dahleにより報告された平均延伸性は次の如くである。

代表的介在物	添加Al%	伸%	断面收縮率%
珪酸鹽	—	30	49
共融物	0.05	23	35
アルミナ	0.10	27	42

第3法: Al大量添加及Ca-Si。0.125~0.175% Al添加の時の平均結果を次に示す。

脱酸剤	降伏點 (t/in <sup>2</sup> )	抗張力 (t/in <sup>2</sup> )	伸%	断面收縮率%
—	19.2	32.1	29.2	46.2
CaSi	20.2	33.0	31.2	54.2

この介在物の研究は、工業用鋼及鹽基性高周波爐製試験鋼について、大體次の成分である。

C 310~35, Mn 0.75~1.00, P 0.015, S 0.035, Si 35~50

介在物凝固状態圖。脱酸程度の相違は介在物の異なる種類、形状、配列を生ずる。この相違を凝固状態圖を作るに利用した。この目的の爲、Al及Caの添加量變化に對應して5介在物型が選ばれた。珪酸鹽、アルミナ、共融物の3型は夫々前述の3脱酸法に對應する。共融物及galaxy型は望しくない状態である。Al添加量を變化して作鋼の介在物の型は次の如くである。

介在物型	Al添加%	延伸性	非金属介在物
珪酸鹽	0.025	極良	ガラス状珪酸鹽, 圓形硫化物
共融物	0.05	不良	圓形硫化物, 粒間硫化物膜
galaxy	0.075	不良	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 圓形硫化物
アルミナ	0.10	稍良	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 圓形硫化物
偏晶	0.10+0.05Ca	良	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , 圓形複硫化物

介在物生成機構を、介在物の外觀、形状、大小、分布から説明するには或る假定が必要である。又、限られた酸化物-硫化物割合から、3元、金屬-酸化物-硫化物状態圖を導くには、金屬-酸化物金屬-硫化物、酸化物-硫化物2元状態圖に就て假定が要る。この構成は又、Feに於けるδ-γ偏晶を無視すると簡單になる。状態圖はAl脱酸鋼に就て作られたが、Ti又はZr脱酸鋼中介在物研究も非常に似た凝固機構を示した。次の假定により、生成機構に就て介在物を分類した。

- 1) 不規則酸化物(珪酸鹽又はアルミナ)は混合性相違により作られる。
- 2) 粗網状に分布した圓形硫化物及酸化物粒は夫々、金屬-硫化物、及金屬-酸化物の間の2元共融物として作られる。高Al鋼にて透明圓形硫化物は金屬及酸硫化化合物間の2元共融物として作られる。
- 3) 粒間微小硫化物は金屬、硫化物及酸化物又は酸硫化化合物間の3元共融物を表す。
- 4) galaxy又は酸化物粒の群は金屬、酸化物及酸硫化化合物間の

2元共融物を表す。

- 5) 幾何的形狀酸化物殼及硫化物狀周邊を持つ複介在物は、酸化物から酸硫化化合物への不完全偏晶變態により作られる。

各型の介在物性質を研究して著者は次の結論を下した。

galaxy介在物の除去により、偏晶型鋼の延伸性はアルミナ型鋼に普通勝てゐる。Al, Ti又はZrと共にCaの添加はS含有制限を弛める。そして比較的少量脱酸剤でgalaxy生成に到らせるかも知れない脱酸剤分布の不規則性に對し緩衝作用をなす。偏晶型鋼はCa無添加の強脱酸鋼と同程度の赤熱脆性抵抗を示す。

鋳鋼品中非金属介在物の性質から凝固機構を確立するに、最も重要であり、又證明し難い假定は、Al, Ti及Zrを大量添加すると、酸硫化化合物と呼ばれる酸化物-硫化物系の分離相を作るといふ事である。金屬組織的にはかかる化合物の存在は確證できる。この事は又Ca脱酸鋼に於て偏晶反應により作られる介在物生成から分る。Al酸硫化物生成の研究は多くあるが未だ確證されて居ない。それにも拘らず、大量Al(0.10~0.20), Ti, Zr脱酸鋼にて酸硫化化合物が存在する事は、鋼中介在物の外觀から充分證明される。

Caは酸硫化化合物型介在物を作ると考へられないし、又粒間硫化物3元共融物に僅かの影響しか持たないから、Ca大量添加(0.10%)された珪酸鹽型鋼が普通延伸性の大きいのは當然の事である。珪酸鹽及共融物型鋼が赤熱脆性傾向を持つ事は、外氣酸化と粒間共融物間の緩衝をなす酸硫化化合物がない事から説明される。粒間共融物は鋳鋼品の赤熱脆性抵抗力を非常に悪くする。反對にアルミナ及偏晶型は連続的粒間膜より寧ろ遊離酸化物粒を作るので、赤熱脆性に抵抗する。

良延伸性を保つ爲に、酸化物galaxy及粒間硫化物介在物を避けるには、脱酸剤を充分擴散させる必要のある事は明かである。この理由から、もつと稀薄な、溶け易い添加合金が有效である。例へばCa-Mn-Si合金は高濃度CaSi合金より有效な事が多い。偏晶型介在物を作る爲に、0.10~0.20% Al, Ti又はZrと共にCaを使用すると、酸化物galaxyによる低延伸性を改善出来る。偏晶型鋼の延伸性は珪酸鹽型鋼に近くなり、赤熱脆性によく抵抗する。

(淺田)

鋼塊鑄型の壽命の改良に關する研究 (Arno Ristow, St.n.E u. Ei Heft 19, 20, Mai 1940) 從來鎮靜鋼と鎮靜せざる鋼とではモールドの壽命が違ふと云はれて居るが多くの工場の試験結果を平均してみると次の如くその差は極く小さい。

	トーマス工場		平爐工場	
	開放型 kg/t	壘型 kg/t	開放型 kg/t	壘型 kg/t
鎮靜	8.8	11.5	10.6	14.0
非鎮靜	9.2	11.6	11.2	7.3

開放型より壘型の方がモールドの消耗量が大きいと云はれて居りトーマス工場では26~30% 平爐工場では21~38% 大きい。

モールドの化學成分の影響はMnが高くなると次第に消耗量が増加し平爐鋼でMn 0.5%で8.2kg/tのものがMn 0.75%で13kg/tトーマス鋼でMn 0.42%で6.1kg/t Mn 0.75%で12kg/t程度の變化を示す。Si/Mnの比とモールドの消耗量の關係即ちパーライトグラフアイトの量比の影響をしらべたがトーマス鋼で普通角型の2.5のモールドでSi/Mnが2.3の時12kg/t 3.8の時7.5kg/t 平爐鋼で1.9の時13kg/t 3.7の時8.5kg/tの可成著しき變化を示す。Mnを一定にしSi量だけの影響も調べたが壘型モールドには變化が現れたが角型のものには明な結果が得られなかつた。次に結合炭素と

全炭素量の比及結合炭素量黒鉛量等の各々の量とモールドの消耗量との関係を特殊鋼の 840 kg 鋼塊用の鑄型について調べたが黒鉛量が 2.8~3.2% のものが最高の壽命を有して居りこれより多くても少くとも壽命が短くなる、結合炭素量は斯かる鑄型では 0.7% 以下では壽命には影響がない C.C/T.C の比と鑄型の耐久性の關係もよく考慮される問題であるが、この比が高まると直線的に耐久性が減少する黒鉛の餘り微細なものは鑄型の膨脹による割れが入り易く餘り粗大なものは酸化による割れが入り表面状態が悪くなる傾向があり特に鎮静しない不良鋼の鑄込の際に然りである。従て製鋼工場に於ては目的に應じて種々の成分の鑄型を使用すべきで高級鋼の小鋼塊用の鑄型には型が小さい爲膨脹割れの憂が少く黒鉛を微細にし大型のものでは粗大な黒鉛組織にする方がよい様である。

