

撰 録

4) 鋼及び鍊鐵の製造

混合瓦斯で熱せられる 200t 平爐の蓄熱室の研究 (K. Hübner, Archiv für das Eisenhüttenwesen, June 1932, p. 591) 著者はコークス窯瓦斯と熔鑛爐瓦斯の混合瓦斯で操業せる平爐の蓄熱室の作業状態及之に關聯せる問題殊に排出瓦斯の分布、潛入空氣量、壓力損失、熱損失及豫熱温度と適當な蓄熱室寸法等を詳細研究した。熱平衡の研究に依れば空氣室に入る熱量の内約 60%、瓦斯室に入る熱量の内約 66% が利用せられて居ることがわかつた。殘部は大部分排出瓦斯中の損失となる。外部へ熱の損失は少いが潛入空氣は甚だ有害である。今回研究された蓄熱室を Ruhrort-Meiderich 工場の試験蓄熱室で得られた公式で計算した結果と今日の測定に依る計算結果とはよく一致した。本研究に依り混合瓦斯で熱せられる平爐の蓄熱室の構造に對し種々の結論が得られた。(室井)

鹽基性平爐鋼滓に就て (A. Klaus and N. Wark Archiv für das Eisenhüttenwesen, June 1932, p. 603) 著者等は三熔解の詳細研究と更に種々の熔解の研究結果により曩に求められた結論即ち平爐裝入物の熔解及沸騰時中の鋼滓による鐵の損失は珪酸含量の増加と共に減少し、鹽基含量の増加と共に増加することを確めた。マンガンの損失が鋼滓の鹽基度に依ることは簡單ではない。此の場合に鋼滓の量が又一つの役割を持つ。珪酸含量と鋼滓の量とが相影響するを示せり。更に鋼滓の酸化物含量と鋼の酸素含量との間の相互作用が示されてゐる。(室井)

5) 鑄造作業

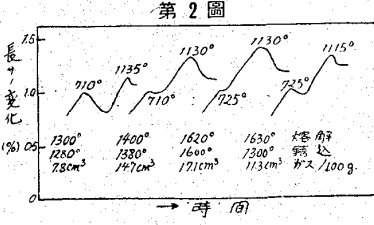
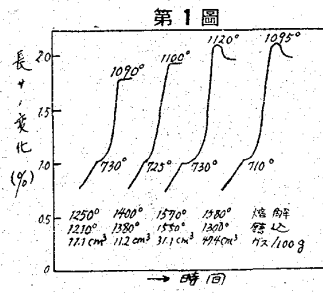
鑄鐵の瓦斯含有量及び收縮に及ぼす熔融處理の影響 (P. Bardenheuer u. W. Bottenberg, Giesserei 27 Mai 1932) 先づ第一に諸種の熔融處理と白鑄鐵並に鼠鑄鐵の含有瓦斯量及び收縮の關係を第 1 表に示す材料に就いて實驗した。次には鑄型温度と是等の關係及び再熔解の影響について研究を進めた。

第 1 表

材料	C %	Si %	Mn %	P %	S %
白鑄鐵 A	3.28-3.79	0.02-0.20	tr.-0.12	0.056-0.069	0.011-0.022
B	2.77-3.40	0.24-0.55	0.13-0.18	0.075-0.084	0.105-0.120
C	3.38-3.96	0.25-0.65	2.22-3.62	0.114-0.182	0.018-0.079

E	3.72-3.82	2.57-2.64	0.85-0.96	0.068-0.088	0.017
F	3.16-3.84	1.66-2.26	0.11-0.13	0.054-0.095	0.024-0.027
G	3.12-3.62	2.12-2.43	0.41-0.70	1.38-1.50	0.013-0.042
H	3.44-3.68	1.97-2.98	0.67-0.79	0.45-0.48	0.036-0.050

材料 A に就て見るに第 1 圖に示す如く 1,400°C 以下で熔融せるものは凝固する際に膨脹すること無く直ちに收縮を始め、其の收縮開始温度は 1,090°C~1,100°C であつた。1,430°C で熔解し 1,460°C で鑄込みたるものは凝固時に 0.037% の膨脹を示しそれより收縮を始めた。而して熔解温度の高くなるに従つて膨脹量が増し 1,580°C で熔解し 1,300°C で鑄込みたるものは 0.12% の膨脹を示した。收縮開始より パーライト生成までの間に起る收縮量は熔解温度 1,250°C 鑄込温度 1,210°C のものは 0.762%、熔解温度 1,570°C 鑄込温度 1,550°C のものは 1.070% を示し、瓦斯含有量は鐵 100g に付き前者は  $CO\ 7.0cm^3 + H_2\ 3.5cm^3 = 11.1cm^3$ 、後者は  $CO\ 13.1cm^3 + H_2\ 17.8cm^3 = 31.1cm^3$  で一般に熔解温度の高い程瓦斯含有量が多い。A. B. C 3 試料の實驗結果を綜合すれば白鑄鐵は熔解温度の高い程凝固する際の膨脹率は大きであり、又瓦斯含有量



も多くなる。此の實驗により熔融状態に於ける瓦斯含有量と膨脹率との間に關係のあることが確められた。鼠鑄鐵は多少前者と異なる所あり、パーライト生成前の收縮率は少く、凝固する際に起る膨脹の量は一般に白鑄鐵に比して大である。

凝固後の收縮率の少いのは炭化物の分解による膨脹に基因するもので、従つて炭化物の分解量によつて收縮率が違つて来る。E 試料について見るに第 2 圖の如く熔解温度 1,300°C 鑄込温度 1,280°C のものは膨脹率 0.102%、パーライト生成までの收縮率 0.136%、瓦斯含有量は鑄鐵 100g に付き  $CO\ 5.9cm^3 + H_2\ 2.1cm^3$ 、計  $7.8cm^3$ 。又熔解温度 1,620°C 鑄込温度 1,600°C のものは膨脹率 0.219%、收縮率 0.379%、瓦斯含有量は  $CO\ 13.2cm^3 + H_2\ 4.2$

cm<sup>3</sup>, 計 17.1 cm<sup>3</sup> であつた。然るに 1,630°C で熔解し、1,300°C で鑄込みたるものは膨脹率は非常に少く 0.143% に低下し、瓦斯含有量も少く 11.3 cm<sup>3</sup> となつた。

次に徐冷が瓦斯含有量及び膨脹率にどんな効果を齎らすかを調べる目的で、540°C に豫熱せる鑄型に鑄造して実験を行つた。其の結果豫熱せる鑄型を使用すれば瓦斯含有量及び膨脹率は著しく減少し、又凝固後に於ける炭化物の分解が良く行はれるため収縮率も減少することが解つた。尙再熔解すれば瓦斯含有量及び膨脹率が少くなることも實驗的に認めることが出来た。(垣内)

