

目 録

2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

經濟的な耐火煉瓦の均熱爐カバー (日本製鐵參考資料第5卷第5號) 最近多くの製鋼會社に於ては、均熱爐のカバーに保温耐火煉瓦を使用して經濟的結果を齎して居るが、これは重量が軽い爲カバーの構造を非常に軽くし、カバーの引揚げと處理に動力が少くすむ。

即ちモータは比較的小さいので事足りる。カバーが軽くて取扱ひが容易である爲煉瓦積に対する損傷が少くなり又必要な修繕の度數と程度が低減した。尙使用中のカバーは重い耐火煉瓦で作られたものよりも壽命が長いことが明かになつた。保温耐火煉瓦は熱の貯藏と熱傳導率とが低い爲均熱爐に於て相當の燃料節約を成すことが出来る。

良好なる作業 發生爐ガスを使用し 2,600°F で作業され、長さ約 6ft、厚さ 20~24" の裝入物を加熱する均熱爐の保温耐火煉瓦カバー (5 ft 6" × 14 ft × 11") は 5 ヶ月間の繼續作業に堪へその間少しも修繕を必要としなかつた。最初の修繕はカバーの取扱ひ不注意に直接原因したものであつたが、然しひどい修理ではなかつた。此のカバーは時々修理を施すのみで、38 ヶ月間サービスを續けたが重い耐火煉瓦で作られた同じカバーは 3 ヶ月後に修理を必要とし、サービスの全壽命は僅々 8 ヶ月であつた。

他の會社では二つの均熱爐の間の壁を取り除き、一均熱爐に改造しそして 2 つの 6 × 9 ft のカバーはボルト締めにして接ぎ合せた。然るに現存の設備では重い耐火煉瓦が使用された時には 2 つ接ぎ合せた 7 × 18 ft のカバーを持上げることが出来なかつたので保温耐火煉瓦を使用した。言ふまでもなく其結果は非常に良好であつた。そして此のカバーは現在まで 18 ヶ月以上のサービスを續け居るが今後ともまだまだサービスを續け得る見込である。尙同じ工場で此の外 3 個の 7 × 18 ft のカバーと 4 個の 7 × 9 ft のカバーが使用されて居るが、米國では此の種のカバーが目下所々に使用されて居る。因に此のカバーには紐育 Babcock & Wilcox Co. K-30 insulating-Firebrick が用ひられる。(Steel July 18, 1938, p. 66)

6) 鐵及び鋼の加工

マンガン鋼用の電極 (日本製鐵參考資料第5卷第5號) マンガン鋼鑄物又は鐵道の轆叉等の如き激しい衝撃を受ける部分品の熔接用として新電極が案出された。これは Smootharc Harmang と稱し、ミルウオーキー市ウエスト、ナショナルヴエニュー 4400. Harnischfeger Corp に依て作られたものである。

此の電極はその靱性と硬度が並以上であるのが特長である。その基礎金屬は Ni-Mn 鋼で Ni-Mn 分 11~14%、Ni 分 3.5~4.5%、C は 1% 強である。

此の電極は普通とは違ひ、電極の方がプラスで熔接される方がマイナスになつて居り、そして大きさは、90~140 A の電流使用に對し徑 1/8~1/4" に作られてある。(“Steel” July 18, 1938, p. 59)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鑄物砂の性質 (Dietert H. W.: Foundry, Sep. 1938) 鑄型の

面が良好であれば出來た鑄物も良好であると言われるが、之には多くの眞理を含んで居る。故に砂が使用目的に副ふか否かを知る爲には豫め試験をして見なければならぬ。此の試験試料は長さ 2"、直徑 1 1/8" の圓柱型で砂を此の形に搗き固める。之を鑄物砂試験用膨脹計の爐中へ入れる。爐溫度は 2,500°F に達するのであるが冷却は極めて急速に行はれ出來る寸鑄込の時の條件に合致する如くにしてある。又 10°F/min の速度で溫度を上昇せしむる事も出来る。試料の膨脹收縮は dial indicator に依て 1/1,000" まで読み得る様になつて居る。

珪砂は加熱に依り膨脹する。極めて耐火性の高い油で結合されたものは 1" につき 0.040" にも達するし又結合劑に依ては全然膨脹の見られぬ事もあるが之は結合劑の收縮と珪砂の膨脹が打消し合ふからである。

粘土の結合劑を使用した試料は高温に加熱されれば收縮する。耐火度の低い結合劑は 1,600°F 位で收縮を始め耐火度の高いのを使した時は 2,400°F で始めて收縮を起す。穀物性の結合劑であるとか木材微粉の如きは比較的低温で焼けて空所を残すが此の空所へ膨脹した砂が移動し、かくして膨脹が打消されたり減少したりする。鑄物砂中の粘土性結合劑の大部分は珪石とは flux をつくる物質と考へて宜しい。故に此の種の結合劑を使用すればする丈耐火度は低く收縮は大である。鑄物の膨脹は 500°F 位から始まり 1,600°F まで續く。故に砂は最初の間は比較的低温で膨脹する。鑄型面は、鑄型中に完全に湯が入る數秒前に其の膨脹期を過ぎ次いで收縮期に入る。故に高温の湯を注いだり、大型の鑄物では其の鑄型面が收縮のみ起すと考へて宜しい。

砂を通しての熱の流れは其の通氣度に比例して變る。鑄型面の通氣度が増せば砂中への熱の流れが増し大なる收縮を起す。故に mold dust や mold wash を使って通氣度を減ずれば收縮も減ずる。

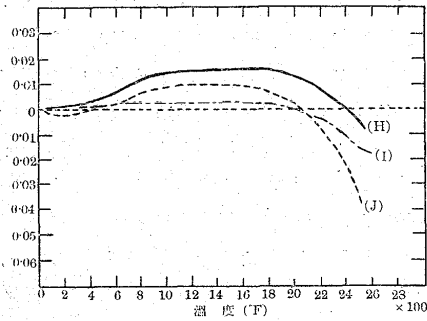
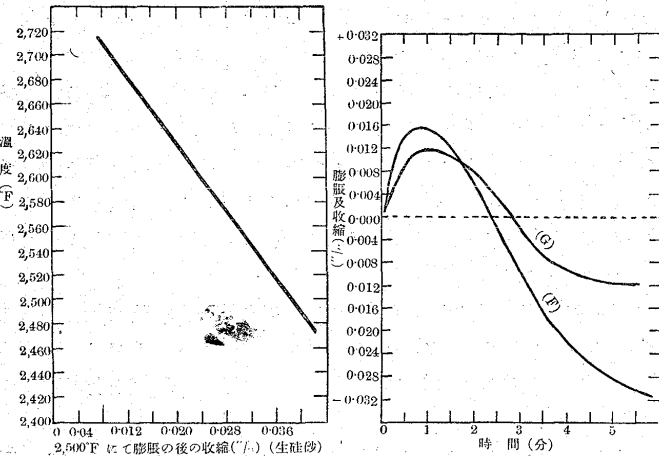
然し注意せねばならぬ次の事實がある。即ち耐火度高き結合劑が使用されれば收縮は遅く起り、收縮は最も小さい。此の條件は高温金屬又は大型鑄物にとつて好ましいのである。耐火度低き粘土が多量に使用されれば收縮は早く起り鑄型面を押しつけ表面部分が剥落する虞がある。

小型鑄物の場合、砂に與へられる熱量は少なく、膨脹も僅小である。かくの如き場合膨脹を最小ならしむる爲に粘土性結合劑を充分に使用せねばならぬ。その爲 medium-soft の鑄型硬度 55 程度に搗き固め rat tail の如き缺陷を起さぬ様にする。

rat tail を起す砂と、薄肉鑄物に良好な成績をあげる砂とを比較すると、rat tail を起す砂は膨脹試験で既に割れる事が見出された。今砂 (A) が rat tail を起し、砂 (B) が起さぬとすれば (B) は膨脹試験では表面に割れを生じぬ。砂 (A) は此れを生砂強度 6.5 lbs にまで固められたとすればよく密着して rat tail を起さない。面の彎曲に依る缺陷は鑄型天井によく生ずる。砂 (C) が此の缺陷を示したが、此の現象は 2,500°F に砂が熱せられるや否や起た。此の膨脹率を測定する事は其の爲に不可能となつた。2% の穀類結合劑を加へて砂 (D) を作たが此れは良好な結果を與へた。此の改善の原因は穀類の結合劑は砂の柔軟性を増すと云ふ點にある。膨脹率は

0.008"/in, 收縮度は -0.012" であつた。收縮性物質を増す爲に 3% の粘土を加へた砂 (E) には彎曲による缺陷は見られなかつた。

砂 (F) は剥落を生じたが砂 (G) はこれを改良して剥落を防止し得た。此の (F), (G) 共に粒子の大きさ、結合剤等は同一であるが (F) には粘土が多く入れられた。以上述べた (A)-(G) の 7 種の砂に關する種々の data は次の如くである。



砂	濕度 %	通氣度	生壓 lbs	乾燥砂縮	衝壓值	粘土 %	燒度 °F	膨脹 inch/inch	收縮 inch/inch	鑄型硬度
(A)	7.2	23	6.1	52.0	128	14.2	2,337	+0.020	-0.047	
(B)	8.2	44	16.3	55.0	277	28.1	2,537	+0.015	-0.004	
(C)	3.9	120	4.1	13.5	60	7.0	2,392	—	-0.022	85
(D)	5.3	90	3.7	50.0	111	6.5	2,442	+0.008	-0.012	55
(E)	4.7	110	6.7	25.0	114	9.7	2,420	+0.014	-0.009	87
(F)	2.2	138	9.5	67.0	115	—	2,356	+0.019	-0.028	
(G)	1.8	143	6.6	77.0	92	—	2,588	+0.012	-0.011	

砂 (H) は膨脹收縮共に最高値を示し前者は 0.016", 後者は 0.008" であつた。(H) は普通の鑄鋼工場で用ひられる砂である。砂 (I) は (H) に 3% の穀類結合剤を加へたもので膨脹は 0.009" に下り、收縮は 0.040" に増加した。

極めて僅少な膨脹しか示さぬ砂は一度煨焼された粘土粉末を砂に混じて用ふる。此の種の砂 (J) は最大膨脹が 0.003" で收縮は 0.017" である。若し此の (J) に高耐火度の粘土が加へられると、收縮は 2,500 F まで完全に見られなくなる。

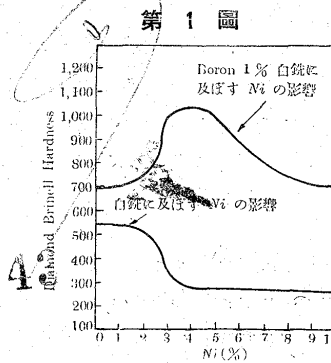
かくの如き試験によつて砂の性質を推知出来れば、良好な鑄物を製作するに對し貢獻する所が多いであらう。(S. O.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