従來 P は大抵 0.06~0.12% の範圍のものを用ひて居るが試験の結果によると 0.12% 位迄は悪い影響は見られない或る工場では 0.15% 迄もかまわぬときへ發表して居るがこれと反對に P が高くなると蓋て鑄型の耐久性が 10~20% 増加するといふ結果も出て居る。又鋼塊引拔後水中急冷した時に限り P の高いものがやゝ悪い結果を示した等色々の意見發表があるがこれ等は何れも試験の数が少い爲確定的なものではない爲筆者は 35 本の小型の角型鑄型で試験した結果によると P 0.16% S 0.15% 迄は殆んど變りがなかつた。S は従來の文献によると可成悪影響があると云はれて居るが試験の結果によると大體 S 0.10% 迄は別に影響がない様であるが矢張り 0.08% 以下の低いものの方が比較的鑄型の耐久性が良好の様に思はれる。英國の發表によると S は出來得る限り低い事を必要とし Mn 量に對し  $Mn=0.3+1.7 \times S$  の關係になる事が望ましい。英國では Mn は大體 0.07~1.08% の範圍内で S 0.1% では Mn は前の式によると  $0.3+1.7 \times 0.1=0.47%$  となり前述の Mn の項に於ける適量となる。

この外の特種の合金成分の影響は獨逸では餘り試験して居らず發表が少ないが英國の文献によると少量の合金成分の存在で耐久性が 10~20% 増すと云て居るが少量の Cr や Mo を加へただけでこれ程の性質が現れるかどうかは疑問である。

次に鑄型の形狀、寸法と耐久性の關係であるが昔は角型のモールドで鑄型の重量と鋼塊の重量比は 1:1 を原則として居たのであるが今回開放型と密閉型とに分けて鑄型と鋼塊の重量比と耐久性の關係を試験した結果によると何れも傾向は大體同じで開放型ではこの比が 1.15~1.25 で耐久性が最も小さくこれより軽いものも重いものも良結果を示して居る。局部的に加熱される様な型は總じて割れが入り易い事は確で C. V. Meszöly は樽状のものを推賞して居るこれによると鑄造後中央部に集る遊離熱が全面へ擴り鑄型全部が一樣に加熱される事になる。鑄型の取扱も耐久性に大きな影響を及すが實際はストリツパー、冷却床、造塊ピット等が不適當なものが多い。鑄造温度も勿論耐久性に關係がありトーマス鋼は平爐鋼より約 50°C 許り低い爲に多少耐久性が大きい様である。鋼塊の鑄型内の保持時間は 30 分以内の極く短い時は鑄型の消耗量少く時間と共に急激に高まり約 1 時間後に最高値に達す。壘型のものでは 30 分後に最高値に達す鑄型の中にある時間以上長く保持すると特に壘型のものに於て耐久性が再び増してくるがこれは鑄型の内外及上下の温度差が小さくなる爲であらうと考へられる。英國に於ける發表によると鑄造後 1 時間後 250~800°C の温度差のものが 1 1/2 時間後 600~800°C の温度差となり全體的に均一な熱分布を示した。季節も鑄型の壽命に可成影響がある様で英國でも獨逸でも冬季が最も成績良

く獨では夏季より 6% 消耗が少いと云て居るがこの原因は取扱が充分行届くのと冷却條件が適當になる爲である。ストリツパーの有無も著しき影響あり次にその程度を示す。

	トーマス工場		平爐工場	
	角型 kg/t	壘型 kg/t	開放型 kg/t	壘型 kg/t
ストリツパー	8.7	11.2	9.7	13.0
クレーン	有	13.9%	16.1%	23.8%
〃	無	10.1	13.0	12.0
				14.2
				9.3%

トーマス工場での試験でモールドを鑄造後空冷したものと水冷したものととの結果を次に示す。

1. 冷却臺で冷却した場合 (1日3回鑄込) 6~8 kg/t
2. ストリツパーで引抜き水冷 8~11 kg/t
3. ストリツパーなし 水冷 10~15 kg/t

結局モールドの壽命をのばすには大體次の諸條件を満足せねばならぬ。

1. 適當な材質を撰ぶ事
2. 適當な形狀寸法を撰ぶ事
3. 鑄造後適當な状態の際引抜き引拔後モールドを適當に留意して取扱ふ事

従て 1 日に同じモールドを 3 回も 4 回も使用する事は避けねばならぬ。(K)

## 6) 鐵及鋼の加工

**火焰硬化法の冶金學的考察** (Day, R. O.: Metals and Alloys; Vol. 12, No. 2, p. 167~171, 1940) 火焰硬化法 (flame hardening process) は焼入硬化に反應する化學成分を持つ鐵鋼にのみ適用される。火焰硬化に於ては鐵鋼がこの處理を受ける時間出來るだけ短いことが肝要で、例へば 6 *in/min* の速度で操作する火焰硬化では、焼入水滴は 1 吋遅れ、加熱焼入の時間は僅か 10 秒に過ぎない。

表面硬化する際にもこの間にある温度勾配があり、最高硬度の部分と作用を受けない部分との間に所謂 "Cushion effect" を與へる。硬化の深さは主に時間と温度との 2 つの因子による。温度が高い程、時間が長い程、全體の硬化層は深くなる。深い硬化層を得るために、高い温度を用ひると、時として高すぎることも起きる。これに反し加熱速度を減少すると、適當な硬化温度に到達するに必要な時間が増加する。

火焰硬化に適する材質は鐵及鋼の廣い範圍に汎てゐる。硬化する材質の成分の中では、炭素量が最も大切で、硬い耐磨耗性のある表面を得るためにも、0.4% 以上の炭素鋼を用いる必要がある。普通は 0.40~0.55% C を用いる。

合金鋼を用いる場合には、鋼の變態点を低める元素を含む場合には、操作中の表面温度を低めるが、鋼の變態点を高める元素を含む鋼では操作温度を高める必要がある。火焰法と爐法との唯一の相違点は焼入劑の選擇にあり、爐法の時には油焼入を要する多くの合金鋼も火焰硬化法による時は水焼入でよい。

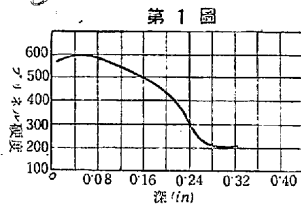
鑄鐵の場合にはこの中に含まれる化合炭素の量が材質の焼入感受性を決定する。普通 C.C 0.40~0.85% 程度がいゝ。普通鑄鐵でも合金鑄鐵でも火焰硬化後の結果に於ては殆ど差異がない。

普通の可鍛鑄鐵は火焰硬化法を適用出來ないが、パーライト可鍛鑄鐵なら可能である。

以上の何れの材質についても、普通の爐法の時には化學成分以外の結晶粒度も硬化性に影響するが、火焰硬化法に於ては結晶粒の粗

のものも微細のものも硬化面の深さ、硬度については同一結果が得られる。

硬化させた鋼 (S. A. E. 1045 鋼 0.48% C) につき硬度試験を行った結果が第1圖である。この実験では 4" 深さ、1/16" のテーバーを有する研磨した試験片を用いた。このテーバーは硬化面から未硬化部分に至る間の硬度変化を見るに充分な間隔を與へるためにつけたものである。この圖に於けるブリネル硬度はショアー硬度より換算したものである。



(川口)

含銅電氣爐鑄鐵に就て (Barlow, T. E, Metals & Alloys July 1940, P. 36-39. ~Aug. 1940, P. 158-165)

