

抄

録

5) 鑄造作業

急ぎの仕事に適する小型熔銑爐 (E. S. Ensign The Foundry, Aug. 1933) 鉄鑄物業者は屢々急ぎの仕事又は注文主の要求に應じて僅か數百封度の鑄物を作らねばならぬことがある。英國トレッドオー會社で今度製作操業してゐる 12' 直徑の小型熔銑爐はかかる仕事に便利で一般から注目されてゐる。僅か 1 人の手で裝入も出銑も受持つてゐる。毎時 1,000 *lbs* 乃至 1,200 *lbs* の熔銑を得ることができる。この小型爐は二つの普通の鋼管を積み重ねて四つのアングルとボルトで接合せたとすぎぬ。ボルトを除いて手軽に内部を検査補正することが出来る。

下部の胴體には中心から對照の位置に二つの風箱がとりつけてあつてこゝから羽口が内部にてゐる。羽口先端の大きさは $2\frac{1}{4}'' \times 4''$ で兩者の面積合せて 12 *in*² である。爐切斷面の面積との比は 1:6.4 に相當す。羽口の位置は爐底鉄から 8' 上、2' の厚みの爐床から 6' 上にあり爐床は熔銑 100 *lbs* をため 6 分乃至 7 分で出銑す。空氣はターブブローワーで送る、毎分 250 *cu* で風壓は 5 オンスである。裝入したときの爐體全重量は 1 噸である。ライニングは普通の耐火煉瓦ですると 6 回保つ。トレッド、オー會社では下部胴體のみは羽口の鉄までカーボランダム粉末 5 に對し普通の耐火粘土 1 を混じ薄いソヂウム、シリケート溶液で粘つたものでスタンプしてゐる。爐床は普通のスタンプである。1 時間半使用に耐えた。

裝入物は經驗上骸炭の大きさは 2~3' 以下たこと、鐵は最大重量 10 *lbs* 程度のと看結果良好であつた。

鐵 90 *lbs* を入れ次に骸炭 10 *lbs* と層狀に裝入して骸炭の高さを羽口上 18' まで積む、かくすることによつて殆んど故障がなかつた。例ひ 1~2 分間ハンギングを起すことあるも上から鐵棒をあてて 2~3 遍打ちこめばとれてしまふ。滓の出口は出銑口と反對側に羽口の線より 1' 下に設けた。750 *lbs* 出銑までは滓を流し出す必要はなかつた。4~5 回出銑後から毎回少しづつ石灰石を入れて骸炭の灰分を滓化するにすぎぬ。

この小型熔銑爐は建設費も安いがそれ以上に急がしい仕事、臨時の鑄物等を作るに便利がよい、熔銑の温度も高い、然も不良品對良品の比も大型熔銑爐に比して遜色がない。(鈴木)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

點銲接の基礎概念と技術 (Lawrence Ferguson: The Welding Eng. July, 1933, 14.) 最近點銲接が旺んに應用される。此の方面の參考文獻としては R. T. Gillet 及び C. L. Pfeiffer 等の報告書を擧ぐ。筆者は點銲接の概念と技術に就て述ぶ。

(1) 點銲接の處置: 一銲接すべき箇所を壓迫し電流を接觸點を通過せしむ。然るとき金屬片が電流の通過に依り加熱され融解點に近づくと同時に壓迫に依り銲接が遂行される。熱は接觸してゐる小部分に集中され銲接棒と材料の殘部は銲接棒よりの熱の移動で比較的溫度が上昇しない。點銲接に於て注意すべき條項を擧げる。(a) 電氣傳導度と熱傳導度、(b) 比熱と融解熱、(c) 大きさと型、(此等は電氣抵抗、冷却速度及び電流密度を支配す。)(d) 接觸抵抗等。

次は銲接棒の tip に關して注意すべきこと。(a) 電氣傳導度と熱

傳導度、(b) 比熱、(c) 大きさと型、(d) 銲接棒の型等。

點銲接機に就ての要件。(a) 銲接棒 tip の銲接電壓、(b) 内部電氣抵抗、(c) 電流通過の期間、(d) 銲接作業中に銲接棒に依て生ずる壓力等。

銲接箇所の性質及び強さは前述の諸條件に支配されるが次の事項にも支配を受ける。

(a) 熱處理後の銲接箇所の本來の強さは銲接方法に依る、(b) 銲接箇所の清淨、(c) degree of wetting 或は銲接された材料の合金の度合ひ、(d) 銲接部の合金の強さ、(e) squeeze の量は方法に依りて異なる、(squeeze の量とは銲接箇所に於ける銲接材料の厚さの減少を意味す。)(f) 銲接部の大き、(g) 銲接部の媒質。(即ち空氣、水、油等)。

點銲接を Pfeiffer は點銲接、衝頭銲接及び hybrid 銲接の 3 種類に分類してゐる。銲接機、銲接棒及び manipulation は變化するも根本理論は同一である。

(2) 裝置と方法: 一點銲接は簡單だが變數が多い爲に充分な效果を得るには相當むづかしい。

例へば銲接棒の squeeze 壓力は銲接すべき材料の強さと厚さで選擇しなければならぬ。鐵系の合金が亜鉛、錫或はアルミニウム系合金よりより強い壓力が要求される。銲接棒の tip の材料、大き或は型は點銲接では重大性を有し、殊に tip の材料は被銲接物と合金を作らぬものでなくてはならぬ。高抵抗金屬には elkaloy 或は銅から作られたドーム型の tip が有効である。被銲接物がアルミニウムとか銅の如く熱傳導及び電氣傳導度の高いものは相當困難で、電流を増すと tip それ自身が高温度になる傾向がある。銅とニクロムの點銲接では電流密度を制御し、projection 銲接法を探るか、銅に對しては細い tip を用ひ、ニクロムに對しては大きい tip を用ふれば良い。融解點、比熱の非常に異なる鉄を點銲接する場合は同一ならざる tip を使用すると良い。tip の組合せ、熱の分布狀況、ニクロムの厚鉄に銅の薄鉄を銲接する場合の方法等に就て參考圖を掲げて詳細に説明を與ふ。(圖略) (森 永)

Al の電弧銲接と銲接金屬の性質 (L. Anastasiadis: Z. Metallkunde 25, 6, 1933, 141.) 本研究には市販の Al と 5% Si の Al 合金を使用した。銲接部の良さは化學成分、組織、機械的性質及び耐腐蝕性を左右する。銲接部の顯微鏡的觀察はそれ等の性質の大體の説明となる。使用する銲接棒は被銲接物と同一成分を有するものが良い。分析の結果熔融金屬と鉄との區別はなし難い。

Al 鉄 0.56% Fe, 0.58% Si

銲接部 0.50% Fe, 0.52% Si

Si 5% Al 合金と市販 Al 等の銲接部の顯微鏡寫眞を掲ぐ。第 1 表は銲接部の機械的性質である。(寫眞省略)

第 1 表

銲接棒	抗張力	伸び	曲げ	備考
d	kg/mm ²	% 2.5 cm		
8.5	15.0	25	140	衝頭銲接
8.5	15.0	40	180	熔着金屬のみ
—	15.0	40	?	板を赤熱す
				(森 永)

銲接電弧の過程に及ぼす瓦斯焰の影響 (H. Münter: Die Elektroschweissung, 8, 1933, 149) 原子物理、電氣化學の發

達に依て電氣的經過の概念が根本的に變化した。ブラシクの説は其關係に充分な説明を與へてゐる。直流機の負極を金屬銲接棒に、被銲接物を正極として銲接を行ふ場合銲接棒を被銲接物に接近せしめただけでは電弧は發生しない、即ち銲接機の空間電壓だけでは空隙を貫いて電弧を發生せしむるに充分でないのに基づく。銲接棒を被銲接物に接觸すると短絡電流が流れて接觸點を自熱するが銲接棒の先端は被銲接物の小部分を熱するので他の部分は熱傳導に依て冷却される。而して銲接棒を被銲接物から遠ざけると赤熱した銲接棒の先端、若くは先端に生成された金屬酸化物から自由電子を放射して電弧が續き初める。銲接棒を正にして高炭素合金或は厚い被覆劑を施せるもの等を銲接棒として銲接を行ふと電弧中の物質の運搬が良好の様に想はれるが事實は全く反對の結果を示した。即ち銲接棒を正とすると銲接棒が銲粒として滴々落下するが銲接棒を負とするときはかゝる現象は認められない。交流に依る電弧銲接は直流に依る場合より困難である。交流 50 サイクルの周波数の場合、1 分間に 100 回零點を通過し、再び電弧を發生する迄電弧はその瞬間消滅する。普通の裸棒及び交流銲接棒では一定の電弧を得ることは至難で補正すべき條件としては空間電壓、周波数の増加及び空氣間隙のイオン化を旺んにする等にある。被覆銲接棒で交流を使用した場合のオツシログラムは注意すべきものである。電流曲線は上方よりも下方に押され、被銲接物から銲接棒に正の電氣が流れるとせば銲接棒は負となる。電流は僅少な範圍では電弧を通過する場合同一結果を生ぜしめるものである。銲接瓦斯焰と保護瓦斯焰が Arcogen 銲接及び Arcatom 銲接を使用する如く金屬電弧に作用するかを考へなければならぬ。