**鑄鐵の強さと厚さの関係** (Iron Age, May 19, 1932) 鑄鐵は可變性の材料である。成分又は鑄型内に於ける冷却速度の加減調節によつて同じ品物が或は軟くて切削し易き灰色鑄鐵ともなり、或は實際上削れない白鉄鑄物ともなる。同一品物でも一部分は軟く他の部分は硬く白くすることも出来る。冷硬車輪がそれである。

成分同一であれば鑄物の厚さが諸性質に關係を來す。厚いものは冷却緩く従つて軟く強さ弱い。薄いものは硬くて強い。鑄物の強さがどの度合に厚さ及び太さに影響するかに就て明確な數量的關係を示したものが乏しい。

一般に技師や設計家が用ふる鑄物の強さは一定の試験棒の強さである。この値は正しいとも又正しくないとも何れにも考へられる。鑄物の厚さが試験棒の夫れと近似で、そして断面分子の粗密が兩者合致する時に於てのみ試験棒の強さが鑄物の強さを現す譯である。

品物と試験棒の太さ及び折目が合致しない場合には兩者間の強度數に大なる誤差を生ず。品物と試験棒の強さの關係を明かにせんとする研究は澤山ある。或るものによると試験棒の直径 0.8" 及 1" の間に強さ 12.5% の差あることを示せり。厚さは強さに重大なる關係あり、注意すべきことなり。

厚い鑄鐵の強さに關する文獻は少い。ロザー氏は 1" 角から 1/2" 宛の段をつけて 3" 迄の試験棒を試験した。1" 角の太さで抗張力 34,000 lb/ro", 3" 角では 18,000 lb/ro" に低下せり。1" が 3" に太つたために強さは半減した。ボルトン氏は色々の成分の鑄鐵を色々の太さ寸法に付て強さを測つて圖を以て發表した。どの成分でも強さは寸法に反比例して激減するが、寸法 4" 迄は激減しそれ以上厚いと緩減す。第 1 圖は斯兩氏の結果である。

數年前筆者は太い鑄物が使用に堪えぬものが出来た事を知つておる。それは 2 個の水壓機シリンダーで、30,000 lbs の重さで 10 1/2" の厚さであつた。内壓力 6,000 lb/ro" なり。その成分は、

	T. C	Mn	Si	P	S
No. 1	3.48	0.49	2.18	0.588	0.073
No. 2	3.48	0.71	2.26	0.682	0.055

即ち普通成分である。破損面は太い厚いものとしては断面よく密にして疵はない。この附近一帶から試験棒を澤山切出して檢べた。特に頂部、中央部、底部について各内外面及び心部を定めて切出した。粗分子構造をなす部分からも特に切出した。この 24 個の試験棒の抗張力のみならずよく揃つて 10,000~13,850 lb/ro" の間にあつた、平均 11,650 lb/ro" なり。

ラーム氏の式から内壓 6,000 lbs の厚いシリンダーの最大ファイバーストレスを計算すると 13,000 lb/ro" で本體材質の平均抗張力 11,650 lb/ro" では負の安全率で壞れたのは當り前であつた。

抗張力と厚さの根本的對稱關係を得るため色々の材質で色々の形の試料を鑄造し試験した。鋼片を 5~30% 配合してキューボラで 6 熔解した。試料は厚さ 1" から 10 1/2" 迄、そして重さは 4,000 lbs 迄のものを鑄造した。厚さ 1"~2" のものでは外側と中心の中間の部分から試験棒を切出し、太いものは外皮と中心から切出してその平均をとつた。10 1/2" x 30" x 48" の品物の時には頂、中、底部に於て内外合計 6 本の試験棒を造つた。この時抗張力は 6 本間に 10% 以上の偏差なく均等なり。簡単な太い鑄物は均等質が得易い。第 1 表及第 2 表は本研究を示す。第 3 表及第 2 圖には平均抗張力を示す。

第 1 表 試料寸法及太さ

断面寸法	長さ	重さ	断面寸法	長さ	重さ
1" x 1"	15"	4 lbs	8" x 8"	36"	576 lbs
2 x 2	24	24	10 1/2" x 10 1/2"	36	1,000
4 x 4	24	96	10 1/2" x 30	48	3,800
6 x 6	36	324			

第 2 表 成分表

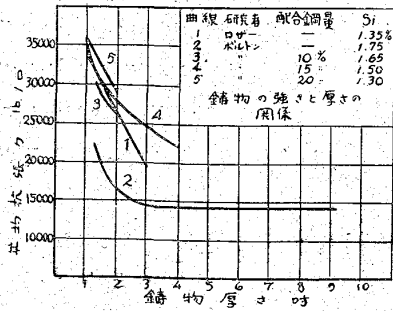
熔解番號	T. C	Mn	Si	P	S
A	3.40	0.51	1.94	0.570	0.070
B	3.16	0.45	1.95	0.646	0.108
C	3.18	0.54	1.39	0.240	0.064
D	3.36	0.44	1.40	0.298	0.099
E	3.36	0.43	2.15	0.689	0.101
F	3.87	0.34	1.07	0.095	0.057

第 3 表 抗張試験

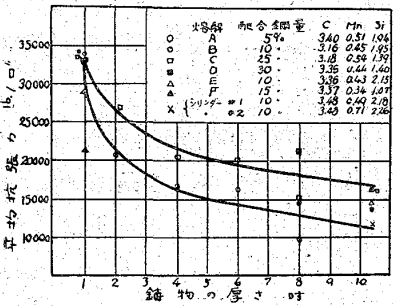
熔解番號	A	B	C	D	E	F
Si	1.94	1.95	1.39	1.40	2.15	1.70
寸法	平均抗張力					
1 x 1 x 15	33,550	33,700	33,350	32,800	29,200	21,880
2 x 2 x 24	20,950		26,550			
4 x 4 x 24	16,600		20,400			
6 x 6 x 36	16,150		20,200			
8 x 8 x 36	9,725		14,275		15,000 21,475	
10 1/2" x 10 1/2" x 36	10,825		15,625			
10 1/2" x 30 x 48					14,700 15,700	

A と B とは成分はよく似ておるが配合は全然異つておる。之は上方の線を描いた。C, D も同様で之は下の線を示す。E, F は曲線がとれなかつた。10½" の太さでは曲線の下のものに