鑄鐵の構造性質に對する他の合金成分の効果は、鑄造業者と同じくそれら成分金屬の生産者によつても研究されてきた。鑄鐵の性質を改良すべき個々の合金成分についてはよく知られてゐる。今日の傾向は、C と Si とに注目して、若し必要ならば二三の要素を添加して、最も經濟的な方法で希望する結果を得るにある。銅は鐵合金成分として比較的新しい。フォード自動車會社、アリス・シャルマー製造會社等では、多年銅を用ひ多大の注目をひいた。然し技術者が含銅合金鐵に注目し之を使用するには系統的なデータを要する。よつて、Battelle Memorial Institute の C. H. Lorig, E. C. Kron 兩氏の報告を掲げる。此等の實驗は、C, Si の含有量を異にする各鑄鐵に及ぼす銅の効果につき研究されたが、各要素の相互關係を指摘せんとして各要素の廣範圍に涉て計畫された。操作を慎重にすべく間接電氣爐を用ひ、熔解物は爐中 2,800°F に熱し、鑄造迄に 2,550°F に下らぬ様にして鋼に注ぎ込む。使用されたのは、次の4組の鑄鐵である。(1) 3.30~3.44% C, 0.63~2.50% Si を含有せる高炭素鐵。(2) 3.07~3.20% C, 0.68~2.61% Si を含有せる中炭素鐵。(3) 2.80~2.90% C, 1.09~2.52% Si を含有せる低炭素鐵。(4) 3.12~3.23% C, 1.48~1.74% Si, Ni, Cr, Mn, V, を含有せる合金鐵。以上、總計 3% 迄の銅の効果が研究された。鐵の機械的諸性質。即ち、抗張力、剪斷應力、曲げ應力、弾力、ブリネル硬度、及衝擊に對する抵抗力が大いさを異にする4種の試験片(直径、0.875", 1.2", 2.01, 4.0") につき測定された。すべて同形同大のもの2個につき數値を出した。抗張試験用のものの長さ、4"。ブリネル硬度數は棒の中心と表面との中間で測り、衝擊値はシャルピー

式試験機を用ひ、試験片は直径 0.875", 1.2"。

〔高炭素鑄鐵〕 高炭素系統 (3.30~3.44% C) に對する結果は第1表(省略)に示してある。

1.00~1.09% Si, 1.38~1.52% Si を含むもの對する銅の効果は第1圖にプロットしてある。

銅の影響は Si 系統のものに於て著しい。抗張力、曲げ應力、ブリネル硬度數は Cu の量と共に増加してゐる。

〔中炭素鐵〕 この系統に於ては、銅の影響は高炭素鋼におけるよりも著しい。がその傾向は兩系統共に同じである。

〔低炭素鐵〕 抗張力、ブリネル硬度數は銅に比例して増し、曲げ應力と剪斷應力は銅の増加と共に減少する。この系統の中で 2.48~2.52% Si 程度の高珪素鐵に對しては、ブリネル硬度數が増す外影響は少い。

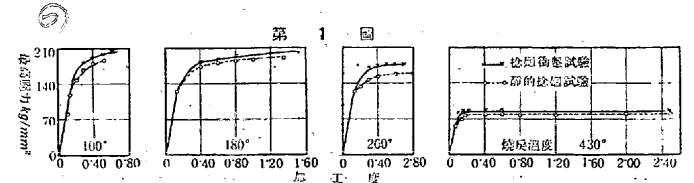
〔鑄造合金鐵〕 資量として 3.12~3.23% C, 1.48~1.74% Si の合金鐵が使用された。第2表(省く)に示す中炭素系統のもの成分範圍は同一である。之等合金鐵の機械的性質は第4表(省く)にある。第2表は銅は簡単な結合に非常によく適合する。且中炭素鐵にて銅の使用量總計 1% 以上にして初めて A. S. T. M. の 50 級品たり得ることを示す。合金要素の中で最も有效な結合は Cu·Mn, Cu·Cr, Cu·V である。

〔冷却時に於る銅の影響〕 珪素含有量の全範圍に渡り、冷却時における銅の影響が見られる。冷却し易い低珪素鐵に於て、銅は冷却速度及び斑點面積を減少するのみならず、收縮を少くする。收縮の減少は冷却速度の減少に比例する。又珪素の量が少いと銅の影響は著明であるが 2% 以上では急速に少くなる。

〔總括〕 この計畫の結果は、銅は他の合金要素と共に、單獨或いは結合して有効有用であることを示す。通常、普通工業用鐵に 1~2% の Cu の添加により、抗張力、剪斷應力、ブリネル硬度を増し、低炭素鐵では曲げ應力の値が少くなる。之は 3.40~3.10% C の高炭素鐵及中炭素鐵系統では知られぬ處である。最も希望することは、各表に示す如く、各成分が銅の含有量に應じて適當に按配されてゐること、且最低廉なコストで、C, Si と共に最良の結合をなすことである。

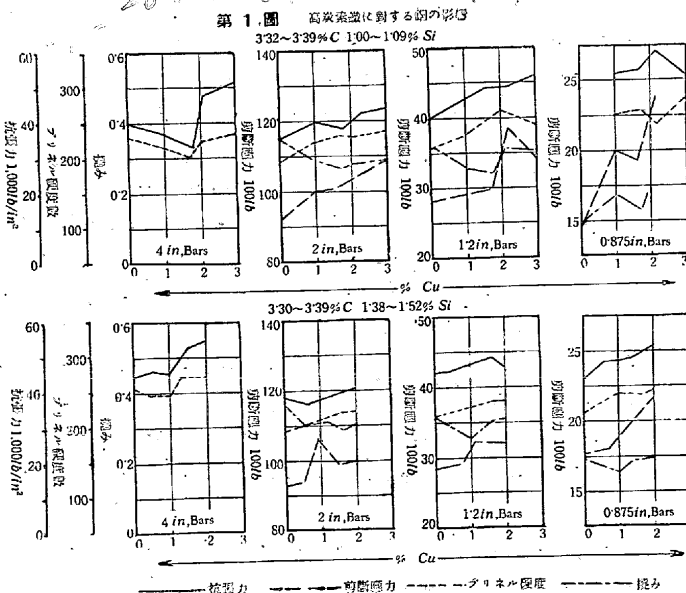
(H. T.)

捻廻衝擊試験に於ける應力-加工度曲線 (St. u. E. 32, August, 1940, O. V. Greene und R. D. Stout) 靱性が加工度と一致すると云ふ以前屢々發表された誤れる説とは、反對に靱性は強度及加工度より成る事が報告された。強度は力と變形とに一致し、その合力は破壊を起すに用ひられる仕事である。kg で示された捻廻轉衝擊値より強度及加工度が如何程があるかは分らぬ。従て捻廻轉衝擊試験の際の應力-加工度曲線は、試験片を破壊する唯一の試験より得られぬ、なんとすれば、この際作用は早く行はれ過ぎて、應力に左右される變形を測定出来ぬ爲めである。斯様に破壊なき實驗により得られた各點は應力-加工度圖に記入され連結される。それ相當の曲線が靜的捻廻試験の際に得られる。應力の増加が緩慢である時には、それに伴ふ加工度が直接説まれるから、その曲線は唯一の靜的捻廻試験より導かれる。



1.1% C, 0.27% Si, 0.25% Mn (標點距離の處の直径 6.4mm) なる工具炭素鋼の試験片は 790°C より食鹽水に焼入 100°~430°C で焼戻する。

第1圖は、本試験片の靜的、力學的試験に於ける應力-加工度曲線である。僅かな應力、低い焼戻温度に依る靜的試験の際の加工度



は別として、静的及力學的試験の應力-加工度曲線は、よく一致してゐる。この曲線は靱性が強度及加工度に分けられる事を示してゐる。焼戻温度 100°C では、強度は高いが加工度は小である。180°C で焼戻後は一定強度の際加工度は増す。焼戻温度 260°C では、強度は下るが又加工度も 180°C の場合に比すれば大いに減ずる。430°C 焼戻後、強度は減ずるが、加工度は又増加する。