此際瓦斯焰の化學成分が重要なことは勿論で、靜止瓦斯中の電弧條件に就ての研究は相當發表されてゐる。(Amerik. Mach. 1936, 521) 高温に於ける氣流瓦斯では主として 2 作用を區別しなければならぬ。先づ第 1 に瓦斯の流れる速度があまり速いのは良くない。1 分間 140 m の速度では電弧に悪影響を興える。電弧間隙よりのイオンは單に放射して電弧は偏向する。イオン化を助長する被覆劑のある場合は此のために電弧の續きを害せない。單位時間に生成されるイオンの数が 4 倍になることが必要であらう。

第 2 として瓦斯の温度は高いのが良くアセチレン酸素瓦斯中の電弧銲接 (Arcogen 銲接) では、瓦斯焰が銲接棒の先端を熱し被覆劑を氣化して瓦斯間隙を導體として作用せしめる。50 サイクルに依る Arcogen 銲接の銲接開始時と銲接中のオツシログラムを掲げてゐる。

被覆劑は火焰に依て氣化し完全に負極落下を防ぎ瓦斯イオン化を助長する。焰の流れと電子の流れが同一となる。正常銲接では殆んど同方向を有し、好條件にある電流方向は電流の強さそれ自身を強めないが反對方向よりも電流は此の方向に長時間流れる。此は火焰中に氣化して存在する被覆劑の作用に依ること大である。Arcogen 銲接で直流を使用し銲接棒を負として銲接を行つた。充分な電壓のもとでは電流曲線の漸次的上昇と電壓曲線の漸次的降下を示し短絡なしに充分銲接を行ふことが出来る。熔融效果は交流の場合より僅で、Arcogen 銲接では銲接棒を正とすると電子の流れ及び焰の流れが反對となる。電弧は靜止せず電流の強さは同一調正程度の場合にも著しく低い。適當な銲接變壓器からの交流は Arcogen 銲接方法として最良であると述べてゐる。(森 永)

建築物及び橋梁への銲接應用 (Frank P. McKibben: Jour. Amer. Welding Soc. 5 & 6, 1933) 著者は本誌に於て 2 回

に亘つて建築物及橋梁への銲接應用を論じてゐる。從來の鋼鐵製の橋梁が腐蝕、龜裂、活荷重の増加等で修理か改造を餘儀なくされる。此の場合修理を採るか、改造を採るかは充分考へなければならぬ。腐蝕は鋼には必ず伴ふものであるが鍊鐵は鋼に比して僅少である。前者の酸化物は球狀をなし取除きが比較的容易である。表面に塗料を塗布すると非常に良いのであるが多くの場合そうされてない。腐蝕の最も起り易い場所は土地と接觸する場所である。龜裂はペンディングモーメントに因る。設計の誤算に依るものもある。荷重の増加は地上交通機關の發達につれて登載量の大きい車輛等の結果に依るものである。現在は 15 噸の貨物自動車が通過し橋梁の改造が當然となつたと述べてゐる。

軸方向荷重の考へから車輪のタイヤを空氣タイヤ、固形ゴムタイヤ及び無垢タイヤ等何れを採るか考へるべきである。鍊鐵及び鋼鐵橋梁の修理或は補強としてはボルト、リベット及び銲接の 3 方法が考へられる。迅速と安價の點では銲接が第 1 である。かゝる場合はガソリンに依る銲接機が使用され 200~300 A. P. の容量の銲接機で充分に酸素アセチレン銲接も可能である。銲接する以前に豫め金屬面の酸化物、塵埃又は塗料等を完全に金屬刷子、鉋等に依て除くことは銲接の效果を充分にする。非常に腐蝕するとか銲接不能の程度に薄くなつてゐる場合は適當の方法で新鮮な面を露出せしめて銲接を行ふ。銲接棒は徑 5/32~3/16"、電流 150~200 A. P. とす。實例に依て摩滅狀況と同時に價格を示してゐる。リベット、ボルト及び銲接による荷重試験を行ひ銲接によるものゝ撓みが最小である。本實驗に於て撓みは銲接型が最小で、リベット型がそれに次ぎボルト型が最大である。即ち 380 lb/in² の荷重の場合、撓みは 8/32"、27/32" 及び 1 1/32 の實驗値を得。

米國銲接協會の規定せる銲接工の資格試験の試片の作成を論じ街頭銲接では喉頭の最小抗張力 45,000 lb/in²、隅肉銲接では最小抗張力が 12,000 lb/in² を示した。著者自身が資格試験へ提案をなしてゐる。資格試験は幾度も施行すべきで、恐怖は未経験と無知から來るものである。多年の経験から銲接に對して信頼を増すものである。建築物及び橋梁の銲接は重大なもので職工は建築物銲接に経験を有し、監督者の前であらゆる位置にあるものに對して銲接が出來、豫備試験と隅肉銲接試験を主張してゐる。(森 永)

7) 鐵及び鋼の性質

高温、高壓用鋼 (John. Z. Cox. Chem. Met. Eng. Aug. 1933.) 高温、高壓にて特に水素並に酸素、窒素の混合に耐ゆる鋼に就て述べてある。金屬は高温にて Creep の現象を起すが鋼に特殊元素を加へると之に對する抵抗は増大す。特殊元素含有少なき Mn-Cr-Mo 鋼は 480°C で 20,000 lb/in² の荷重の下に 700 時間の間に殆んど伸びを示さない、Ni 鋼は Creep に對する抵抗弱く Cr はその抵抗を増す。Cr 5%、Mo 0.5% 鋼及び C 0.1%、Cr 15% の不銹鋼等は炭素鋼の約 2 倍以上の抵抗を有する。Ni-Cr 鋼に Mo, W, Ti その他の少量附加せるもの、18~8 合金鋼 (Cr 18%、Ni 8%) は極めて良好である。

次に高温、高壓にて水素瓦斯に曝らされる場合であるが、高炭素鋼は 500°C にて 1 週間大氣壓の水素瓦斯に曝られても脱炭は起らない。然るに同温度にて 1,250 lb/in² の壓力の下では 16 時間後に表面の炭素は 1.4% より 1.1% に減少した。而して脱炭は氣壓を増す程益々烈しく起つた。18~8 合金鋼は 500°C にて 3,000 lb/in² の下に殆んど脱炭しない。Cr-V 鋼、Cr-V-Al 鋼、Cr-Ni-V-Al

鋼、不銹鋼、24~20合金鋼 (Cr 24%, Ni 20%) BTG (Cr 12%, Ni 60%, W 25%) 等は殆んど侵されない。

次にアンモニア合成の場合の如く水素と窒素の混合を高圧、高温で處理する様な場合は容器は益々困難になる。かくの如き材質の研究も種々行はれて居る。一般に低炭素なることは必要である。クロム鋼ではクロム含有の増す程抵抗力を増す。V も抵抗力を増す。Ti, W, Mo の少量は Cr と同様に抵抗力を増す。Mn, Si, Ni, Al, U, R, Zr 等は効力は無きか又は有害である。ワシントンの窒素固定研究所で水素と窒素の混合に 83% のアンモニアを含有する瓦斯の壓力を 100 氣壓、500°C の下に種々の鋼に就て實驗した、その結果 Ni 鋼は不良であつた。低クロム鋼の酸化物は還元され炭化物は分解して窒化物が生じ、少しく脱炭して龜裂を生じた。Cr を増す程抵抗力を増した。C 0.58%, Cr 0.55%, W 1.6% の W-Cr 鋼は良好であつた。又同用の條件の下に種々の成分の Cr-V 鋼に就て實驗した、この結果 C 0.31%, Mn 0.48%, Si 0.12%, Cr 2.01%, V 0.31% のものは最良であつた。又 W-Cr 鋼では W 2.85%迄は有効なるもそれ以上は効力は少ない。C 0.12%, Cr 1.6%, W 3.1% 鋼は試験後その機械的性質が變らなかつた。(田 中)

オーステナイト鋼の高温脆性に就て (Max Schmidt u. Otto Jungwirth: Arch. f. Eisenh. Juni. 1933, 559.) 此等の研究は從來相當發表されてゐる。即ち H. Schottky 及び J. Hinnüber (Z. anorg. allg. Chem., 183, 1930, S. 309/24.) 等によつて 18% Cr, 8% Ni 鋼の 600~900°C に於ける機械的性質の研究があり、600~900°C の温度範囲でカーバイドの分離に脆性が起因すると云ふ結論に達してゐる。H. H. Lester (Trans. Amer. Soc. Steel Treat. 16, 1929, S. 743/70.) はカーバイドの分離と同時に地鉄の生成に脆性が起因するとの説明を與へてゐる。著者は第 1 表に示す化学成分の合金を 1,100°C から水中に焼入れ、600~1,000°C の温度範囲で手早く試験を行つた。

其結果として炭素量の増加は伸び及び壓縮率に影響して、それ等の値を低下せしめてゐる。之に反して抗張力は炭素の大なるものが高い値を示してゐる。

第 1 表 實驗試料の化学成分

Nr.	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	Ta %
1	0.02	0.57	0.56	18.95	7.76	—
2	0.33	0.59	0.68	19.60	8.29	—
3	0.41	0.65	0.68	20.23	7.80	—
4	0.04	0.70	0.68	19.02	7.96	0.59
5	0.28	0.66	0.68	19.93	7.64	1.00
6	0.41	0.56	0.74	19.80	7.84	0.92

第 2 表 實驗試料の化学成分

Nr.	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	其他 %
1	0.02	0.57	0.56	18.95	7.76	—
4	0.04	0.70	0.62	19.02	7.96	0.99 Ta
7	0.23	0.49	0.34	19.13	8.16	0.80 V
8	0.23	0.69	0.44	18.59	8.29	0.80 Al
9 ¹⁾	0.09	0.83	0.52	17.68	5.55	—
10	0.03	0.32	0.98	—	24.79	—
11	0.16	0.28	1.03	—	24.33	—
12	0.05	0.18	0.71	—	24.17	0.40 Al
13	0.08	0.15	0.80	—	24.50	2.57 Mo 及び 1.87 Cu
14	0.13	0.62	14.16	—	—	—
15	0.41	1.15	0.94	15.82	13.50	3.89 W 及び 0.40 V
16	0.11	0.96	0.93	22.57	18.77	—
17	0.14	0.19	2.13	18.82	34.17	—

1) Ferritisch-austenitischer Stahl.