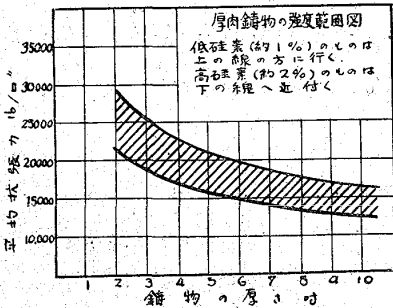
第 1 圖 ロサン 両氏研究



第 2 圖 厚さの強さの関係



第 3 圖



第 3 圖曲線は普通のキヌボラ鑄鐵に關するもので、合金鑄鐵や最近の高級鑄鐵を包含せず。之等に關しては未だ研究結果も少いが、筆者の試験結果よりすれば合金配合、全鋼熔銑、過熱等厚い鑄物には極めて有効なり。厚い鑄物の金相は黒鉛が極端に粗大で、且つ化合炭素も極めて少いから従つて弱くなつておる。(寫眞省略) (S. K.)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

井口式交流被覆鑄接棒 (井口庄之助 鑄接協會誌第 2 卷、第 4 號、April, 1932) 電弧鑄接は炭素電弧に依る Benardos 法と金屬電弧に依る Slavianoff 法とがある。金屬電弧鑄接は金屬電極が直に鑄接部の補充材となるのであつて直流電源に依るか、交流電源に依るかに於て被覆劑の重要さが異なる。直流に於ては 裸棒 (金屬線其の

まゝ) にても電弧は維持し易く作業は容易であるが交流では裸棒鑄接は作業が困難でよし爲し得たとしても結果は甚だ劣るのである。従つて交流に於ては特に被覆劑は重要である。然し直流交流何れにしても鑄接作業を容易にし鑄接金屬の性質を良化し信頼度高き鑄接をなすには殆ど被覆棒鑄接に依るか或は此れと同一結果を與へる工夫を必要とするのである。著者は各種の交流電弧鑄接棒を比較研究し冶金學上の事實に立脚して其の適否を論じ著者考案の鑄接棒、クオーシアーク及び N. D. 式鑄接棒の珪酸度を比較してゐる。

主なる數値を列記すると次の如くである。

製作者	被覆劑	製作法
ウキルソン	石灰	直接焼付
チェルベルグ	鑄滓生成物質に還元性物質を混入	直接被覆
クオーシアーク	青石棉、石灰、アルミニウム細線	青石棉にて捲付
井口式	耐火粘土、熔融劑還元劑及び脫酸劑	紙捲上に塗付

鑄滓の分析成分

	SiO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	CaO	MgO	MnO
クオーシアーク	32.7	9.02	46.23	4.5	2.57	1.55	—
井口式	44.30	9.44	16.24	20.91	3.10	1.93	4.95
N. D. 式	10.0	76.31?	—	8.31	4.3	1.48	2.45

8 番線 1 呎に對する鑄滓量

クオーシアーク	4.37~4.709 瓦
井口式	{ 1 回塗リ 1.34~1.912 瓦 2 回塗リ 3.82 瓦
N. D. 式	0.933 瓦 (岡田)

厚板の電氣鑄接に就いて (田村元治 鑄接協會誌第 2 卷、第 5 號、June, 1932) 厚板の鑄接の場合には鑄接部母板の削稜に注意すべきであつて殊に正確なる形狀を要するものでは歪が出来るだけ少くなる様に鑄接方式を定めなければならぬ。其れに對しては先づ鑄接に依つて起る歪を明にしなければならぬ。Shrinkage は次の三つに分けて考へられる。熔融狀態に於ける收縮、固化後の收縮、母體の收縮である。Single Vee に削稜し鑄接せる場合は開先の長さに応じて收縮がある。又母體にて鑄接熱を感じ得る範圍は鑄接部から 600mm の間である此の間が膨脹收縮する爲の歪を考へるならば或る程度正確なる形狀にも仕上げ得る。従つて Double Vee の場合七三又は八二に削稜することも有効なる方法として考慮に價すると思ふ。(岡田)

鑄鐵及び青銅鑄物の電氣鑄接 (佐々木新太郎 鑄接協會誌第 2 卷、第 4 號、第 5 號 April, June, 1932) 鑄鐵の電氣鑄接に付き考ふべき點は鑄鐵自身が安價なるもの故鑄接も比較的廉き事が必要であり又鑄鐵は水壓試験

を受けることが多いから水圧に耐へ得ること、巢を出さない事である。

鑄鐵を銲接する銲接棒としては鋼裸棒、鋼被覆棒、鑄鐵裸棒及び鑄鐵被覆棒がある。裸棒は炭素電弧に被覆棒は金屬電弧に用ひる。其の選擇は工場の條件、被銲接物の大き、用途等に依り考へなければならぬ。

鑄鐵膠着鐵の有すべき必要な成分は次の條件に依り定める事が出来る。

- イ、銲接の冷却速度が少し速くなつても膠着鐵が白銲化しないこと。
- ロ、膠着鐵の收縮率を少なくすること。
- ハ、膠着鐵に巢及び鑄滓を多からしむる元素の含有量を最小限度に止めること。
- ニ、膠着鐵の冷却固化度を出来る丈低下せしめる。

鑄鐵電氣銲接の熱的操作としては先づ膠着鐵の冷却速度を遅くする爲に母體を銲接前に適當な溫度に豫熱し銲接作業中に膠着鐵の有する熱が放散される事を防止し銲接終了後に膠着鐵の表面の急冷を防止する三階段に分ち種々な方法が採用せられる。斯くして膠着鐵の白銲化を防ぎ龜裂を無くし歪を僅少ならしめる。又巢、鑄滓を少なくするのである。其の他鑄鐵の電氣銲接に就いて銲接部の硬度及び顯微鏡組織、抗張力、疲勞性、腐蝕、銲接部の生長及び鑄鐵電氣作業の實例に就いて論述してゐる。

青銅鑄物の電氣銲接は鋼鐵の場合と多少趣を異にする。鋼の場合は其の固化溫度が高い故に膠着鐵の流動性を失ふ事が早く膠着鐵中に瓦斯や鑄滓を残留する虞がある故に銲接電流を多くし銲接速度を比較的遅くし膠着鐵の流動性を維持して瓦斯や鑄滓の残留を少なくする。又鑄鐵は白銲化を防ぐ爲に出来るだけ冷却速度を遅くし黒鉛を生成する。然るに青銅は固化溫度低く瓦斯鑄滓の残留する虞がない故に急冷した方が組織が緻密で機械的性質も優れてゐる。青銅は鐵鋼に比し熱傳導率が大で比熱が小であるから母體は溫度が上昇し易い。青銅は溫度が上昇すると鐵鋼に比し靱性を失ひ易い。然も溫度が上昇し易い故に膠着金屬の兩側に小龜裂を生ずるのである。銲劑はアルカリ土金屬のハロゲン化合物がよいと思ふ。ガンメタル銲接の場合は衛生上特別の注意を要するのである。銲接工が夏季身體疲勞中空氣の流通悪しき所にては往々發熱卒倒する事がある。其の豫防法としてはマスクを用ふべきである。(岡田)