この試験は捻廻試験の問題に重要な寄與をなす。捻廻衝撃試験に依る曲線の圖を畫くのは複雑であるので、この方法は殆んど廣く用ひられぬ。この事の重要でないのは、前の試験に依り基礎的法則に従ふ事が明になつて後は、靱性が強度や加工度に分れる事が試験の際定められる捻廻衝撃曲線や硬度曲線を共に觀察する事に依り知られる爲めである。その捻廻衝撃試験片を用ふる際には、靱性は各要素、強度及加工度より重要である。(岩波)

**鋼の規格化** (St. u. E. 32, August, 1940, Franz Rapatz) A. L. Hartley は品質の改良及び原價の引下げを目的とする工作機械工業の爲めに、構造用鋼、工具鋼の規格化につとめた。Hartley は工作機械工場に於て必要な鋼を 2 つの滲炭鋼、4 つの調質鋼 4 つの工具鋼 (高速度鋼を除く) に限ると信じてゐる。この際目的に合はぬ熱間作業用鋼は考慮に入れぬ。

Hartley に依て規格化の爲め提案された鋼は、第 1 表により明かである。Ni・Mo 滲炭鋼は Cr を全然含まず、従て大なる内部強度を有する事を要せぬが、靱性を必要とする鋼材の爲めに規定されてゐる事は注目に値する。調質鋼に於ては滲炭鋼の場合より成分の

Stahlart	% C	% Si	Mn %	% Cr	% Ni	% Mo
Einsatz stähle	0.15 0.15		1.0 ~ 1.3 0.4 ~ 0.7		1.65 ~ 2.0	0.2 ~ 0.3
Verguttungs stähle	0.35 0.45 0.40 0.40		1.35 ~ 1.65 0.6 ~ 0.9 0.6 ~ 0.9 0.5 ~ 0.8	0.8 ~ 1.1 0.45 ~ 0.75 0.5 ~ 0.8	1.0 ~ 1.5 1.5 ~ 2.0	0.15 ~ 0.25 0.3 ~ 0.4
Werkzeug stähle	1.0 ~ 1.1 0.5 1.0 2.0	1.8	0.8 1.5 ~ 1.8	13		

選擇が豊富である。工具鋼に於ては、Si・Mo Dauerstahl がドイツに於て一般に用ひられる 0.45% C, 1% Si, 1% Cr, 2% W なる W 鋼に代用せられてゐる事は、注目に値する。Si・Mo 鋼の代りに、0.5% C, 1.80% Si, 0.90% Mn, 0.25% Cr, 0.25% V なる成分の鋼が規定されてゐる。

規格化の爲めに考へられた 5 つの高速度鋼は、以前ドイツに用ひられてゐた 18% W 鋼と區別ない。勿論先づ規定されるは、8% Mo, 2% W 鋼であらう。

Hartley はそれ等の鋼に必要な供給規格、即ち化學組成、寸法の相違、硬化性、表面品質、脱炭を含む規格を定めてゐる。滲炭鋼に於ては、Mc Quaid-Ehn 結晶粒値が規定されてゐる。(岩波)

## 7) 鐵及鋼の性質並物理冶金

### 耐熱アルミニウム鋼の諸性質に及ぼす各種元素の影響

(Heinrich Cornelius u. Walter Bungardt, Archiv für das E. U. W. Juni 1940) 鋼に Al を合金せしめれば耐熱性が増加し 0.1% Al 8% で 80% Ni 20% Cr に殆んど匹敵する更に Al が増加し 15% に達すると耐酸化性も増加し 1,300°C の高温に耐へ得る様になる然しこれ等の合金は鍛造が不能で極めて脆い爲に實際上使

用し得ないのである。従て本研究は Al の外に各種の元素を添加して脆性を減少せしめて鍛延性を改良せん事を目的としたものである。

試料はマグネシヤライニングの高周波爐で熔解し熔解量は 500 kg 先づ 5~10% の Al 鋼を熔製しこれに C, Mn, Ni, Co, Cu, Ag, Si, Cr, W, Mo, V, Ti, Nb+Ta, B 等を加へた。原料は軟鐵に 99.5% の純 Al 及各種の金屬及合金鐵を用ひた。熔解、鑄込條件等は總て成る可く等しくした。徑 30~32 mm の鋼塊に鑄込み 1,100~1,000°C で徑 18 mm の丸棒に鍛延し鍛延試験で不良と見做したものは爾後の試験を斷念した。鍛延可能のものはブリネル硬度衝擊値 1,100°C に於ける耐酸化性等を試験し特に鑄造状態並に鍛延状態の組織をしらべた。

原料に軟鐵の代りにカーボニル鐵を使用した純粹の Al・Fe でも矢張鍛延不能であつた。然るに C 0.05~0.15% のものは鍛延結果良好で蓋て普通鋼に含有せられて居る程度の不純物があつた方がよい様である。鑄造組織は樹枝狀結晶粗く C 0.15% のもので C が炭化物として粒界に存在し一部分フェライトの中に針狀に存在する。硬度、耐熱性は C が少し變ても殆んど影響がない。衝擊値は C が上ると減少する様で C 0.05% では 0.4~0.5 mtg/cm<sup>2</sup> の普通の構造用鋼と同程度である Mn は 1~5% 迄鑄造組織に影響がない Mn が高くなると硬度耐熱性を著しく高め室温に於ける脆性は變らぬ。15% Mn は實際上鍛延不能で鋼塊の周邊に細い樹枝狀結晶が出來内部は粗大であり組織は均一な α 固溶體に少量の針狀炭化物が存在する。

Ni は 1% では組織に無影響で硬度脆性耐熱性を著しく高める。5~15% は鍛造不能である。Ni は 15% で初めて組織が微細化される 5% で一様な α 固溶體で 15% で α-(γ) である。0.05% 程の C は全部溶込む

Co は 15% 迄組織變らず Co 1~5% のものは諸性質良好で 15% のものは鍛延不能、硬度は 5% で多少上り脆性は著しく増加し耐熱性が多少増す、組織は少

量の炭化物が針狀に一部粒界に出て居る。

Cu は 1~5% 迄は鑄造組織に無影響で鍛延容易で Cu 15% になると鑄造組織が微細になるが鍛延不能になる。顯微鏡組織は不均一である。硬度は 5% で著しく高められ衝擊値は急降し耐酸化性は多少増す Ag は 15% 迄鑄造組織に無影響であるが 1% の添加でも鍛延出來ず α 固溶體の中に滴狀に存在する。

Si も鍛延性を著しく害し 1% で鑄造組織は細くなるが鍛延不能になり 15% では放射線狀の貝殻狀の破面となり鍛延すると硝子の如く破れる、この原因は成分不明の極めて脆い共晶が鍛延の際 α の地から析出する爲による。

Cr は 15% 迄組織も鍛延性も共に改良し硬度を多少高め常温脆性には變化なし耐酸化性は 1% では著しく低下するが次第に増して 15% では Cr を含まぬものより良好となる。

W は 1~5% 迄鑄造組織變化なく 15% では樹枝狀結晶粗く 15% 迄は鍛延性有り硬度は著しく高まり衝擊値は變化なく耐酸化性は 1% で減少し 15% では全く零となる。組織は 15% で α 固溶體の中に並に粒界に點狀の析出を有しこの析出物は明に Fe・W 化合物と炭化物である。

