

目 録

3) 銑鐵及び鐵合金の製造

プラーフ製鐵會社の薄壁鑄鑪 (Dr. J. Sarek, Paper read before the Ir. & St. Inst. at Prague, Sep. 15, 1930, Engineering Dec. 26, 1930, 當會社では Kladno 及び Kraluv Dvur の二工場に於いて、低品位の酸性鑄石を使用して各種の銑を製造してゐるが thick-wall の鑪で操業せる場合に諸種操業上の困難を惹起した。lining は短時日の中に熔解せられ、その上に不規則な堆積物が出来て、鑪の調節を悪くし操業費も高くなつた。鑪壁の厚さ數厘になつた箇所もあつたがその後は比較的長い間その儘で持ちこたえた。是等の事柄が薄壁鑪を考案する原因となつたのである。上記の如く壁は薄くなつても空氣冷却によつて長く保つことが出来るものである。然しながら熔解によつて薄くなりたる壁面は不規則であるため、操業上の困難や骸炭使用量の増加を伴ふのである。初めから壁を薄くして置けば左様な事は起らない筈である。4年前に初めて Kladno に薄壁鑄鑪を設立し、又 Kraluv Dvur にも建設し現在第5基を建造中である。Kraluv Dvur の鑪は壁厚 250mm (9'8") のもので操業 18 箇月後には shaft の中央は 180~200mm (7~7'9") belly は 120~140mm (4'7~5'5") となつた。兩工場に於ける操業成績と舊鑪 (thick-wall) の操業成績を比較するに、操業法、装入物を同一にして骸炭使用量は減少し、操業上の諸種の困難は少く

なり、調節も楽になつた。此の鑪の缺點は冷却水を多量に必要とすることである。建造費は舊式鑪に比較して決して高くはない。 (垣内)

可鍛鑄鐵の熔銑鑪操業 (J. H. D. Bradshaw, Foundry Trade Jnl. Nov. 20, 1930) 熔銑鑪の缺點は成分の保證の出来ない事であるが、注意深き調節によつて坩堝で熔融したと同様の良好なる結果を得る事が出来た。可鍛鑄物製造用には一般に小熔銑鑪が使用せられ、例へば熔融帯の徑 14'~22', 羽口數は 4~6 で一列に配列せられ羽口面積は熔融帯の面積の 1/10 位の大きさのものである。

操業上の注意は送風、壓量、装入物の正しき計算、骸炭量の決定等である。送風量は骸炭 1 封度に就て 160~170 ft³ が實地の上から能率が良い。熔融帯の徑 15' の鑪では 1,767 封度のメタルを 1 時間に熔融するのが適當であるが、骸炭の能率は 40 % であるから 1,767 封度のメタルに對しては $(2,687 \times 1,767) \div 2,240 = 212$ (封度) の骸炭を必要とする。故に送風量 36,040 ft³/hr. でやれば立派な操業が出来る。送風壓は風が鑪の中心まで十分に達し得ればよい。

成分に就て云へば熔銑鑪に於ては Mn, Si は減少し、S 及び C が増加するものであつて、鼠銑の場合は 10~12% 減少するものとして計算するも、可鍛鑄物の場合は Si 35% 以上、Mn 45% 以上燃えなければよいとしてゐる。C は装入物が

低炭素であれば 2.8~3.0% となる。屑鐵を多量に装入する時は Si 量過少となり、又 S を増加して焼鈍時に困難を起す。先づ全装入の 1/3 が適當である。可鍛鑄物の要求する Si は鑄物の厚さに依つて異り、 $1/8'' \sim 3/16''$ の厚さのものでは $Si = 0.63 \sim 0.75\%$ 、 $3/16'' \sim 3/8''$ のものは $Si = 0.55 \sim 0.65\%$ 、 $3/8'' \sim 5/8''$ では $Si = 0.50 \sim 0.55\%$ が適當である。 $Si < 0.5\%$ でば不規則な收縮を起したり、又有孔性の鑄物を作ることがあつて不適當である。 Mn は 0.35% 以上を必要とす。 Mn は $(Fe, Mn)_3C$ を作り炭化物を安定にするものと考へられ、又 S と結合する傾向がある。著者は $S = 0.3 \sim 0.4\%$ で Mn を 0.5~0.6% にして良い鑄物を作る事が出来た。 S は主として骸炭から来るのであるが硫化金屬としての S のみがメタル中に入るのである故に骸炭中の S 全量よりもその状態が大切である。然しながら全 S 量 0.7% 以下ならば安全である。 P は減増なきも白心鑄物では 0.1% 以下にしなければいけない。

鑄込温度は一般に 1,400~1,450°C. が適當である。

鑄滓の試験も又非常に大切である。可鍛鑄物の場合は鼠銑の場合と異り、メタルの損失が非常に多い。(第1表参照) 第1表をメタルに換算すると第2表の如くなる。此の如きメタルの損失は大いに注意すべきことである。鑄滓の色は黒綠色で流れは悪い。爐の摩滅も甚だしい。

第1表 Composition of Grey-and Malleable-iron Slags

Constituent	Grey iron	Malleable
SiO_2	42.20%	52.60%
Al_2O_3	7.51"	12.50"
Fe_2O_3	5.17"	10.02"
MnO	2.10"	3.60"
CaO	37.00"	2.15"
MgO	0.22"	6.33"
S	0.5 "	0.7 "

第2表 Metallic Concentration in Grey-and Malleable-iron Slags

Constituent	Grey iron	Malleable
Si	19.83%	24.24%
Mn	1.63"	2.80"
Fe	3.72"	7.84"
	25.18"	35.36"

(垣内)

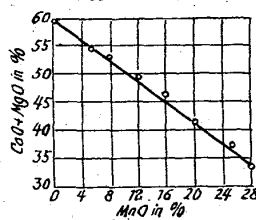
4) 鋼及び鍊鐵の製造

鹽基性 S-M. 平爐滓成分の法則 (S. Sch-

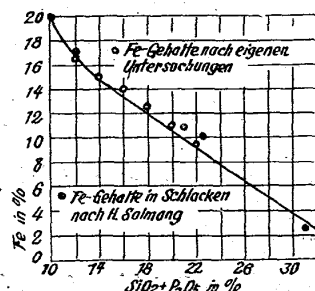
leicher, Archiv Eisenhüttenw. Nov. 1930, S. 239) 鹽基性 S-M 平爐滓 29 種類に就て Mn 量と $CaO + MgO$ 量の關係及び Fe 量と $SiO_2 + P_2O_5$ の關係を研究したものである。 Mn 量の少きものは $CaO + MgO$ 量が多くなり、 MnO 量は 27.95~12% 間の變化あるにもかかわらず $MnO + CaO + MgO$ の和は一定してゐる。平均値は 61.4% であつて、最も多いものは是より 1.47% 多く、最も少いものは是より、1.87% 少き程度の差である。故に S-M 平爐滓にありては $CaO + MgO$ は MnO によつて置換し得られるものである。 $CaO + MgO$ 量と MnO 量の關係は第1圖の如し。

Janizky (Iron Age, 124 p. 1237, 1929) は $MnO = 11.80 \sim 5.25\%$ 間の 25 種類の S-M 平爐滓に就いて $CaO + MgO + MnO$ 量の和は 61.53% なることを認め、K. Neu (St. u. E. 41, S. 362, 1921) は $MnO = 0.26 \sim 4.03\%$ の電氣爐滓に就て $CaO + MgO + MnO = 61.58\%$ なることを認めてゐる。次に Fe 量と $SiO_2 + P_2O_5$ 量の關係を見るに第2圖の如き關係を有す。又第1表に見る如

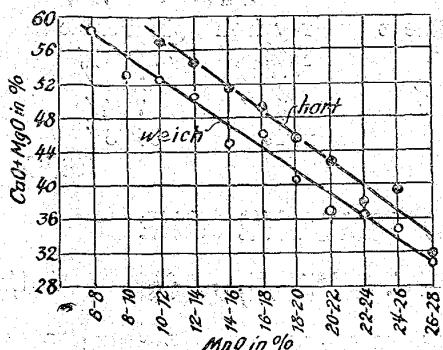
第1圖



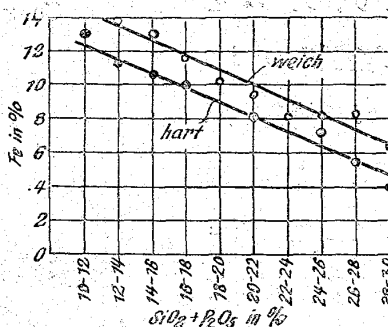
第2圖



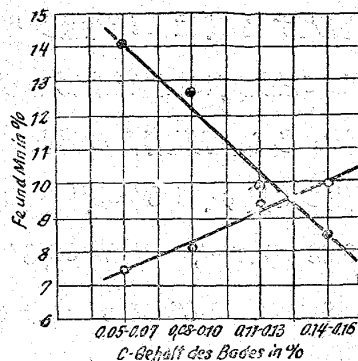
第 3 圖



第 4 圖



第 5 圖



く $SiO_2 + P_2O_5$ 量が多くなれば Fe 量はそれだけ減少し、逆に $SiO_2 + P_2O_5$ 量が少くなれば Fe 量は増加す。

第 1 表

$SiO_2 + P_2O_5$ %	Fe %	$SiO_2 + P_2O_5$ %	Fe %
10~12	20.19	18~20	12.65
12~14	16.44	20~22	10.98
14~16	15.10	22~24	9.45
16~18	14.00		

(Fe 量は平均値を示す)

