

抄

録

6) 鍛錬及び熱処理並に各種仕上法

臨界点以下に於る鑄物の硬化處理 (C. W. Briggs, Metal Progress, Oct. 1952) 鑄物を臨界点と 600°C の間の温度より水中に急冷し、之を常温に放置、又は常温より少し高い温度に熱して時効硬化を起さしめ諸種の機械的性質を測定した。實驗に使用せし試験片の成分は C 0.25%, Mn 0.70%, Si 0.34%, P 0.026%, S 0.028%, 寸法は 1"×1.5"×0.75" である。之を 90°C で焼鈍し次の熱處理を施したのものにつき硬度を測定した。

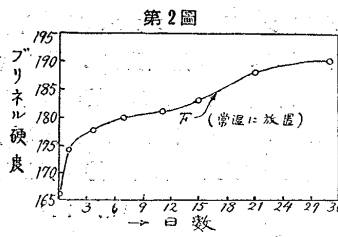
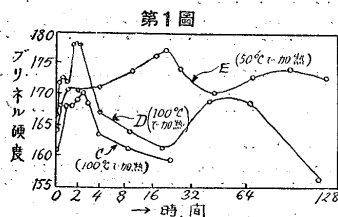
熱處理 C—670°C で 30 分加熱、水中に急冷、100°C で時効硬化を行ふ。

熱處理 D—680°C で 30 分加熱、水中に急冷、100°C で時効硬化を行ふ。

熱處理 E—680°C で 30 分加熱、水中に急冷、50°C で時効硬化を行ふ。

熱處理 F—630°C で 30 分加熱、水中に急冷、

常温に放置：—是等の熱處理を施せる試片について硬度を測つた結果は第 1、2 兩圖に示す如く、100°C で時効硬化を行ふ際は初めの 2、3 時間で最高硬度が得られ其れ以上長く熱すれば却つて軟化し、更に長く熱すれば再び硬



曲線より明らかである。

次に 0.505" 径の試験片を作り、上記同様の熱處理を施せるもの其の他の處理をなせるものにつき引張試験を行つた。其の結果は第 1 表の如し。

第 1 表

熱處理法	抗張力 (lb/in ²)	降伏点 (lb/in ²)	伸長率 (%)	断面収縮率(%)
(A) 鑄込の儘	77,000	41,500	21.5	32.5
(B) 900°C で焼鈍	79,000	55,000	25.5	40.2
同焼鈍後 630°C より急冷	85,500	63,000	19.7	33.1
50°C で 20 時間加熱				
(G) 680°C より急冷	81,000	50,000	18.0	26.1
同上後 100°C で 2 時間加熱	84,000	51,000	17.5	26.1
4 時間加熱	80,750	50,000	19.5	34.7
(H) 680°C より急冷	81,500	50,000	17.4	25.8
同上後 50°C で 20 時間加熱	88,400	65,000	15.0	18.1
43 時間加熱	85,500	63,000	15.5	24.1
(J) 680°C より急冷	81,750	51,000	18.3	28.2
同上後常温に 21 日間放置	87,500	67,000	16.5	20.0
30 日間放置	90,500	70,500	17.0	21.6

鑄込の儘の鋼に低温硬化處理を施すよりも、一度焼鈍したる後に低温硬化處理を施す方が伸長並に断面収縮率に於て好成績が得られ (B と H を参照)、抗張力の大きなものを得るには常温放置に依つて硬化を行へばよい (A.G. を比較参照)。

普通の焼入法に於ては Ar_3 までは収縮、 Ar_3 — Ar_1 の間は膨脹、 Ar_1 —常温の間は収縮が起る。複雑な形の鑄物を Ar_3 以上より急冷すれば鑄物の各部によつて温度の相違を生じ、從つて収縮中の部分や膨脹中の部分が出来。其れ等の結果に依つて焼割れを生ずる。故に斯様な鑄物を硬化するためには臨界点以下の温度より急冷し、之に時効硬化を起さしむる處理を探れば良いのである。此處理法を "Low internal stress heat treatment" と稱す。この方法では急冷時に膨脹することなく、又収縮率も均一であるから冷却中に生ずる内力は非常に少く焼割の心配が無い。伸長率、断面収縮率の大きな鑄物を作るには硬化處理前に豫め焼鈍して置けばよい。

(垣内)

鍛錬鋼の焼割 (B. Thomas, Heat Treat. & Forg. Oct. 1932)

最近鋼の焼割に關し粗雑な研磨面が焼割の原因となると云ふ報告が發表されて注意をひいた。著者は其の他の原因について吟味を行つて見よう。

鋼を焼入前に焼鈍すると屢々表面にスケールが硬く固着し、之が焼割の原因となり焼入液が劇烈であればそれだけ焼割の可能性も多い。從つて焼鈍、鍛錬の間に生じたスケールは焼入前に研磨又は酸洗によつて除去して置かねばならない。特に酸洗の方が良い。