Mo は 15% 入ると鑄造組織が著しく細くなり鍛延性、脆性は多

影響ある程度で硬度は増す  $W$  と同様耐酸化性を著しく害する。顕微鏡組織は多少炭化物の析出あり 15%  $Mo$  で粒界に金属間化合物が出る  $V$  は樹枝状結晶を微細化するが 5% で鍛延性は著しく害され 15% で完全に消失する。耐酸化性は  $W, Mo$  より多少大である。組織は  $\alpha$  固溶體中に多少炭化物の析出見受けられ粒界にはない。

$Ti, Nb, Ta, B$  等は何れも少量で 10%  $Al$  鋼の性質を變化せしめる。

$Ti$  は 0.1% で樹枝状結晶を微細化し 1% 迄は鍛延性良好で硬度、衝撃値耐酸化性は 1% で大に高まり 1%  $Ti$  で  $\alpha$  固溶體中に多少炭化物が析出するが 5%  $Ti$  では共晶が存在する。

$Nb+Ta$  は 1:1 の比で鑄造組織に變化なく 1~5% 添加すると多少樹枝状結晶を細くし鍛延性は 5% でも良好である 硬度が上昇し 0.1% の添加で衝撃値が著しく高まる 耐酸化性は餘り増さぬ。添加量多いものは  $\alpha$  中に小結節状の針状の析出物が出る。

$B$  は 0.5~1.5% 迄次第に鑄造組織を細くし鍛延性良好で硬度衝撃値は  $B$  の量と共に増し衝撃値は  $B$  1.5% で  $6.1 \text{ mkg/cm}^2$  に達す然し耐酸化性は何れも極めて悪い。組織は  $\alpha$  固溶體と共晶とから成る。耐酸化性が大で  $B$  1.5% 程度の衝撃値のものを發見し得なかつた。  $B$  1.5%,  $Ti$  1%,  $Ta+Nb$  0.1% の 10%  $Al$  合金は衝撃値  $3.1 \text{ mkg/cm}^2$  に達し斯かる合金に  $Cr$  3% を入れると  $Cr$  の影響ではないが  $Ti$  の力で  $5.5 \text{ mkg/cm}^2$  迄高め得る。衝撃値を高める爲に  $Al$  5~7.5% の  $Al$  含有量の低いものに就て試験したが殆んど變化がなくこれに前同様各種の元素を入れてみたが  $6.0 \text{ mkg/cm}^2$  には達し得なかつた。(K.)

**温水配管の腐蝕及防止に就て** (Heinrich Klas. St. u. E. 18 Jan. 1940) 鋼の腐蝕の程度はその種類成分のみに依て決定されるものでなく其化學的、物理的諸性質を考慮して適當なる試験方法を採らねばならず、試験方法によつて腐蝕の状態速度が異なる。温水に対する鋼の腐蝕原因に就ても種々の意見あり水温が昇るとガスの溶解度が減少し鹽類の溶解度が増し  $Ca(HCO_3)_2 = CaCO_3 + H_2O + CO_2$  の平衡關係に於ける平衡定数が變化して沈澱物が生じファーストの法則によると温度の  $10^\circ C$  上昇に對して反應速度が約 2 倍になり冷水、土壤、ボイラー作業過程等に就ては既に多數の研究發表があるが温水に關しての試験が少ない。温水に対する鋼管の腐蝕状態は極めて不規則で圓錐状のものや球状のもので蔽はれて居り表面の酸化層の下は空洞になつて居り其の直ぐそばは全然侵蝕されずに泥や水石に蔽はれ居る。これ等の沈澱物は石灰質に富む水に於て  $Ca(HCO_3)_2 = CO_2 + H_2O + CaCO_3$  の平衡が變化する事によつて出来るもので實際の腐蝕とは異り鋼の性質に依らず水の種類によつて加減し得る。鋼管の表面腐蝕は尖つた圓錐状で次第に内部に進み腐蝕後は黑色の  $FeO$  及  $Fe_2O_3$  が見られ外層には褐色の  $Fe_2O_3 \cdot H_2O$  が存在する。これ等の腐蝕物の成分は水の種類時間によつて變化し炭酸カルシウムの多くは吸着の状態で存在する。内部の腐蝕物には鹽化物及硫酸鹽の含有量は僅かて水で溶けた  $Fe$  即ち  $Fe$  イオンは普通極く僅かであるが皆無で電氣化學的の腐蝕が起きるわけである。而してこの電蝕は表面の物理化學的性質の差異、泥土の沈澱等によつて影響され又温度差があると熱の流れが起き電蝕され易くなる。表面を研磨すると最初は電蝕が起りにくくなるが結局避ける事は出来ない單位時間に沈澱する  $Ca$  及  $Mg$  の炭酸鹽の量は温度によつて定まり軟水では徐々に析出して固着した層になる陰極面を減少して局部的の電流を減少せしめる。温度と腐蝕速度の關係は密閉型では  $40^\circ C$  で  $0.025 \text{ cm/y}$   $80^\circ C$  で  $0.04 \text{ cm/y}$   $120^\circ C$  で  $0.055 \text{ cm/y}$

$160^\circ C$  で  $0.07 \text{ cm/y}$  開放型では  $80^\circ C$  迄腐蝕が増すがこれより次第に蓋で減少を來す、これは  $80^\circ C$  で  $O_2$  の溶解度が多少乍ら減少する事を示す。壓力と腐蝕の關係は K. Daevies 及 Großschupff が初めて云ひ出したもので低壓の場合 10 年の壽命のものが高壓の場合 5~10 年で低壓のものは  $O_2$  が靜かに分離し高壓のものは  $O_2$  が泡出する爲によると説明して居る。壓力の影響は水中への空氣中の  $O_2$  の溶解度で説明出来るわけで水の成分は普通變へられないから温度及壓力を出来る範圍で低くする事が必要である。腐蝕物の中には  $Cu$  が普通可成多量に含有されるがこの  $Cu$  は電蝕を起し易くする。

腐蝕は温度によつて變化する陰極側の酸素の擴散速度で決定され温度  $1^\circ C$  高まると擴散速度が 3% 増す、低壓の場合は高壓の場合より低温度で水中の酸素の量が多くなり同温度では高壓の場合の方が酸素の濃度大であり腐蝕速度は酸素の濃度に關係す M. Mengerin-ghausen によると容器のガスの吸着と濃度は壓力に比例し高温の面に對しては低温の面に對してより  $O_2$  の擴散速度大で從て腐蝕が大となる  $O_2$  を除去して腐蝕を減少せしめる事は化學的になし得るもので硫化ナトリウムや鐵片や  $Mn$  鋼毛等を入れて  $O_2$  を吸収せしめる。腐蝕の進行は表面の状態で大に影響され時によつては阻止する事も出来るものでこの酸化物の膜が水の成分によつて種々に變化し passive の溶液では極めて緻密で強く  $Fe$  の溶解を阻止する。磷酸鹽を入れて  $Ca$  や  $Fe$  の磷酸鹽をつくつて防蝕する方法もある。最近酸化膜をつくると同時に分極作用を利用して腐蝕を阻止して居る即ち約 10v の直流に對して 5~20kg の  $Al$  電極を用ひると Speicher の内側で + になつて溶解し發生した  $H_2$  を - の鐵面に附着せしめて腐蝕の進行を阻止しこの際出来る  $Al_2O_3$  は結晶核の成長を妨げて水石の沈澱を阻止する役目をする。これ等の理論を利用して實際の場合は小規模の時は建家を出来るだけ小さくし適當な低壓、温度鐵片、磷酸鹽を用ひ中規模の際は比較的大きな建家と防蝕装置が必要である。大規模のものでは Dossier や Magno 等の電氣的酸素吸收装置を設ける方が有利である。次にこれらの設備費の大略を比較してみる。