耐磨耗性 Ni-B 鑄鐵 (Walter, F. Firsch, Metal Progress,

September, 1933) 鑄鐵の熔解に於て硼砂の厚い被覆の下に黒鉛坩堝にて長時間加熱する時は白銑に似た極めて硬いものが得られる。之は C 及 Si の爲に B が還元し合金したもので存在する C 及 B の量に依ては多少の脆性を有してゐる。一般に鐵合金に B を 1% も加へる事は餘りに脆化さす爲に價値なき事とされてゐたが此の Fe-B 合金は極めて耐磨耗性を有する事が分明的。商品名 Xaloy 或は I. R. Metal として出されてゐるものは何れも特許に屬するが成分範圍は C 2.50~3.25%, B 0.70~1.10%, Si 0.50~1.50%, Mn 0.50~1.25%, Ni 3.50~4.50%, P 及 S は各 0.05% 以下である。

Fe-B 合金に及ぼす各種元素の影響は研究せる結果 Ni が最も良い結果を示した。第 1 圖の下の曲線は C 0.32%, Si 0.50%, Mn 0.60%



%, P 0.05%, S 0.015% なる白銑鐵に Ni を加へた場合の硬度變化にして試片は砂型鑄物空冷のものである。Ni を加へると白色破面を有せしものが次第に鼠銑化す。即ち Ni の爲に黒鉛化が起り硬度は低下する。然し Ni が高くなると Martensite の生成を促し爲に硬度も或限界以下に下る事はない。上の曲線は C 3.0%, B 1.00%,

Mn 0.60%, Si 0.57%, P 0.050%, S 0.015% なる Fe-B 合金に及ぼす Ni の影響を示すもので試片の状態は前と同様である。此の曲線から Ni の硬化影響は直ちに分明しやう。Fe-C 合金に B を加へると黒鉛化を妨げるもので普通の鼠鑄鐵に B 0.25% を加へても白銑に變化する。B は Cementite と結合して之を安定化させるものである。4% Ni の Fe-B 合金は空冷の状態にて Martensite の組織を有すが B は Ni の黒鉛化能力を負かし Martensite の生成にだけに制限する。

Fe-B-Ni 合金即 Xaloy の製造は種々あるが Fe に Ferro-B と Ni とを加へるか Ni-B を加へるか或は Ni-Fe 合金を熔解し硼砂、硼酸等硼素を含む化合物にて被ひ之から B を還元する方法とある。還元法は温度、加熱時間、熔解條件を調整すれば可成狭い成分範圍に限定する事が可能である。此の合金の性質は次の様である。耐磨耗性に關しては 1937 年 3 月に本誌にて發表してある。動輪に對す

熔 融 温 度	1,975°F (約 1,080°C)
抗 張 力	30,000~45,000 psi
抗 壓 力	225,000 psi
屈 撓 力	37,500 lb
比 重	7.58
膨 脹 係 數	7.2 × 10 ⁻⁶ /°F
熱 傳 導 率	7.5 B. t. u./ft ² /°F/in
硬 度	800~950 (ブリネル)
	C-64~70 (ロツクウェル)

る小さい停止試片の結果であるが純粹の迂り摩擦で速度、壓力、時間を變へ極めて潤滑能力のない輕油中で試験したものである。結果は非常に良好で低い磨耗性従て長い壽命が説明せられる。

耐磨耗性の次に來るものは其應用方法であるが其低熔融點 (共晶鑄鐵より約 100°F 低い) を利用して鋼或鑄鐵 Cylinder の内或は外側即ち磨耗部を被覆せんとするもので其實施方法は裏付せんとする鐵鋼管の一方を熔接により封じ之に所要量の合金の小片を入れ他端も封じ唯排出孔をつけて之を 2,150°F の爐中に加熱し徐々に廻轉す。合金が熔ける迄加熱し後管の厚さに應じて 5~30 分保持す。

次に之を手早く取出し廻轉機に入れ熔けた Xaloy が内壁に投げつけられる位の高速で廻轉する。凝固後は空冷し両端の封じは切り捨て内面を仕上げる。裏付の層は 1/16" 位であるが 0.02~0.25" 位迄目的に應じ變更す。斯様に作られた裏付は他の何れの方法に依るよりも厚く且其硬さは均一である。此被覆の切斷面の組織を見ると鋼の方への C の擴散も認められ其繼目が急激なる變化を示してゐない。此利用方面は各種 Cylinder, Sleeves, Bushing 等であらう。(Y)

鐵及び鋼に及す V の影響 (II) (Priestley, W. J. Metals & Alloys. Sep. 1933) Mn・Cr・V 鋼は焼入、焼戻を施して使用する炭素鋼及び低合金鋼の代用として自動車のクランク軸に使用されて居り機械的性質優秀にして不規則な周圍及び斷面を有する鍛造物に適して居る事が認められカム軸、車輪ボス、偏心輪其他大なる應力のかゝる部分に盛んに利用される様になつた。Mn・Cr・V 鋼として最も普通の化學組成は C 0.15~0.50%, Mn 1.00~1.60%, Cr 0.30~0.65%, Si 0.15~0.30%, P 0.04% max, S 0.05% max, V 0.12% max である。特殊の構造用 V 鋼は主に Ni, Mo, Cr 等を含有す。Cr・Ni・V 鋼は Ni 及び Cr を約 0.5%, V を相當量含有し自動車用の齒車其他に使用され機械仕上面が綺麗であり普通滲炭し硬化して用ふ。

V 鋼に Mo を添加する際は Mn の量を定める必要がある。

Mn・Mo・V 鋼の用途は高温で使用する管、板其他である。

1,000°F で 18,000~20,000 w/in^2 の應力のもとに於けるクリープ強度は 18/8 耐蝕鋼より小である。鑛山用機械によく特殊の V 鋼を使用する。タガネは Cr 1.35~1.45%, W 2.3~3.0%, V 0.18% を含有す。中空錐も Mo 0.20~0.30%, V 0.15~0.25% 含む鋼を使用すると非常に具合がよい。シヨベル、ドラッグバケット等も Cr 0.40~0.60%, Mn 1.10~1.40%, Si 0.70~0.80%, V 0.10% を含有すると耐摩耗性が極めて大となる。フッカーバアーも Si 0.12~0.18%, V 0.22~0.28% の V 鋼でつくつたものは壽命が長い。ガソリンモーターの排氣弁に使用して良結果を得た鋼の組成の一例を挙げると C 1.00%, Si 2.00%, Mn 1.40%, Ni 1.05%, Cr 14.00%, W 4.00%, V 0.20%, Mo 0.50% である。この種鋼の 600°C 以上の各種の温度に於ける高温抗張力を次に示す。

温度 °C	抗張力 w/in^2	伸 %	絞 %
600	81,000	10	31
700	39,000	22	54
800	24,000	47	72
850	19,400	30	66

V を含むバネ鋼には 3 種類ある。即ちよく知られて居る Cr・V 鋼、Si・V 鋼の外に極く最近出来た Cr・V 鋼がある。最もよくバネ鋼に使用されるのは Cr・V 鋼の S. A. E 6100 及び S. A. E 6150 で熱処理したものでブリネル硬度 360~460、抗張力 175,000~230,000 w/in^2 を有す。この種の材料の熱間加工の最適温度は Cr 及び V の含有量によつて異なる。Cr 0.80~1.10% V 約 0.18% の S. A. E 6,150 鋼は普通 1,000~1,250°C で壓延するバネ鋼は普通 900~1,050°C で熱間加工する。高合金鋼は更に高温で行はれる事もある。次に熱処理は 800°C 迄徐々に加熱し油焼入する。焼戻は油槽中で 300°C を過ぎぬ程度で 30 分以上行ひ油中に冷却する。

S. A. E 6150 鋼は従来板バネ及蔓巻バネにかなり利用された、これ等は普通平棒や、丸、平、角のワイヤーからつくるのである。この種の鋼の蔓巻バネは徑及び厚さ 5/8" 以下の棒からつくる。板バネは厚さ小で熱間壓延し目縁バネ又は半目縁バネにかへる。

Si・V 鋼は大体 C 0.60~1.00%, Si 0.50~0.75, S & P 0.045% max, Mn 0.45~0.65%, V 0.15~0.20% の組成のもので C 量の範圍廣いが寸法、性質によつてきまるものである。低炭素のものは冷間引抜でつくられ高炭素のものは徑 1/2" 以上の大型の棒から蔓巻バネに使用されあまり酸化されず表面の多少のスケールは熱間加工中にとれ仕上面は極く綺麗なものとなる。

トラック、鐵道汽關車等に用ひられる目縁バネは 860~900°C から油焼入し 450~570°C で焼戻しブリネル硬度 380~444 になる。C 0.88~0.98% の熱処理した、材料の機械的性質の一例を挙げると抗張力 w/in^2 195,000~220,000、降伏點 w/in^2 175,000~200,000、伸 % 8~10、絞 % 20~30、ブリネル硬度 380~444 である。最近出来た Cr・V 鋼の成分は C 0.65~0.75%, Si 0.30~0.40%, S & P 0.040% max, Mn 0.80~1.05%, V 0.05~0.10% である。これと同様な成分で Cr が入ったものも良結果を示した。Cr 0.30~0.45% で Mn 多少低く 0.65~0.85% のものである。其後これ等 3 種のバネ鋼に加へて更にクリープ抵抗大にして耐久性性質優秀なる數種の鋼がつくられた、これ等の鋼は普通の Cr・V 鋼より更に高温で使用出来るものである。これ等は W, Mo の外に多量の合金元素を含有し例へば Cr 1~2%, V 0.20~0.40%, W 2% のもの等は中々有効である。Cr を含まず Si 2%, Mn 1%, Mo 0.50~1.30% のものもクリープ抵抗大である。何れも V は 0.30~0.40% 含有す。

V は大なる靱性を必要とする工具鋼に用ひられる。打撃、割れ磨滅等に對して大なる抵抗を有するものは含 V 工具鋼で容易に得られる。V のみを含む工具鋼は孔貫、ダイスアダプター、心棒、ブッシュ、剪斷羽根、板貫き、クリッピング、引抜、浮出、切抜き、穿孔、鉋掛け、スクメ、支え刃ダイス等に用ふ。高炭素、高クロム工具鋼は剪斷羽根、支え刃、板貫き、パンチ、穿孔及平延ダイス等に用ふ。その他 V を含む低合金鋼で油焼入したものは焼入硬化層が深く割れにくい。

V 1%, Mo 1% 含む自硬性のある高炭素高クロム鋼は焼割の危険を出来るだけ避け製造時間を短縮する場合に適す。芋接管、重ね鍛接管を切たりするには炭素鋼又は含 V 炭素鋼を用ふ。高速度工具鋼に V を入れるのは殆んど効果がないが Mo, Cr, W を含む工具鋼に V を入れる事は最近二三年相當注目されて居る。

Mo 7~9%, Cr 3~5%, W 1~2%, V 0.8~1.7% の鋼も相當有名で最近コバルト高速度鋼にも V を入れると組織が微細化し靱性が増すと云はれて來た。

V を 0.10~0.15% 鑄鐵に入れると強さが 10~25% 増加し結晶粒が均一化し靱性が大となる。V を含む鑄鐵は蒸氣機關のシリンダー、バルブピストン、ブッシュ、ピストンリング等に適す。