其れ故に平爐滓の Fe 量を 10% に止め様とすれば、 $SiO_2 + P_2O_5$ 量を 20% 以上にしなければならぬ。又出来上りの平爐滓に CaO を加へると Mn の平衡が關係して $Fe + MnO \rightleftharpoons FeO + Mn$ の式により Mn を銻鋼中にやる事が出来る。

著者は又銻解直後、製鍊中及び湯出直前の平爐滓 98 種から次の事實を認めることが出来た。軟鋼 ($C < 0.20\%$) の場合は $CuO + MgO + MnO = 61.4\%$ 平均であるが硬鋼 ($C > 0.20\%$) の場合の平均値は 4% 多くなり、65.5% となる。

第 3 圖は平爐中の $CaO + MgO$ 量と MnO 量の關係を第 4 圖は同じく $SiO_2 + P_2O_5$ 量と Fe 量の關係を示す。 Fe 量は硬鋼の場合は軟鋼の場合より 2% 少い。又操業最後の銻鋼中の C 量と平爐滓中の Fe 及び Mn 量との關係は第 5 圖に示す如し。

(垣内)

5) 鑄造作業

回轉銻鉄爐 (Rev. de Met. Mai (1930) .p

256). 近時佛蘭西及び獨逸に於て鑄物用銻鉄を銻かすに新しき爐を用ふるに至つた。所謂 Brackelsberg 爐と稱するものである。この爐では普通の銻鉄爐で銻かし得ない可鍛鐵鑄物及び機械鑄物とかす事が出来る。

この爐は外側はボイラプレートで蔽はれ 2 個の帶狀の band が圍み roller bearing で水平軸の周りに回轉出来る。作業の始めに裝入物が固體である時には唯 oscillate するのみである。爐の裏付は珪石を用ひ SiO_2 90% である。これは 120~150 回の作業に耐へる。爐を熱するには微粉炭のバーナーを用ひ空氣と混合せしむ。この外に補助に重油バーナーがある。爐が未だ冷たいとき等に用ふ。爐の他端には裝入口と瓦斯の出口を兼ねた穴がある。燃焼瓦斯はこれに面せる導管で導かれる。始めの空氣はこの瓦斯で豫熱する装置もある。

爐の機能は銻解と燃焼とが別々に行はれてゐる事が一大特徴で、この爲銻鉄の化學的成分に變動を與へない事である。それ故普通の銻鉄爐に比し正確な成分のものが得られる。裝入物の燃焼による損失は僅かに 1% に過ぎない。又銻鉄の溫度を 1,600~1,650°C 位迄上げ且この溫度に保つを得しめる。その爲銻鉄の性質を改良し且 Ni 又は Cr の如き添加物を加へるのに容易ならしめる。

且湯が流動性に富んで来る。

爐は水平軸の周りに廻轉する故特別の Fore-hearth を持つ銑鉄爐の如く銑鉄中の黒鉛を一層細かくし得る。

今實際佛蘭西で用ひられてゐる例を上げると次の様である。(小田助男)

容量	銑鉄の成分	装入物	鑄込温度	石炭消費量	鑄解時間
4.5t	C...2.5% Si 0.8-1.1% 可鍛鐵鑄物	銑鉄 40% hematite 銑鉄 30% 鋼屑 20%	1,600~ 1,650°C	装入銑鉄の 16~18% (揮發物 27%)	時 分 3 45
1.5t	同上	銑鉄 50% 鋼屑 35% hematite 銑鉄 15%	1,650°C 空氣を 600°C に豫熱す	16% (揮發物 4~6%)	3時10分 (爐が冷た い時) 2時間 (熱い時)
1.5t	C...3% Si 1.7% 機械鑄物		1,650°C		2時30分 (冷時) 1時30分 (熱い時)

7) 鐵及び鋼の性質

Oil-Hardening 及び Air-Hardening 鑄鐵

(J. E. Hurst, Foundry Tr. Jnl. Dec. 4, 1930)

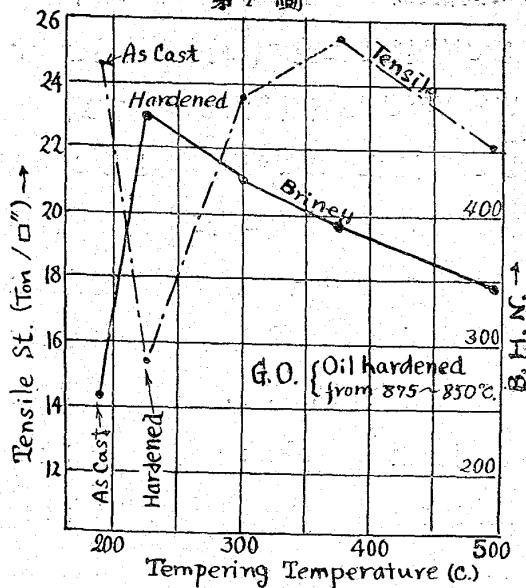
第1表に示す如き成分を有する試料について機械的實驗を行つた。試験片は遠心鑄造をなして B. E. S. A. の 4. K. 6. の規格に合ふ様に作つた。

第 1 表

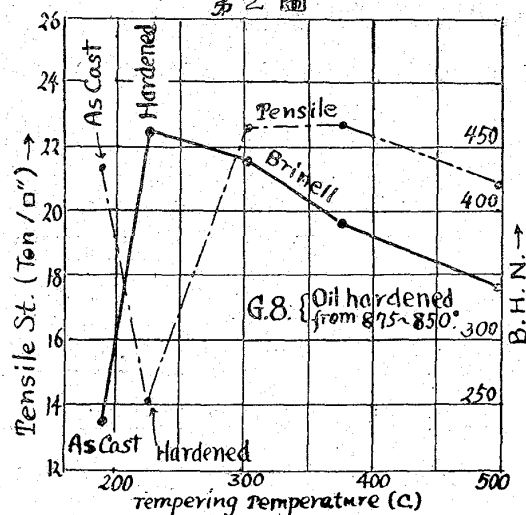
Material	Composition, (%)							
	T.C.	C.C.	Si.	Mn.	S.	P.	Ni.	Cr.
Oil hardening	3.36	0.69	2.30	0.67	—	0.54	1.32	0.44
Oil hardening	3.35	0.65	2.07	0.61	—	0.34	2.56	0.95
Air hardening	3.39	0.59	2.19	0.65	—	0.46	3.37	0.61

是等の試料は oil-hardening 或は air-hardening の性質を有す。B.H.N. は hardening によつて著しく増加し、是れを焼戻すれば B.H.N. は減少し、焼戻温度が高い程減少の度が大きい。(圖面参照) 抗張力は hardening によつて著しく減少し、是れは焼戻によりて回復せられる(圖面参照)。彈性率は hardening によつて僅かに減少するも焼戻

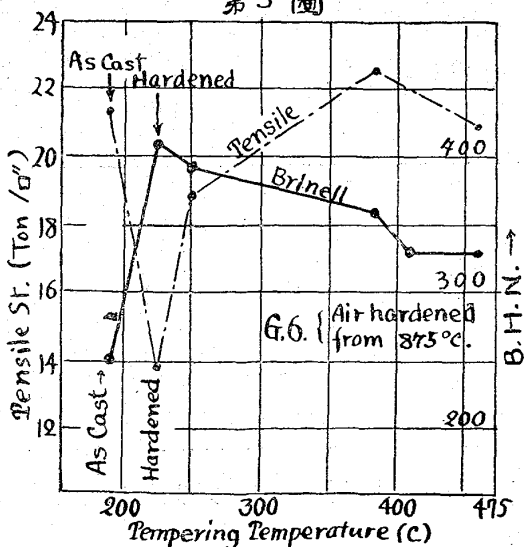
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



によりて回復される。實驗範圍に於ては、hardening して焼戻をした後に、最も良結果を示すものは 375~385°C で焼戻したものである。hardening して焼戻したものの組織は主として sorbitic 組織である。此の實驗に依つて次の事が分つた。即ちニッケルクロム鑄鐵は遠心鑄造をなし是れを hardening して後焼戻すことによつて、sorbitic 組織で高い B. H. N. のものと爲すことが出来、適當なる hardening 及び焼戻によつて立派な機械的性質を有するものとなすことが出来る。

(垣内)

熔融鑄鐵の過熱の影響 (J. E. Hurst,

Foundry Tr. Jnl. Nov. 20, 1930) 約 50 封度の鑄鐵を Morgan-Salamander 坩堝に入れ坩堝爐で出来るだけ高温に加熱した。正確な温度は測定しなかつたが 1,550~1,600°C である。是れを遠心鑄造法によつて鑄造し又一方是れと比較するため、適當なる温度即ち 1,250°C で同方法によつて試験材料を作つた。是等の鑄物から B.E.S.A の 4.K. 6. の規格に合ふ所の Test-ring を作つて抗張力、弾性率、stress-deflection 曲線、ブリネル硬度の試験を行つた。

試験片の成分は次の如し。(第 1 表)

第 1 表

	Normal	Superheated
T.C.	3.72	3.14
Comb. C.	0.70	0.70
Graphite	2.57	2.44
Si	1.92	1.55
Mn	0.83	0.87
S	0.085	0.087
P	0.62	0.62
Cr	Nil	Nil

抗張力、弾性率は第 2 表、ブリネル硬度は第 3 表の如し。

第 2 表

	Normal	Superheated
Modulus of Elasticity	$\begin{cases} 17.9 \times 10^6 \text{ lbs}/\text{sq. in.} \\ 17.8 \times 10^6 \text{ lbs}/\text{sq. in.} \end{cases}$	$\begin{cases} 18.7 \times 10^6 \text{ lbs}/\text{sq. in.} \\ 18.2 \times 10^6 \text{ lbs}/\text{sq. in.} \end{cases}$
Tensile Strength	19.2 T/in ²	21.5 T/in ²