#### 1. 磷酸鹽使用 設備費

(小規模)——200  $R.M$

(中 " )——500  $R.M$

$1 \text{ m}^3$  の温水に對する諸費用——2.5~4  $R$

#### 2. 被酸化物使用 設備費

(小規模)——500  $R.M$  以下

(中 " )——1,200  $R.M$  以上

$1 \text{ m}^3$  の温水に對する諸費用  $\text{mg/l } O_2$  に付 0.4  $R$

#### 3. Magno 使用 設備費

(大規模)——1,000  $l$  貯槽 1 時間  $1.5 \text{ m}^3$  消費——975  $R.M$

$1 \text{ m}^3$  の温水に對する費用——0.1~0.3  $R$

#### 4. 電氣的防蝕裝置使用

設備費——800~2,000  $R.M$

電力及  $Al$  消費——60~100  $R.M/y$

$6,000 \text{ m}^3$  の温水に對し——1~1.7  $R/m^3$

鋼の表面を亜鉛鍍金しても温水に對する防蝕には殆んど効果がなくこの外化學的に金屬の防蝕被膜をつくる事は餘り行はれて居らない様であるがこれは被膜に出来る細い孔を無くする事が困難な爲である。  $Cr$  を鐵の表面よりある深き迄擴散せしめて耐蝕性の層をつく

る事はよい様に思へるがこれも試験の數少く確な事は云へぬ。何れの場合でも防蝕した面で電氣を絶縁する必要がありさもないと局部電流で一ヶ所が侵蝕される憂がある。この外鋼管の内側をゴム又は特種の樹脂珪瑯等で内張るとか別種の金屬を二重に被覆せしめるとかセメント張りにするとか種々の防蝕方法があるが何れも缺點が多い。

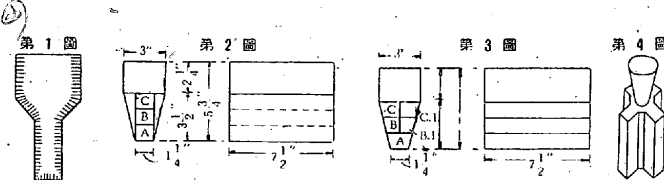
このセメント張りのものは2~3mmの厚さでは中々良結果を得て居るがCO<sub>2</sub>を多量に含む軟水には弱く運搬の際破損し易い。

(K)

**炭素鑄鋼用試験片の設計** (Kain, C. H. and Dowson E. W. Foundry Trade J. Vol. 62, No. 1243, p. 435~436) 炭素鑄鋼用試験片を作る在來の鑄物の設計は甚が不充分のもので、これから切出した2つの試験片の結果には相當の隔りがある。在來のものは第1圖に見る様に、舌型プロックであり、これから2つの試験片を切出すのであるが、この冷却速度が相當異て來る。更に3つの試験片を作る様に縦の長さを延すと、この3つの試験片も均一な性質を持つてゐない。この結果は第1表に見るもので、底部試験片が最上の性質で、頭部直下のものがこれに次ぎ、中心部の試験片が僅かに劣てゐる。この理由としては底部の試験片は1次結晶のみよりなるが、上の2つは一次結晶の間に狭い間隙を作り、この間に湯の補給が行はれないためと考へられる。

これらの缺陷を是正するため、第2圖の様な底部から押湯に迄テーパーを有する鑄物を設計した。第2表はこの様に設計した鑄物から作た3つの試験片の何れも標準状態のものについて行な結果を示してゐる。前の場合と同様、底部試験片Aは最高の性質を示してゐるが、B、C試験片の性質は反對になつてゐる。

次に第3圖に示す鑄物につき試験を行つた。2つの試験片は中心線



第 1 表

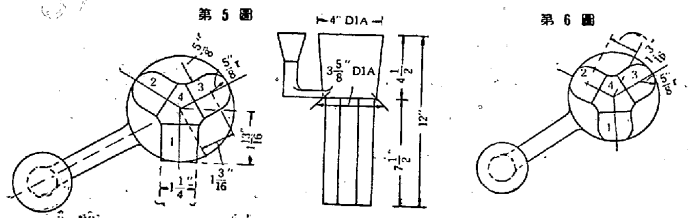
位置	降伏點 $t/in^2$	抗張力 $t/in^2$	伸 %
A	20.48	31.80	34.0
B	21.06	31.48	24.0
C	20.28	31.18	28.0
A	20.28	33.64	31.0
B	19.72	33.52	22.0
C	19.40	33.04	26.0

第 2 表 (第2圖の結果)

熔解 番號	位置	降伏點 $t/in^2$	抗張力 $t/in^2$	伸 %	絞 %
A. 1221	A	20.84	33.68	26	30.4
"	B	20.20	33.16	22	23.2
"	C	20.00	31.52	12	16.0

第 3 表 (第3圖の結果)

熔解 番號	位置	降伏點 $t/in^2$	抗張力 $t/in^2$	伸 %	絞 %
A. 1248	A	20.20	33.32	28	37.7
"	B	20.44	33.64	26	35.2
"	B1	20.68	33.64	24	30.4
"	C	21.12	33.04	20	26.4
"	C1	20.50	33.44	20	24.8



第 4 表 (第5圖の結果)

熔解 番號	位置	降伏點 $t/in^2$	抗張力 $t/in^2$	伸 %	絞 %
A. 1272	1(角)	20.64	33.32	25	33.5
"	2	20.48	33.52	31	44.9
"	3	20.36	33.40	30	43.3
"	4(中心)	20.84	28.44	10	12.0

第 5 表 (第6圖の結果)

熔解 番號	位置	降伏點 $t/in^2$	抗張力 $t/in^2$	伸 %	絞 %
A. 1285	1	19.32	31.04	33	46.0
"	2	19.32	31.08	34	42.0
"	3	19.08	30.92	34	47.2
"	4(中心)	18.68	29.24	15	16.8

第 6 表 (衝撃試験)

熔解 番號	位置	衝撃値 ft-lbs		
A. 1310	1	55.0	58.0	55.5
"	2	52.0	55.5	57.0
"	3	51.0	55.0	53.0
A. 1310	A	49.0	47.0	54.0
"	B	47.0	48.5	40.0
"	C	31.0	40.0	55.0

から遠ざけるため、上部の2つの部分から採た。此の結果は第3表に示す。抗張力、降伏點は可成り均一であるが、伸及絞は試験片の位置によつて影響を受けてゐる。然し前二者の場合程顯著ではない。

以上のことから次の3法則が導かれる。

- (1) 試験片は總て同一の凝固及給湯條件で凝固すること。
- (2) 一次結晶凝固を行ふ面積を出来るだけ廣くすること。
- (3) 試験片は凝固を遅らせる様な大きい金屬部分から離れしめること。

これらの諸條件を充す様な鑄物の設計について考へる必要がある。第4圖は英國に於てはマンガン青銅、歐洲に於ては不銹鋼用としての試験片用鑄物であるが、非常にいゝ成績であるといふ。このことを考慮した上で第5圖の様な鑄物を設計した。

こゝでは4つの試験片の代りに3つの試験片にし、圓形押湯として内切開き直徑を用ひた。又試験片の断面も圓形にした。この結果は第4表に示される。この場合中心部から切出した試験片の性質は劣り、圓形断面のものの方が四角断面のものより優てゐる。

最後に到達した設計は第6圖のもので、何れの3つの試験片も同一條件で凝固する様に設計した。この結果は第5表で、明かに均一の度合を示してゐる。

衝撃試験は一般鑄鋼工場で行てゐないが、第2圖の設計による tongued type のものと第5圖のクローバー葉型による場合との衝撃試験結果を第6表に比較した。(川 11)