含 V 鑄鐵でつくつたシリンダーは普通鑄鐵のシリンダーより非常に長くもちスクラップになる量が大幅に減少した。これ等の利點は大型のディーゼルモーターに使用しても同様である。代表的 V 鑄鐵の組織は Si 1.3~1.8%, Mn 0.50%, V 0.10~0.15% である。鑄鐵に V を入れたものは初めはかなり高温で使用し脆くならず均一硬度を要する大型のもの即ち汽關車用シリンダー、火格子棒、總形ダイス、德利鑄型、眞鍮壓延ロール等に利用された。

V 鑄鐵は V の外に黒鉛化作用を有する元素を含むのが普通であるが時には炭化物生成作用を有する元素をも含む、Cr 2% を含む。

Cr・V 鑄鐵のロールは多年鋼材壓延用に使はれて居る、Cr が高いと大型の材料には有利であるが極く最近小型のものにも利用される様になり自動車エンジン用のクラッチプレート等がこれである。

V 其他の元素の外に Ti の少量を添加する事がある。Ni・V 鑄鐵は耐摩耗性大で自動車部分品をつくるダイス等によい。

Ni・Cr・V 鑄鐵はチルドロール、冷間壓延ストリップ等によい。

Ni・V 鑄鐵に Cr 約 0.75% 加へると結合炭素と黒鉛の比が一定で硬度及び耐摩耗性を一層増大する。

Si 約 1%, Mn 1%, Cr 1.8%, Ni 4%, V 0.35% の Ni・Cr・V 鑄鐵は鋼材用のロールに廣く用ひらる。硬度及び靱性は深く迄大で冷硬化して表面耐摩耗性大となる。V はセメントサイトを安定化し黒鉛粒を微細にし均一に分布するソルバイト組織を得易く地の結晶粒を微細化し靱性が大となる。

Ni・Mo・V 鑄鐵は強度大で抗張力 60,000 w/in^2 以上のものが得られプレーキ胴等に用ひられマルテンサイトが分解した組織を有す。

Ti・V 鑄鐵は厚さ 1/4" 以上のもので組織が極めて均一で断面全部機械的性質も均一である。室溫、高温何れに於ても強度大でディーゼルエンジンヘッドに推賞される、V は Ti と結び合ひ高炭素高珪素鑄鐵の肉薄のものでも容易に冷硬化するのを妨げる。従てこの鑄鐵はピストンリングにも適する。Cu・V 鑄鐵は強度、成長、冷硬化、組織何れの方面も良結果を得る。Cu は約 2% で 75,000 w/in^2 以上の強度が得られる。衝撃値も大で鑄鋼の代用に相當用ひられるものと考へられて居る。

T. C 2.90%, G. C 2.30%, P 0.06%, S 0.03%, Mn 0.75%, Al 1.0%, V 0.18% の窒化鑄鐵は自動車のシリンダーライナーに利用される。

以上により V は鑄鐵及び鋼に相當優秀なる影響を與へ鋼に於ては V を入れると嚴密な熱處理を要せず熱處理も機械加工の費用も少くて済む様になるわけである。 (K)

Ni 鋼、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態に伴ふ弾性係數及減衰の變化 (Erich Scheil: Archiv Eisenhüttenwesen, Aug. 1938) Ni 鋼細線を振り振動させると $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態の開始と共に減衰し、振動の中點が變移する。本文はこの實驗法とその結果に就き記したるものである。

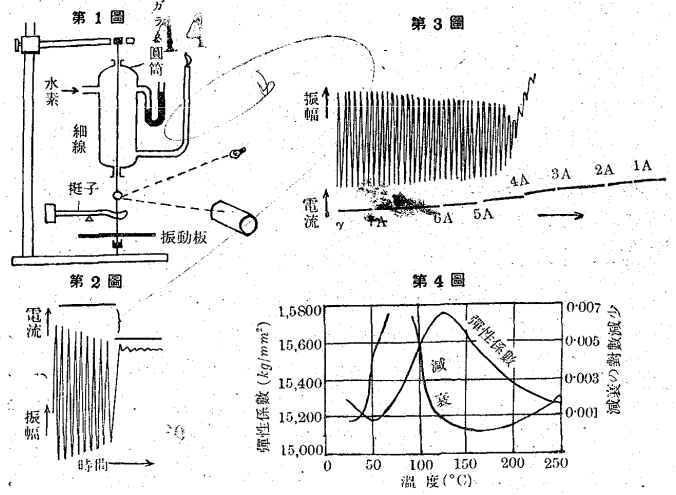
實驗裝置 最も簡單なのは第 1 圖の如きものである。試料細線は長さ 150~160 mm, 厚さ 0.6~1 mm で、細線の下端は振動圓板に固定してあり、この圓板の振動は寫眞に記録される。圓板は細線に左右の振動を與へない爲に、電磁石により軸の廻りに振動させられる。試料としては Ni 23.4%, C 0.03%, $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態點 135°C の鋼を用ゐた。先づ細線に電流を通して 800°C まで、水素氣流中で熱す。電流は上は棒に、下は水銀溜につけられた針を通して流れる。又細線は高温にて圓板の重さの爲、弾性を保ち得ないから、挺子によりその重さを減ずる。この裝置の難點は溫度測定で、振動する線に熱電對をとりつけ得ないから、精密に溫度を測る事は不可能である。光度高温計、輻射高温計等を用ゐて測ればよい。細線を白熱した後、300°C まで下げ、こゝで挺子の支へを除き圓板を振動させる。振幅を 0.5° にすれば充分振り弾性限界内にある。熱された細線は抵抗熱により恒溫に保ち、又は電流を切て振動の状態を寫眞に記録する。再び實驗を行ふ場合には、又細線を 800°C に熱して γ 組織を作りて後行ふ。

零點の變移 第 2 圖は電流を急に切た時に、マルテンサイトの生成の瞬間に於ける振動の變化を示してゐる。切斷後、短時間に振動の中點は變り、強く減衰する。この兩現象が變態の開始を示す。零點の變移がマルテンサイト化の直接の結果か、それとも振動板の非對稱性に基くものかを檢べる爲、圓板を 180° 廻轉して實驗した所、變移の方向が逆になつた。故に之は非對稱性に基くことが分

た。變態しない銅細線を、圓板を靜止させて置いて赤熱状態から急冷すると、圓板が微振動を始めた。この事實より、零點の變移は振動板が非對稱的である爲、變態により細線の長さを變化する時、圓板に廻轉衝擊を與へる爲に生ずるのである。硬い細線はこの衝擊に對して抵抗が大きいため細線の直徑が増すと零點變移が小さく、又緩冷すると變移が小さい。零點の變移小なる事は、試料鋼の弾性、伸びの小さな證據である。

變態による減衰 第 3 圖にて減衰は零點が變移する前に、既に起る事が分る。著者は又種々なる試料を用ひて、試料の慣性モーメントの大小が減衰には影響少き事を實驗した。減衰の増加が $\gamma \rightarrow \alpha$ に變態の附隨現象なる事は又次の實驗からも分るのである。

試料細線の一端を電磁石で振動させ、之に發振器及擴振器を用ゐて強制振動を與へる。發振器は 200~2,000 の間で振動數を自由に變へる事が出来る。細線の保有するエネルギーは之を通る電流の強さにより比較される。細線の固有振動數と外部からの振動數が一致すると共振動して、電流の強さが最高値をとる。この固有振動數から弾性係數が計算出来る。この裝置により前の實驗に使用した Ni 鋼の冷却時に於ける振り弾性係數と、減衰の變化を求めた所、結果



は第 4 圖の如くになつた。この圖より變態點附近にて之等の變化が最大になつてゐる事が分るであらう。 (S. O.)

構造用特殊鋼の組織及強度に及ぶ熔鋼過熱の影響 (Alois Schöberl, Stahl und Eisen, Mai 1938) E. Pivowarsky 氏は初めて鑄鐵を高温熔解すると黒鉛が微細化され従て鑄鐵の機械的性質が改良される事を確めたのである。其後 O.V. Keil 氏等は鑄鐵の組織は過熱熔融に依て變化する非金屬介在物の量及分布状態に影響される事を確めた。これと同様な事が他の合金及び純金屬に於ても起り得るわけである。過熱熔解した鋼は普通の溫度で熔解したものより抗張力、降伏點が同じで伸、絞及び衝撃値が大で焼戻脆性は減少する。然し過熱熔解せる構造用鋼は熔接性は改良されぬものである。筆者は Ni・Cr 鋼及炭素鋼に就いてこれ等の現象について試験を行た處 Ni・Cr 鋼の鑄造組織は非常に明瞭な柱狀結晶を示し過熱熔解の影響顯著なるものがあつた。熔解は鹽基性電弧爐及び酸性誘導電氣爐に於て行た。酸性電弧爐に於ても同様な結果を示した。

鹽基性電弧爐に於て先づ 50 kg の熔鋼を脱酸後鑄造した。次に同じ成分の熔鋼を脱酸後過熱した。この兩種の熔鋼に何れも取鋼中で等量の Al を添加した。酸性誘導電氣爐に於ては 150 kg の熔鋼をつくりこの半分を脱酸後鑄造し他の半分を引續き過熱し、前と等量の

Al を取鍋中に添加し脱酸した。取鍋中の熔鋼は何れも上注ぎで圓型の金型に鑄造した。鑄造及凝固の條件は何れも出来るだけ等しくした。従て過熱の影響は明瞭に判るわけである。一次組織及二次組織をしらべる爲に鋼塊の頭部、中部、底部の3ヶ所より薄い圓形の試験材を切り採た。温度は光高温計を使用した。

K. Guthman 氏の試験からみて測温した温度よりは實際は相當高いが然し普通熔解したものと過熱熔解したものの差は變らぬわけである。

先づ第一に一次組織に及ぶ過熱の影響をしらべた處 1,550°C 迄は餘り變らぬが、1,600~1,640°C になると明瞭にその變化をみる事が出来た。この變化の起る温度範圍は時に確定されるが、時に不確定である。第1表に試験鋼の化學成分及び過熱の温度を示す。

第1表 Ni-Cr 鋼の成分と鑄込及過熱温度

鋼番	爐の種類	C %	Si %	Mn %	Cr %	Ni %	鑄込温度 °C	過熱温度 °C
1)	鹽基性	0.17	0.09	0.50	0.90	3.61	1,440	—
2)		0.18	0.14	0.54	0.72	3.54	1,440	1,550
3)	鹽基性	0.25	0.18	0.50	0.78	3.33	1,420	—
4)		0.25	0.13	0.51	0.71	3.37	1,420	1,630
5)	酸性	0.15	0.12	0.35	0.74	3.53	1,440	—
6)		0.15	0.13	0.33	0.79	3.60	1,435	1,540
7)	"	0.18	0.20	0.30	1.07	3.44	1,420	—
8)		0.18	0.24	0.22	0.98	3.51	1,420	1,570
11)	"	0.17	0.11	0.42	0.83	3.66	1,450	—
12)		0.12	0.21	0.30	0.74	3.69	1,455	1,600
13)	"	0.18	0.30	0.41	0.82	3.49	1,440	—
14)		0.10	0.45	0.31	0.76	3.60	1,440	1,640