Ta を添加すると伸長率と壓縮率とに相當の變化が認められる。Ta の添加に依る變化も注意すべき事項と想ふ。高温脆性は Cr-Ni 鋼の有する特別の性質ではなく、他の成分範囲の Cr-Ni 鋼にも認められるものである。

著者の研究した成分範囲の合金の化学成分を第 2 表に掲げて参考に供したい。

第 2 表の Nr. 1 の合金を 1,100°C から水中に焼入れを行ひ長時間爐中で 800°C で焼鈍を行ひ、その顯微鏡組織を検すると結晶粒の境界にカーバイドと地鉄が分離して現はれてゐる。オーステナイト鋼の各温度に於ける脆性は粒及び粒界の特性を研究すべしと云ふ結論に到達する様に想はれる。多結晶體の變形抵抗と變形能力は粒及び粒界の特性で決定されるのであらう。F. Sauerwald u. G. Elsner (Z. Physik, 44, 1927, S. 36/57.) 等は高温では結晶間が破壊し、低温では結晶内が破壊すると云ふ風な包括的な法則を確立してゐない。粒界が破壊するとせば、粒界と粒の内部との特別の比が決定されなければならぬ。Sauerwald 及び Elsner 等は α 黄銅に就て同様な高温脆性を擧げてゐる。同一な事實がオーステナイト鋼に於ても 600~900°C 間で起ることが推理される。恐らく各所に地鉄の生成する此の温度範囲で、カーバイドの僅少な部分が分離されると考へられる。

それに依つて粒の滑りが妨げられると同時に粒界の強さが減少して脆性を伴ふと考へたい。第 2 表の 1 及び 4 に於て著しさを認める。勿論此等の合金の含有炭素量は僅小である。カーバイドより外に分離を伴ふ元素を斷定し得ないが、恐らく酸化物も分離を助長すると想ふ。600°C 以下の温度では粒界の増加した強さを通して滑り得るし、900°C 以上の温度に於ては再結晶と分離元素の再熔融に依つて滑りが可能となる。

オーステナイト鋼の脆性が鍛錬及び壓延にどの程度の影響を與へるかを研究するのも興味ある問題である。加工に對して相當の困難を覺悟し次の成分の合金に就て鍛錬の研究を行つた。

0.11% C, 0.47% Si, 0.69% Mn, 18.75% Cr, 8.78% Ni, 1.72% Mo, 0.98% Ta.

第 1 組は 1,080°C の開始温度を撰び、鍛錬は 600°C に到る非常に廣汎な温度範囲に及ぶ。第 2 組は 1,080°C 迄上昇せしめ、鍛錬開始温度は 700°C を撰び 600°C 迄鍛錬を續けた。

鍛錬に於ては均一な熱効果を與へる爲に打撃は交互に行ふ。0.11% C, 0.45% Si, 0.45% Mn, 17.82% Cr 及び 8.21% Ni の合金鋼を焼入れして次に抗張試験用試料の型で 1,120°C に加熱す。而して爐中で現在の研究温度迄冷却した。

その結果は第 3 表の如し。

第 3 表

試験温度 °C	抗張力 kg/mm ²	伸長率 % l=10d	壓縮率 %
550	44.3	40.0	59.1
650	35.3	37.0	55.1
760	22.3	44.0	60.3
870	11.5	48.0	56.4

此の表に見る如く高温脆性の温度範囲で長く置かれたものを冷却した場合靱性はあまり減少しないことを認める。此は熔解に達しない高い終結温度に依る分離経過の爲に脆性が減少されると説明がつく。此等の研究は 1,080°C より各温度毎に第 1 組に於ける鍛錬試料の仕方に就て説明される。第 2 組に於ては脆性温度範囲を撰び破壊研究をなした。

第 4 表は Nr. 1 の合金の脆性温度範囲で破壊速度の影響を示す。

第 4 表

時間 mm	抗 張 力 kg/mm ²		伸 長 率 % $f=10d$		圧 縮 率 %	
	焼入れ	焼鈍	焼入れ	焼鈍	焼入れ	焼鈍
試験温度 760°C						
1	31.6	28.7	37.4	38.6	57.4	59.1
30	17.5	25.0	18.4	22.0	26.1	36.0
240	16.7	20.1	13.6	23.6	19.0	39.2
試験温度 870°C						
1	17.4	22.6	36.0	22.0	45.2	34.0
30	9.18	17.5	10.6	12.0	13.5	22.6
240	9.04	9.56	29.8	8.0	39.2	9.7

焼入れは 1,100°C より水中へ、焼鈍は 800°C の 5 時間であつた。
本表に於て 760°C の試験温度では焼入れ試料より焼鈍試料が伸長率及び圧縮率は高い。870°C で焼入れしたもの 240 分処理の伸長率の増加は再結晶の開始に因る。(森 永)

合金鑄鐵の成長に関する実験 (T. Meierling, Archiv Eisenhüttenw., Augst, 1933, S. 141) 鑄鐵の成長はセメントタイトの分解と酸化に基因することは周知の事實で、又セメントタイトの安定化は Cr の添加によつて爲されることが研究結果明らかである。併し Cr を添加すれば加工性が著しく不良となる。そこで Cr 添加による此の不利を防止するために Ni, Mo を同時に添加せられる様になった。著者は是等元素の適當なる添加範囲を探るために先づ豫備實驗を行つた。豫備實驗に使用せる材料の成分は第 1 表の如し。

第 1 表

熔解番號	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
1	2.89	0.89	0.83	0.10	—	—
1 a	2.89	0.89	〃	0.10	—	0.84
2	2.84	1.29	〃	分析せず	—	—
2 a	2.84	1.29	〃	〃	—	0.65
3	2.78	1.67	〃	〃	—	—
3 a	2.78	1.67	〃	〃	—	0.40
4	2.87	1.67	0.76	0.13	—	—
4 a	2.87	1.67	〃	0.15	—	0.52
4 b	2.87	1.67	〃	0.33	—	0.52
5	3.0	2.59	0.94	—	痕跡	—
6	3.04	2.57	分析せず	0.58	〃	0.35
7	3.11	2.24	〃	—	1.53	0.54
8	3.04	2.39	〃	0.47	1.56	0.05
9	3.05	2.69	〃	0.85	0.84	0.36

是等の試料に就いて常温の炭化物%、ブリネル硬度、抗張力を測定し、併せて高温に加熱せるものに就て同様の試験を行ひ、大體次に述べる様な結果を得た。即ち Cr と Mo を添加せる 1~4 試料にありては 500°C に於ける抗張力は Si 含有量の増加と共に強くなり、又成長に對しては 4 b が最も好成績を示した。Cr, Ni, Mo を添加せる試料の中セメントタイト分解量の最大なるは 4 b 試料で、9 が最も安定である。而も 9 試料の Ac_1 點は鑄鐵の普通使用温度より高くなつて居る。

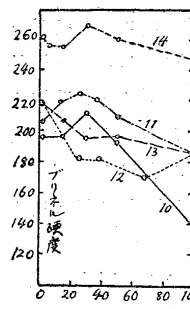
次には第 2 表の試料に就き高温抗張力、ブリネル硬度、炭化物の量、組織及び熱膨脹について實驗を進めた。

第 2 表

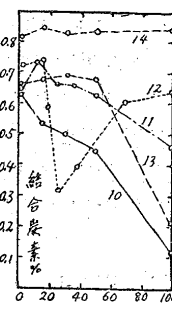
試料番號	T. C.	G. C.	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	抗張力 kg/mm ²
10	3.12	2.43	1.43	1.08	—	—	—	25.0
11	3.12	2.47	1.47	—	0.72	—	—	28.0
12	3.12	2.55	1.49	—	—	—	1.05	25.5
13	3.10	2.45	1.41	—	—	0.55	—	23.9
14	3.12	2.30	1.41	—	0.63	0.58	0.90	29.9

實驗結果を示せば第 1—3 圖の如く、試験材料の中では 14 が最も好成績である。即ち C 3.1%、Si 1.4%、Mn 1.1%、Cr 0.6%、

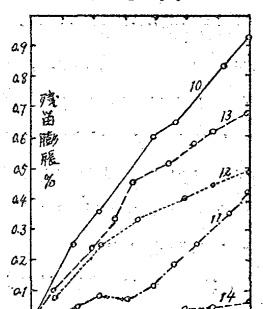
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



Ni 0.6%、Mo 1.0% の成分を有する鑄鐵が最も良い材料であると云ひ得る。(垣 内)