## 8) 非鐵金屬及合金

アルミニウム製航空機用燃料タンク (Dix, E. M. & In &



R. B. Mears S. A. E. Journal, May, 1940) 航空機用オイルタンクには Al 合金が、その軽量なること加工の容易なこと、耐蝕性に富むこと等の理由で 20 年近くも用ひられてゐる。目下使用されてゐる合金は、熱処理のできぬもの、2S, 3S, 4S, 52S 合金 (主に熔接構造の可動タンク用)。熱処理のできるもの、17S, 27S (主に鉚接構造のタンク用)、Alclad 3S, 17S, 24S 鋳である。熱処理できぬ合金の耐蝕性はすぐれて高い。又 Alclad 鋳の耐蝕性は例外的に高い。

濕氣を含みぬガソリンは Al を胃さないし、普通實際に當つても充分満足されてゐる。よく腐蝕による穴あきが起ることがある。かゝる場合腐蝕は、鹽化物、臭化物、重金屬化合物等を含んでタンクの底に多年月沈んでゐた微量の水によつて起される。又時々、Al 合金製タンクの一部に、銅、真鍮が使はれたり、2 種の合金が接觸して各々の溶解度異なる場合、腐蝕が起る。

腐蝕を防ぐには、排水器への水はけをよくする様にタンクの設計をなすことが肝要である。又電解作用を避けるべく、金屬の選擇に留意せねばならぬ。燃料に水が入らぬ様、又鐵銹その他重金屬化合物がタンク内に入らぬ様注意を要する。タンクの内面には適宜な被膜、例へば Alrok や陽極鍍金法により作たもの、又ペンキはフェノールレン溶液、クロム酸亜鉛塗料等を用ひればよい。Alclad 鋳を用ふれば、表面層が内部を機械的及電氣化學的に保護することになる。又クロム酸ソーダを使用してもよい。就中、定期的にタンクの内部を清掃し、タンクを胃さぬ液で磨き、ガソリンの脱水を勵行すべきである。

(H. T.)

**卑金屬熱電對の安定性** (Andrew I. Dahl, Jour. of Research of N. B. S., Feb. 1940 p. 205.) 酸化雰囲気中で時間及温度を變化せしめてクロメルアルメル及鐵-コンスタンタン熱電對を加熱しその起電力の變化を研究した。温度範圍は 200°F 毎に 800° から 2,200°F とし補正を基本状態及各温度で 10, 50, 100, 200, 400, 600, 800 及 1,000 時間加熱した後に行た。安定性に於ける線の太さの影響を少しく試験した。又一定状態の下に用ひられた熱電對の挿込の深さの影響も調べた。

卑金屬熱電對は廣く用ひられ高い正確度を要し又狭い温度範圍で長時間保つ必要が多い。之等の熱電對の線に製作者が燒鈍又は適當な熱處理を行て安定性を與へてゐるが高度の正確度を要求する時に變化の現はれる事を考へなければならぬ。一般に熱電對材料の熱電氣的性質の變化は使用中徐々に加はるもので温度の高さ、使用期間周囲の雰囲気等に關係する。之れは熱電對材料の種類にても異なる。

總ての卑金屬熱電對は高温で用ひれば不均質となる然し不均質部分の熱電對線が同温度の場所に全部入つてゐれば影響が無い。従て使用熱電對の挿込みの深さを増す事は基本起電力-温度の關係に従ふ。引き出した場合は起電力の變化を生ずる。又不均質部分の温度變化は熱電對を一度使た處から外して他に移した場合にも起る。

材料:—クロメル、アルメル、鐵及コンスタンタンを用ひた。クロメル P 及アルメル線は 18 番線、鐵及コンスタンタンは 14 番線を 800°, 1,000°F に用ひ、1,200°F 以上には 8 番線を用ひた。熱電氣的安定性に對する線の太さを定めるには 1,200°, 1,400°F には 18 番線 22 番線のクロメル及アルメルを、1,200°, 1,460°F には 18 番線の鐵及コンスタンタンを用ひた。

試験結果:—1) 温度試験。(a) クロメル P 及アルメル、の原状態で各々熱電氣的に正となるから各エレメントの變化は同一傾向

にある。又クロメル P はアルメルに對して正であるからクロメル P の正の變化はクロメル-アルメル熱電對の起電力を増しアルメルの正の變化は熱電對の起電力を減少する 800°, 1,000°F の變化は僅少で常にクロメル、アルメル熱電對では 1°F 以下であつた。1,200, 2,200°F の場合の 8 番線クロメル P 及アルメルではクロメル P の起電力變化は正である。變化の大きさは殆んど總ての場合加熱時間の長さに比例し其の最大變化は略 1,200°F で起る。アルメルの變化は 1,200, 1,400°F では總て正の方向である。800°, 1,100°F のアルメルの起電力の變化は少ないが 1,100°F 以上では負となり相當に大きくなる。2,200°F に用ひた材料は加熱 300 時間で悪くなる。8 番線 18 番線及 22 線のクロメル-アルメル熱電對を 1,200°F で 1,000 時間加熱したものは何れも大體同一結果で 3.5°F 以下であつた。1,600°F で行た場合は 400°F の變化は最も細いものが最も大きく 1,000°F の場合は之の逆であつた。クロメル-アルメル熱電對の起電力變化は加熱時間に依て生じ 2,200°F の試験では 200 時間後に現はれる。

(b) 鐵及コンスタンタン、14 番線鐵コンスタンタンを各々 800°, 1,000°F で試験したが何れの場合も變化は僅少で 1°F 以下である。1,800°, 2,000°F の試験に於ける補正の時間的間隔が短かつたから之の温度に於ける材料の變化が急であつた。8, 18 番線の鐵-コンスタンタン熱電對の 1,400°F の安定性は細い線の起電力變化が急であつた。8 番線は 100 時間保た (100 時間の終りには悪くなりかゝつた) が 18 番線は 400 時間で悪くなつた。1,200°F の熱電氣的安定性の大きい差を生ぜず 1,000 時間後約 4°F であつた。コンスタンタンの起電力の變化は徐々に行はれ鐵の場合は悪くなる迄變化は比較的少なかつたが悪くなり始めると急に變化が大きくなる。鐵線の壽命は略々コンスタンタンと同じと見られる。

2) 挿込試験 第 1 表に 8 番線の鐵-コンスタンタンを 20 時間加熱後 3" 引き出した場合の起電力の變化を示す。兩線の變化に終始徐々に正確に行はれてゐる。コンスタンタンの配電力變化の鐵よりも常に大きく 1,600°F の試験で明かである。1,800°F の場合の變化は 1,600°F の場合の約 4 倍である。第 2 表は 8 番線のクロメル P、アルメルの結果を示す。1,600°F 迄は影響が徐々にあつて正確に行はれてゐる。1,800°F 及それ以上ではアルメルは不規則で加熱時間の増加した場合以上である。

實驗の結果から高温にて長時間クロメル-アルメル熱電對を使用すればその温度に相當する起電力を増してゐるが鐵-コンスタンタン熱電對は之の逆となる。8 番線のクロメル-アルメル熱電對は 2,200°F で 1,000 時間加熱して悪くなり之の場合開放回路は 300 時間で現はれた。又熔接點からある距離の間の各線が殆んど完全に酸化してしまつた。クロメル P 及アルメルの 8 番線は 2,000°F 及 1,800°F で 1,000 時間加熱で相當な酸化を生じ 2,000°F 加熱後の線の酸化物を除きたる直径は原直径 3.3mm に對しアルメル 2.3mm クロメル 2.6mm であつた。1,800°F ではアルメル 2.6mm クロメル P は 3.1mm で 1,600°F 及それ以下では減少がなかつた。8 番線鐵-コンスタンタン熱電對は 2,200°F では 12 時間、1,800°F では 28 時間、1,600°F では 300 時間で悪くなつた。1,400°F では 1,000 時間使用後も猶使用可能であつた。使用後の直径は約 1/10 の減少であつた。以上の熱電對の試験結果を第 3 表に示す。クロメル-コンスタンタンの値は各エレメントの變化から直接得られる。クロメル P 及コンスタンタンの變化は完全熱電對のそれよりも稍大きい