各鋼種の鋼塊の表面を腐蝕せしめて一次組織を比較した處第1表に示す鋼番 1 と 2 では殆ど變らぬが多少過熱した後の方の柱狀結晶の方が微細である。熔解温度 1,630°C の No.4 になると殆ど柱狀晶が消失する。酸性爐に於て熔製せるものも過熱温度の低い 1,540°C の No.6 と普通熔解の No.5 とでは餘り變らぬ。然し熔解温度 1,570°C の No. 8 と No. 7 とでは多少變化を示して居る。1,600°C の No. 12 と No. 11 とでは著しき差を示す。過熱温度 1,640°C の No. 14 は縁の方だけ柱狀晶が存在しあとは全部消失して居る。これは鹽基性爐に於ても同様である。一次組織と二次組織の關係については比較的少ししか知られて居ず一次が細いから二次も細く出るとは云へず過熱熔解により非金屬介在物の核が原因となつて出来た微細な一次組織を生じた鋼は同様な原因で二次組織が微細化されるとは考へられぬ。鑄造状態に於てフェライト及びパーライト鋼の二次組織の粗細は相當重要なものでこゝに焼鈍状態に於ける二次組織の研究を行たわけである。焼鈍温度としては Ac₁ 點の 720°C 及び 820°C よりやゝ上及び Ac₃ 點 1,020°C 以上の3種の温度を採用した。焼鈍後の冷却はシャモットの中で行た。No. 1 と No. 2 とでは焼鈍温度同じものは餘り變らぬが一部分微細なものもある。No. 13 と No. 14 とでは過熱熔解した No. 14 の方が二次組織が粗くなつて居る傾向がある。次に鍛造後の組織をみる爲に 4~40 倍迄鍛造し 800~900°C で一時間焼鈍しシャモット中で冷却した。焼鈍温度 800~850°C では殆んど變化はみられず 900°C になると屢々異常がみられた。

鹽基性及酸性爐の何れの鋼の過熱熔解後同じ大きさの結晶粒を有して居たものも各々その大きさに差異を生じた。例へば過熱熔解した No. 2 は 900°C で焼鈍後普通焼鈍した No. 1 より二次組織が粗大となつた。酸性爐に於ても No. 6 は No. 5 より粗大な結晶粒を示した。然し過熱熔解した No. 12 と普通熔解の No. 11 の二次組織とでは殆んど差異が認められぬ。4 及び 40 倍の鍛造度の試料の機

械的性質を次に述べる。4 倍に鍛造したものは徑 60mm に 40 倍の方は徑 20mm の丸棒にした。

過熱熔解した一部のものは伸、絞、衝撃値が多少改良されたが一部のものとは殆んど變らなかつた。鍛造度 4 倍のものとは 40 倍のものとは過熱熔解したものも普通熔解したものも後者の方が強度大で靱性が低い。鍛造度の差異によつて起るかゝる現象の原因については充分研究して居らぬが鍛造度 4 倍の徑 60mm の試料の方が 40 倍の徑 20mm の方より冷却速度が遅い事は事實である。

次に結晶粒の大きをしらべる爲に鍛造度 4 及び 40 倍の試料を 850~870°C で 8 時間滲炭剤中で焼鈍し滲炭箱の中で冷却した。焼鈍後試料の周縁は明らかに共析組織不明瞭なセメントタイトの網狀が出て居る。鹽基性の爐で熔解した場合には過熱の際もパーライトの結晶粒は全然變らぬが酸性爐で熔解した場合は、熔鋼過熱により多少結晶粒が粗大化する従て周縁と心部の關係が膨脹によつて割れ易くする傾向があると考へられる爲長 100mm, 徑 20mm の滲炭した丸棒を 830°C から何回も水焼入したが熔鋼過熱のものも然らざるものも全然割れたり歪んだりせずに硬度 40 上昇したのである。次にこれ等の事を大量熔解の場合に於て確證する爲に酸性の 6t. の電弧爐に於て試験した。試験材は Mo 及 W を含んだ Ni-Cr 鋼を用ひた。試料は熔鋼の温度を測定しつゝ約に次の3種類汲み採つた。(1) 合金剤添加後全部熔解直後 (2) 精鍊中間 (3) 過熱後出鋼前、各試料共約の中へ等量の Al を添加し鑄込温度は全部等しくした。試料の重量は各々 5kg, 過熱温度は作業上及び Si の減少等の點から考へてある範圍に限られ約に採た熔鋼の温度で普通熔解の温度より 60~80°C 高い程度にした。

C 0.30%, Cr 1.3%, Ni 4.0%, W 0.75% の試料の熔解直後に採た No. 1 は周縁より相當深く迄柱狀晶が発達して居り内部は結晶の方向が一定して居らぬが可成大きな樹枝狀晶が見られ精鍊中にとつた No. 2 は柱狀晶の部分少く個々の結晶も少である。過熱後採取した No. 3 に至ては全部柱狀晶の部分消失し断面全部結晶微細である。C 0.25%, Cr 0.9%, Ni 4.0%, Mo 0.25% の試料に於ても No. 2 と No. 3 は明らかに過熱熔解による結晶の微細化が現れて居る。結晶が微細化されればその諸性質も當然變化を來すわけである。

以上の事實によつて Ni-Cr 鋼に於ても炭素鋼と全く同様過熱温度 1,600°C 迄は一次組織に著しき影響がなく二次組織も鑄造状態と焼鈍状態で差異がない。(K)

8) 非鐵金屬及び合金

純 Sn の機械的性質に及ぼす Te の少量添加の影響

(Hanson D, Pell-Walpole W. T. : J. Inst. Metals, 1938, 63) Te が Sn に對し如何なる影響を與へるかは餘りよく知られては居ない。唯、平衡圖の研究に於て、790°C で TeSn なる化合物の液相線

の最高點がある事が確實に知られて居る。本合金研究の遂行に當て、若し Te を直接熔融せる Sn 中に加へれば激しい發熱反應を起して TeSn を生じ、此の化合物は容易に Sn 中へ溶け込まない。故に 10% の Temper alloy を先づ作て置いて Sn へ此れを加へる事にした。其の方法は次の如くである。

硼砂を坩堝中で溶かして約 1/2" の層を作る。此れを 800°C に保て此の中に一塊の Sn を加へる。すると熔融硼砂は直に Sn を包んで酸化を防ぐ、次に Te の小塊を加へる。すると Te は Sn 中へ靜かに熔け込んで何等の激しい發熱作用を呈しない。それは、TeSn

の溶融點以上に加熱されて居るからである。かくして所要量の熔解が終れば、合金はよく攪拌され冷水中に注ぎ出される。熔解の全損失は約1%で、主として硼砂中に機械的に少量が含有されるのである。

次いで0.05~0.10% Teの合金を作た。其の方法はSnを木炭粉末の被覆の下に熔解し500°Cに加熱して置いてTemper alloyを加へた。鑄造は450°Cで行はれ100°Cに豫熱された金型に鑄込んだ。500 grの熔解によつて4個の鑄塊(6"×1"×0.2")を得て居る。

各合金の中から1個づゝ試料をとつて顕微鏡組織を調べた。腐蝕は鹽化第二鐵のアルコール稀釋液を用ひた。Temper alloyはTeSnと思はれる白い相のよく發達した微細な組織がSn含量高い基地中に存在し偏折等は見られなかつた。0.05% Te合金は基地中に微細なTeSnの結晶が散在して居るが、0.1~1.0% Te合金となれば四角なTeSnが所々に群集し、微細なTeSnは基地全體に互に散在して居る。此の latter はTeSnとSnとの共融物に相當すると思はれるが今の所斷言は出来ない。

230°Cで焼鈍後水焼入をすれば0.05~0.10% Te合金は均一な固溶體である。0.15% Te合金はTeSn粒子を含み此れ以上Te含量が高くなれば焼鈍中にTeSnが其の角ばつた形を失ふと言ふ事以外に大體組織に變化が無い。230°Cから爐中にて極めて徐々に冷却された合金は同様な組織を持つが0.05% Te合金では常にSn含量の高い固溶體より成る。TeのSn中への固溶度は230°Cにて0.12%、20°Cでは0.67%となる。此の事實と既に發表された平衡圖とはよく一致して居ない故に、平衡圖のより正確な決定が望ましい。

Brinell硬度は金型に鑄造した直後と、或る間隔を置いて測定を行つた。鑄造直後の硬度は純Snが6.2なるに對し0.1% Teで6.9と言ふ明らかな増加を示して居る。此れ以上Te含量が増しても何等の影響も見られない。時效を見る爲に或る一定の期間を隔て、硬度を測定したが、2週間迄は硬度が少し増加したが其れ以上になると常温で再び軟化を起す。

金型鑄物の抗張力試験を行たが鑄造後1ヶ月では1% Te合金にて1.3 t/in² 延伸率は2%の試験片で37%である。

金型鑄物を228°Cで種々の時間焼鈍し水焼入をして硬度を測定したが其の結果から幾分硬度は増加しその最高點は228°C, 5hrsの焼鈍に依り得られる。それで一列の合金が228°C, 5hrs 焼鈍水焼入を行ひ、他の系列は228°Cから爐中徐冷を行た。其の結果から見れば抗張力、硬度も焼入合金では増加して居るが徐冷したものは鑄放しのものと大差は無かつた。

同様な系列の合金が228°Cで焼入して15°, 100°, 150°Cで焼戻しの影響を見たが、總べての場合何等の變化も認められなかつた。

著者は次に壓延材に就て種々の試験を行て居る。

粒子の大きさが強度試験に大なる影響を與へる事が知られて居るが、著者は金型鑄物、壓延材及焼鈍試料に就き之を測定し匍匐強度に對する影響を見た。

金型鑄物の粒子の大きさは、總べての合金を100°Cに豫熱された金型に450°Cで鑄込んで決定した。此等温度は各鑄造毎に正確に決定したのである。

總べての金型鑄物では大體100粒子/cm²の大きさであつて、唯0.62% Te合金では160粒子/cm²であつた。壓延によつて50%の加工を受けた材料では2ヶ月後、純Snのみが再結晶を行て居り、粒子の大きさは7,500で金型鑄物の100に比較し非常に微細で

ある。

80%の壓延を受け0.2%までのTeを含む試片は1ヶ月間室温に放置した所完全に再結晶を行た。Te含量が高いものは僅か部分的に再結晶したに過ぎず、粒子の大きさを決定する事は不可能であつた。

金型鑄造のものを225°Cに焼鈍すれば著るしい粒子成長を起し、特に純Sn及び0.05% Te合金に於て甚しい。50%の壓延を受け次いで225°Cで焼鈍したものは粒子成長を起すが、金型鑄物の場合に比して未だ粒子は微細である。

以上の事實から純Snに少量のTeを加へる事に依て再結晶温度範圍が著るしく擴大される事がわかる。(S. O.)