高温に於ける金相用顯微鏡 (E. Esser & H. Cornelin, Metal & Alloy, Aug. 1933.) 金屬及び合金は變態點、熔解點等の場合その温度に應じて急變あり。この點は從來ある物理的性質と温度との關係を求むることにより決定された。これを直接顯微鏡により實驗せんとせしも金屬表面が高温で酸化され不成功に終つた例あり。著者は寫眞の如き裝置を用ひて比較的かんたんに 1,100°C までの實驗を完成したり。

試料は 0.0001 mm Hg の真空中で加熱し 200~300 までよくその組織の變化を觀察し得たり。

觀察せる事項次の如し。

(1) 純鐵の α - γ 變化 (2) 425°C に於ける Co の變化 (3) 各種鋼のパーライト及びセメントタイトの熔解現象 (4) 2% C, 2% Mn 鋼の焼入焼戻しによるオーステナイトのマルテンサイト變化 (5) 焼鈍による白鉄の黒鉛化 (6) 銅に對する酸素の溶解現象

裝置

第 1 圖 (A) 爐の保持臺 (B) 試料保持臺 (C) 水冷却 (D) 眞空裝置導管 (最初オイルポンプ次で水銀蒸汽ポンプ) (E) 耐火物 (G) 電熱コイル (H) ターミナル (P) 試料 (R) 絶緣體 (L) 石英板 (N) オブデイクレブ (K) 測熱盤

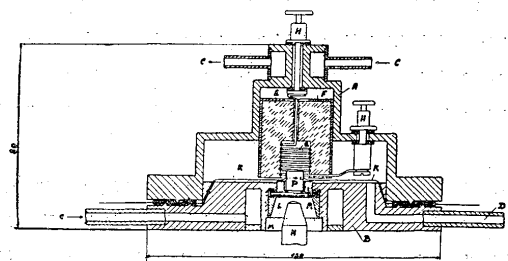


Fig. 1. Apparatus for Metallographic Investigation at High Temperatures.

第 2 圖

ライカカメラを有する顯微鏡裝置

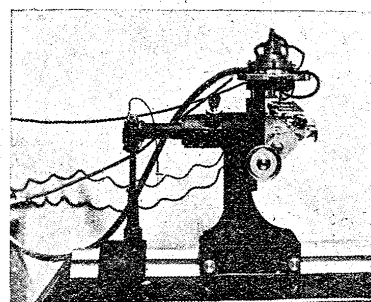


Fig. 2. Apparatus on Microscope with the Leica Camera.

結果

(1) 純鐵の α - γ 變化。
腐蝕せざる試料を加熱して Ac_1 點直下に至れば α の粒の境界表はれてきた。更らに加熱すると $\alpha \rightarrow \gamma$ となり新しい網目組織生じ先きの網目は漸次消失せり、冷却の際は再び第三次の網目表はる。これは $\alpha \rightarrow \gamma$ に變化せしことを示す。

(2) 425°C に於ける Co の變遷。

(3) 鐵炭素系に於けるセメンタイトの溶解現象 0.9% C 以下の鋼を 1% のアルコールソクの硝酸溶液で軽く腐蝕し Ac_1 まで加熱するときはパーライトの色消失せり。これはセメンタイトが溶解せるためならん。冷却するときは再び黒色のパーライト現出。0.9% 鋼では以上の現象がより短時間に行はれたり。0.9% 以上の鋼ではセメンタイトの溶解は鐵炭素系状態圖の SK, SE 線内で行はるることを觀察せり。

(4) マンガン鋼の焼入焼戻しの際のオーステナイトの變化 2% C , 2% Mn 鋼を焼入して得たるオーステナイトは焼戻しをするときは針狀の凹凸を生ずることによりマルテンサイトに變化することを認めたり。

(5) 白銑の黒鉛化 3.8% C , 0.97% Si の白銑を加熱せるに 800°C で黒鉛化現象を認む、1,106°C にては盛んに行はれたり、黒鉛化は初め徐々に次で急激に進む、一定の大きさに發達後は停止す。

(6) 鋼中の酸素の量 鋼中の酸素の量に關しては研究者により區々の結果にして明らかならず。著者はこの装置を用ひて實驗を試みたり。眞空熔解せる電解鐵に酸素を入れたる試料をつくりその研磨面に現れたる酸化鐵の斑點の増減を 700°C, 950°C, 1,000°C, 1,106°C に漸次加熱その温度に各 10 分間保持して檢鏡せるものなり。少くとも 1,100°C までは酸化物の減少はみとめられなかつた。温度による膨張を考慮するも寧ろ多少増加の傾向あり。これは恐らく 200~300× にては見えぬ程度の他の微小なる酸化物が大きいこの酸化物に集積せるものならんと思ふことが至當ならん。一方純鐵に酸素を入れたる試料を熔解し固相線より急冷するときは純鐵の樹枝狀組織とその周縁に酸化物の偏析せるを見るべし。これは鐵が酸素を吸蔵することの少きを示す。又酸素が鐵の硬化をきたすといふ説あれども今日までの研究によれば僅かの炭素なり窒素又は水素の影響なりと考ふるが至當の如く思はる。即ち酸素の鐵中熔解度は極めて少し。

(鈴木)

含銅鋼の赤熱脆性とその防止 (Franz Nebl St. u. Ei, Juli 1933.) 銅は極少量にても鋼に赤熱脆性を起すと云ふ昔の文献にとらはれて含銅鋼は餘り使用されなかつたが近來 Cu 0.4% 迄は加工に何等差支ないことが認められるに至つた。然るに 0.8% 銅鋼にて繼目なし管の製造を試みたるに表面に小なる多くの裂罅を生じた。

この原因を確める爲めに Cu 0.19 乃至 1.52%, C 0.24% 以下の成分を有する鋼にて 20mm 厚さの板を壓延して見た。然るに裂罅は唯板の縁に生ずるのみで表面には生じなかつた、そこで繼目なし管の時に生ずるも板の場合は生じないことがわかつた。

この板から小試験片を切り取り酸化雰囲気のもとに各温度に加熱して、その温度にて曲げて赤熱脆性を試験した。この結果 1,000°C 以下では全く裂罅を生じなかつたがそれ以上では Cu 0.74% 以上のものでは皆裂罅を生じた。而して高温なる程著しかつた。 Cu 0.74% 以下のものは高温でも何等裂罅を生じなかつた。この裂罅は試片の引張り力を受けた面に生じた。試験片を檢鏡すると表面の酸化層及び裂罅の内部に銅の存在を認めた。又加熱したのみで曲げない試片を見ると酸化層の下に銅の分離せるを認め又鐵粒子の境界に分離せるを認めた。

銅は鐵に比して酸化し難いもので鐵と共に存在する時は鐵のみ酸化して銅は酸化せず、金屬銅として存在し次第にその量を増すのである。而して銅の分離する量は銅の酸化の程度及び銅の含有量による。加熱温度を銅の熔融點以上に上げると銅は熔融して鐵の粒子の表面に薄い膜を作る。熔融點以下では銅は小粒として鐵の粒子間に存在し、從つてその害少なく裂罅を生ずることが無い。

含銅鋼の赤熱脆性は 1,100°C 以上で加工され且この場合に強く力を受ける部分に起るのである、例へば板の縁の如き部分である。

上記の理由からこの缺點を除くには加熱の際酸化を防ぎ銅の分離を防ぐにある。水素中に加熱したるに高温なるに係らず何等裂罅を生じなかつた。又他の金屬を附加して分離銅の熔融點を加工温度以上に上げ得るならば、この方法に依つても亦赤熱脆性を防ぐことが出来るわけである。この目的で Cu 0.80 乃至 1%, Ni 0.18 乃至 3% 迄の種々の成分の $Cu-Ni$ 鋼を作りて實驗を試みた。その結果 Ni 0.18% のもので裂罅を生ずることが甚だ少くなつた。 Ni 0.4% 以上のものは 1,350°C にて曲げてても何等裂罅を生じなかつた。即ち銅の約半分のニッケルを附加することに依つて防ぐことが出来る。尙ニッケルを附加すると銅鋼の特徴を一層良好ならしめ得る。

(田中)

ニッケルクロム鋼又は類似合金鋼に現れる白點

(F. Sauerwald, H. Gross & G. G. Neuendorff: Met. & Alloys, 4, 1933, 41-43) 合金鋼中の白點 (Flakes, Snow Flakes) は頻々材料を廢棄に導く素因となる。白點は鋼材中の裂罅の面に相當し、破斷が内部裂罅に沿ふ時明瞭に認めらる。白點には微細結晶のものと粗大な結晶より成る 2 種があり、鋼塊内に頻に現れ、白點を現出させる裂罅は初期樹枝狀晶に平行に生じ、合金元素に富む。此の部を鍛冶すれば樹枝狀晶の伸びの方向に従ふ。白點の現れる原因としては、臨界點以下の低温加工又は變形度の低い加工の場合の外は、加熱、加工、其等を擧げ得る。著者等は白點がフェライトに富むのは二次的現象と見做してゐる。次表は各權威の白點に關する説明を收輯せるものである。

(前田)