## 7) 鐵及び鋼の性質

鐵、クローム、ニッケル並に是等の合金の耐蝕性

(R. Müllé, G. Hahn, H. Kraiser, Berg u. Hüttenmannisches Jahrb. Heft 2, Bd. 80, 1932) 弗化物熔液の電解殊に  $Mg$  を弗化物浴中より工業的に電解する如き場合には電解浴の容器及び電極材料として弗化物に浸されない材料が必要である。茲に於て著者等は今日耐蝕耐熱材料として知られてゐる合金及び是等の組成が弗化物熔液に對して、どれ位の抵抗力があるかを研究することは興味ある問題と考へ、純鐵、ニッケル、クローム及び  $C-Cr$  鋼、 $Ni$  鋼、 $C-Si$  鋼、 $Cr-Ni$  鋼その他  $Cr-Ni$  鋼に  $Al$ ,  $Mo$ ,  $Cu$ ,  $Mn$ ,  $Si$  を添加せるもの或は Krupp CNT3A19 及び Krupp CNT3A20 について實驗を行つた。弗化マグネシウムの熔融點は  $915^{\circ}C$  である。従つて實際問題としては  $950^{\circ}C$  で實驗して置く必要があるから、此の溫度で  $MgF_2$  浴中に上記の材料を 6 時間乃至 15 時間浸して其の目方の減量を測定した。

其の結果  $Fe \cdot Cr \cdot Ni$  の中では  $Ni$  が最も抵抗力大、次いで  $Cr \cdot Fe$  の順序である。 $Ni$  は抵抗力著しく大にして 6 時間の實驗では減量せず寧ろ僅かに増量するを認めた。そして表面に固着せる綠色の薄膜を生じ、是は不溶解質で  $Ni$  を保護する役目を爲す利益がある。

$C-Cr$  鋼について見るに、 $C$  が増加すると共に抵抗力は減退するも更に  $C$  が増して共晶成分の付近になると抵抗力が再び増加した。この溫度ではフェライト、パーライト、ソルバイド、トルースタイト、マルテンサイトは存在しないでオーステナイト組織である。 $C$  が増すと二次セメントイドが析出してその結果抵抗力が減退するのであるが、更に  $C$  が多くなるとレーデブライト組織となるために抵抗力を増すのである。

$Ni$  鋼に於ては  $Ni$  が増す程良い成績が得られ、又  $Si$  も多少良い影響を與へる。

$Cr$  と  $Ni$  を同時に加へると非常に優れた成績を得る事が出来、特に  $Cr$  19%、 $Ni$  40% は純ニッケルに次で良好なる耐蝕性を具へてゐる。更に研究を進めた結果  $C$  0.15%、 $Cr$  19%、 $Ni$  40% の鋼が最も良く、次は  $C$  0.1%、 $Cr$  20%、 $Ni$  70% の鋼が良い成績を示した。要するに  $Cr$  及び  $Ni$  の添加量を増すと耐蝕性が改善せられる。

次に  $Al$  を添加したるに良い影響ありて、 $Al$  少量を添加せる  $Cr$  5.5% 鋼は  $Cr$  13% の鋼に匹敵する成績を示した。其の他  $Mo$ ,  $Cu$  等も良い影響を與へる。

要するに純ニッケルが最も安定で、次に高合金クロームニッケル鋼が安定である。(垣内)

鐵-アルミニウム系合金の空間格子 (J. Bradley, H. Jay. Fou. Tra. Jou. May 19, 1932 p. 303)

(1) 粉末法に依り 0~33%  $Al$  の  $FeAl$  に付いて其空

間格子を決定した。測定には高度の精密装置を用ひ、測定結果を顯微鏡組織と比較した。

(2) 0~10% Al では焼鈍のも焼入のも共に原子の配列が不規則であつて空間格子は直線的に増加する。

(3) 10~17% Al の焼鈍品も一定の空間格子を有する。此の範圍には  $Fe_3Al$  型の組織が存在し不規則分布帯より次第に現れる。又 17~20% Al の焼鈍したものは空間格子が稍小さく、組織が次第に  $FeAl$  型に變化する。

(4) Al 10% 以上では焼入したものは焼鈍したものとは異なる。空間格子が 14% Al まで増加し、終りは初めより増加の程度が緩慢である。原子配列は依然として不規則である。空間格子は 14% Al にて急激に減少する、而して此點は不規則状態から  $FeAl$  型組織に變ずる點に相當して居る。空間格子は 14~20% の範圍に變動する。

(5) Al 20% 以上では焼鈍したものも焼入したものも  $FeAl$  型の組織を有するが空間格子は熱處理に依つて異なる。即 700°C から焼入したものは直線的關係を有し、又 600°C から焼入したものと及び焼鈍したものは空間格子の増加が稍不均一に成る。

(6) 10~20% Al に於ける空間格子の異變は鐵の原子價の變化に依る者と思はれる、即ち  $FeAl$  と  $Fe_3Al$  との間に零の原子價が有り Al が減ずれば鐵原子價が増加するらしい。(南波)

**Mo 及び W を含む新工具鋼 (The Iron Age. June, 9, 1932)** ユニバーサル及びサイクロップス、ステール會社は共同研究により Mo を以つて W の大部分を置換し、しかも普通の高速度鋼と殆んど同様なる性質を有する鋼の製作に成功せり、Mo-Tung 鋼と稱す、高速度鋼より安く、軽く、靱性に富む。從來モリブデン鋼は不均一なる性質を有する缺點ありとせられたれども研究の結果全く面目を一新せり。テーラー氏は嘗てモリブデン鋼の不均一性を認めこれを多少改善するためにはタングステン鋼の場合より製作時の温度を僅か低くすべしと言ひり。最近に至り米國合衆國砲塹工場に於てモリブデン鋼を研究し完全なる鋼の製作に成功せり、元來鋼中の Mo は鍛錬又は壓延温度に於ても酸化消失しこれを防止する方法なかりき、然るに同工場に於ては Mo の消失は大なる脱炭を伴ひ脱炭は前者よりモリブデン鋼の性質に重大なる影響を及ぼすものなることを知れり、こゝに於て豫めボラックスを鋼塊又は鋼片に被覆したる後熱處理をなし初めて完全なるモリブデン鋼の製作に成功したるなり、モリブデン鋼に少量の W の添加は Mo の安定度を