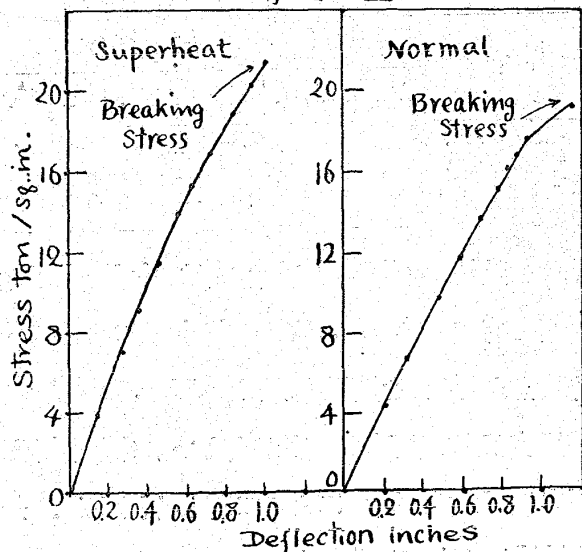
第 3 表

	Normal	Superheated
Outside edge ↓	235	255
	248	269
	241	255
	248	255
	255	241
Inside edge	241	262
	241	255
	241	248
	235	241
Mean value	243	253

(Dia. of ball=2mm. Load=120kg.)

stress-deflection 曲線は gap-opening と歪との關係を示したもので第 1 圖に示す如き結果を得た。この曲線内の面積は試験片を破断するに費されるエネルギーに比例するものにして、脆性率として用ひられる。原圖に於ては Normal 材料では 31.3 in², superheat されたるものは 19.3 in² であつた。

第 1 圖



次に直径の擴大に及ぼす permanent set は 14

T/ロ" 負荷で実験の結果 normal 材料では 12.3% の擴大率にして superheat 材料は 10.4% であつた。總括すれば過熱鑄物は抗張力、弾性率及びブリネル硬度を増加して、permanent set 及 stress/deflection の値を減ずるから鑄物としては非常に不完全なものとなる傾向がある。(垣内)

耐蝕耐熱性ニッケル・銅・クローム鑄鐵

(J. S. Vanick & P. D. Merica, Iron and Steel, Canada, Vol. 13, Nov. 1930, p. 241/242, 260/261 & 263) 本文は International Nickel Co., N. Y. C. の研究結果の概要である。該会社の Bayonne, N. J. の研究所では、ニッケル 15% 以上の耐蝕性鑄鐵の研究も行はれてゐる。耐蝕耐熱用鑄鐵の成分としては略次の如くである。

全炭素	2.75—3.10 %	滿 俺	1.00—1.50%
珪素	1.25—2.00 "	ニッケル	12.00—15.00 "
硫黄	0.04—0.120 "	銅	5.00—7.00 "
磷	0.04—0.30 "	クローム	1.50—4.00 "

通常の鑄鐵へニッケル 2% 以上添加すれば、急に硬度を増し、5~6% でブリネル 250~280 に達し、旋削も次第に困難となる。8~12% ニッケルでは 320~360 となり、これ以上 18~20% ニッケルとなれば硬度は逆に減少しブリネル 120 に低下し、時には原鑄鐵より軟質となる。この成分では充分の靱性を有し、工作極めて容易となり、強度も良好で、磁性を減じ遂には磁石に吸引されなくなり全くオーステナイト組織となる。耐蝕性はニッケル 12~18% の時最も良好である。銅はある限界迄はニッケルの代用となし得るもので、これは鐵中への溶解度が關係する。この點は充分研究されてゐないが銅の添加に依つて耐蝕性に影響なく、熔融點を降下し、流動性を良好とし、經費を低減し、鑄造を容易ならしめる。又この成分では幾分低溫度で不安定で、漸次磁性を持ち、マ

ルテンサイト組織に移行し、幾分硬化現象を見るが、これはクロームを多く添加しても防止出来ない。例へば 3.5% のクロームでは逆つて硬度を増大する。併しこの缺點は滿俺の 0.3~0.6% の添加に依つて、低溫度の變態は無視し得る迄防止出来る。例へば 1.5% 滿俺で、變態點は零下 300°F へ低下し、通常の使用には差支へなくなる。ニッケル 14%、銅 6% で、クローム、炭素及び珪素量を幾分變化させたものゝ強度は次の如くである。

Arbitration bar transverse strength	2,500—4,000 lbs.
" " " deflection	0.2—0.3"
Tensile strength in 1 1/4" section,	20,000—35,000 lb/ロ"
Brinell Hardness	120—170.

耐蝕試験結果の一例は次表の如くである。

(mg/dm²/日の重量減少)

	耐蝕鑄鐵	通常の鑄鐵
空氣中.....	被覆を生ず	容易に腐蝕す
空氣中 30 日後.....	9.5	59.7
同 90 日後.....	7.9	63.5
同 1.5 年後.....	3~4	30~40
水を噴射す.....	6.6~17.6	207.5~244.0
3% NaCl (空氣を含む).....	50	190
CO ₂ 飽和水, 95°C.....	110	660
Fe ₂ (SO ₄) ₃	17,000	32,000
5% H ₂ SO ₄ (空氣を含む).....	350	30,000
5% HCl ".....	507	26,665

	H ₂ S at 1,500°F	Growth 1,500°F
	205°F Liquid	240 時間後
耐蝕鑄鐵 ⊗	58.5	509
通常鑄鐵	319	1,620
		2—6% by Volume
		25—30% by Volume

⊗ Cr 3.5% のもの

上記の合金鑄鐵はクローム 3% 以下なれば、工作は極めて容易である。600°C 迄の熱膨脹は通常の鑄鐵に比し 50% も大であつて青銅に近似する。1,200~1,500°F 迄に於ては通常の鑄鐵に比し 10~12 倍も酸化され難い。併し 1,600~1,700°F に至つてはこの差は少なくなる。

非磁性で Resistivity の高い點も相當の用途を有するものである。生産費は極めて低い。(前田)

繰返し應力による硬化作用 (Zeitschrift

für Metallkunde. Heft 11, November, 1930) 使用試験機は回轉彎曲式のもので供試品は次の二種類で何れも直径 5.0mm の針金材である。

即低炭素鋼は炭素含有量が約 0.5%, 眞鍮材は Cu 72% の α 固溶體をなすものを選んだ。試験に先ち鋼線は豫め鋼屑中にて 950°C に 0.5 時間、眞鍮線は銅屑中で 800°C に於て是亦 0.5 時間焼鈍した。

表面の極僅かな酸化は No. 1. O F 及 O の金剛砂で長さの方向に磨き取除いた。

彎曲内力の計算は普通に行ふ如く

$$\sigma = \frac{32}{\pi} \frac{M_b}{d^3}$$

第 1 表 耐久界限及抗張試験

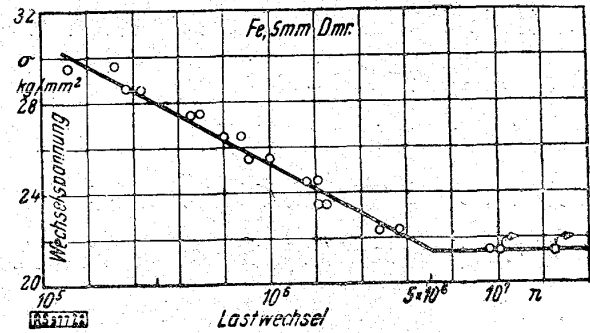
	鐵	眞鍮			
彈性界	$\sigma 0.001 \text{ kg/mm}^2$	4.9	0.6		
	$\sigma 0.01 \text{ kg/mm}^2$	24.5	3.7		
降伏點 σ_s ($\sigma 0.2$ に於ける) kg/mm^2	25	5.3			
抗張力 $K_z \text{ kg/mm}^2$	40	27.2			
伸 $\delta \%$	33.5	55			
斷面收縮率 $\psi \%$	73	81			
彈性率 $E \text{ kg/mm}^2$	2,1170	1,3200			
	$\frac{\sigma_{WD}}{\sigma_{0.001}}$	$\frac{\sigma_{WD}}{\sigma_{0.01}}$	$\frac{\sigma_{WD}}{\sigma_{0.2}}$	$\frac{\sigma_{WD}}{K_z}$	$\frac{\sigma_{WD}}{\sigma_s + K_z}$
鐵	4.37	0.87	0.86	0.54	0.33
眞鍮	14.4	2.34	1.56	0.32	0.26

なる式によつた。但し M_b は曲げモーメント、 d は試験片直径を表はす。此の式によれば降伏點以上の内力が生ずる場合棒の表面に起る眞の内力よりも大きい値を出す事になつてゐる事は注意すべきである。

耐久界限 (Wechselfestigkeit) $\sigma_{W,D}$ は第 1 圖及第 2 圖より求めた。其の値は鋼線では $\sigma_{W,D} = 21.4 \text{ kg/mm}^2$ 眞鍮線では $\sigma_{W,D} = 8.56 \text{ kg/mm}^2$ を