研究者	白點を認めた鋼種	化學成分	鋼滓又は酸化物の包含	裂罅に沿ふフェライトの集積	過熱組織	白點に合金成分の集積	偏析に依る異常組織	鋼塊中の白點	鋼塊外側の裂罅	粗大初晶	白點の形	白點生成原因
Pacher	Ni-	3.2~4.1% Ni 0.32~0.35% C	認む	—	—	—	—	—	—	—	—	鋼滓の集積
Styri	Ni- 高C-Cr-	—	認む	—	—	—	—	推定す	—	—	—	同上
Thum	—	—	認む	—	—	—	—	—	—	—	—	同上
Schleicher	Ni-Cr-	0.25~0.40% C 0.35~0.70% Cr 3.2~3.7% Ni 0.6~0.75% Mn	認む	—	—	—	—	—	—	—	—	脱酸不充分に依る酸化物の集積
Giolitti	低合金鋼	—	認む	認む	—	—	—	—	—	—	結晶粒間の裂罅	フェライトの集積。 Fe_3C は鋼滓の集積に依りて還元されフェライトの集積を導く。

研究者	白点を認めた鋼種	化学成分	鋼滓又は酸化物の包含	鋼塊中の白点	過熱組織	白点の集合	偏析に依る異常組織	鋼塊中の白点	鋼塊側の白点	粗大初晶	白点の形	白点生成原因
Miller	—	—	顕微鏡的に認む	認む	—	—	—	—	—	—	—	フェライトの集積。但し鋼滓の少量が脱酸能大なるは疑ふ。
Sommer & Rapatz	—	—	認む	認む	—	—	—	—	—	—	—	鋼滓の集積に依るフェライトの集積。
Clayton 其他	酸性平爐又は電氣爐鋼の鍛造物	0.38% C 2.9% Ni	記せず	記せず	認む	ミクロ分析にて認定す	—	—	—	—	—	鍛冶温度高く、部分的過熱。合金成分及び炭素の再溶。
Rawdon Howe Crouse	Ni-Cr- 鍛造Ni-	0.4% C 3.5% Ni	認む	認めず	認めず	腐蝕して認む	認めず	認む	認む	—	粒間の裂縫	三氏は鋼滓包蔵を初因とせず。収縮及び歪に依る裂縫。白点は鋼塊中の粗大結晶に沿ひ、鋼滓はかかる樹状晶と並行することあるも、白点生成の主因とならず。
Hultgren	Cr- 酸性平爐鋼	1.0% C 1.5% Cr 0.25~0.35% Mn 0.25~0.35% Si	—	—	—	—	—	存在可能	認む	—	—	鍛冶中の冷却に依る歪を主因とし、包含物も幾分これに關す。
Bardenheuer	Ni-Cr- 鹽基性平爐鋼	2.89~2.58% Ni 0.57~0.35% Cr 0.31~0.34% C 0.93~0.95% Mn 0.30~0.28% Si	認む	認めず	認めず	腐蝕に依り認む	マルテンサイト及びパーライトの互層あり	認めざるも存在を推定す	認む	認む	—	冷却不同の際 A ₃ にて生ずる裂縫とし、鋼滓はこれを助成す。
Aichholzer	Cr-	—	認む	認めず	認む	同上	過共析晶中炭化物あり	認む	認む	認む	—	熱間裂縫に依る粗大破面とす。
Benedicks	—	0.68~1.5% Cr 1.63~4.37% Ni 0.13~0.55% C 0.36~0.66% Mn 0.21~0.28% Si 又 0.18% Mo 又 0.19% Mo, 0.9% W を含有す	記せず	—	—	同上	特殊の場合あり	必要とせず	認む	既知原因とす	—	温度不均等に原因し A ₃ にて生ずる裂縫とす。樹状晶は外側部の合金度高きものと粘着力小。
Eilender & Kriessler	Ni-Cr- (Mo, W) 構造用鋼	0.48~1.28% Cr 3.05~3.63% Ni 0.31~0.42% C	稀にあり	—	—	明瞭に認む	認む	—	—	—	—	温度、變形度と差に因り、A ₁ 點での偏析並に歪とす。二次的脆性限界。

析出硬化に基く對久磁石用合金 (W. Köster: St. u. E. s. 849-856 (1933)) 従来の磁石用合金は、炭素を 0.6% 乃至 1.1% を含み、是に Cr, W, Co を添加せる特殊鋼で焼入れによりマルテンサイトの状態として使用するものであるが、著者の研究により、析出硬化に基く合金も磁石として使用し得る事が知られた。析出硬化は Fe-C, Fe-Cu, Fe-N, 等の二元系に認められるが硬度上昇は餘り大きくない。然るに Fe-Be, Fe-Ti, Fe-W, Fe-Mo 等に於ては硬度の上昇は著しい。特に Fe-Mo 二元系に於ては A₃ 變態と A₄ 變態はループを作り、Fe₃Mo₂ は高温に於て多量に α 鐵中に溶解し、常温に於て著しく溶解度を減ずる。従つて析出硬化による硬度上昇も大きく頑磁力も大きい。尙 Fe-Mo 合金に Co を加ふる時は更に大なる頑磁力及残留磁氣を生ず。この三元合金に於て析出硬化を起す範囲は Mo 10~30%、Co 0~16% で、Co の増加と共に頑磁力及残留磁氣を増すが、Mo が増加すれば頑磁力は増しても残留磁氣は減ずる。又 Fe-Ni, Fe-Mn 二元系の如く A₄ 變態は上昇し A₃ 變態は下降するものに、Fe とループを作る元素例へば Cr, Al を加ふる時は、高温に於て α 均一相となり温度の降下と共に γ の溶解度を減ずるによつて高温より焼入れる時は α→γ の變態は阻止され是を加熱する時は次第に γ を析出して硬度及頑磁力を増加する。前者の如く、α 鐵中より金屬間化合物を析出して硬化を起すものを析出硬化第 1 型とし、後者の如く α 鐵より γ を析出するものを第 2 型とする。Fe-Mn-Cr, Fe-Ni-Al は第 2 型に屬するもので Fe-Ni 合金に Al を加ふるに従つて α 鐵の範囲は次第に擴がり高

温にては α 均一相となる。然るに常温に於ては α 相の一部は γ 相に變化するため 1,200°C より水中に焼入れ 500~600°C に加熱する時は γ 相を析出して磁氣硬度を上昇せしむ。三島氏の磁石が鑄造状態で大なる頑磁力を有するのは、此の状態で γ が最も小さく析出するためである。且 γ の析出は 500°C 以上の温度で進行するため此の温度までの對熱性を有する。是等の合金は、高温に於て α 均一相で變態を有しないため結晶粒は大きく、マルテンサイト系の磁石鋼に比して破面は粗である。且同一頑磁力を有するものでは大なる残留磁氣を有するによつて反磁力係数の小なる磁石に於ては重量を 40% 節減し得る。又對熱性を有しエーディングの現象のない事も此の種の磁石用合金の特徴である。 (矢 島)

亞共析鋼のワイデマンステツテン組織と其生成

(A. P. Terrile. Trans. of Am. Soc. for Steel Treating, July, 1933) 亞共析鋼が Ar₃ から Ar₁ まで冷却して行く間のフェライト析出の機構は、Dr. Krivobok の説の如くフェライトは先づオーステナイト粒の境界に析出し、然る後順次劈開面に沿ひ内部の方へ析出して行くものである。

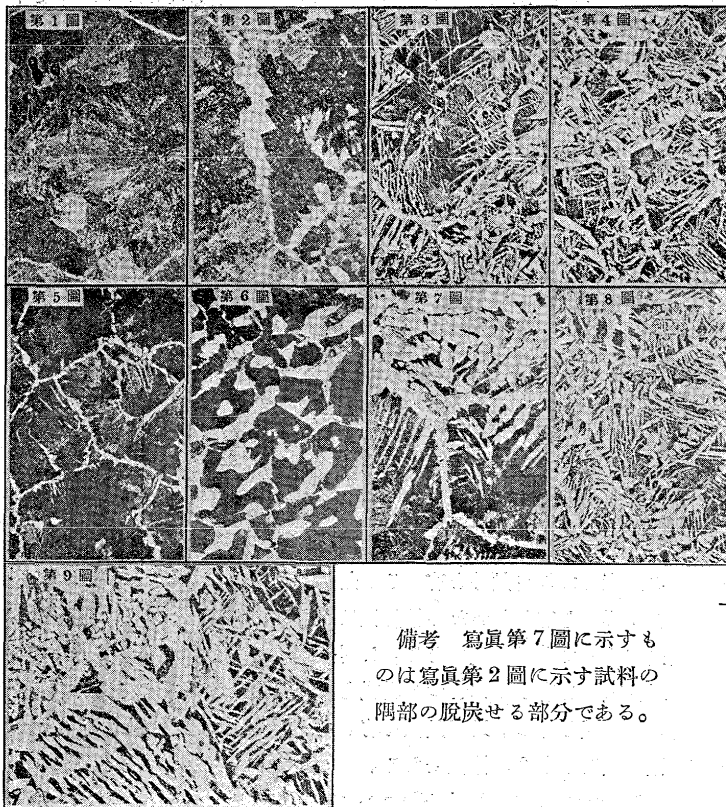
又、亞共析鋼の Ar₃ 變態温度の高低及び變態反應の強弱は、其の鋼の炭素量の多寡、Ar₃ 變態以上の温度範囲に於ける冷却速度の大小によつて影響するものである。其他、再加熱鋼に於ては加熱の最高温度が影響するもので、加熱温度低ければ Ar₃ 變態温度は高くなり従つて變態反應も強くなる。尙、Ar₃ 變態によつて析出したフェライトは其後の冷却速度が遅い場合に凝集しやうとするもの