増加すべしといふ假定の下にユニバーサル會社はこれにある量の W を加へ完全なる工具鋼の製作に成功せり。

焼鈍状態に於て比重 7.95 にして普通高速度鋼の 91% の重量に相當す、表面被覆は色々の方法あれどもボラックスを用ふるが尤も適當の如し、急速に熔融し金屬表面を被覆するやう調合す、炭素及び Mo の消失を防ぐ。Mo-Tung 鋼の熱處理の温度は通常の工具鋼と殆んど同じ、焼入温度小なる者に對して 2,150°F 大なる者には 2,200°C なり。加熱保持時間は充分に注意すべし、あまり永きにすぎるときは組織粗大となり材質不良となる、冷却は油焼入なり、焼戻温度 950~1,100°F なり、鍛錬温度 1,900~2,050°F にしてタングステン高速度鋼よりマリエールなり、焼鈍温度 1,450~1,600°F にして普通工具鋼より柔軟なり。この程度のモリブデン鋼は普通の高速度鋼と殆んど同一なる性質を有し變態點、硬度、焼入組織も全く同一なり。(鈴木)

**高温度に於ける鐵鋼の強度 (H. Müller u. E. Piwowarsky, Archiv für das Eisenhüttenwesen, März, 1932)** 高熱を受ける機械部分品に特種鋼が廣く用ひらるゝに到つたので高温度に於ける之等の諸性質を系統的に研べる必要が有る。茲に於いて著者等は常溫より 500°C 迄の試験を行つた。

第 1 表に試料の成分及び熱處理を示す。

試料 番號	第 1 表						燒鈍 C°
	C	Si	Mn	P	其 他		
1329	0.12	0.70	0.72	0.036			930
715	0.32	0.38	0.70	0.041			850
57	0.36	0.53	0.83	0.040			850
101	0.18	0.47	0.85	0.042	2.21 Cr		880
112	0.69	0.42	0.89	0.040	2.16 Cr, 1.04 W		880
182	0.36	0.42	1.96	0.046			850
1339	0.31	0.43	0.64	—	1.21 Cr, 2.98 Ni		930
1682	0.40	0.47	0.72	0.017	2.36 Cr, 0.40 Mo 0.12 V		930

何れも 2t エール爐にて熔解し、其中 Nos. 57, 110, 182, 715, 1,329 は普通の方法で 2 回の熔滓を以て製し其他は 1 回の熔滓にて製したものである。試料は生砂型に水平に鑄込み其時深さ 80mm の押湯を附けた。

之等の試料を常溫、100°C, 200°C, 300°C, 400°C, 及び 500°C に於いて衝擊値 (シャーパー、切込の徑 4mm、荷重 75 m.kg)、硬度、抗張力及びクリープ強度の試験した。

其結果に依れば抗張力、クリープ強度及び硬度は炭素及び滿滴の増加に依て極く僅か増大するが、クロムを加へれば非常に増大し、殊にタングステン及びニッケル

に依て其増大が著るしい。衝撃値の變化は之と反對で而して衝撃値と硬度との間に一定の關係を求め得ず。

抗張試験片は徑 10 mm, 標點距離 50 mm とし、而して 1.5 時間所要温度に保持して均熱ならしめ、又試料の兩端並びに中央の温度を測定して加熱を均等にした。極限抗張力は毎分の延伸 15 mm なる速さで測定したもので、概して常温より 400°C 迄は稍々減少し 400°C より 500°C にて急激に減少して居る其値を第 2 表に示す。

第 2 表

試料番號	極限抗張力 $kg/mm^2$		
	常 温	400°C	500°C
1339	84.0	73.0	52.5
182	73.0	66.0	47.0
112	70.5	68.0	49.0
1,682	64.0	67.0	37.0
57	62.0	57.0	33.0
715	53.0	49.0	31.0
1,329	46.0	34.5	26.5

延伸率は温度との間に一定の關係が無く廣範圍に變化するが、唯實際的に 400°C にて小、以上 500°C まで多少の増加が有る、例へば No. 1339 は 7.2% より 14.2% に、また No. 112 は 14% より 29% に増加して居る。

クリープ應力は Pomp 及び Enders 法に依て測定した。加熱には温度を均一に保持すべく特に注意して鹽槽を使用した。第 3 表は其測定結果である、400°C 以下では普通の試験法に依るよりも値が大きく成るから本表には示していない。

第 3 表

試料番號	蠕變應力 $kg/mm^2$		試料番號	蠕變應力 $kg/mm^2$	
	400°C	500°C		400°C	500°C
1,339	33.5	14.3	182	18.0	5.0
1,682	16.0	16.6	101	15.0	5.0
112	23.3	6.5	57	14.0	5.0
1,329	11.0	7.5	715	9.0	5.8

(南 波)

**Cr 18% と Ni 8% を含む鋼にベリリウム、硼素或はチタニウムの添加による硬化及其の耐腐蝕性に及ぼす影響** (H. Bennek and P. Schafmeister, Archiv für das Eisenhüttenwesen, June 1932, p. 615) 著者等は Cr 18%、Ni 8% の不銹鋼にベリリウム、チタニウム或は硼素を硬化に充分な量丈入れると、其の單純なオーステナイト組織が變化されることを確めた。添加元素の量により硬化合金の組織はフェライト、オーステナイト或は此等兩者の混合から成立つ。其の上に分離状態

及半急冷状態の化合物が現れる。

各種ニッケル含量により含ベリリウム鋼の焼入温度の著しい變化は  $\alpha$  及  $\gamma$  混晶に關係する 2 種の焼入経過の出現により説明される。 $\alpha$  混晶の安定度の低いために低温度 (500°) で短時間焼戻せば硬化する。然るに安定なオーステナイトの焼戻には更に高い温度 (700°) 或は 500° で更に長い時間を要する。オーステナイト的合金の硬度上昇は多分分離経過に基くものらしく、オーステナイトから  $\alpha$  鐵への分解は其の後で起る。

不銹性ニッケルクロム鋼の高い靱性はベリリウム、硼素或はチタニウムの添加により熱處理状態に於ても既に著しく減少する。完全硬化状態に於ては甚だ脆い。夫故に實地應用には最高硬度を避けて中等硬度の所が最も適當である。更に此の種の硬化鋼によりては純ニッケルクロム鋼の良好な耐腐蝕性は殆ど達せられない。(室 井)