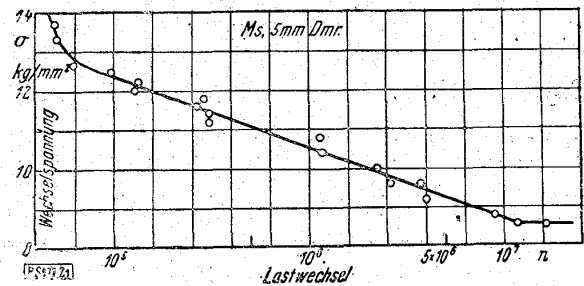
得た。

第 1 圖



内力：繰返し彎曲荷重回數線圖 (直径 5.0mm 鋼材)

第 2 圖



内力：繰返し彎曲荷重回數線圖 (直径 5.0mm 眞鍮材)

又第 1 表は材料の製造状態に於ける抗張試験及繰返し應力試験の結果を示す。

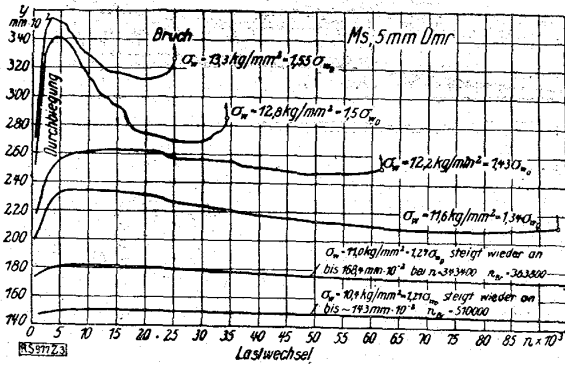
是れにより明かなる如く鋼では σ_{WD} が $\sigma 0.001$ と $\sigma 0.01$ との間であり、粘性的眞鍮では σ_{WD} が $\sigma 0.01$ は勿論 $\sigma 0.02$ 即降伏點よりも大きい事が知られる。一般に壓延した銅、青銅及 Al では σ_{WD} は $\sigma 0.01$ よりも低い。

繰返し彎曲中其撓みを測定するには或る量の荷重を試験片に衝動を與へぬ様に懸けて試験し、其試験中の荷重を變へず試験片の撓みの量の變化を測定したのである。

荷重が相當大きく σ_{WD} を超える様な場合には撓みの量は試験中に相當に變化した。第 3 及 4 圖は其の結果で荷重の懸け初めには撓みを増し或る最高値に至つて後再び減少する。

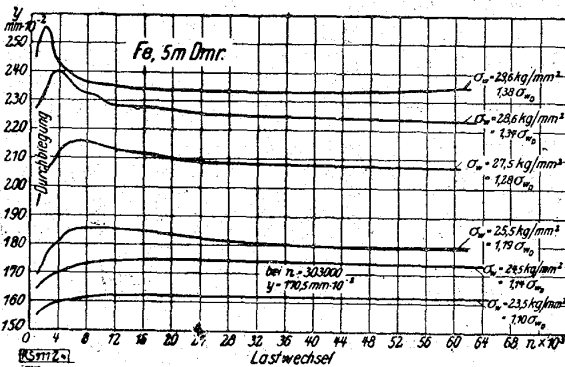
此の實驗の初期の撓みの増加は彈性餘効果によ

圖 3 第



種々の一定繰返し内力に於ける彎曲撓み：荷重繰返し回数（真鍮）

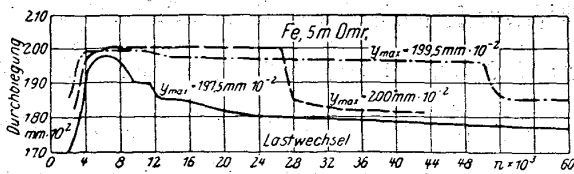
第 4 圖



種々の一定繰返し内力に於ける彎曲撓み：荷重繰返し回数（鋼）

るもので Baushinger の効果の概念で説明されるものであり、其の後の減少は硬化現象を示すものである。種々の鋼材で同じ量の荷重を加へた場合撓みの最大値は約同じであつたが其の最大値の繼續の時間（又は繰返し回数）が種々であつた。第5圖は $\sigma_w = 28.6 \text{ kg/mm}^2$ とした場合三種の鋼に就いての實驗結果である。

第 5 圖

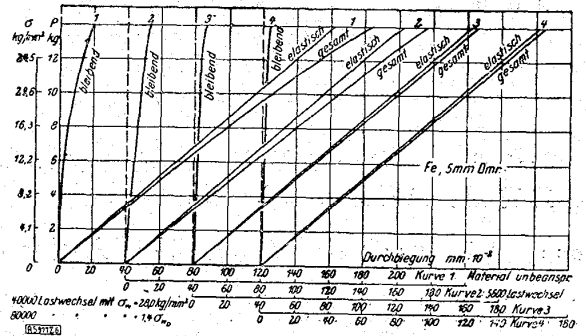


三種の鋼材に於ける一定繰返し内力に於ける彎曲撓み：荷重繰返し回数

又次の三種の條件のもとに材料に就き靜的試驗を行つたが第6圖の如き結果を得た。第(1)は

處女試験片、第(2)は $\sigma_w = 28.6 \text{ kg/mm}^2$ を懸けて5,600 回轉せしめ撓みの最高に達したもので、第(3)は同じ荷重を40,000 回後及80,000 回繰返したもので即撓みの量が再び減少した後のものに就いて得たのである。

第 6 圖

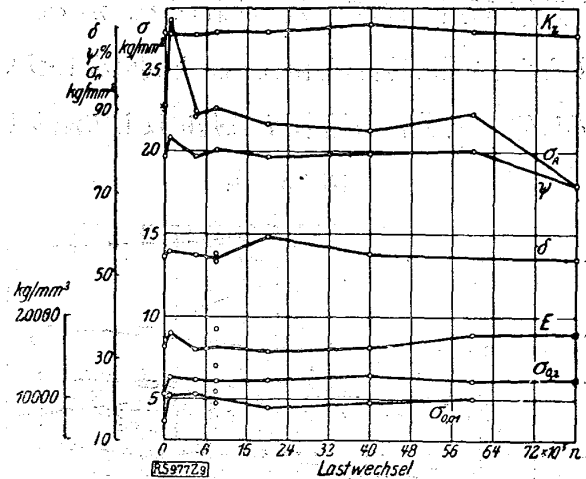


鋼針金の處女試験片及繰返し荷重回数を種々にしたものに就いての靜的彎曲試験の内力：撓み線圖

以上の結果で明かなる様に繰返し荷重を加へてゐる間に二つの相反した作用の起つてゐる事が知られる。即荷重の初期には Baushinger effect を現はす elastic after effect の現象があり、後には硬化作用が現はれてゐる。

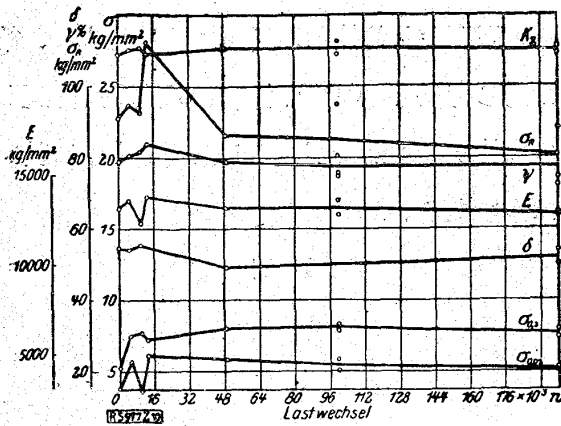
次に繰返し彎曲應力及其の繰返し回数を種々にした場合に抗張試験結果に如何なる影響を及ぼすかを實驗した。今第7圖及第8圖は真鍮の場合

第 7 圖



$\sigma_w = \sigma_{WD}$ なる一定繰返し内力と與へた場合繰返し荷重回数と材料の強さとの關係（真鍮）

第 8 圖



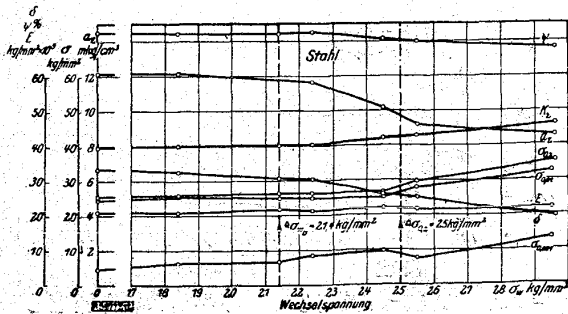
$\sigma_w = 1.336\sigma_{wD}$ なる一定繰返し内力を與へた場合繰返し荷重回数と材料の強さとの關係 (眞鍮)

$\sigma = \sigma_{wD}$ 及 $\sigma = 1.33\sigma_{wD}$ の繰返し應力を與へた場合の繰返し回数と抗張試験の結果との關係を示すものである。是によれば弾性界限 $\sigma_{0.01}$ も降伏點 $\sigma_{s.0.2}$ も共に繰返し荷重の初期に於ては高くなり尙一層繰返し回轉が増すと僅かばかり降下する事を示してゐる。且繰返し應力が大きい程其の最高が遅く來る事を示してゐる。

抗張強 K_z や伸 δ は眞鍮では荷重繰返し回数と共にあまり變化はしないが鋼では相當大きく變化してゐる。

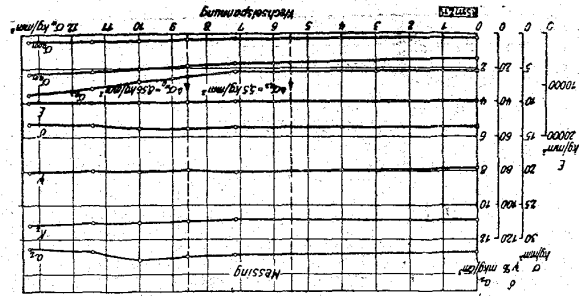
次に又荷重繰返し回数には無關係で繰返し荷重の大きさが材料の強さに及ぼす影響を求めたのが第 9 及第 10 圖である。是によれば σ_w が σ_{wD} よりも小さい間は弾性界限は σ_w と共に少しづつ上昇し伸 σ や断面收縮率 ψ は是に反して減少して