第 1 表

試料 鋼符號	寸法 長×断面	化學分析 %					顯微鏡 寫眞	加熱溫度 °F	保持時間	熱處理	
		C	Mn	P	S	Si				冷 却 速 度	
S.A.E. 1040	2"×4"×4"	0.41	0.56	0.018	0.025	0.14	第1圖	2,200	2時間	Ar ₃ 變態以上の範圍 空中放冷	Ar ₃ 變態以下の範圍 空中放冷
S.A.E. 1040	2"×4"×4"	0.41	0.56	0.018	0.026	0.14	第2圖	2,200	2時間	爐中冷却	爐中放却
S.A.E. 1040	2"×4"×4"	0.41	0.56	0.018	0.026	0.14	第3圖	2,200	2時間	1,500°F まで 1時間に100°F	空中放冷
S.A.E. 1040	2"×4"×4"	0.41	0.56	0.018	0.026	0.14	第4圖	1,800	2時間	1,500°F まで 1時間に100°F	空中放冷
S.A.E. 1050	2"×4"×4"	0.54	0.63	0.015	0.022	0.17	第5圖	1,800	2時間	1,500°F まで 1時間に100°F	空中放冷
S.A.E. 1050	2"×4"×4"	0.54	0.63	0.015	0.022	0.17	第6圖	1,800	2時間	1,500°F まで 1時間に100°F	爐中冷却

第 2 表

試料 鋼符號	寸法	化學分析					顯微鏡 寫眞	熱處理		冷却方法
		C	Mn	P	S	Si		加熱溫度 Fhr.	保持時間	
1025	1½" 丸	0.24	0.57	0.025	0.021	0.18	第8圖	2,000	1½時間	空中放冷
1025	1½" 丸	0.24	0.57	0.025	0.021	0.18	第9圖	2,000	1½時間	爐中冷却



備考 寫眞第7圖に示すものは寫眞第2圖に示す試料の隅部の脱炭せる部分である。

で、特に低炭素のもの程この傾向が甚しい。

以上の考へから、若し亜共析鋼をウイデマンステツテン組織にしようとするならば、炭素量の多いもの程 Ar₃ 變態以上の溫度範圍で充分に徐冷して Ar₃ 變態を高め、從つて變態反應を強からしめる。即ち、Ar₃ 變態に於てはオーステナイト粒の境界及び劈開面に殆ど同時にフェライトを析出し得る様にする。

又、Ar₃ 變態以後に於てはフェライトを凝集せしめない様に、特に炭素量の低いもの程急冷しなければならぬ。

此の考へ方によれば、(1) 爐中冷却した高炭素の亜共析鋼が屢々網狀組織をなす事、(2) ウイデマンステツテン組織を得るために行つた Co'lonel Believ (これは Ar₃ 變態溫度以上では徐冷、以下で

は空中放冷により立派なウイデマンステツテン組織を得た。)

Dr. Krivobok (これは熔融狀態から鑄型の中で一様に徐冷した結果優秀なるウイデマンステツテン組織であつたが析出したフェライトが幾分凝集してゐる。) の實驗結果及び (3) 低炭素鋼を高温からの非常な急冷によりウイデマンステツテン組織を得た Dr. Sauveur と Dr. Chou の實驗結果も説明出来る。

尙著者の説を確めるために、第1表、第2表に示す實驗をなしたが、その結果は寫眞第1圖乃至第9圖で明な如く、其の説と一致してゐる事が判つた。

(池田、大岩)

灰銑鐵分類への提案 (W. Wo ley Kerlin, The Iron Age, Feb. 9, 1933) 灰銑鑄物の成績を、之に關係ある種々の原因を綜合して判斷する事は極めて困難である爲特に強度が問題になる場合は米國材料試驗學會 (A.S.T.M.) の古い規格即ち直徑 12' の棒を鑄物し支點距離 18' で切斷して檢定したのである。此の方法は鑄造物自身の特性を表はさないのは勿論であるが、化學成分、配合法或は鑄造技術等を以て判斷するよりも一歩實際に近い理由で満足してゐた。A.S.T.M. では最近第1表の

第 1 表		如き規格を免除したが、鑄鐵は分類さるべき
番號	最小引張強 lb/in ²	であると云ふ點で當事者の興味を惹起した。
20	20,000	灰銑鐵協會では各工場より集めた材料により
25	25,000	約 1,200 の引張並に抗折試験を行つた。
30	30,000	
35	35,000	引張強: 先づ灰銑鐵を工業上の用途に應じ
40	40,000	て 10 種類に分け、夫々直徑 0.875'、1.2' 及
50	50,000	び 2.05' の棒を鑄物して試験した結果、灰銑
60	60,000	

鐵は一種類の材料ではなく、各鑄造工場により強度が相違するは勿論、同一材料でも品物の大きさが特性が變化し、直徑小なるものは黒鉛の微細化により引張強が大である事を明かにしてゐる。別に直徑 0.375' に鑄物されたものゝ引張強は毎平方吋 2,500 *lbs* 以上であり、斯る小物の強度を從來の様に 1,500~20,000 *lbs* 程度と考へるのは誤である。

抗折試験の結果: 抗折試験は、製作と試験の容易な爲工場で製品の強度を日々記録するに好都合である。抗折強は品物の大小と重要な關係を持つてゐるが、A.S.T.M. 規格 (A48-32T) に依れば第2表

第 2 表

鑄造物の 断面範囲	試験片	抗折試験片	
		直径(鑄造 のまゝ)、吋	支點距離、吋
0.75"以下	A	0.875	12
0.76"-1.10"	B	1.20	18
1.11"-2.00"	C	2.00	24

の如く試験片は3種あつて其抗折強は第3表の通りである。本試験

第 3 表

番號	抗折片中央の荷重、封度			は同規格の抗張試験と對應するもので、且つ隨意項目である。之等の表を使用するには先づ鑄造物の断面範囲を定め次に第3表より最小抗折強を求めらるるものであるが、断面範囲が廣い場合には1/4"以下の薄物よりも、強度は寧ろ一樣になる。尚抗折強と撓みの關係を知る爲 48"箇所の工場より 12 種の灰鉄鐵を集め 1.2" 直径で試験した結果が示してある。
	A	B	C	
20	900	1,200	4,500	求めるのであるが、断面範囲が廣い場合には1/4"以下の薄物よりも、強度は寧ろ一樣になる。尚抗折強と撓みの關係を知る爲 48"箇所の工場より 12 種の灰鉄鐵を集め 1.2" 直径で試験した結果が示してある。
25	1,050	1,900	5,500	
30	1,200	2,100	6,500	
35	1,300	2,300	7,500	
40	1,400	2,500	9,000	
50	1,700	2,800	11,000	
60	2,000	3,100	13,000	

剛性の必要：高速度機械では振動を吸収せしめる爲剛性が重要な性質となる。等しい断面でも剛性率が 30~40%相違する事があり、其理由は兎に角、注意を要する事柄である。剛性を知るに靜的抗折試験で荷重と撓みの關係を求めてゐるが、梁の公式から算定された最大應力が抗張力よりも小さい場合に良好な結果を與へてゐる。

用途に依る分類：引張強による分類は基本的のものであるが實際上の分類には引張強のみならず、疲勞限剛性、衝撃、摩耗、硬度、腐蝕抵抗等總ての性質に注意して始めて完成されるもので、「普通鑄鐵」、「半鋼鑄物」或は「特殊鑄鐵」等の如き抽象的名稱は不合理であると論じてゐる。

(山 田)

8) 非鐵金屬及合金

Ta を含む Ni 合金 (Eric Therkelsen: Metals & Alloy, July, 1933, 105.) Ta の含有量 5~80% に及ぶ Ta-Ni 合金に就て顯微鏡試験と熱分析等の方法を用ひて本系合金の研究をなしてゐる。試料としての Ni 及び Ta は不純物 0.5% 以下、真空爐で熔融せり。坩堝は最も本實驗に適した Zirconium Oxide 製を使用し、顯微鏡試験用の試料の腐蝕液としては 32.6% までの合金には HNO_3 , 38.1%~50.1% は王水、其他は全部弗化水素を使用した。其結果多數の顯微鏡寫眞を掲ぐ。熱分析は熔解點が非常に高く 1,500°C 内外にあるため、Optical pyrometer を使用する。此の optical pyrometer は純 Ni に依て時々補正された。結果として Ta 36% までは固溶體を作り機械的性質も良好で著者は機械試験の結果を示し Ta 32% 合金は鋼に匹敵する。Ta 36% 以下は熔解點も純 Ni のそれより低く、化合物 Ni_3Ta が最高の熔解點を有す。Ni 及び Ni-Ta の熱電對の熱起電力は約 2mv./100°C であることを求め表を掲ぐ。さらに固溶體を作る本系合金の腐蝕試験を行ひ Ta 12½% (atomic) 合金範囲が良好な結果を示す。終りに文献を纏めて掲げてゐる。

(森 永)

マグネシウム合金の鑄造及び加工法 (Review of German Practice. Machine y, July, 1933 p. 721)

(1) 鑄造：—マグネシウム合金は砂型鑄物にもダイカスティングにも向き、厚さ 0.03" の部分品はダイカスティングで雜作なく造られ、内捻子外捻子共に本法に依て造形する事が出来る。鋸湯は鐵製の坩堝で製る。併し裝入物を必ず綺麗にしなければ砂や穢物が珪化物を