**半鎮靜鋼中の水素の悪影響** (H. D. Hibbard, Steel, May 30, 1932) 半鎮靜鋼の皮下氣泡は非常に有害なものであるが、此の氣泡内の瓦斯は大部分水素でその他に少量の  $CO$ 、 $CO_2$ 、 $N_2$  及び  $CH_4$  を含有してゐる。水素は電解鐵製造の場合とか或は酸洗ひを行ふ場合に鐵鋼中に吸収せられ、鐵鋼をして脆弱ならしむるが是等の場合は加熱することにより簡単に水素を追出することが出来従つて水素の害も亦除去せられる。然しながら熔融鋼が溶解せる水素は之を充分吐き出させることは甚だ困難で此の水素が皮下氣泡の原因となつて居る。熔融鋼に溶解せらるゝ水素の源は装入物中の水素及び空氣中、燃料中の水分の分解或は燃燒の結果生ずる水素等である。 $Mn$  は水素溶解力の強いものであるから製鋼原料中に餘り多過ぎてはいけぬ。装入物中の  $Mn$  量は 0.5~1.25% が適量である。水素瓦斯の驅逐は熔融状態に於て行はれ、是は湯の沸騰、温度及び  $Mn$  量に關係するものである。湯の沸騰する時は  $CO$  以外の瓦斯特に水素瓦斯が  $CO$  に伴はれて排出せられるのであるから、水素の驅逐をよく行ふには湯の中に  $C$  の多い事が必要である。又濕氣のある日は水分の分解生成物たる水素が多いから湯の中に多量の  $C$  が必要である。湯の温度は成るだけ低くせねばならないが低過ぎると沸騰の強さを減ずる缺點がある。それ故に装入物の溶解後は徐々に温度を上昇して湯出しの時が丁度適當な鑄込温度となる様に操業すればよい。

$Mn$  は  $H_2$ 、 $CO$ 、 $N_2$  を吸収する力があるから之は水素を湯中に殘留せしめる働を爲す。湯出前の  $Mn$  量は一つの鋼塊を作る場合には 0.1% 以下、澤山の鋼塊鑄造の場合には 0.15% 以下が適當である。湯の中の  $Si$  は瓦斯

熔解力は Mn より大なるも、是は C が酸化せられる前に酸化除去せられて了ふから水素の殘溜には何の影響もない。殘溜水素が少ない程、一次表皮が厚く出来るが是は鑄込温度及び Mn 量によつても異なるものである。鑄型に鑄造してから水素氣泡は上部の湯のよく沸騰してゐる所より其の大部分は排出せられるが、型底より 1/3~1/4 の所即ち湯の殆んど動かない箇所に澤山の氣泡が出来る。又外側に沿つて氣泡が出来るが稀には氣泡の生じない例もある。即ち皮下氣泡のない例で製鋼業者は常に斯様な鋼を作り得る様になれば良い。これは殘溜 Mn 量が 0.05% 以下であつた結果出来たものであらう。

半鎮靜鋼製造工場の或る所で薄皮の半鎮靜鋼が出来、此の鋼の殘溜 Mn は 0.2% であつた。此の量は鋼の過酸化を防止するに必要な Mn 量を超過してゐる。是の鋼の原料銑は Mn 2% を含有せるものを使用したのであつたが、某工場では裝入物の Mn 量を約 1.25% とし殘溜 Mn 量を 0.1% とした所、厚皮の鋼塊を作ることが出来たと云ふ例がある。 (垣内)

**古い汽罐の材料の研究** (K. Daeves, E. Pfeiffer and G. Urbanczyk, Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingenieure. June, 4, 1932, p. 551) 22 乃至 40 年間使用せられた構造及使用状況の色々な 11 臺の汽罐の材料を研究した報告である。其の主な成績は次の通りである。1. 受領の儘の状態と標準化状態の差より考ふれば、すべての板に於て長期の使用により機械的性質は著しく變化して居ない。2. 軟鋼板材料はエイジングに敏感で、殆ど全般に追加的加熱をせずに歪模様を現したけれども、すべての板の衝撃値は歪模様線の範圍に於てさへ今日の汽罐構成材料規格の範圍内にあつた。3. 之に反し銑孔の附近に於ける衝撃値は殆どすべての板に於て人工的にエイジされた材料の値迄低下し著しい脆性を示した。此の著しい脆性は銑孔の龜裂の所には必ずしも認められなかつた。故に古い汽罐を他所で再び使用せんとすることは大に考慮を要する。4. 腐蝕の程度は僅で多くは板厚の許容範圍内にあつた。 (室井)

**耐熱クローム鋼に就て**(M. Schmidt, O. Jungwirth Archiv für das Eisenhüttenwesen Feb. 1932) 耐熱鋼としての使用範圍の温度は 700°~1,300°C なり、條件として次の三つが考へられる、I. 焼きべりの少いこと、II. 高温耐力のあること、III. 高温にて形の崩れざること、IV. 安價に得らること。今日市場にあるものは二通りあり、クロームを主とするものとクローム及びニッケルを含むものとなり、兩者ともそれ以外にシリコン、アルミニウム、コバルトの少量を含むことあるもあまり

大局に影響なし、こゝに述べんとするものはクロームを主とするものに就てなり。

N	2	3	4	9	10	11	15
C%	0.12	0.28	0.53	0.20	0.68	1.03	1.72
Cr%	23.95	21.67	21.45	29.50	28.79	31.83	20.30

焼きべりは電氣爐中にて 24 時間加熱したる後スケールを木槌にてたゞき落し重量の減量を決定せり。

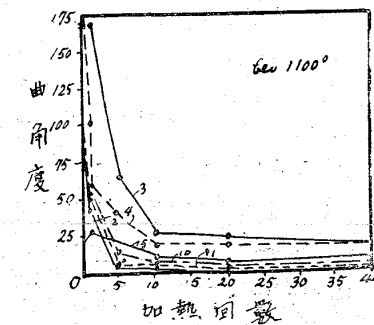
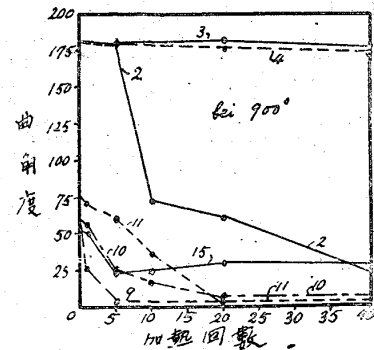
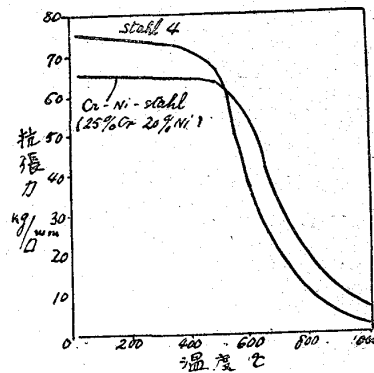
温度	焼きべり mg/cm <sup>2</sup>						
	2	3	4	9	10	11	15 S.H. 鋼
800	—	—	—	—	—	—	312
900	—	—	—	—	—	—	448
1,000	0.79	0.84	0.90	0.65	0.61	0.59	861
1,100	2.13	2.30	2.24	1.28	1.32	1.34	1027