固体燃料を使用する爐の雰囲気はスケールをして容易に剥落せしめる性能を有するから、斯様な爐で加熱して焼入すると表面は清淨となり焼割の可能性も少くなる。瓦斯燃焼爐で加熱するとスケールは硬く容易に剥落しない。又金屬浴で加熱せるものも亦良きスケールは出来ない。故に焼入に先立ちスケールを除去し得ない場合には爐の型式を選択せねばならない。

鍛錬鋼、工具鋼は製造時に焼焦を受けることより、是も亦焼割の原因となる。從つて、0.5% 以上の C を有する場合には注意せねばならぬ。鍛錬時に生ずるラップ、シームの如きも焼割の原因となる。収縮管は鍛錬の間に銕接せられて消滅するものと一般に考へられて居るが、著者が長年の經驗によれば如何に小さき収縮管と雖も焼入に際しては必ず或程度の害を起すものである。偏析も又焼割の原因となる。硫化物の存在することは其れ自體は有害ならざるも熔融点低く是れの偏析せる部分の結晶は成長し、其の結果此の部分は弱くなりて焼割の原因となる。

材料の形狀に就て云へば寸法の均一なものは焼割の心配なきも、肉の厚い部分と薄い部分より成るもの殊に肉厚の異なる部分が直角に交つて居る様な場合には焼割が起り易い。是は 2 部分の硬度、膨脹、収縮の相違に基因するものであるから、出来れば角に丸味を付けるとか傾斜を付けるとかして焼割を防止しなければならない。塊状のものは容積の小さいもの程焼割の恐れがある。此の場合には焼入浴を選ぶことが大切で例へばミリングカッターの如き小工具は熔融鹽中に焼入して焼割を防止することが出来る。大なるものには水、油の浴を用ふ。又食鹽水浴は焼入品の表面に水蒸氣の泡を發生し、

焼入浴としては唯の水よりは優れたものである。

焼入浴の種類のみならず焼入品の成分により硬度の異なることは明瞭なることである。炭素鋼にありては C の量の多い程焼割を生じ易い。 C 0.5% 以上になると硬化層が著しく深くなるから Mn の助けを借りる必要なく従つて Mn は少い方がよい。 Mn 量が同一ならば C の多い程焼割の可能性が大であり、同炭素量に於ては Mn の多い程焼割の可能性が多い。何となれば $FeMn_3C$ は Fe_3C よりも著しく脆弱である。 Mn 量と炭素量との関係をどうすれば焼割防止に役立つかと云ふに C 0.5% 鋼は Mn 0.9% 以下、 C 0.4~0.5% の鋼は $Mn=0.5\sim0.7\%$ 、 C 0.8% 鋼では Mn 0.4% 以下が適當である。尤も發條製造者の如き焼入硬化の効果を深くするために C 0.8% 鋼で $Mn=0.6\sim0.7\%$ を含有せる鋼を焼入してゐる例もある。

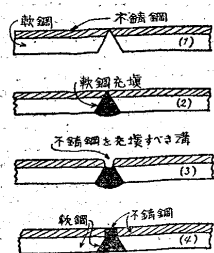
要するに製品の使用目的に應じ、炭素量を出来る限り多くし、 Mn の量は必要な硬化層の深さを得るに充分なる程度で能ふ限り少いのがよい。

S と Mn の量的關係に就て云へば $S<0.06\%$ $Mn>0.5\%$ の範圍に於ては $S:Mn=15:1$ 乃至 $10:1$ であれば焼割に對して防止的效果が多い。(垣内)

不銹被覆鋼の銲接 (S. L. Ingersoll, Weld. Engr. Oct. 1932) 鋼は用途の如何に依り、其の表面だけ不銹鋼であれば充分目的を達し得る場合がある。この様な場合に材料全體を高價な不銹鋼とすることは不經濟であるから、軟鋼に不銹鋼を被覆せる所の不銹被覆鋼が近來盛に使用せらるゝに至つた。

此の不銹被覆鋼を如何にして銲接するかと云ふことが銲接業者にとつて數年來興味ある問題であつたが、此の銲接は普通行はれつゝある方法即ち瓦斯及び電氣銲接法によつて満足なる成績が收められる様になつた。其の方法は被覆鋼の厚さにより、ラップ、V、バット、フランジ型の方法が適用せられる。

ゲージの薄きもの即ちゲージ 16~10 の場合には不銹鋼電極を用ひてバット銲接を行ひ、電流は全材料が不銹鋼であるとした場合の標準電流を通ずればよい。電極を略垂直に保ち不銹鋼側より銲接を行ふのが普通であるが、若し不銹鋼側より銲接することが出来ない場合には反對側から銲接してもよい。ゲージ 10 以上の板であると端を 45° 以下の角度に削り取り、兩板を合せた時の角の和が 90°