作つて材質を脆くする。又アルカリ並に土性の鹽化物及び弗化物と酸化マグネシウムの混合物を添加して精鍊を良くし同時に酸化を防ぐ。1,350~1,425°F に達した時裝入物を充分攪拌すれば酸化物其他の介在物が除去され、更に 1,550°F 迄加熱してから所要温度に冷却して注入する。造型法はアルミニウムの場合と同様であるが唯生砂を使ふためには硼酸 0.35~0.75% 及び硫黃 3~10% を砂へ添加する必要がある。生砂中にも瓦斯抜きさへ充分にすれば使用してよい。注湯温度は化學成分に従ひ 1,325~1,425°F の範圍である。注湯に先だち湯の表面の薄皮を除去し、又注入中は粉末硫黃を添加して湯の酸化するを防ぐ。鑄物のヒレ取り、掃除、ハツリ等はアルミニウムの場合と同様である。最後に硝酸またはクロム硝酸で酸洗する。

(2) 鍛造及プレス：—マグネシウム合金に鍛造又はプレスを行へば材質が強く成る。プレスは水壓式を用ひ、化學成分、形狀に應じて 600~750°F で加工する。丸棒、パイプ、異形物等をプレスする場合に眞鍮物よりも速度を小さく 壓力を高くする。精密度は ±2.5% である。更に精確を要するものは赤熱狀態に於いて引拔加工を行ふ。中空物は押出法で造る。

(3) 壓延及引拔加工：—マグネシウム合金の壓延板の標準寸法は厚さ 0.012~0.400" であつて壓延公差は厚さに従ひ 0.001~0.008" の範圍である。壓延度の激しいものは加工後 575°F に 1 時間焼鈍してから爐中又は空中冷却を行ふ。パイプの仕上寸法は内徑 3/8~3½"、肉厚 1/16" 以上にする事が出来る。又之を曲げる場合には砂を充め 525~650°F に加熱して行ふ。壓延温度は 525~650°F が最も適當である。唯非常な肉薄物に限り常溫で行ふ。加熱爐は壓延機に接近して設置するのが普通である。チャック、ダイス、ロール等は少くとも 575°F に豫熱し置き、ダイスには熱膨脹に對して 0.008" の間隙をつける。押出條片から形狀複雑なものを造る時は引拔工程を 4~5 回に分ける。而して 2 枚のダイスを串形に組合すれば 1 回の操作で 2 段の工程を同時に行ふ事が出来る。此の場合 2 枚以上のダイスを組合せるのは宜く無心、即ち高温抗張力が引拔きの抵抗に及ば無く成るからである。引拔加工中は引火點の高い減磨油、例へば機械油 2/3 とシリンドー油 1/3 とを混合したもの或は蜂蜜蠟と牛脂を等分に混合したものを用ふる。引拔速度は厚さに依て異り、厚さ 0.08" 迄は 13~17^{ft}/min. 又其れ以上の厚さでは 7~10^{ft}/min. にする。引拔度の深い場合には工具やダイスを豫熱し 400°F に於て液狀の椰子油を減磨油として塗布する。

ダイスの代りに異形ロールを使用する時には作業工程を 4~5 段に別ける。一般に異形ロールは材料に應力を加へる事ダイス程ではないが、全開断面のみを使用すべきであつて半開面のものはダイスに依らなければならない。併し半開断面は最初異形ロールにかけて仕上げにダイスを用ひてもよい。

型打火造、ボンチ貫、縁取り、張出し、縮め等の加工は工具の加熱に注意すれば容易である。

(4) 銲接：—酸素アセチレン銲接は特別な熔劑を用れば容易に出来る。銲接々目に介在物を残さない爲には芋接 (Buttwelding) せねばならない。厚さ 0.04" 以下の鋲を接合せる場合は其の兩端をフランジにして一見芋接の形にする。豫め銲接面をヤスリ及びブラシを以て清淨に掃除し、銲接棒は母體と同一材料の薄物を用ひ同じく使用前に清淨にして置く。熔劑を銲接棒及び接合部に着け、鋲を假留めして銲接に便ならしめる。バーナーの噴出口は徑 0.02~0.04" とし、酸素とアセチレンの割合は 2.2~3.6 であつて、焰の形は平扁が良い。假り留めた鋲は木製ハンマーで歪を稿正する。假留の銲

接がすんだ後で仕上銲接を行ふ。此の時生じた歪は 400~600°F に於て槌で直す。銲接が完全に終れば水で銲劑を洗ひ落し充分乾燥するを俟つて再びクロメート及硝酸で洗滌する。

電気スポット銲接は或る範圍まで適用出来るが、鑢付け乃至は半田付けは未だ使用の域に達してゐない。

銲接ぎは特別の銲を用れば容易に出来る。此の銲の正確な化學成分は公表されてゐないがアルミニウムを主成分とするマグネシウム 5% の合金らしい。鐵や銅の銲を用ひては駄目である。

(N. N)

アルミニウム及び其合金の銲接 (J. R. Schmidgall:

Jour. Amer. Welding Soc. 4, 1933) アルミニウム及び其合金は火把法と電弧法の 2 種類に依て行はれた。電弧法即ち電弧銲接法は 1930 年頃まで或る程度の成功を示した工場もあるが一般的には殆んど成功してゐない。設備は普通銲接と同様であつて銲接棒は Si 5% を含むアルミニウムの棒が使用される。銲接棒は銲劑の被覆が必要で銲劑の適當なものを撰擇することが先づ肝要である。銲劑被覆は銲接棒ホルダーで支持されるときはかさばらぬ様に銲接棒の長さを制限せねばならぬ。經驗から銲接棒の長さが 15" に達すれば、一端で 1"~1½" の長さに被覆されるのが結果として良い。銲劑の良否が火把法と同様に電弧法に於ても大切である。銲粒が滴々と銲接棒の端から落下するのを防ぎ金屬の流れを良好にする。銲劑は水で溶かし此液中に銲接棒を浸し過剰の銲劑は乾燥後削り落す。

金屬電弧法では約 0.025" から 0.03" 位である。作業では職工の技術如何で銲接棒を前進或は後進させるは任意であるが出来るだけ同一速度で平滑なベットを作ることが望ましい。垂直か或は 30° より以下の傾きを與へて行ふ。金屬電弧法は銲合銲接と隅銲接とが良く使用されてゐる。本法は熔けた銲劑が電弧のプロアアウトするとき銲接の先端を絶縁し易く、銲接棒の進みが鈍いと焼過ぎを起してくる。此の外電流の増加も焼過ぎの因をなし電流を減ずると浸透が不完全となる。本法の利點は作業が迅速で値段の安いことにある。此の點を利用して鑄造工場では不良鑄物の修理に使用されつゝある。銲接後に銲劑が残ると腐蝕の原因となるからホットの 5% 硝酸で洗ひ、さらにホット 10% の硫酸で洗ひ最後に溫水で充分洗滌する。アルミニウムの表面は容易に酸化物を生じて銲接困難となる。此を除くには機械的に行ふか、藥品に依らなければならぬ。

銲劑としては米國アルミニウム會社の No. 22 が推される。此を塗るにも成丈け新鮮なるものを水 1 に對して銲劑 2 の割合に混ぜ塗布後の残りは分解しない様に保存すると良い。此の銲劑は銲接すべき個所に刷毛で塗布しても差支へない。銲接棒の撰擇も必要で市販のアルミニウム及び Al-Mn 合金は純アルミニウム棒に依り、17S, 25S 及び 51S 等の鍛鍊用合金は銲接部の熱膨脹及び收縮等を考へない場合は同一成分の銲接棒を使用したい。強固な銲接を望む場合は 5% Si, 95% Al の成分の棒が良く、5% Si を含むものは腐蝕に強く抗張力も増大される。反りは熱膨脹と收縮のために避け難いから銲接後に鈍撃で平滑にするより外はない。

マニプレーションは一般銲接でも生命であつて、アルミニウムでは銅よりも早く熱せられるから迅速でなくてはならぬ。1/4~3/4" 厚さの焼鈍した 2S 及び 3S の銲接後の抗張力は相當良く 75~92% を示してゐる。

さらに 17S, 25S 及び 51S の如き熱處理用合金は銲接後熱處理を行へば母材と同一の抗張力が望まれる。 (森 永)

經濟的に見たアルミニウム銲接 (D. E. Roberts: Jour.