Al-Mg系に関する一研究 (Fritz Laves und Kurt Möller Z. Metallkunde, July 1933) Al-Mg系は之迄に屢々研究され、最近の研究は川上氏の提出した研究に基いてゐる。筆者の研究の結果は川上氏の狀態圖と二點に於て相違してゐる。第一に川上氏のγ相は300°Cで焼戻しするとβ及δ(川上氏の記法で)の混合物に變化する、依て次の如く結論出来る、即ち川上氏のγ相は高温でのみ安定である。以下に述べる理由に基きγをδ'と名付く。第二にX線的及顯微鏡的に第四相の存在を證明する事が出来た。約40wt% Mgの所に現はれ、之をγと名付く。以下狀態圖に就いては定性的に報告する事とする。

δの廻折寫眞はα-Mnである。δ'の廻折寫眞はδのそれと非常に近似しており、立方格子なる事を示す。數本の干涉線の移動より變形せるα-Mn型構造を有すると考へられる。この變形はMg含量の減少と共に増加する。新しく發見されたγの廻折寫眞は非常に多くの干涉線を示す。35~36wt% Mgの間に在るβはCu-Cd合金と同型をなす。即ち43at% Cuに相當するCu₄Cd₃合金の廻折寫眞はβのそれと近似す。その干涉線が移動してゐるのは、Al及Mgの原子半徑(1.43 Å及1.60 Å)に比してCu及Cdの原子半徑(1.28 Å及1.25 Å)が小さいからである。個々の干涉線の強さの僅かの違ひは原子因數の相違に基く。

試料の作製には凡てカールバウムにAl及Mgを用ひた。合金は川上氏の用ひた腐蝕液で1/2~2分腐蝕した。δはδ'によく似ており共に雜色に色付いた。然し偏光を用ひて兩者を區別する事が出来た、即ちδは強く異方性を示し、δ'は之を示さなかつた。βはδ及δ'に比して明るく見え、γもβ、δ及δ'と區別し得た。γは腐蝕すると弱く異方性を示した。

焼入れは融體を坩堝ごと冷水中に浸して行た。焼入れした試料は皆川上氏の狀態圖から想像するものと一致する。各試料は第1表に示す如き状態を示した。δは數耗の大きさを有する結晶となり、双晶が現はれた。δ'は双晶は現はれなかつたが層狀をなしてゐた。

第1表に示した試料を300°Cで3日間焼戻して觀察した結果は川上氏の研究とは相違してゐた。この相違を以下順を追て述べる事とする。

第1表 融體から焼入れした試料の研究

Mg 含量		顯微鏡的狀態	X線的狀態
at. %	wt. %		
55	52.4	δ	δ
53	50.4	δ	—
52	49.4	δ	—
51	48.4	δ	—
50	47.4	δ	δ
49	46.4	δ, その粒境界にδ' 約3%	—

48	45.4	δ , その粒境界に δ' 約 5~10%	—
47.5	44.9	δ , その粒境界に δ' 約 10%	δ
47	44.4	δ , その粒境界に δ' 約 20%	—
46	43.4	δ'	變形が認められ始む
45	42.5	δ'	δ'
42.5	40.0	δ' +數+%の β 或は γ	δ'
41	38.5	δ' , その粒境界に β , 約 10%	$\delta'+\beta$
40	37.6	大きな β 結晶粒間に初晶 δ' , 約 1%	β
37	34.6	β	β

(1) δ 中に於ける β の析出 50 及 51 at. % Mg の試料は δ 及 δ' の混合組織を示す可きであるのに、然らずして、 δ 及 β の混合組織を示した。観察を綜合すると δ' (川上氏の γ) は 300°C 迄しか存在し得ないと考へられる。この説明は (2) に述べた観察を支持するものである。

(2) $\beta+\delta$ への δ' の分解 焼入れ後均一な δ' 組織 (46 及 45 at. % Mg) を有する試料は焼戻すと略々等量の δ 及 β より成る混合組織を示した。之は川上氏の状態圖では理解出来ぬ處で、次の如く結論される。 δ' は低温度迄存続し得ずして 300°C に達する前に消失するものである。

(3) γ の出現 主として $\delta+\beta$ より成る試料を焼戻すと、大抵は點在して新しい相が現はれた。最初は之を $\beta+\delta$ に變化し切れなかつた δ' の残留と考へて居たのである。然るに 300°C で 9 日間焼戻したその試料ははじめ誤て δ' と考へてゐた部分が消失せずしてむしろ成長して大きくなつてゐた。X 線寫眞は新しい干渉圖を示し、之により新しい相である事を確認し、 γ と名付けた。 γ の生成は實驗時の條件と、殊に不純物に強く影響される。40 wt. % Mg の試料が γ -包晶中に β を有し、41.5% Mg の試料が γ 包晶中に δ を有する事は γ の存在區域が僅少なる事を示す。 γ は 40.5 wt. % Mg の所に存在する。更に γ の存在區域を確立する爲に 43.4% Mg なる合金を 40°C で 1/2 時間焼戻した處が γ は消失し β (20%) 及 δ (80%) が成長してゐた。従て 300 及 400°C の間で γ は上と、 δ' は下と限界されてゐると結論する事が出来る。不純物の影響が大であるからこの温度限界の決定は慎重を要し未だ決定出来ず。

Zn の添加は γ の生成を容易ならしめる。今不純な Al (2.5% Zr, 0.6% Cu, 少量の Fe, Si, Mn) を以て下記の試料を作製して實驗を行った。

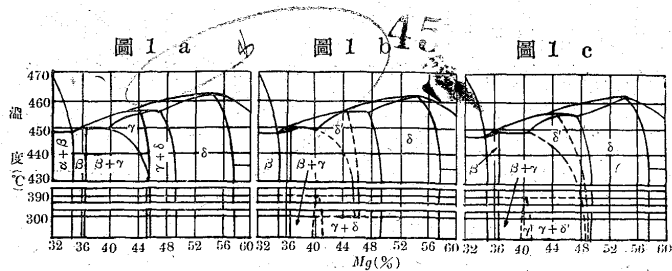
a) 40.0 wt. % Mg 残り不純な Al から作た試料を融體から水中に焼入れたるに δ' (80~90%) の大きな樹枝狀結晶が出来、この結晶粒界に δ' と β とが包晶反應によつて生じた γ (10~20%) が存在してゐた。 γ は固化後始めて現はれ、最初の包晶反應によつて生じた β を包んでゐるのが見られる。

b) a) と同じ組成を有する試料を今度は銹留した (融體から常温に達する迄約 1 時間) 所が大きな γ 結晶が出来て、粒境界の所には δ' が少量 (約 2~3%), γ の結晶粒内には β が 10~20% 存在してゐた。

上に述べた所により、特に一度生じた γ が 400°C で焼戻すと再び消失するといふ事實より γ が固化後にはじめて生ずる事は明らかである。次に生成の順序は、先づ融體から δ' が析出し次いで包晶反應により β が出来る。固化してから γ の核が出来これが δ' の中で生長する。

圖 1 a は川上氏の提出した状態圖であるが 1 b, 1 c は上述の觀察に基いて圖解的に示した状態圖である。1 b が最も確らしい様と思ふが温度と濃度に関しては精密な數字は示してゐない。

(S. O.)



Co-S 系の X 線的研究 (Lundquist D. und Westgren A.:

Z. Anorg. Allg. Chemie. Aug. 1938) Co-S 系は既に屢々 X 線的研究の對象となつた。従來の研究では CoS は NiAs の如き結晶形をとり、 Co_3S_4 は FeS_2 の構造をとり、天然の硫化コバルト鑛に相當する Co_3S_4 があり、又 Co_4S_3 とか Co_6S_5 と考へられたものが X 線的研究では Co_3S_4 であつた。

本研究の目的は Co-S 系の完全な X 線分析を行ひ、更に既知の Co-S 相の性質を研究することである。

試料は酸化物から還元された Co と硫黄華とを石英管で真空中で融かして作た。この Co-S 合金の粉末試料は種々の温度から、水中焼入れされ、再び真空圓筒中に入れられる。X 線研究の結果、 Co_3S_4 , CoS, Co_3S_4 , CoS_2 の出来ることが證明出來た。

Co_3S_4 單位細胞の一邊は常に 9.907 Å で、種々の温度から焼入れしても變化がない。

CoS FeS に似た相で格子常数は S 含量が増すと減少する。650°C から焼入れされた合金では、 $a=3.367$ Å, $c=5.177$ Å (Co で飽和した相), $a=3.361$ Å, $c=5.160$ Å (S で飽和した相) である。CoS の X 線寫眞にては Hägg が FeS にて發見した如き超構造を示す餘分の線が發見されなかつた。CoS 相は NiAs の如く 200°C で長く熱すると變態を生ずる。50~57 原子 % S の多くの合金をこの温度で 1 ヶ月も加熱した。この寫眞で Co_3S_4 の線は得られなかつたが、高温で安定な CoS の廻折線は全くなかつた。その代り擴散した割合弱い線が多くあらはれた。之は明に複雑な相か又多くの相から起るもので、Co-S 状態圖からは決定することは出来ない。

Co_3S_4 54~66 原子 % S の合金は明に Co_3S_4 の相に相當する線群を示す。格子常數 9.382 Å なる面心立方である。單位胞の 8 個の Co 原子と、取巻いて居る S 原子とは四面體に結合されてゐる。Co と S との空間距離は 2.19 Å である。最短の S と S との空間距離は 3.45 Å である。

CoS_2 この硫化物の正六面體の邊は 5.524 Å である。

(S. O.)

Cr-P 系の研究 (Nowotny, H. und Henglein, E.: Anorg,

Z. allg. Chemie. Aug. 1938) Cr-P 系は 50 原子%まで常温で X 線的に分析され、Cr-P 化合物に就いては従來 Cr_2P_3 及 CrP の存在のみ認められてゐた。然し Cr に富む合金については何も知られてゐなかつた。合金の製造には還元された Cr 粉 (約 1% Cr_2O_3 を不純物として含む) と赤磷が使はれた。Fe と Cr とは化學的に似てゐるので Fe-P 相に於ける如き相があるものと假定して、25, 33.3, 40, 50 原子 % P の割合にて合金を作た。Cu-K 線を用ゐて試料の X 線粉末寫眞は Cr_3P と CrP なる 2 化合物を與へた。33.3% 及 40% P の場合では Cr_3P と CrP の廻折が二重になつて來た。

Cr_3P , 淡灰色粉末, 弱磁性あり。粉末寫眞の線は非常に明確であるから、製造に使つた温度が完全な反應に充分であることが分る。 $a=9.126$ Å, $c=4.560$ Å, $c/a=0.499$ Å, 立方體的四面體は體心で

Cr_3P 分子 8 個を持てゐる。

CrP は暗灰色粉末で非磁性である。その X 線寫眞は MnP (殆ど $NiAs$ 型) のものと殆ど違てゐない。斜方格子の格子常数は $a=5.93 \text{ \AA}$, $b=5.35 \text{ \AA}$, $c=3.12 \text{ \AA}$ である。 MnP , FeP , CoP , CrP の單位胞の b/c の値は夫々 1.66, 1.67, 1.55, 1.715 で CrP が $NiAs$ 型の $b/c=1.732$ と違てゐることを示す。

結論。(1) 50% P までの $Cr-P$ 系にて X 線的に Cr_3P と CrP なる化合物が分た。又 Fe , Mn , Ni の如く Cr_3P なるものがない。

(2) Cr_3P の單位細胞が分た。それは Fe_3P の如し。

(3) CrP の單位胞が分た。之は MnP の如くである。

(S. O.)