比較のため平爐鋼に就ても併せ行ひり、1,000°C まではすべて良結果なるも 1,100°C に至りて相違生ず 9, 10,

11 のクローム含有量の高きものよし、炭素の影響なし。

高温耐力は熱間牽引試験によれり、その結果すべての試料に就てほぼ同一の値を得たり 800°C 以上に於て抗張力僅かとなり 1,000°C にて僅かに 2.5~3 kg/mm<sup>2</sup> になれり、下圖は同一結果なるを以て No. 4 を代表せしめ比較のためクローム、ニッケル鋼の場合を記入せり、されば高温に耐えんがためには特別の注意を要す、破面は粗大なり、組織の生長によるなり。

加工せるものと鑄物に於てこの關係を吟味せり、加工せられたるものを 1, 5, 10, 20, 40 回 900°C



1,100°C に 4 時間加熱せる後彎曲試験をなせり。

No. 3, 4 は 900°C に於て常に同一の靱性あることを示す、No. 2 は 10 回後著しく脆くなり No. 15 は最初から脆し又クロームの多きものは明らかに悪し、次に 1,100°C

の場合を見るに靱性を全く失ふを知る、この場合にても No. 3, 4 は他よりも優秀なり、即ち加工せるものにおいて 22% Cr しかも 0.28~0.55% C のものは 1,000°C 附近まで高温耐力を有することを知るべし。

鑄物の場合は 22% Cr も 30% Cr も共に粗大組織にして彎曲せず、加工せるものと同一方法にて繰返し加熱をなし彎曲試験をなせり、加熱回数多き程靱性を増し組織も細くなれり。

著者は更らに以上の事實を顕微鏡組織の見地より求め加工鋼に就ては 22% Cr 0.3~0.55% C がしかも 1,000°C 以下に用ひて靱性のあることを説明し炭素がこれより少くても多くても不可なる所以を論ぜり、鑄物に於ては高温にて耐力寧ろ改善せらる、焼きべりの點が問題なれどもクロームを多くすれば可なり、以上の點より加工せられたるものにおいて 22% Cr (0.3~0.55% C) が 1,000°C 以下に用ひてよく 30% Cr は鑄物としてより以上の高温に使用せらるべし。(鈴木)

## 8) 非鐵金屬及合金

**B. N. F. 三元鉛合金の新用途** (K. Gray, Metal Industry April 8, 15, 1932) 鉛製のケーブル鞘に生ずる龜裂は必ず鞘の内側より始まるものであるから、鞘が破壊せられるまでは外部から龜裂を認めることは出來ない。此の龜裂の原因に就ては種々の説が稱へられてゐるが著者の研究によれば殆んど凡ての場合震動が其の原因になつてゐることが解つた。内力の週期的震動と破壊との間には或る關係があつて、此の破壊は材料の疲勞の結果を生ずるものである。ケーブル鞘に生ずる結晶境界龜裂は、境界面にあつて鉛粒子を凝着してゐる材料が週期的震動によつて疲勞破壊を起す結果である。

龜裂生成の原因が分つたから。次に鉛よりも此の種の原因に對して強い材料を見出さんとして組織的に研究を進め、2種の合金を得た。即ち (1) Pb=99.25%, Cd=0.25%, Sb=0.5%。(2) Pb=98.25%, Cd=0.25%, Sn=1.5%を得た。是等は純鉛よりも諸種の機械的性質、疲勞抵抗、腐蝕抵抗が大にして而も純鉛の有する被加工性を失はないものである。以上は値段加工等の點に立脚せる一般工業用のものであるが使用目的に従ひ、成分を變更することに依つて種々の性質を與へることが出来る。

純鉛、(1) 及び (2) の機械的性質を比較すれば第 1 表の如く、(1) (2) は純鉛に比して著しく優れて居る。

第 1 表

材料	結局の強さ $t/in^2$	伸長率	ブリネル硬度	疲勞界限 $t/in^2$	屈曲性
(1) 合金鉛	1.64	52	65	0.74	0.75

(2) 合金鉛	1.62	55	57	0.57	—
純鉛	1.05	26	32	0.18	1.00

鉛に硬化元素の少量即ち (1) には 0.75%、(2) には 1.75% の元素を添加したのみにて斯様な著しき改善を見ることが出来る。尙 Cd の硬化効果は Sb の 2 倍、Sn の 6 倍に達す。Sn は腐蝕抵抗を増加する性質を有するものである。此の三元合金は家庭用の諸種管類に使用すれば良好である。例へば道路直下の水道主管に連結せられた管の如く常に道路の震動の傳つて來るもの或は建築物に固定せられて常に震動の傳る管等に使用すればよい。又抗張力大なる故水壓を受くる部分に適當である。軟水及び硬水に對しても強く、浸鉛水に對しても強い。其の一例を示せば第 2 表の如く浸鉛水の腐蝕に對し純鉛に比し、合金鉛は著しく良好なる成績を示してゐる。

第 2 表

材 料	水に溶解せる Pb 量 $\mu\text{rein}/\text{ガロン}$					
	第1日	第2日	第3日	第4日	計	
内徑 3"/4 管	純鉛	4.38	1.12	0.63	0.63	6.76
	合金鉛	1.45	0.07	0.14	0.21	1.96
内徑 1"/2 管	純鉛	4.38	5.95	1.26	0.49	12.08
	合金鉛	0.28	0.07	0.18	0.14	0.69

合金鉛は組織が細かく尙均一である。用途としては震動を受ける部分の管として或は壓腐蝕を受ける如き場合の管として使用すれば良い。純鉛に比して優れた點を示せば、硬度の高きこと、抗張力の大なること、突發的水壓、疲勞、浸鉛水に對する抵抗の大なること、組織の均一、機械的内力に對する反應の均一なる事等である。

(垣内)