第 1 表

	補正 温度	加熱温度 (°F)						
		600	800	1,000	1,200	1,400	1,600	1,800
鐵	200	1	5	3	1	-2	-1	-2
	400	0	7	4	3	-2	-4	-9
	600	1	8	3	4	-2	-7	-18
	800	—	7	2	4	-3	-12	-29
	1,000	—	—	3	4	-6	-19	-43
	1,200	—	—	—	1	-9	-30	-58
	1,400	—	—	—	—	-13	-48	-72
	1,600	—	—	—	—	—	-57	-80
	1,800	—	—	—	—	—	—	-100
	コンスタンタン	200	4	10	13	14	14	25
400		7	18	20	30	28	62	224
600		9	27	26	43	41	93	374
800		—	35	37	52	53	127	504
1,000		—	—	49	60	54	156	615
1,200		—	—	—	65	65	182	735
1,400		—	—	—	—	68	208	837
1,600		—	—	—	—	—	223	935
1,800		—	—	—	—	—	—	1,078
鐵-コンスタンタン		200	-3	-5	-10	-13	-16	-26
	400	-7	-11	-16	-27	-30	-66	-233
	600	-8	-19	-23	-39	-43	-100	-392
	800	—	-28	-35	-48	-56	-139	-533
	1,000	—	—	-46	-56	-60	-175	-650
	1,200	—	—	—	-64	-74	-212	-793
	1,400	—	—	—	—	-81	-251	-909
	1,600	—	—	—	—	—	-280	-1,015
	1,800	—	—	—	—	—	—	-1,178

第 2 表

	補正 温度	加熱温度 (°F)								
		600	800	1,000	1,200	1,400	1,600	1,800	2,000	2,200
ク ロ メ ル	200	2	4	5	12	10	13	-1	-7	-7
	400	5	9	8	21	25	24	+1	-12	-35
	600	10	18	19	31	35	36	4	-14	-50
	800	—	31	30	36	45	45	10	-16	-49
	1,000	—	—	40	41	54	57	13	-21	-52
	1,200	—	—	—	49	59	71	31	-32	-53
	1,400	—	—	—	—	65	79	48	-28	-81
	1,600	—	—	—	—	—	86	68	-29	-103
	1,800	—	—	—	—	—	—	95	-28	-130
	2,000	—	—	—	—	—	—	—	-18	-158
ア ル メ ル	200	1	1	2	-2	-2	-3	-5	-13	-31
	400	3	2	1	-3	-4	-6	-26	-59	-128
	600	9	7	-1	-6	-6	-8	-35	-89	-193
	800	—	10	-4	-12	-11	-9	-25	-73	-159
	1,000	—	—	+1	-17	-17	-10	-10	-46	-134
	1,200	—	—	—	-17	-25	-12	-13	-33	-78
	1,400	—	—	—	—	-25	-15	-21	-39	-86
	1,600	—	—	—	—	—	-17	-32	-54	-110
	1,800	—	—	—	—	—	—	-45	-74	-157
	2,000	—	—	—	—	—	—	—	-102	-214
ク ロ メ ル- ア ル メ ル	200	1	3	3	14	12	16	4	6	24
	400	2	7	7	24	29	30	27	47	93
	600	1	11	20	37	41	44	39	75	140
	800	—	21	34	48	55	54	35	57	110
	1,000	—	—	41	58	71	67	23	25	82
	1,200	—	—	—	66	84	83	43	1	25
	1,400	—	—	—	—	90	94	69	11	5
	1,600	—	—	—	—	—	103	100	25	7
	1,800	—	—	—	—	—	—	140	46	27
	2,000	—	—	—	—	—	—	—	84	56
2,200	—	—	—	—	—	—	—	—	105	

第 3 表

加熱 温度	クロメル- アルメル		鐵-コンス タンタン		クロメル-コン スタンタン	
	時間	最大變化	時間	最大變化	時間	最大變化
800	1,000	> 1	1,000	> 1	1,000	> 1
1,000	1,000	> 1	1,000	> 1	1,000	> 1
1,200	1,000	+ 2	1,000	- 4	1,000	- 1
1,400	1,000	3	800	- 7	1,000	- 2
1,600	1,000	5	100	-10	100	- 4
1,800	1,000	8	28	-18	—	—
2,000	1,000	19	8	-19	—	—
2,200	200	21	—	—	—	—

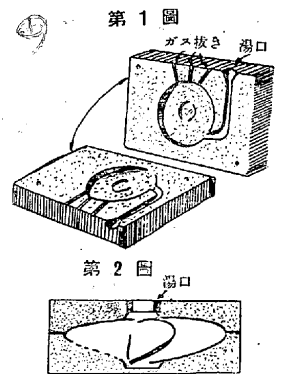
がその傾向は互ひに逆であるから熱電對としての變化は小さくなる。之の熱電對の壽命はコンスタンタンに依り制限される。熱電對は温度の廣範圍を正確に測ることは稀であるからある温度範圍の變化は大きくとも實際には差支へない。

一度使用した熱電對の挿込みを決して引き出してはならぬ。高温測定には同一卑金屬熱電對を他に移して用ひることを避けねばならぬ同一設備中でも他の部分に移して入れ換へると正確な結果が得られない。使用した熱電對を實驗室の爐で試験して元の補正に對する誤差を求めんとしても不正確となる。(S. S.)

**非鐵合金鑄物生産用としての半永久鑄型** (Frank Hudson: Foundry Trade J; Vol. 63, No. 1248, p. 39) 青銅、眞鍮、砲金等の座金、ナット、手車、ブラケット及小プロペラー等の多量生産に、半永久鑄型 (Semi-permanent mould) を用ひると能率を

上げることが出来る。鑄物の巢を無くし、湯口等を出るだけ少なくするためには、鑄型は高い熱傳導率を持つことが必要で、このために珪素炭化物又は黒鉛基材料を用ひる。

第1圖は砲金皿の鑄物に用ひる簡単な半永久鑄型の1例である。第2圖はモーター・ボートのプロペラー用鑄型の作製法を示してゐる。この場合には真中の大きなボスを通じて垂直に注湯される。



半永久用鑄型混合物は 97% の乾燥した珪素炭化物の細粉と 3% の濃い珪化ナトリウムを用ひる。珪化ナトリウムは珪素炭化物に添加する前に同一量の水で薄め、直ちに生砂と混合する。

作製後直ちに用ひることが肝要で、若し乾燥し始めてゐると、鑄型の強さが減少する。又 2% 迄のベントナイトを添加することによつて、更にいい粘性を得ることも出来るが、粘土の存在は熱傳導率と乾燥後の強度を減少するため出来るだけ避けた方がいい。粘土の添加が必要であるなら、乾燥強度を増すために珪化ナトリウムの量を増してもいい。

鑄型は普通の方法で作る。型と鑄物面との別れ砂は特に木型を用ひる場合には必要である。珪化ナトリウムで固められた鑄型は最初徐々に乾燥することが大切で、然らざる時は膨れ又は泡を生ずる原因となる。乾燥爐の温度は最初の乾燥期間及水分で取れる迄は丁度 100°C 以下に保つことが望ましい。

鑄型が出来たらこの面を 5% 黒鉛入りの珪化ナトリウムを含むクリーム状の水で塗ると綺麗になる。乾燥温度が餘り高くない時には擦る程度でいい。浸漬用に粘土を用ひるは不可である。

(川 口)