徐冷後の $Al-Cu$ 合金に於ける中間相 (Bradley, A. J.:

Inst. Metals, 1938, 63) 本報告に於て、著者は徐冷した合金に於ける相の限界を決定せんと試み其れと共に $Al-Ni-Cu$ 合金平衡圖に對して information を與へんとした。18.8 及び 20.7% Al の所で起る構造の變化と、22.5% Al の所で起る眞の相の變化とを區別する事が必要なる事が見出された。本實驗に依り、此等の 2 の變化の間に存する根本的の相違を明らかにし、且何故前者が X 線に依る研究者以外に看過せられたか、此れに反し、後が何故 X 線による詳細な研究の前に顯微鏡により見出されたかを示した。

24 種の試料が電解 Cu と極純 Al を使用し高周波電氣爐によつて製作せられた。熔解に際しては H_2 を用ひたが、此の H_2 は後にポンプにより除去した。合金は小塊とし此れを固相線の眞下で 3 日間焼鈍し、又粉末は與へられた温度に加熱し常温に持來すには $10^\circ C/hr$ の割合で行た。

第 1 表

Al 重量 %	Al 原子 %	相	胞	原子/胞	理想的割合 Cu:Al
16.2	31.3	(α +) γ	8685	52.2	9:4
18.5	34.9	γ	8704	52.0	
18.7	35.2	γ	8703	51.8	
18.9	35.4	γ_1	871	51.6	
19.4	36.2	γ_1	870	51.6	
19.8	36.8	γ_1	870	51.5	
20.2	37.4	γ_1	870	51.0	32:19
20.6	37.9	γ_1	870	50.9	
20.8	38.3	γ_2	869	50.5	
21.2	38.8	γ_2	869	50.2	
21.7	39.5	γ_2	869	50.0	
22.1	40.1	γ_2	867	49.5	3:2
22.2	40.2	γ_2	868	49.7	
22.7	41.0	$\gamma_2+(\zeta)$	42	
23.1	41.4	$\gamma_2+\zeta$	
23.6	42.1	ζ	21	4:3
24.4	43.2	ζ	
25.0	44.0	$\zeta+\eta$	
26.6	46.0	$\zeta+\eta$	
28.2	48.1	($\zeta+\eta$)	
29.2	49.3	η	
29.8	50.0	$\eta(+\theta)$	20	1:1
29.9	50.1	$\eta+\theta$	

X 線粉末寫眞は直径 9cm のカメラで撮り又、或場合には 19cm のカメラで撮た。各々の場合に用ひた X 線は $CoK\alpha$ である。

此の X 線分析の結果は第 1 表の如くである。

此等の測定より擬立方胞中に含まれる原子の數(n_0)を計算する事が出来る。其の結果此の値は常に 2 に近いが幾分これより小で、 Al 含量の増加に伴ひ少し減少する。

各々の場合における眞の構造は體心立方胞を原子が整数個だけ含まれる大なる胞を作る如く積重ねて得る事が出来る。第 2 表は本研

究及既發表の研究により見出された最も確からしい胞を示したものである。

第 2 表 50°C 附近にて形成される單相範圍

Curry	Stockdale	田崎	久常	Bradley
.....	16~17½	16~20	16.2~18.8 γ
16~21	16~22½	18.8~20.7 γ_1
.....	21~22	20.7~22.7 γ_2
23½~28	24~29	25~26	23.6~24.6 ζ
.....	28~29	29~30	28.6~29.7 η

此處に 2 種の主なる構造の型がある即ち γ , γ_1 及び γ_2 で 27 個の體心立方胞を含む大なる立方胞より成り、他は ζ 及び η で 12 個の立方胞から形成される對稱度低き小なる胞に關聯して居るものである。

本研究に於ける粉末寫眞よりして單相及び 2 相合金間の區別は明らかにする事が出来た。此れは第 1 表に見られる。 γ , γ_1 及び γ_2 の間には 2 相範圍は存在しない。此れに反し、 γ_2 と ζ は特異な 2 相範圍により分たれ ζ 及び η の場合も同様である。

かくして著者は相の境界、3 種の γ 相の構造に共通なる點、 ζ 相、 η 相等に就いての X 線分析を述べ結論として次の如く述べて居る。

Cu_3Al_4 及 $CuAl$ 間の組成の $Al-Cu$ 合金を徐冷して得た構造は原子の數、對稱の變化等を考慮しなければ、いづれも體心立方格子から導く事が出来る。 γ , γ_1 , γ_2 と云ふ 3 種の構造は此等の間に 2 相範圍を持たぬ事により緊密に關聯して居る。 γ (Cu_9Al_4) は立方構造で重量 % で Al が 16~18.8, γ_1 ($Cu_{32}Al_{13}$) は 18.8~20.7, γ_2 (Cu_3Al) は 20.7~22.5 である。 ζ (Cu_4Al_9) 及び η ($CuAl$) は明らかに 2 相範圍により分たれた異な相である。

γ_1 , γ_2 は γ と少し異て居る。 γ 中における Cu 原子の Al 原子に依る置換に依て重格子を形成するに至り、加へられた Al 原子は或る一定の位置に配列される。構造中の原子全體としては此の操作により影響を受けず唯對稱度を降下するのみである。 ζ_2 と η_2 (低温の形) は單斜及び斜方で Ni_2Al_3 型である。此等は Preston の ζ_1 , η_1 (高温の形) と異なるか否かは明らかでない。(S. O.)

Cu に富む $Ni-Al-Cu$ 合金 第 2 報 - Cu 及 Ni に富む

合金 (Alexander W. O.: J. Inst. Metals, 1938, 63) 著者は既に第 I 報に於て Al を含む $Cu-Ni$ 合金が熱處理に依り硬化する事を述べたが、本報告に於ては、此の合金の硬化の際に起る相の變化を決定した。

試料は小型の高周波電氣爐で熔解し 1/2" 直径の金型に鑄込んだ。 Cu に富んだ合金では Al 20% 迄、 Ni に富んだ合金では Al 30% 迄添加した。故に全系に互て少くとも Al 20% 迄の所が詳細に研究せられた。

液相面の停止點は Austin 及 Murphy の値とよく一致したがが固態合金に於て彼等が見落して居た停止點を見出した。

固相面と固溶限界を決定する爲に多くの熱處理を行た。大抵の合金は 503~1,300°C の間を 100°C 間隔で熱處理して顯微鏡組織を調べた。平衡圖の Cu に富んだ角の部分は極めて詳細に調査した。此等の熱處理は一般によく乾燥した N_2 又は H_2 雰囲気中で行た。熱處理時間は 1,100°C で 3 hrs, 1,000°C で 5 hrs, 900°C で 3 日、段々と増加して 600°C では 6 日である。

Cu に富んだ合金で Ni は 10% 迄、 Al は 8% 迄の合金の物理的性質の變化を研究したが、 α 固溶度が温度と共に激しく減少する事が知られた。此等の變化の性質から析出相の出所は重量比が Ni :

Al=4:1の線に沿って居る事がわかる。且此等三元合金の電気抵抗に於て明らかに急激な不連続が見られる故に少くとも2相又は其れ以上に分離する事が知られる。

冷却曲線は Austin 等の研究と相聯繫して考察した。彼等の第一次分離の本質に關する解釋は確められたが、新なるθ相(Ni₃Al)の存在を著者は見出した。

Cu-Ni合金に對し Al の添加は或る最低温度迄漸次融點を降下せしめる。此の最低温度は Al-Cu合金の1,031°Cにおける8.4% Al から、Al-Ni合金の1,385°Cにおける13.3% Al へ走って居る共晶の狭い谷に相當して居る。Al を更に添加すれば NiAl 相の第一次分離に相當して合金の融點は上昇する。

此の NiAl 相は多量の Ni を溶解する事が知られて居るので此れを NiAl 固溶體と言ふ事にする。液相面の等温線から知られる如く、NiAl 固溶體の分離が高温に於て行はれる故に此の系の大部分が此れにより支配される。NiAl 固溶體の分離に伴ふ温度の急激な減少及固相面温度における NiAl と α との相互溶解度が大きである爲に α-NiAl 固溶體の共晶は其存在範囲が極めて狭小で且固態に於ては容易に變化する爲に共晶組織は見られない。金型鑄放しの 71.93% Cu, 20.20% Ni, 7.8% Al 合金に於ては α 相の一次有核固溶體と共に最後に凝固した部分に NiAl の僅小なる分離が見られる。丁度固相面真上の 1,103°C から焼入れられた 70.30% Cu, 19.65% Ni, 10.05% Al 合金は液體であつた網目状の分離を示し此れが焼入れられて極めて微細な共晶型の組織を與へた事を示して居る。

60% 以下の Ni を含有する合金に於ては液相の存在の下に分離に依り Ni₃Al が出来ると言ふ形跡は少しも見られなかつた。

既に述べたが如く、Austin, Murphy は β 相と NiAl との完全な相互固溶範囲の存在する事を述べて居る。此れに就て幾種かの合金が調べられ其等の組成は Cu 側で 12.4% Al, Ni 側で 32% Al を連ねる線に沿つた。金型鑄物の組織は明らかに二重で有核であり、第一次分離として NiAl 固溶體より成り此れが漸次 CuAl 二元相の黄色な β 相へ消えて行て居る。1,100°C 少し上の所で此等合金を焼鈍し次いで焼入れて見ても單に境界の無い特異な二重分離を強めたに過ぎなかつた。此の焼鈍温度では β 相の有る部分は液状である事からして固態の NiAl とそれと平衡にある液との間には大なる組成の變化のある事が示される。以上の事實は Austin 等の結果に對して更に確證を與へるものであつて其に依れば NiAl 固溶體と β との垂直断面に於て固相線及液相線間に廣い組成範囲に互て完全な固溶範囲の存在する事を述べて居る。此の事實は X 線分析により確められた。

著者は更に詳細に種々の相に就て研究をなしたの如き結論を與へて居る。

Cu 及 Ni に富む Al-Ni-Cu 合金に於て、高温における Ni と Cu との完全な混合性と、β (Cu₂Al) と NiAl の混合性は NiAl 及 Ni₃Al 化合物の生成を安定化する。故に 500°C に於て此等 2 つの化合物は Ni 3%, Al 3% を含む Cu 合金及 Ni 3%, Al 1% を含む同様な合金に觀察される。

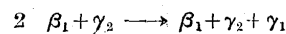
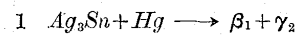
2 相範囲 α+θ (Ni₃Al) 及 α+NiAl, 及此等に介在する α+θ+NiAl の 3 相範囲は固相温度と 500°C の廣い温度範囲で變化し、此れに對應する變化は α 固溶限に起る。

Cu に富む合金に於て、電気抵抗の測定から決定された α 固溶限は顯微鏡的に決定されたものとよく一致する事が見出された。

第 I 報で述べた等電気抵抗線の不連続は α 相から 2 つの異なる相が分離する事に關係づけられるであらう。此等 2 相とは θ (Ni₃Al) 及 NiAl 固溶體である。既に述べたが如く、觀察された極小點は α 相から析出した θ 量の極大量によるもので、此れによつて α 相中に Ni 及 Al の最小量を持つ事となり、α 相が此の系中で最小の抵抗を示すものと考へられる。故に、最小比抵抗の谷は 2 相 α+θ 中の連結線となる。同様な谷は α+NiAl を含む合金の電気抵抗を示す場合に出現する。(S. O.)