Amer. Welding Soc. 2, 1933) 過去數年間の作業狀態は工場製作實銀の各狀態に於ける製作經營に集中された。製作實銀の低下は回避不可能であり、屢々經濟的に維持をつづけるには致命的問題であるが故に銲接の應用が論議される。純粹アルミニウムが臺所用具は勿論電気、自動車及び航空機等の工場に分布し、さらにアルミニウムが構造物建築物並びに裝飾用として使用されて來た。アルミニウム合金が輕く相當の強さと腐蝕に比較的強いことが化學工業方面に廣汎な需要を有するものであるが、現今工場内に於ける純金屬及び合金として必須條件とされる銲接の可能性に富むことである。酸素水素法が初期の時代には普遍的に使用された。それは其の時代には酸素が電氣分解法で多量に製造され水素の獲得が容易であつた。現今は大工業中心地を除いては水素の利用を制限せしめる液化法に依つてゐる。

アセチレンカーバイドの配給所は各所に散在してゐる。アルミニウム銲接に於て水素を使用する冶金學上の利點は熔の溫度が比較的 low 未熟な職工でも取扱ひが容易なのに依る。現在は優秀な溶劑及び銲接棒が出現して製品價格に就てあまり考慮なしに障害の少ない道を辿らしめてゐる。著者はアルミニウム銲接の技術を云々するのではなく酸素水素法と酸素アセチレン法とに依る銲接價格に就て各位の注意を促したい。或工場に於て 100 臺のアルミニウム椅子を 50 臺づゝ 2 組に分ち、1 組は酸素水素法に依り、他の組は酸素アセチレン法に依つた。該工場は多年酸素水素法に依り、酸素アセチレン法は初めてであつた。前者の銲接に要した時間は 21.1 時間、後者のそれは 24.9 時間であつた。時間の相違は職工の不慣れに起因するもので椅子に對する疲勞試験は全く同一であつた。此際大切な問題は瓦斯の消費料の點である。酸素水素では 50 臺の椅子を銲接するのに水素 485 ft^3 と 212 ft^3 の酸素を使用し其の比は 23:1 に相當する。酸素アセチレン法に於ては同じく 50 臺の椅子を銲接するに酸素 169 ft^3 とアセチレン 159.5 ft^3 である。アルミニウム銲接に於て、酸素水素法に比し酸素アセチレン法が 25% の燃料の節約をなしたことになる。酸素アセチレンを使用すると銲接費の 30% を節約し得る。

アルミニウム工場では酸素アセチレン法を薄もの厚ものの如何によらず使用して可ならん。 (森 永)

アルミニウムブロンズ (F. Hudson, Metal Industry. Vol. XLII. No. 11. 1933, p. 297.) 腐蝕疲勞に對する工業上の材料としては最初アルミニウムブロンズ及マンガニースブラスがよいと思はれたのであるが私はその中アルミニウムブロンズに興味を感じた。マンガニースブラス或は高力眞鍮等は鑄び易い條件の下に於ては亜鉛を析出して構造物の部分としての能率を低下することは今は既によく知られて居る處である、實際この場合小さい内力に依つて破壊し、 β 組織になるとこの現象は餘程甚だしくなる、腐蝕作用がなくとも高力眞鍮は多く疲勞内力に對する抵抗は不充分である。この腐蝕疲勞に對してアルミニウムブロンズのよいことは Glenfield 及 Kenedy 兩氏に依つても確められた。

アルミニウムブロンズ初期の使用 1905 年 4 月の Brass world にアルミニウムブロンズを施條銃の撃針に使用したことが書いてあるのは面白い、鐵がこの目的に適せぬことは明瞭で之は疑ひもなく鐵合金の發見以前であつた。更に約 50 年前 1886 年 10 月米國 Cleveland Ohio の the Cowles Electric smelting & Aluminium Co. では數噸のアルミニウムブロンズを完成しその抗張力は 46 乃至 55 in^2 であつた。同會社は自ら世界唯一の電氣銲鎖最初の生産

者たることを誇り次の如き特徴を挙げた。“45 $\frac{1}{2}$ の大きな抗張力を有す、柔軟性延伸性に富む、壓縮に對する抵抗大、剛性大にして眞鍮の40倍以上、細微鑄物に適す、硬化軟化靱性等は熱處理に依りて望みのまゝに得られる、細微仕上に對する感受性あり、光澤あり、等方質性なり、電気抵抗熱傳導大、液狀に於て galvanic action に對する抵抗大”等々。且眞の化合物で金屬界に卓越せる地位を占むると附言したアルミニウムブロンズが實用上有名になつたに就いては發見者である英國の科學者 John Percy 博士を忘れることは出來ない。この合金の冶金技術が誤解され實用的採用を妨げられたのは遺憾であつた。重要點の概要を示す平衡狀態圖を實際應用してアルミニウムの鑄造や大型鍛造等をする場合、凝離や自己焼鈍等の困難及その豫防法には特に注意する必要がある。腐蝕される條件の下にあるこの金屬と他の非鐵合金とを比較するには、鑄型や加熱爐の内部及熱處理等の條件の下に於ける物理的性質が共に論じられるのである。

平衡狀態圖 現在の平衡狀態圖は Stockdale の表現法にして最も權威あるものと認められて居る (1922 年 Tormal Institute of Metals の Vol. 28, p. 273 “The copper-Rich Aluminium-Copper Alloys” 参照)。之は勿論平衡狀態の下にある合金に基礎をおいてある。普通鑄造作業に於て冷却は充分緩やかでないから正しく狀態圖に従ふない。且又既に發表されたこの合金の智識もこの點に關しては極めて漠然たるもので、實際製造家にとつて正しい指針となるものを未だ知らない。従つて實驗室や工場で得た結果から考へられる limits of departure に就いて述べることにしよう。先づ商業上のアルミニウムブロンズは Al 16% 以上のものはない。この範囲内では Stockdale の平衡狀態圖は “ α ” “ β ” 及 “ δ ” の如き三様の相の中一つ或はそれ以上を構成して居る。Al 7.5% 以下ならば銅中に Al の溶けた單なる固溶體にして α 相として知られて居る。更に又 α は常溫から 537°C までの限度に於て Al 9.8% 以下の場合にも存在する。Al 7.5% 乃至 8.0% を含むものが鎔融狀態から冷却する場合、夫々 Al の含有量に従ひ 1,031°C 乃至 750°C の間に於て ($\alpha + \beta$) を構成し、更に冷却すれば轉じて單なる α 固溶體となる。Al 9.0% 乃至 9.8% のものは冷却の當初單に β のみ生じ 1,031°C 乃至 925°C の間で ($\alpha + \beta$) に變じ更に冷却すれば 750°C ~ 537°C の間の夫々の對應溫度に於て單なる α に變ずる、私の考ふる處では Al 9.8% 以下の斯の如き部分は、實際的應用の範圍にして最も大切であり、この範圍内では疲勞に對する抵抗が得られる。

自己焼鈍の原因 第3の相 δ は Al 9.8% 以上のものに始めて存在する。即ち高溫度に於て β のみなるが Al 11.9% までは冷却に従ひ ($\alpha + \beta$) となり 537°C に至り α を生ずることが終つて代りに δ

を生ずるに至るのである。この溫度に於ける變化は鐵炭素の平衡狀態圖に於けるパーライトの變化と全く同様である。即ち ($\alpha + \beta$) 或は β は α 固溶體と δ との共晶混合物となる。之は後にも述べる如くアルミニウムブロンズの自己焼鈍として知られて居る缺點の直接原因である。凝固範圍の極めて狭いことはアルミニウムブロンズの最も卓越せる一般的特徴にして工業上重要性を有し速かに凝固する故に大きな鑄物に於ても凝離を妨ぐこととなる。平衡狀態圖の智識は極めて重要にして、之を活用することに依り特別な成分から特別な目的に最も適する材料が得られる。殊に熱處理、質量或は冷却狀態等の影響に感受し易い合金の操作には必要缺く可からざるものである。然し乍ら既述の如く實際工場等で行はれる場合は、冷却速度が相當に大きいため狀態圖とは一致しないもので、特に Al 6.5% 乃至 10.5% のものに甚だしい、たまたまこの成分のものは使用範圍最も廣く且つ不純物及特種目的のため加へられた他の金屬をも幾分含有し、平衡狀態圖と異なることも餘儀ないのである。冷却が緩かになるに従ひ平衡狀態圖に接近することも事實である。

終りに顯微鏡下に現はれた異なる形式の種々な相を述べんに、(1) Al 4.64%、Fe 1.40%、Mn 0.80% を含むアルミニウムブロンズの砂型鑄物は全然 α 相にして (40 倍) 一般に鑄物組織として知られて居る、(2) これを鍛造し 15 分間 650°C にて焼きなまして空中冷却すれば本質の α 組織となる (340 倍) これと前者との slide (滑り跡) を比較すれば、鍛造や焼きなましを Cored structure を除去し優秀な結晶にすることが分る。本質の α 組織は黃金色をなし、加工再熱すれば容易に双晶を生ずる、Al 6.6% 以下のものは全然 α 相にして熱處理を施し難く、且鑄造狀態の最大の強さが最も低いが伸延性は最も良い。然し適當な加工に依りある非常に勝れた性質が得られる、(3) Al 6.59%、Fe 1.23%、Mn 0.75% のアルミニウムブロンズの砂型鑄物に於て ($\alpha + \beta$) が生じ始めたものを見るに (40 倍) 組織は細かく β 組織は暗く見える、 β は硬くて相當に脆い。(4) この材料を鍛造後 1 時間 650°C に焼きなまし空中冷却せるものを見れば (240 倍) 双晶 α が分り、暗色の β が α を取捲く、(5) 前述最後の二つは既述の如き冷却速度及不平衡狀態の適當な制限に依り α 中に ($\alpha + \beta$) を存在せしめることが出来る。即ち鍛造後 950°C に 1 時間再熱し 8 時間半以上を費して爐中冷却した例に見られる (100 倍)、結合せる ($\alpha + \beta$) は全く眞の α の狀態に變じ、滑りは双晶 α の非常に明かな概念を與へる、(6) 6.59% の Al を含むアルミニウムブロンズを適當に熱處理して再び結合 ($\alpha + \beta$) を生ぜしむることを得、例へば鍛造後 950°C に 1 時間熱し水中冷却して得られる (500 倍) α の黃金色はそれを取捲く暗い β に比較して容易に分る。

(山 田)