第 9 圖



繰返し内力と材料の強さとの關係 (鋼)

第 10 圖



繰返し内力と材料の強さとの關係 (眞鍮)

ゐる。

Moore, Kommer 兩氏及 Thum, Wiss 兩氏の實驗の結果に於て繰返し荷重が小さい値から次第に上昇した場合には σ_{wD} は明かに上昇し、是に反し最初から σ_{wD} 以上の繰返し應力を懸けたものは σ_{wD} が下降する事を述べてゐる。此の事は K. Melmer 氏 K. Laute 氏も論じてゐる事であるが自分の實驗でも同様の結果が得られた。即鋼に $29.6 \text{ kg/mm}^2 = 1.37\sigma_{wD}$ の繰返し應力を 100,000 回繰返した後は $\sigma_{wD} = 16.3 \text{ kg/mm}^2$ となり處女試験片の 71% を下り、眞鍮では 13.3 kg/mm^2 即 $1.56\sigma_{wD}$ の内力を 40,000 回繰返した後は $\sigma_{wD} = 8.56 \text{ kg/mm}^2$ が 8.16 kg/mm^2 即 95% に下つた。此の結果から材料が粘性的であればある程初内力の σ_{wD} に及ぼす影響が敏感でないと云ひ得る。

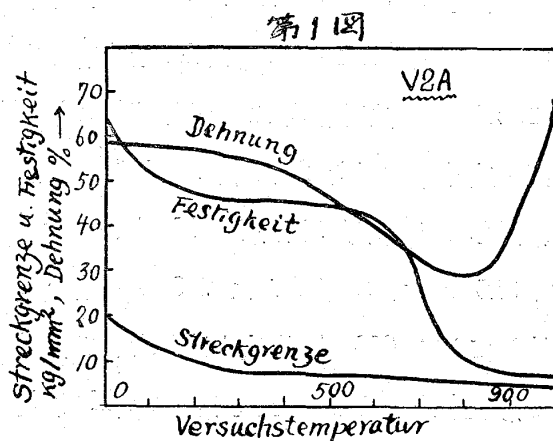
結論として前以つて豫め繰返し應力を加へて置く事は其材料の抗張試験結果の抗張力、降伏點及弾性界限の上昇を來すが耐久界限を上昇せしめる事にはならない。寧ろ反對に下降せしむる事になつた。是即豫め或程度の大さの繰返し應力を加へる事は結晶の劈界面に於ける分離破壊に對する抵抗力を減少せしめ組織を馳緩せしむる事になり其の後の繰返し應力に對して疲勞破壊を容易にせしむる様に導くものであると云ひ得る。(池田)

Cr-Ni 鋼の焼鈍中に於ける炭化物の生成
 (B. Strauss, H. Schottky & J. Hinnüber,
 Z. Anorg. Chem. Vol. 188, S. 309, 1930)

(1) 物理的性質に及ぼす炭化物生成の影響

Krupp V2A 鋼は或る温度で熱処理を施すと割れを生ずる傾向のあることは實地の方で既に

第 1 圖



判つてゐることである。此の温度範囲にては抗張力、伸が極小となり、炭素量の多い程性質は悪くなる。(第1圖参照) 次に示す第1表及び第2表

(第1表)

Anlaßdauer in Stunden	Zerreißeftigkeit in kg/mm ² nach dem Anlassen auf			
	500°	600°	700°	800°
0	65.0	65.0	65.0	65.0
1	62.9	65.2	65.8	63.9
50	62.1	66.3	68.6	69.0
300	62.1	66.6	72.8	69.3

(第2表)

Anlaßdauer in Stunden	Dehnung in% (für l=5x ϕ) nach dem Anlassen auf			
	500°	600°	700°	800°
0	60	60	60	60
1	67.5	62.0	61.0	62.0
50	69.5	60.0	57.0	49.5
300	68.5	56.5	47.5	50.5

(第3表)

Anlaßdauer in Stunden	Kerbzähigkeit in m.kg/Cm ² nach dem Anlassen auf			
	500°	600°	700°	800°
0	24.2	24.2	24.2	24.2
1	22.7	22.0	22.7	21.7
10	23.8	21.8	20.4	18.3
50	24.6	20.9	19.2	11.7
300	22.1	20.8	12.3	3.7

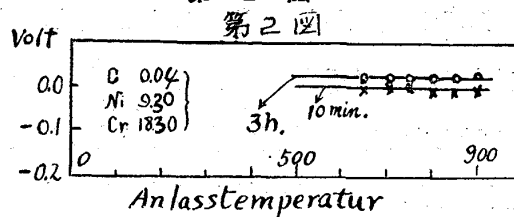
は $C=0.13\%$, $Ni=9.0\%$, $Cr=1.81\%$, 第3表は

$C=0.12\%$, $Ni=8.38\%$, $Cr=17.8\%$ の V2A 鋼の焼鈍による物理的變化を示すものである。是等の表によると物理的變化の最大は $700\sim 800^\circ\text{C}$. にて焼鈍した場合である。試験片は $1,100^\circ\text{C}$ に加熱して水中冷却を施したものを焼鈍したのである。(但し第3表試験片は $1,150^\circ\text{C}$ より水中冷却)

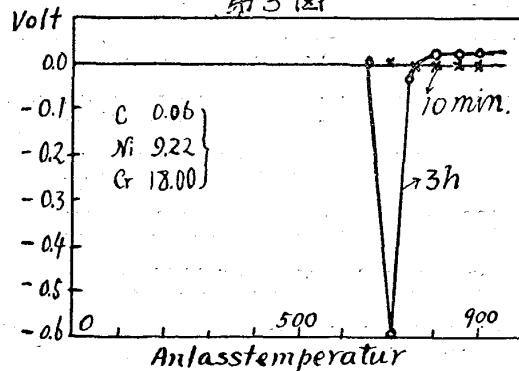
(2) 腐蝕抵抗に及ぼす炭化物生成の影響

(ポテンシャルの測定) 今日までの実験によると、V2A 鋼を 700°C に焼鈍すると結晶境界面に炭化物を生じ、従つて電氣化學的電位差の週期的變化を起す。而してその最初は之れが固溶體になる傾向を示す。固溶體の場合は Edel Potential であるが炭化物が分離すると Unedel Potential となる。10 分及び 3 時間各温度で焼鈍した試験片に就てカメル電極と Binant Elektrometer とを使用して電位差を測定した結果は第 2, 3, 4 圖の如し。 $C=0.04\%$ のものは焼鈍の影響を受

第 2 圖

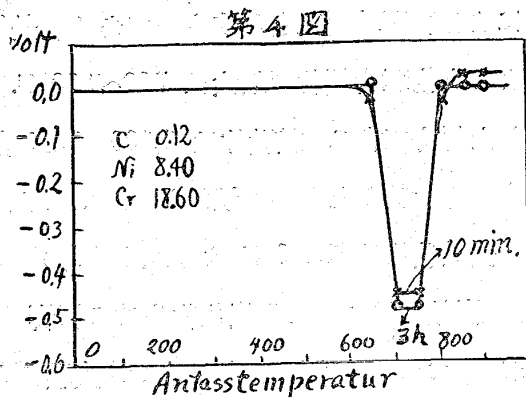


第 3 圖



けない(第2圖)。 $C=0.06\%$ のものは短時間(10分間)の焼鈍にては、殆んど影響を被らないが、長時間の焼鈍によりて Potential になる(第

第 4 圖



3圖)。C=0.12% の V2A 鋼は 600~700°C 間の焼鈍によりて時間の長短にかゝらず大なる變化を起す(第4圖)。

(3) 炭化物分離の過程 焼鈍温度 600°C 以下に於ては炭化物の析出は認められないが 600°C に於ては析出を始め、熟練せる人には顯微鏡下に之れを認めることが出来る。炭化物の炭素は高温に於いて結晶内部より結晶境界面に移動し來るものであるから冷却速度も又大切な問題である。例へば C=0.14% V2A 鋼を 1,150°C より 400°C まで冷却するに 4分間を要したものは結晶の内部腐蝕を示したが、36秒間で冷却せるものはその現象を認めなかつた。Grenlich & Dedeschi の實驗は試験片の成分及び状態も異なるが炭化物の數と焼鈍温度の關係は V2A の場合とよく類似してゐる。即ち固溶體範圍に於ては温度の指數函数で表される。又 V2A 鋼に於ても炭化物の低熔解範圍即ち 900°C 以下に於て壓延鍛冶等の強さ低温加工を施されたるものは之れを焼鈍する時は結晶の内部に炭化物が析出する。(垣内)

高温に於けるニッケル鋼の性質

(E. Piwowarsky & H. Nipper. Die Giesserei. No. 14 1,930) 著者等は鑄造したニッケル鋼の高温

度に於ける機械的性質を測定した。

(I) 試料の製作及實驗方法 熔解に鹽基性平爐を使用しニッケルを 1.5% 迄は爐中に加へ其れ以上 3% 迄は取鍋中に加へた。次表は試料の化學成分を示す。

試料番號	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
A, B	0.33	0.36	0.88	0.043	0.030	0	0
C, D	0.35	0.31	0.88	0.017	0.025	1.54	0.23
E, F	0.35	0.31	0.82	0.017	0.026	3.00	0.20