## 9) 化學分析

**磁石鋼及び高速度鋼中のコバルトの定量法** (J. I. Hoffman; U. S. Bur. Stand. J. Res. May, 1932, 659-668) 著者は既に本法に就て發表してゐるが (J. Ind. Eng. Chem., 13, 1921, 540) その要旨は、試料を HCl に溶かし、HNO<sub>3</sub> を加へて酸化し、W を去り、Fe をエーテル分離し、Cr, V を過硫酸加里にて酸化除去したる後、Fe, Co, Ni 等を苛性加里にて沈澱濾別し、沈澱を溶解して Cu を硫化水素にて除き、更に數回アムモニアにて Fe を沈澱除去し、電解法で Ni 及び Co を定量し、更に dimethylglyoxime 又は  $\alpha$ -nitroso- $\beta$ -naphthol にて兩者を分離する方法である。但し該法は鹽基性醋酸鹽法と同様に多くの時間を要し、又青化法も精度に於て不満足である。依つて種々試験の結果次の方法を得た。その要旨は Fe の大部分をエーテルにて去り、Cr, V 等は苛性曹達及び過酸化曹達にて沈澱せしめ、更に Fe, Cu



は稀  $HCl$  溶液中 Cupferron にて沈澱除去し、濾液より  $Co$  を  $\alpha$ -nitroso- $\beta$ -naphthol で沈澱せしむる方法である。即ち

試料 1 gr を 400 cc ビーカーに採り、 $HCl$  (2:1) 20 cc にて加熱分解し、 $HNO_3$  (1:1) 2~3 滴を加へて 2~3 分間煮沸し、全量を 5 cc に蒸發する。(W は析出するも除去せず) これを 150~300 cc の分液漏斗にて數回エーテル分離を行ひ、緩熱してエーテルを除き、乾固に近く蒸發した後、50 cc の  $HCl$  (5:25) を加へ溶解する。10%  $Co$  以上含む時は此の際液を分取して 0.1 gr の  $Co$  附近の含量とする。これに 15% 苛性曹達 150 cc (過酸化曹達 2 gr を含むもの) を加へ、湯煎上で 0.5~1 時間熱し、過剰の過酸化物を分解し、冷後濾別する。沈澱は濾紙と共に原ビーカーに採り、15 cc の  $HCl$  (2:1) を加へ湯煎上で分解し、後激しく振蕩してパルプ状とし、更に 150 cc の水を加へ、アムモニアにて中和し、再び 5 cc の  $HCl$  を加へ、10°C に冷却して攪拌しつゝ 6% Cupferron の冷溶液を加へる。(過剰を避くべし) 沈澱は 10 分間静置して濾過し、冷 Cupferron 洗液 (6% 水溶液 20 cc に 1 l の  $HCl$  (1:99) を加へたるもの) の 150~200 cc にて充分洗滌する。(Co 多ければ多量を用ふ) 沈澱は濾紙と共に 200 cc のエルレンマイヤーフラスコに移し、50 cc の Cupferron 洗液を加へて強く振蕩してパルプ状となし、再び濾過、洗滌を行ふ。濾液には 15 cc の  $HCl$  1~0.5 倍の  $\alpha$ -nitroso- $\beta$ -naphthol 溶液 (試薬 1 gr を 15 cc の氷醋酸に溶解し濾過せるもの) を加へ (最小 10 cc) 60~75°C に 20 分間熱し、15 分間静置後濾別し、温稀  $HCl$  及び温水にて洗滌する。沈澱は磁製坩堝中で乾燥し、750~850°C に恒量を得る迄焼いて  $Co_3O_4$  として秤量する。この 73.4% は  $Co$  に相當する。試料中に 0.01 gr 以上の  $Cu$  を含む時は焼成中水素を通じて還元し金屬とする。この  $Co$  中には 0.000 x gr の  $Cu$  を保有する故、更に  $HCl$  に溶解し、稀釋して 100 cc 中 2 cc の  $HCl$  を含むものとし、 $H_2S$  を通じて  $Cu$  を沈澱濾別し、焼成後更に  $HNO_3$  に溶解し、過剰のアムモニアを加へて比色し、その量を上記  $Co$  より控除する。本法には空試験を要す。

$Co$  の沈澱には Cupferron は何等妨害しない。注意點は、 $Co$  量大なる時はエーテル分離に注意を必要とし、

Cupferron の沈澱は充分洗滌すべく、 $Co_3O_4$  として秤量するには焼成に所要條件が存在し、 $Cu$  は最終に於て既述の如く分離操作を爲すべき等である。測定例は次に示す。表中の試料は 50 a (0.66%  $C$ , 0.02%  $P$ , 0.007%  $S$ , 18.25%  $W$ , 3.52%  $Cr$ , 0.97%  $V$ ), 73 (0.31%  $C$ , 0.023%  $P$ , 0.03%  $S$ , 13.9%  $Cr$ , 0.034%  $V$ ) 10 d (0.42%  $C$ , 0.088%  $P$ , 0.03%  $S$ , 0.01%  $Cu$ ) 其他である。

米國標準局試料	添加 $Co$ gr	定量 $Co$ gr	差 %
1 gr 50 a	{ 0.0528	0.0525	- 0.03
	{ 0.2640	0.2648	+ 0.08
1 gr 10 d	{ 0.1056	0.1054	- 0.02
1 gr 50 a + 0.005 gr $Cu$	{ 0.0483	0.0483	0
	{ 0.1322	0.1326	+ 0.04
0.3 gr 50 a + 0.3 gr 73	{ 0.4226	0.4228	+ 0.02
+ 0.01 gr $Cu$	{ 0.3698	0.3692	- 0.06

(前田)

## 11) 雜

合衆國鋼鑄物工業の低作と對策 (作業率は能力の 1 割 5 分) (Iron Age, May 26, 1932) 去る 5 月 18 日紐育ルーズウエルトホテルに於て開催された亞米利加鋼鑄物協會春季總會の席上同會長 Arthur Simonson 氏は不戰憐和論者的態度 (defeatist Attitude) の放棄を力説すると同時に斯業現在の苦境緩和策として密接なる協力を唱道する所あつた。而して各生産地方に於ける注文の共同計算が有效なる匡救策として提案されたのであつた。鞏固なる價格組織、正確なる生産費の認識、トラスト禁止法の新解釋、及各自の工業を適當に取締るべきトレド、オルガナイゼーションに對する法的權能等が斯業を安全に導く必須條件として幹事長のグラビール・ピバートレット氏から呈示された。ウイコンシン州製造業者組合の "dust, fumes, vapors, and gases" 委員クラレンス、ピバートレット氏は "The Cost of Dust in the Steel Foundry" と題する論文を提出した。出席會員の報告に依れば、鋼鑄物工業の現在作業率は能力の約 15% であつて茲暫らくは好轉の見込みが立たないと、此の悲觀的展望は主として鐵道の購入量が茲數ヶ月は相當の量に恐らく達しないであらうといふことが最近會員の調査に依つて明かになつたからである。(M. M. 生)