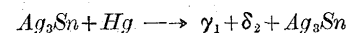
齒科用アマルガムの X 線に依る研究 (Troiano, A. R., J. Inst. Metals, 1938, 63) 著者は齒科用アマルガムとして Ag₃Sn-Hg 三元合金の X 線の研究を行たが其の結果は次の如くである。

アマルガムの setting に關する理論は gayler に依り提出されたが、其に依れば反應は次の如く起ると言はれる。

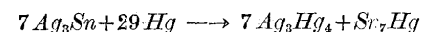


即ち Ag₃Sn 中へ Hg が先づ固溶せねばならない。然し著者の研究結果は此れと異なり setting の前に於ては γ₁+δ₂+Ag₃Sn より成る事を見出して居る。又、setting の後の市販齒科用アマルガムは上記の gayler の條件とは遙かに離れて居るのが見られる。それで Hg が Ag₃Sn と固溶體を作る事は setting の必要條件ではないと言へる。何故かと言ふに Ag と Sn の粉末をアマルガムとした丈でも setting を起し正常な X 線圖型を與へるからである。

以上述べた事と既にアマルガムに就て知られて居る事とを直觀して、アマルガムの容積變化は次の如く起ると考へられる。即ち反應は三元平衡圖の Ag₃Sn-Hg 線の Hg 側から次の如く起る。

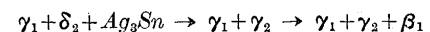


三相平衡圖よりして Ag₃Sn がアマルガムとなつて生ずる相は大體 Ag₃Hg₄ 及 Sn₇Hg であると言へる。此等の相の生成に對し化學方程式を用ふるとすれば



此れから知られる事は Ag₃Sn 全部と反應する爲には 64% Hg が必要である事である。著者の現在の研究は上式とよく一致した結果を與へる。即ち Hg が 60% 又は其以下の時残留 Ag₃Sn が觀察され、70% も使用した時は全然見られないからである。

Hg が 64% 以下の時は Ag₃Sn の幾分かが残留するが此の残留 Ag₃Sn は常温で次の反應を起す。



著者は更に setting の際の容積變化に就て理論的考察を與へて居る。(S. O.)

純度高き Al-Zn 合金の組成: 443°C に於ける熱的變化の本質に就て (Gayler, M. Sutherland, E. G.: J. Inst. Metals, 1938, 63) Fink 及 Willey の“高純度 Al-Zn 合金の平衡”なる論文に對する討論中、著者の 1 人は 443°C では包晶反應が存在しまいと言ふ推測を述べた。然し高純度合金の熱分析を試みると加熱及冷却に際して熱的變化のある事が認められ、此の事實を説明するものとして『443°C に於て起る熱的變化は決して相の變化ではなく、從てかくの如きは平衡圖中に示す事は出来なからう』と述べた。

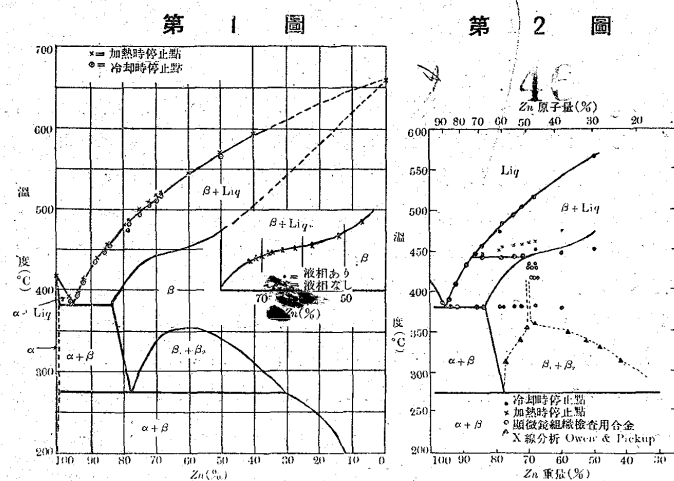
現在の研究の目的は (a) 443°C で起る熱的變化は相の變化を伴ふか否か、(b) 若し相の變化ありとせば、Owen 等の研究に依て此等 2 相の存在する區域は 69.5~70.5% Zn であると言はれるが、此の限界を定める。その爲には次の方法を採用した。(a) 50% Zn 及其

以上を含む合金の液相線及固相線の再決定。(b) 熱曲線用鑄塊及熱處理された合金の顯微鏡検査。(c) 熱膨脹計による試験。

使用した Al は佛蘭西製 99.993% のもので Zn は分光學的に言て純粋なものであつた。

第 1 圖は著者の現在の研究及現在迄に行はれた多くの研究者の結果を綜合したものである。此圖にて注意すべきは固相線が約 440°C にて急激な屈曲を行つて居るが、此の説明としては次の如く考へられる。

若し合金の 442°C 近くにおける最大熱的變化の冷却時におけるもの及液相線から得られた値を第 2 圖に plot すれば次の事がわかる。(a) 70~87% Zn の範囲内で 442±1°C に於て一定温度の熱的變化が起る。(b) 此の温度にて 87% Zn の所に於ける液相線の方向は變る。



加熱に際しては (a) 圖の × の如く一定温度で熱的變化を生じない (b) 液相線は平滑な曲線である。

所が熱分析用鑄塊の顯微鏡組織の検査から (a) 共融温度以下の一次結晶の本質には何等の變化も無い。(b) “反應環” が此の一次樹枝晶の周圍に生じ、且合金の成分が變ても又加熱に依て見られる“反應”温度眞下に於ける長時間焼鈍をしても此の樹枝晶の量には殆ど變化が認められない。(c) 此の“反應環”は共融温度以下での焼鈍により急速に消失する。

以上の事實よりして問題になつて居る熱的變化は平衡圖中に存在し得る變化ではなく、或る狭い温度範圍に互て起る所の、液相から晶出した相の組成中の變化であると言ふ事が出来る。

然し此の説明は 62% Zn にて成分軸に平行になる如き奇異な方向の變化をなし次いで 70% Zn で正常に戻る固相線の形を解明しない。

62% Zn と言ふのは大體 Al_3Zn_2 に相當し、70% Zn は $AlZn$ に相當する。故に極めて大膽な説明ではあるが、以上に觀察した所の結晶しつつある相の成分の急激な變化及熱分析の冷却に於いて示される液相線の異常は 液相 + $\alpha \rightarrow AlZn$ なる變化に依るものと考へよう。熱分析用鑄塊中の“反應環”から知られる如く、何か或る變化が冷却に際し起ると思はれるが 94% Zn 合金は 89% Zn 又はそれ以下の合金の示す“反應”相を示さない事實は此の變化が準安定なる事を示すものである。液相 + $\alpha \rightarrow AlZn$ なる反應を起す條件は 443°C にては存在するが、斯の如き反應は安定平衡圖中には存在し得ず従て固晶は液相から Zn を急速に吸収しかくして明らかな“反應環”を示す。

固相にては Al 固溶體中の固溶度の gap を示す範圍の maximum

は 62% Zn の所に生じ (Al_3Zn_2)、此の化合物は或る温度では不安定で 2 相に分離し此のまゝで 275°C まで共存する。275°C では一方の相は 78.5% Zn (60 原子%) Al_2Zn_3 なる成分を持つ。此の相は Sb_2Zn_3 , Sb_2Cd_3 の如く不安定で Zn を析出するに至る。

(S. O.)

Cu 合金の熔解 (Patch, N. K. B.: Foundry, Sep. 1938)

Ni の少量を含む Cu 合金の熔解にあつては、Cu と Ni を先づ最初に装入する。Ni は 50~50 の Ni-Cu 合金として加へるが宜しく其れに依て Cu が Ni を溶解する温度は低められガス吸収の虞は少なくなる。

一般に Cu 含量の高い合金はガス吸収を行ひ易く特に不完全燃焼ガスは吸収され易い。然し如何なる爐でも不完全燃焼ガスを有さぬものは無く例へば爐内全體を酸化性雰囲気に入れても必ずや或る點には幾分か此の種のガスを有する。従て合金を必要以上長時間高温に止めて置く事は愚な事である。それに依て時間、燃料を空費し且つ得た鑄物には缺陷が多い。

Cu と Ni が熔けてから Sn, Zn, Pb 等が加へられる。合金に Zn を加へる場合は先づ少量の Zn に依て脱酸をして置けば、溶解した O_2 が他の添加元素に作用するのを防止する事が出来る。

若し合金に Zn を含まぬものならば少量の P 又は Mn を加へて脱酸するが宜しい。P は磷銅として加へ、加へてからよく攪拌せねばならない。Mn はキュプロマンガンとして加へる。

人に依ては合金の表面を鑄滓で被覆するのが良いと言ふ。然し著者の意見としては鑄滓で熔金の表面を覆ふ事は相當の費用を要するものであるから、さう言ふ事をせぬが宜しい。酸性の鑄滓は爐の裏付けと反應し従て裏付け修繕の費用を多く要する。坩堝で熔かす場合も坩堝内壁を食て不可である。

又、或る種の鑄滓には S が含量されて居り、此の S が合金に吸はれて悪結果を生ずる。又或る鑄滓は珪酸鉛の如き鉛化合物を含み、磷青銅の如き Pb を含んでは不可な合金に Pb を與へる様な事も起る。

爐内の雰囲気不適當の場合、鑄滓で熔浴の表面を被覆するのは良い事ではあるが、かくの如き時には爐内雰囲気調節するのが先決問題で熟練した工人ならば最上質の磷青銅や red brass を鑄滓の被覆無しに容易に作り得るのである。

例へば 85% Cu, 5% Sn, 5% Pb, 5% Zn なる如き合金を作る場合先づ Cu が熔かされ次いで Zn に依て脱酸される。Sn と Pb が加へられ最後の Zn の添加前に熔金をよく攪拌して置く。脱酸操作間に Zn の著るしい損失が起る事は分析に依て容易に知られるので Zn は必ず過剰に加へねばならぬ。

一般に鑄塊として得られる Cu には必ず O_2 が含有されて居る。此の脱酸に P を用ふるが、P 全體が丁度酸化されて過剰の P が熔け込まぬ様に P を添加する事が難しい。それは Cu 中の酸素量が一定しないからである。故に普通行はれるのは大體を P で脱酸し、殘餘を Zn で脱酸するのである。(S. O.)