試料は何れも 15.75×13.6×1.97 in の大きさに造り、Ni を含むものは 1,545°C の、又 Ni を含有せぬものは 1,520°C の注湯温度にて型を垂直に鑄造した。同一成分の試料を 2 個宛作り其 1 個を焼鈍した、即ち Ni 零%の試料は 870°C に、1.54% Ni は 820°C に、3% Ni は 780°C に各々 4 時間保持してから 600°C 迄空中冷却を行ひ其後は爐中で常温迄冷却せしめた。表中 A,C,E は鑄造儘の試料を示し B,D,F は焼鈍したものである。

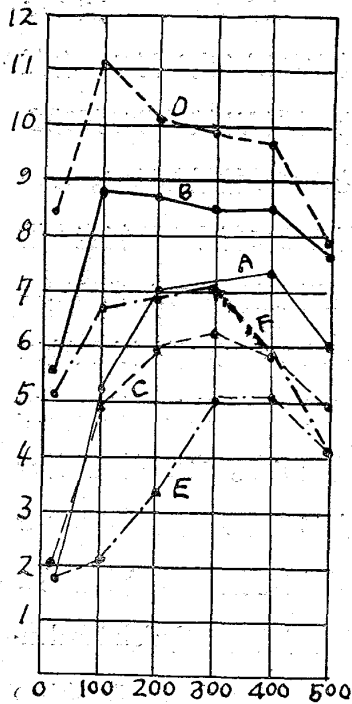
先づ上記の試料を 50×50×23 mm に整へて衝擊硬度を測定した。試験片を電氣爐にて所要温度に 30 分間保持し之を急速に試験器にかけて硬度を測つた。打撃ボールは 10 mm の徑を有し衝擊力は 300 m.kg である。

抗張力の測定には徑 12mm, 標點距離 60mm の丸棒試験片を用ひた。電氣爐にて 30 分間も一定温度に加熱した儘試験を行つた。負荷速度は 0.4 kg/mm²/sec である。

次に 160×20×15 mm の試験片に就いて有孔衝擊試験を行つた。試験片の中央に徑 4 mm のノッチを付け、試験面積を 10×15mm とし、電氣爐で加熱してから敏速に之をシャーパー試験機にかけたのである。

(II) 試験結果 第 1 圖に硬度の試験結果を示す。即ち温度の上昇と共に硬度が低下し 400°C

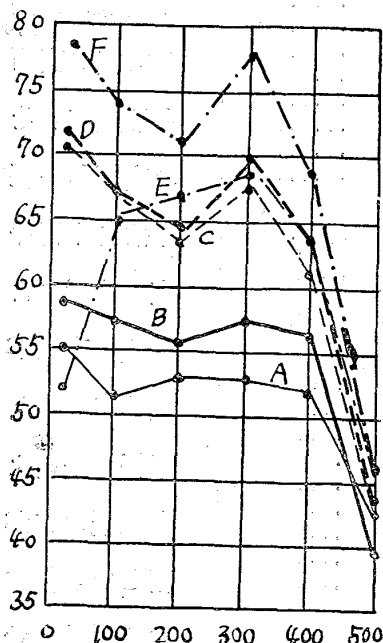
第 1 圖



到り殆んど同一に成る。

第 2 圖は抗張試験結果である。之に依れば抗張力は温度の上るに従つて減少し 200°C を最小限

第 2 圖



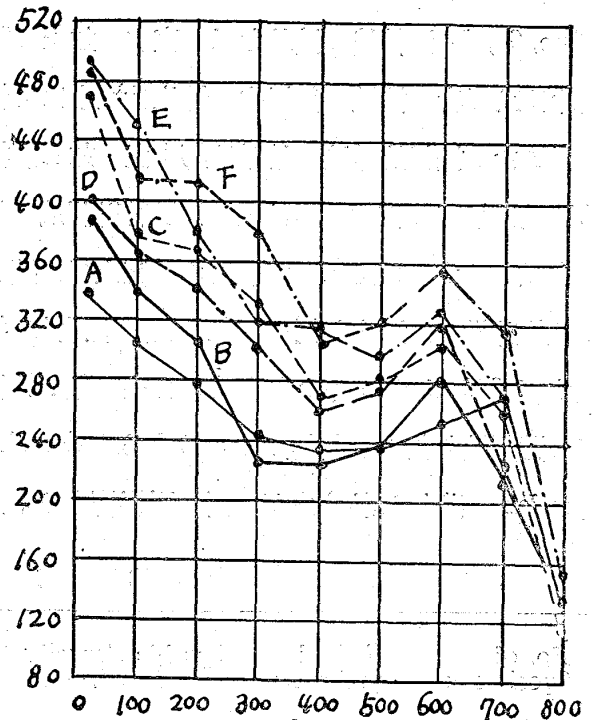
焼鈍したものは鑄造儘よりも抗張力が高い、又 Ni の増加に依つて抗張力が増す。延伸率及断面収縮率は 100~200°C 間で最小、300°C で最大値を有す。而して焼鈍品は 1.5% Ni が最も強

にて最小と成り、其後は温度の上るに連れて増加するが 600°C を越ゆれば急激に低下する。又 Ni を増すに従つて硬度が高くなる。鑄造の儘のものは 400°C にて焼鈍せるものより其硬度が高く 600°C では其反対と成り 800°C に

力である。

有孔衝撃値は第 3 圖に示す如く温度の上昇と共に増加し 100~400°C に於いて最大である。鑄造の

第 3 圖



儘では衝撃値は Ni の増加と共に増すが焼鈍すれば 1.5% Ni が最も高く而して 3% Ni が最も低い。

圖中の A, B, C... は表中の試料番號を意味す。

(南波)

ハツドフィールド鋼の物理的性質 (V. N. Svehnicov, Heat Tr. & Forg. July, 1930, p. 881)

Hadfield Steel とは C=0.9-1.4%, Mn=10-14% の満俺鋼の名稱である。この鋼の Water toughening したものは強力且強靱で摩耗に對する抵抗甚大の爲特殊の用途を持ち浚泥機、壓潰機、鋼管壓延機の核心、レール及その接續部等甚しき摩耗に直面する部分に使用せらる、此の汎用を制限しつつある不利な點は比較的彈性限低く又冷間切削が殆ど不可能なる一事である。本研究に使用せる鋼は C=1.23, Mn=12.67 にして砂型製鋼塊を

15mm 角に鍛延し試験片はエメリーで削製した。衝撃値はシャープに依り溝深 5mm, 丸味直径 1.5 mm, 支點間 50mm とす。摩耗試験はグラインダーにより 3 kg の常荷重を加へ disc の速度 17.5 m/sec, 60,000 回轉後の減量を以て表す。如上の試験片は又硬度及檢鏡に併用す。焼入は水中にて總て行つた。機械的試験の結果は第 1 表の如し。檢鏡結果は鍛延の儘のものは大洲田及特殊組成の網狀組織をなす。而して temper の温度上昇に連れて此特殊組成は減少し同時に靱性及耐摩耗性は増大す。1,050°C で temper したものは全部細い大洲田で劈開線を供ふ。満俺鋼は cast すると dentritic lquation を惹起し易く之が性質に悪影響する。是

の如き組織の不均一は焼入前 1,150°C 或はそれ以上の温度に永く保持すれば改良し得る。各種材料とハットフィルド鋼との耐耗比較試験は興味あるものにして第 2 表にその實驗結果を示す。この鋼は鏈打にて硬度を上昇させて行くと耐耗度も増加し、例へば同一個所を連續鏈打すると S.H.N = 19 より 42 に増加した。又この鋼は抗張力試験に際して特殊變形をなし折斷個所に決して絞れを作らないで全長に涉りて流延する。之は破斷個所の急激的硬度増加の爲で之があまり急速に起るので他の部分よりも特殊な場所が硬化して行く結果と説明し得る。この鋼の最重要性質は Quick hardening である。例へば 砂型鑄造のものは強壓力の

第 1 表

No. of Specimens	Kind of Specimens	Specific Tenacity kg/cm ²	Hardness by Brinell	Hardness by Shore	Abrasion Loss	Specific Gravity
1	Hammered without thermic treatment	302
2		228
3		0.77	375	0.72
4		1.19	285	0.827
5		1.16	223	0.561
6		217
7		293
8		255
	Hammered					
1	Tempering 850°	1.51	237	29	0.703	7.837
7	Tempering 950°	10.3	184	24	0.476	7.784
2	Tempering 1,050°	11.94	183	23	0.402	7.809
8	Tempering 1,150°	17.69	163	19	0.140	7.843
6	Tempering 1,250°	8.3	166	24	0.506	7.824
9	Cast without thermic treatment	187
10		187
11		228
12		0.50	200
13		0.74	228
14		192
15		0.36	172
16		0.48	225	0.483
17	185	
	Cast					
10	Tempering 1,100° draw 15 min.	182
14	Tempering 1,100° draw 1 hr	165
11	Tempering 1,000° draw 30 min.	173
17	Tempering 1,000° draw 1 hr	159

下ではその表面は容易く硬化して強靱なる基部に密接して堅い表面を形成す。その表面が摩耗し去るや否や直に變形により次の表面が硬化す。然し摩耗は後期より初期の方が甚しい。仍て之は正確な寸法を常に保持すべき部分には使用されない。耐耗比較