X 線微小透過法の技術と其の可能性 (Fournier, F. Rev. Mét. No. 8, août, 1938) X 線透過法に依て微小物質の均一性を検する事は植物纖維又は醫學に於ける組織學等に利用された。著者は此れを金屬合金に應用したのである。

検すべき材料は 5×5mm で厚みは 1~5/100mm である。此れを寫眞乾板と密接して置き此れに X 線をあてる。此の寫眞板を現像、乾燥の後顯微鏡に依て検するのである。使用した X 線は場合に依

り異なるが *Cu*, *Co*, *Fe*, *Cr*, *Si*, *Ti* 等の特性 X 線、或る場合には *Pt*, *W* 等より得られる白色 X 線である。波長は大體 500~6,000 XU のもので、勿論 X 線の通路は空気を排除して、此れによる X 線の吸収されるのを防いだ。然し主たる技術的困難は次の 2 点に在る。

(1) 顯微鏡 ($\times 100$) に依て見るも乳劑粒子が認められぬ程度の微粒子乾板を作る事。且此れが X 線に對し充分の感度を有する事。

(2) 適當な波長の強力なる X 線を得る事。

著者の使用した乾板は Lippmann 式乾板で、コロイド銀をニトロセルローズ薄板上に流して用ひた。乳劑層は殆ど目には見えない。X 線に對する感度は普通用ひられるものの約 1/200 程度である。然し倍率の高い顯微鏡で見ても何等の粒子を認める事の出来なかつた程、微粒子より成て居る事を知た。

比較的 X 線を透過し難い物質の場合(主として金屬)1,000~3,000 XU の波長を出す普通の結晶解析用 X 線管が使用出来るが紙や木材の纖維の如きものを撮影する場合には 6,000 XU のを出さねばならず、かくの如き場合に困難を生ずるのである。波長を長くする爲には勵發電壓を低くすれば宜しいが焦點を結ばせる事が難しい。此れが上手に出来ねば、寫眞乾板の感度が悪いので露出時間が非常に長くなる。此等に對處する爲には次の如き工夫をなした。

(1) 磁場により X 線管球の電子流を一點に集中せしめる。

(2) 焦點の長さは増し幅を増さぬ様にする。

著者の場合對陰極上の焦點は 28mm 長さ、5/10mm 幅である。對陰極の傾角は 6°、かくの如き管で 4 kV, 50 mA にて焦點—寫眞乾板の距離を 5 cm とし、5 min で紙の纖維を撮るに成功した。

一般に X 線の應用は Laue 法と Debye-Scherrer 法で此等の方法も金屬合金の研究上大なる貢獻をなすが、結晶の分布、その幾何學的形像、混合物の均一性等を検するのは透過法以外に手段が無い。特に微小透過法は顯微鏡組織の研究に貴重な助けとなるであらうとし、著者は *Al-Cu*, *Pb-Cu* 合金における種々成分の分布の様子を論じ、多くの透過寫眞と共に普通の顯微鏡寫眞を比較して居る。(S. O.)

10) 工業經濟及び政策

鋼の品質改善と需要の促進(日本製鐵參考資料第 5 卷第 5 號)

ヤングスタウン・シート・アンド・チューブ會社副社長

W. B. Gillies 氏述

鋼の製造に關し多種多様の問題を取扱た多くの論文が多年に亘てアメリカ鐵鋼協會に提出されて居るが其技術關係に於ては、製法、設備の叙述並に冶金の進歩に特に注意が向けられて居る。此製造上の評説は鋼の生産並に販賣に従事する人々に取ては、絶へず新發展に關する報道である故を以て大いに關心を惹くものであるが、然し一般公衆に取てはあまりに技術的に偏しあまりに専門に流れた問題のやうに見受けられる。然し顧客の新しい又嚴密な要求に應ずる上に於て品質の改善に長足の進歩を示して居るに拘らず其價格が別に大した昂騰を示して居らない事實に就て知て居る人は殆んど無いと言てもよい位である。

凡そ大企業には獨占的傾向ありと屢々非難されて居る今日、各層の人々に告白して置かねばならぬ事は、斯の如き品質の改善進歩を齎しても、販賣價格の平均は僅の値上りであつて、重要鋼材の多くは事實上値下りを示して居る程の競争狀態に置かれてあることであ

る。

品質の改善と顧客に及ぼす鋼材費 屢々看過される重要な事實は、顧客に取ての鋼材費は單に金錢のみで測定されるものでなく品質の向上に於ても測定されることである。品質の改善に依て顧客側の純經費は 10~15 年以前よりも一般に低下して居る。尤も弗で表すコストは或場合稍々高くなつて居ることもあるかも知れない。

顧客側に於ては、品質の改善に依て製造過程中多くの手續を省略することを得た。換言すれば生産費を減じ、最終顧客に對する價格を引下げることが出来たのである。

鋼の民衆化 現在の鋼は市民の毎日の生活に必要な缺くべからざるものとなつて居り、市民の享樂と幸福とに貢獻するところ多大で半世紀前までは夢にも思はなかつた程人類に密接な關係を持って居る。1900 年現在に於ける人口一人當りの鋼使用高累計は約 2,600 lb であつたが 1937 年現在に於ては約 18,000 lb に増加した。

使用を促進する良鋼 斯の如き使用高の増加は、各種鋼材の品質が絶へず改善され、延いて加工業者をして、誘惑的の製品と需要を促進する程の低價格とに依り市場を開拓せしむることが出来なかつたとすれば到底不可能であつたらうと思はれる。鋼生産業者の品質改善に對する不斷の努力が、人口一人當り鋼使用高の増大に最も有力なる要素となつて居ることを否定することは何人も出来ないであらう。

從來アメリカ鐵鋼協會に於ては、斯業の功績に關する事項の公表に努め來つたが尙、斯業の使命達成に直接間接關係ある人々に依ても又大いに高唱され來つた。男女を問はず一般公衆は、生活標準の向上に寄與した鋼の功績に關し是非一應は知て置いて貰はねばならぬ。

永持のするもので特別な用途に向けられ、そして需要が制限されて居る或鋼材に於ては、品質が非常に良く改善されその結果壽命が長くなれば、その販賣高は制限されるものである。一例を挙げれば鋼軌條の如きものがそれである。

品質と需要 然しながら一般的から言へば、新鋼及既存品の品質改善とが需要増を伴ひ又將來もそうであらうと云ふことには議論の余地はないと思ふ。これを立證する爲には色々面白い話がある。或は純然たる新鋼の問題に就て又、他の物に鋼を代用することに就て、或は又加工業者の作業の一部の省略とこれに依る經費の低減等、數限りなく擧示することが出来る。紳士諸君は、是等の例に就ては疾くに御存知の事であり、又より以上に知て居られる方もあると思ふが潜越ながら鋼消費高増大の一部の原因を成すと思惟される二、三の例に就き卑見を述べて見よう。

I 不銹鋼:一美國に於ては不銹鋼の製造は炭素鋼のそれに比し比較的幼稚の事情に在る。然し製鋼業が是等の特殊鋼の製造に着手した時にはこれを發達せしむる爲に勇氣と智囊とを傾けたものであつた。言ふ迄もなくまだまだ學ぶべき多くのものが残されて居るが、然し驚くべき進歩を示したので今日では顧客は各種不銹鋼のリミテーションとその用途の全般に亘て知て居られる。

目下不銹鋼は炭素鋼又は或る特殊の合金鋼の分野に喰ひ込んで居るばかりでなく、他の材料の代りに新用途に大量消費されて居る。此點に鑑みれば此種鋼の品質改善が需要を著しく増加したと云ふことが出来る。他の材料の代りに使用される不銹鋼の重要な例を、二、三擧ぐれば次の通りである。

屋根葺及ビルディングの側面張、ビルディング内外の裝飾窓、腐蝕液體又はガスの取扱設備、高温及酸化氣體に曝される設備、腐

蝕食料容器、厨房器具、什器其他の家庭品、軽い高速の汽車、航空機、船舶等に於ける構造材。

20世紀の中頃、海軍軍備縮少會議當時に於ては、 t 数の制限内に於て戦艦の軍備を最高に保持する爲には進歩せる高張力鋼が必要となつて來たことは明である。當時これが研究に着手され、其結果現在の如き高張力の低合金鋼が作り出されたが、最近5ヶ年内に於て現在の程度に進んだものと言へる。

低合金鋼の意義 吾人は是等の鋼を、高張力を付ける爲に別に熱処理を必要としないと云ふ特性を有するものとして定義を下すことが出来る。是等の鋼は軽いセクションに必要とする高張力の外、工作に必要な成形性と熔接性を持って居る。

II ワイヤー:—1920年以前に於ては、米國で生産されたワイヤーの大部分は刺付線、柵用金網及ワイヤーネール用のものであつた。其後ワイヤーの生産が非常に増加したのは主として品質の改善に基因するものであるがこれに依て加工業者は新奇の品物を作ることが出来、又非常に骨の折れる且金目のかゝる方法で作られた品物をワイヤーで作たもので代用することが出来たのである。今其内最も興味ある一例を擧げて見ることにする。

數年前迄は高價な自動車のみが、クランクで操作される窓の機械装置を持って居たが然し今日ではどんな廉價品でも、小さいが巧に作られた鎖止ギア及シャフト(Sprocket gear & shaft)で機械的に上下される窓を持って居る。以前此の部分品は、直徑 $1\frac{1}{8}$ " の薄い鎖止ギアを作る爲に $1\frac{1}{8}$ " 直徑のバーから非常に骨折て機械工作されたものであるが今日では $8/5$ " のワイヤーで迅速低廉に作られる。

III 六角形ナットの製法改善:—一言ふまでもなく諸君は、六角形ナットの従來の製法に就ては充分御存知の事と思ふ。此の方法に於ては、六角形棒からナット材(Blanks)の切斷、端の面取り(Chamfering the end)及び孔のボーリング等をやる際、約50%の著しいロスが出る。

然るにこの4、5年間内に全く従來の製法と異た六角形ナットの

新製法が案出された。

此の新方法は先づ第1に熱間歴延低炭素平爐鋼のスクリウ材(Screw stock)を冷間にてワイヤーに引き延し、これを「コイル」から冷間鍛造のナット機に送る。ナット機は全く冷間鍛造に依てこれを1分時80~90の割合で美しい形の六角形ナット材に變形する。此の新方法に於けるロスの合計は舊式製法の約半分に過ぎない。

IV エナメルリングシート(エナメル用薄板):—此の薄板は、製鋼業が品質を改善し而て、加工業者をして、コストの引下げと美麗な製品の製作とを可能ならしめた他の分野を代表するものである。

冷蔵庫、ガス及電氣用器具其他の家具、其他多くの用途に於て、エナメルリングシートは、急速に他の材料を驅逐して來た。これは品質が優良なるのと、經濟的なるが爲である。

テーブル、デスク等の如き事務用具其他多くの品物に薄板の使用が逐日増加して居る。又家屋の建築に鋼が使用される様になつたのは比較的新しい方面の用途の一つであるが、將來此の方面に薄板其他の形狀に於ける鋼の使用が増加することは疑ひなき所である。

一方、薄板の品質改善と自動車とは密接な關係がある。自動車工業は薄板の最大消費者となつて居る爲、製鋼業が新式自動車にどれ丈貢獻してゐるかを概説して見よう。

自動車は舊式の無蓋から現在の流線形の箱式に進展せるが、此の箱式が薄板の需要を増加し、その品質を改善せしめたと言へる。高速力は車體の安全なる構造を要求し従て木造の部分漸次除去し今日の總鋼體となつた譯であるが、箱車の需要増大につれ、其部分の工作が複雑となつて來た。そして特に目に見へる是等部分の發達が薄板の品質改善に依て需要を増加した實例を示すものである。

約20年前に於ては、車體に用ひた薄板の幅は最大30~36"であつた。其後間もなく44~50"のものが要求されるやうになり、次に60~66"となつたがこれ等は新設備を必要としたことは言ふまでもない。現在に於ては、幅96"迄の最新式4重ストリップで生産された連続シートを要求されることになつた。(以下省略)(Daily Metal Trade, May 27, 1938)