第 2 表

No.	Name of material & kind of its treatment	Abrasion loss gr	Specific tenacity kg/cm ²	Hardness by Brinell
1	Manganese steel, water tempering at 1,150°C	0.14
2	Manganese steel, tempered & drawn at 570°C during 2. hrs	0.505	0.57	330
3	Carbon steel, 0.6 % C, stempered in water. tructure-martensite	0.803	0.274
4	Invar, thermically heated	8.44
5	Cast phosphoric iron, 0.05% C 0.75% P	8.54
6	Soft carbon steel, rolled, 1.1% C	40.71
7	Carbon Steel, 0.9% C, granular cementite	51.6
8	Silicon Steel, 0.1% C, 1.0% Si	66.86

試験結果により観知し得る如く、ある場合には肌焼炭素鋼を以つて之に代用し得る可能性が存する。著者の実験に依れば、ある tempering を施したハットフィールド鋼が 14—15 g 減摩せしに對し同條件下に temper した炭素鋼 (C=0.6%) が 0.803 g. しか減量しなかつた。之を要するにハットフィールド鋼は 1,150°C で temper したものは最高強靱性、最小耐耗力を示し、tempering に依り獲得した靱性も低温加熱により漸減することを確認めた。顕微鏡的に之を検するに耐撃力最大に達する時期は網状組織或は小結節状組織が消失して微細なる粒状となる現象とは一致しないで寧ろもつと高温度にて temper した場合に相當する。1,250°C に加熱すると已に burning の現象を呈し始める。(R. I)

アルミニウム鋼の耐熱性と鐵のアルミニウム鍍金 (A. Hautmann, St. u. E. Heft 3, 1931, S. 65-67) 試験片はアームコ鐵とフェロアルミニウム (Al=50~60%) から作り圓筒形とした。是れを電氣爐に入れ空氣中にて 1,000°C で加熱し

重量の増加を測定した。第1表は 48 時間加熱せる場合の結果を示す。

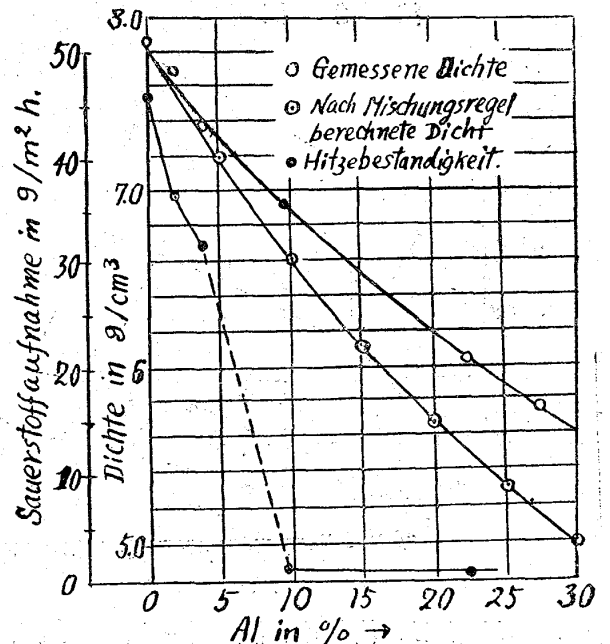
第 1 表

Probe-stab	Al %	Sauerstoffaufnahme g/m ² h
1	0	45.7
2	1.84	36.2
3	3.72	31.5
4	9.44	0.57
5	22.34	0.29
6	38.32	0.14

第1圖は第1表に示す結果及び密度を示したものであつて、同圖により明かなる如く Al=4% と 9% の間に於いて耐熱性の著しい變化がある。

試験片 1, 2, 3 は FeO 及び Fe₂O₃ の混合物なる濃黒灰色の表皮に覆はれたるに反し、

第 1 圖



試験片 4, 5, 6 は帶赤白色乃至白色の酸化膜を生じた。是れは最初に Fe が酸化せられ酸化鐵が Al のために再び還元せられて Al₂O₃ の膜を生じたるものであつて、此の Al₂O₃ 薄膜が酸化の進行を防止するものであると想像せられる。

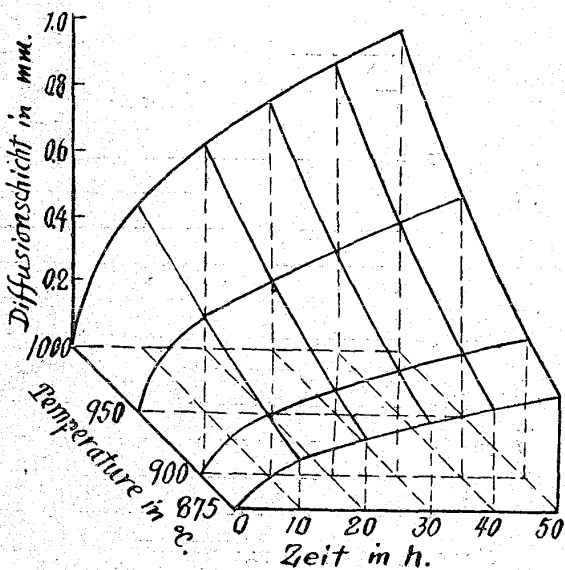
密度に就いて考へるに Al < 4% に於ては測定

値と混合法則 (Mischungsregel) に依る計算値が殆んど一致するに反し、 Al の増加と共に兩者の差が大となる。是即ち $Fe \cdot Al$ は合金を作る場合に於いて容積の收縮をなすことを示すものにして、そのために Al 原子の存在は密度を大にして保護作用を増進するものであらうと考へられる。

次にアルミニウム鍍金の鍍金方法による耐久性の比較をするために、(1) Alitierung と (2) Tauchverfahren の 2 法に就いて實驗を行つた。

(1) Alitierung 法はアームコ鐵の圓筒形試験片をフェロアルミニウム ($Al=52\sim 59\%$) の粉末中に入れて加熱したのである。 Al は擴散によつて試験片の内部に侵入する。加熱溫度、加熱時間及び侵入度の關係は第 2 圖に示す。(2) Tauchverfahren

第 2 圖



は 98~99% Al の浴槽中に試験片を入れて鍍金するものであつて、表面に主として Al_3Fe の化合物を作る。兩方法によつて鍍金せるものを 1,000°C にて空氣中に於て加熱耐久試験を行つた所、 Al 含有層の厚い程耐久性は大である。最後に兩法による鍍金の比較試験を行つた所 Alitierung 法によるものが優良であつた。(垣内)

$Fe-P-Si$ 系 (W. Hummitzsch u. F. Sauerwald, Z. Anorg. Chem. 194, 1930) 本系に關して熱分析及び顯微鏡試験を行つて次のことが判つた。 $Fe_2P-FeSi$ は云はゞ二元系であるから $Fe-Fe_2P-FeSi$ は獨立三成分系である。 Fe_3P は 1,110°C に於いて $Fe_3P \rightleftharpoons Fe_2P + S$ の反應を起す。この反應は非常に過冷現象を伴ひ、そのために熔液が共晶點に於いて發熱するも、その熱量は共晶溫度まで達するには不充分であつた。然しながら加熱曲線に於いて凡ての試料は 1,018°C に停點を持つてゐる。又 $Fe-Fe_2P-FeSi$ 系内の數種の截断面について實驗の結果、本系の三元共晶點は $Si=6.35\%$, $P=7.45\%$, $Fe=86.20\%$ にして共晶溫度は 1,018°C であることが判つた。(垣内)

8) 非鐵金屬及び合金

低膨脹 $Fe-Ni-Co$ 合金の膨脹に關する諸性質 (H. Scott, Amer. Inst. Min. Met. Eng. Tech. publ. No. 318, 1930) Braus 氏が $Fe-Ni$ 合金に Co 加へて其の膨脹率を低下することを發見して特許を得てゐるが、著者は之れに暗示を得て $Fe-Ni-Co$ 系合金の膨脹に關して、最も適當なる化學成分を決定せんがために $Fe-Ni-Co$ 系の膨脹試験を行つた。

膨脹曲線の特性を數量的に表示せんがために、各曲線中から三つの數値を採つた。即ち (1) Inflection temp. (2) Mean expansivity (3) Minimum expansivity で (1) は低膨脹率の Upper limit の溫度 (2) は 0°~Inflection temp. 間に於ける單位の長さの膨脹を Inflection temp. で除したる數 (3) は膨脹曲線の傾斜度の最小値を示す。多くの實驗の結果 (1) Ni に Co を代用しても

Inflection temp. は變化しない。(2) 然しながら Minimum 及び Mean expansivity は低下することが判つた。次に Inflection temp. の同一なる曲線を比較することに依つて、Ni の代りに出來得る限り多量の Co を代用し、而も Ar₃ を安全に -100°C まで低下せしめ得る成分を求むる事に努めた。先づ試料の製作に當つて Mn 及び C が入る故に是等の Ni 當量を實驗的に求めた所は次式によつて示される。即ち Mn < 5%, C < 0.3% の範圍に在りては Ni 當量(L)は次の如し。

$$\%L = \%Ni + 2.5(\%Mn) + 18(\%C) \dots\dots\dots(1)$$

尙實驗の結果 Fe-Ni-Co 系合金に於て Co 50% 以下にありては Ni 當量と Fe 量の比が 0.55 の時には -100°C 附近まで Ar₃ を安全に低下し得ることを確めた。

$$\%Ni + 2.5(\%Mn) + 18(\%C) = 0.55(\%Fe) \dots(2)$$

次に Fe % は、100 から他成分を差引きたるものであるから。

$$\%Fe = 100 - (\%Ni + \%Mn + \%C + \%Co) \dots(3)$$

(2)(3)兩式より Co を加へ得る最大量は次の如く計算せらる。

$$\%Co = 100 - 2.82(\%Ni) - 5.5(\%Mn) - 34(\%C) \dots\dots\dots(4)$$

是即ち Ar₃ を -100°C まで安全に低下せしめ得る Co の最大量である。次に Inflection temp. の變化を Mn = 0.75% の Fe-Ni-Co 合金について實驗の結果 $\theta = \text{Inflection temp.}$ とすれば

$$\theta = 19.5(\%Ni + \%Co) - 450 \dots\dots\dots(5)$$

然るに Mn による θ の變化は Mn 1% 毎に 22°C であるから(4)式は次の如くなる。

$$\theta = 19.5(\%Ni + \%Co) - 22(\%Mn) - 465 \dots(5)$$

但し C による θ の變化は Neglesible である。

(4)(5)兩式に於て、 $x = \%Ni$, $y = \%Co$, $z = \%Mn$, $w = \%C$ とすれば $\theta = 200 \sim 600^\circ\text{C}$ の範圍に於ては、Ar₃ を -100°C に降下せしむるための Co 及び Ni の量は次式によつてあらはさる。

$$x = 41.9 - 0.0282\theta - 3.7z - 19w$$

$$y = 0.0795\theta + 4.82z + 19w - 18.1$$

次に Mean 及び Minimum expansivity は實驗の結果 $\theta = 350 \sim 600^\circ\text{C}$ の間に於ては次式によつて示される。

$$\alpha_1 \times 10^3 = 0.024\theta + 0.38z - 1.2w - 6.65$$

$$\alpha_2 \times 10^3 = 0.024\theta + 0.38z - 1.2w - 5.60$$

但し $\alpha_1 = \text{Minimum expansivity}$, $\alpha_2 = \text{Mean-expansivity}$ とす。(垣内)

11) 雜

1930年の米國鐵冶金の進歩 (C. E. Williams, Min. & Met. 12, 1931, 32/36)

富鐵鑛の減少に依つて、近時貧鑛處理が盛んに議論され、ミネソタ Old Range の鑛石に就て、半工業的試驗も頻々行はれた。選鑛法は粗鑛の手選別、粉鑛の Log-washer 處理後濃縮し、溢液は汰盤に掛けるのであるが、汰盤の不成績から Dorr の bowl- 分級機が用ひられ一方には跳汰機が使用され出した。

汰盤試驗 鑛山局では Coghill 及び De Vaney の鑛尾を汰盤試驗した結果、分級鑛が成功した。

Crosby, Minn. では Cuyuna の滿僱鑛を分級一汰盤處理で珪石の除去に成功し、浮遊選鑛法の研究を開始した。一方には鑛尾を還元焙焼し、磁選別に依つて 97% の鐵回收率を得てゐる。選炭に行はれてゐる Rheolaveur 法が又 Mesabi の鑛石に適用され Cooley, Minn. の試驗工場の結果では大いに將來が期待されてゐる。

鐵鑛の燒結 Harrington 氏の下に Lake Superior

の鑛石は大規模に焼結され、Crosby, Minn., Bruce, Minn. 等の工場は更に經費の低減と、増産に成功してゐる。Joseph 及び Barrett 兩氏は種々の鑛石の焼結塊の破壊比較試験を行つた。

銑鑛爐作業では、灰分の低い骸炭を用ひて出銑量の増大が行はれ、爐頂を取りひろげて煙灰量の減少(平均400より150 lbsへ)に成功し、或る種の鑛石は焼結することなく装入され得ることが明かとなり、廢瓦斯の洗滌法の進歩と共に骸炭爐、平爐への燃料として益々用ひられる様になつた。近く爐の容量も現在の最大1,000噸より1,200噸へと進む傾向がある。操業は500噸爐より困難でない。Wisconsin 大學の R. S. McCaffery 氏等の詳細な $CaO-MgO-SiO_2-Al_2O_3$ 系の研究は完成し近く發表される。

燃焼の加減 1930年中に設備された40~50の冶金爐の機械的燃焼調整方法が最も興味あるものである。これに依つて燃料の經濟と増産と、耐火物の保存上に効果は著しい。一例は Laclede 製鋼會社の Stevens 爐の如く、水蒸氣で微粒子とされた油は空氣と混じて必要量だけ爐内に噴射され、ドラフトは水柱 0.05—0.07" に自動的に保たれる如く、煙突底部が開閉されて空氣を入らしめる方法である。

天然瓦斯は採取地から直接製鋼所へ鐵管輸送が行はれ、多くは平爐燃料として用ひられる。側面に噴出孔を附する場合と、油と混じて兩端に噴出孔を設ける場合とがある。luminous の焰が良好とされてゐるが Hamilton, Ont. ではこの反對である。一方には銑鑛爐瓦斯及び骸炭爐瓦斯の混合物が用ひられ Steel Co. of Canada の McKune 爐は出鋼 12 噸/時で熱量 4,500,000 B. T. U/T,

Wisconsin 製鋼所では混合瓦斯を 2,100~2,200°F に豫想し成功した。

製鋼 1930年の主要項目は、酸化鐵—炭素系状態の研究と、鋼滓成分と鋼中の包藏物との關係の研究に在る。鑛山局の Herty その他の人々は熔鋼の一定量に過剰のアルミニウムを添加し、生成された酸化アルミニウムの量を見て FeO を測定する方法を案出し、鋼滓の粘性を見る爲めに 30° に傾斜した面上に流下し、厚さから比較粘性係数を求めた。又鎮靜鋼では珪素添加前に滿俺を加へ、出鋼前に再び滿俺を添加するか又は $Mn-Si$ 合金を一度に加へることに依つて包藏物の減少するのを見出した。鋼中の非金属包藏物は電解又はその數を計量して得られる。

鑄物作業 鑛山局の McCrae 氏及び Dowdell 兩氏は鑄型と鑄物の強さとの關係を求め、生砂に依る鑄造を推奨し、必要な處理法を發表した。

鋼材の耐摩耗性は未だ充分明かとされないが、Rosenberg 氏は從來の測定法が何れも特殊なもので、未だ一般的基礎的測定法のないのを指摘した。

Waterhouse 海軍工廠の Dickson 氏は大砲の遠心鑄造に就て興味ある報告をしてゐる。

鑄鐵 銑鐵熔融に電氣爐が廣く用ひられ出したが從來の熔融溫度 3,200°F 附近は高熱に失し、2,370—2,625°F を良好とするが明かとなつた。炭素 2.5—3.0% の高級鑄鐵が多く製出される様になつた。このものは鋼屑を Cupola に装入し、 Si , Mn 等を適當に定めつゝ鐵合金を加へて必要の成分とする。熔銑爐には前床を附したものが漸次一般化した。

$Ni-Cr$ 鑄鐵及び Mo . 0.5—1.5% を添加したものの、この外モーネル・メタル 15% を加へた、耐蝕

性、非磁性 $Ni-Cr-Cu$ 鑄鐵も現れた。

鑄山局ではエナメル付け鑄鐵の發泡現象、鑄物面の小孔除去法等の研究も行はれた。

J. T. McKenzie 氏は熔銑爐内の C, S の動作と骸炭の品質との關係を研究し、骸炭の種類が鐵浴中の炭素量に關係し、硫黄は骸炭中の硫黄量に比例し、殊に滿俺の影響を受け易いこと大なるを明かとした。

鐵合金及び特殊鋼 耐蝕性 $Cr-Ni$ オーステナイト鋼は頗にその産額を増し、Becket 氏は(18-8) $Cr-Mn$ 鋼の物理性、電氣的性質、耐蝕性の有望なものを見出した。石油工業のクラッキング用スチールには高クロム鋼が用ひられ、4-6% Cr 鋼は軟鋼の2倍の生産費で4-10倍の耐久力を有してゐる。(18-8) $Cr-Ni$ 鋼に就ては多言を要しない。 $Si-Mn-Cr$ 鋼(一例は 0.40% C , 1.10% Mn , 0.85% Si , 0.50% Cr), $Ni-Mo$ 鋼, V 鋼等の用途も大いに開拓された。

是等の高級合金製造には、從來工具製造にのみ用ひられた Ajax-Northrup 高周波電氣爐の工業化が特記される點である。目下1噸爐を最大とするが近く3噸爐の操業を見んとしてゐる。物理冶金的研究方面では Davenport 及び Bain 兩氏のオーステナイト變態の研究を屈指のものとする。同氏等は種々の溫度でフェライト及び炭化物への變態時間を計り、400°F で最も長時間を要するを明かとした。この溫度で急に室溫迄冷却すれば變形と硬化現象が見られる。Grossman 氏は鋼中の酸素の定量に真空熔融法を推奨し、Krivobok 氏は $Fe-Mn$ 合金の組織を、Walter 及び Wells 兩氏はこの熱分析結果を發表した。

Surface Combustion Co. では連続窒化爐を發賣

した。從來のアムモニア解離率 30-40% のものに比し、80-85% に上昇し、窒化時間を極めて短縮し得る。工具やダイスの防蝕用短時間窒化も一般化した。

Grave 及び Morton 兩氏の物理性と Deep-Drawing との關係に對する研究、Kiezel 及び Dowson 兩氏の熔接部の X 線的試験法の提唱等又注目すべき研究である。(前田)

正 誤

鐵と鋼 第17年第2號(抄録)

頁	段	行	誤	正
153	I	16	之以下では	之以上では
"	II	4	呈し湯足が悪い	呈しても湯足が良い
"	II	6	流動性が良い	流動性が悪い