以下になる様にする。削り取るのは不銹鋼、側軟鋼側何れでもよい。そしてバット銲接を行ふのであるが初めは細き銲接棒を使用し次に太い棒を使用して充填を完成す。1/4 吋以上のものは次圖に示す順序に銲接すれば經濟的である。

(1) 軟鋼側より V 型の溝を作り得る様に削り、(2) 軟鋼銲接棒を用ひて V 型溝を充填、(3) 不銹鋼側に不銹鋼を充填すべき溝を作り、(4) 此の溝を不銹鋼銲接棒を用ひて充填す。斯くて満足なる銲接を行ふことが出来る。(垣内)

7) 鐵及び鋼の性質

銲鐵に於ける黒鉛生成に及ぼす諸影響 (Colin D. Abell, Fou. Tra. Jou. June 2, 1932p. 341) 本文は熔銲爐内に於ける實際の爐況及び銲鐵の黒鉛化に對する實際作業上の諸影響を述べたものである。曩に銲鐵の黒鉛化に就いて Hanemann の頗る興味有る報告が有るが之には尙幾多の疑問を残して居る。

熔銲の黒鉛化に及ぼす諸影響を擧ぐれば(イ)爐床の臨界溫度(ロ)送風中の水分(ハ)シャフト部に析出した黒鉛量と骸炭層で殘鐵中に得られた黒鉛量との割合(ニ)爐の中心部の溫度及び運轉速度(ホ)熔滓の化學成分(ヘ)熔滓放出時間(1)の熔滓は 900 B. T. U. の熱量を有す)等である。

爐床の所要溫度は或る範圍までは主として熔滓の化學成分に依て調節出来る。此の場合熔鐵と熔滓の割合は大した問題でない。

氣相の化學成分に影響を及ぼす處の爐内の臨界溫度は爐の運轉速度及び燃料に對する送風量の重量比で定まる。例へば爐の中心部に於いて殘鐵中の黒鉛が一酸化炭素にて飽和されてゐる濃度の如き氣相の平衡化學成分を決定するものである。之を換言すれば鐵中の黒鉛と骸炭の炭素とは送風に依りて燃焼し次の生成物を造る、— CO 40.06%、 CO_2 6.50%、 N 53.83%、而して爐の中心及び中間部では CO 26.74%、 CO_2 16.29%、 N 62.61% となりまた羽口面では CO 10.19%、 CO_2 31.88%、 N 53.00% が得られる。

殘鐵及び熔鐵の共晶成分は臨界溫度及び熔滓の化學成分に左右され、また爐の運轉速度に依りシャフト部に於いて析出する黒鉛量が非常に影響される。

送風中に水分が有れば爐床の中心及び中間部に於ける二酸化炭素の成生を促進し同時にまたシャフト部に於いて $1,600^\circ C$ 以下の溫度での酸化鐵及び酸化滿俺の還元作用を甚しく阻止する。之に反して乾燥せる送風の場合には爐床内部に於いて一酸化炭素の生成量が増加し、 $530^\circ C$ の如き低溫でも酸化鐵及び酸化滿俺の還元が容易に行れ、又シャフト部で所要の黒鉛を析出し、燃料も 10~12% 少くてすむ。濕氣有る送風を用ふる普通の操業では燃料の 1/3 はシャフト中にての化學作用に消費されて居る。眞實の節約は低溫で満足に操業し、靱性の有る銲鐵を得て、又珪素硫黃を容易く調節し、珪酸、アルミナ、マグネシアの多い銲石を用るに有る。

而して銲鐵に於ける黒鉛核を左右する主因は(1)鐵中の滿俺量(2)鐵中の硫黃量 (3)熔滓中のマグネシア及びアルミナである。

熔滓が硫黃を除去する能力はマグネシア及びアルミナの濃度次第である。灰鐵中の硫黃の大部分は MnS の形で熔鐵及び FeS と共晶を作り而も之は熔鐵及熔滓に對し不熔解であるために鑄造の時上部に偏析し易い。著者は實驗結果より MnS は黒鉛生成に影響し滿俺と硫黃の比が黒鉛化に對して珪素以上に大きい影響を持つ事を主張して居る。(南波)

鋼の腐蝕に及ぼす酸素壓の影響 (A. R. Lee: Trans, Faraday Soc Sept. Sept. 1932. 707) 前報 (Proc. Roy. Soc. 134A, 1931, 327) では KCl 弱溶液へ浸漬した鐵試片の腐蝕が、酸素供給の難易に支配されるを示してゐる。酸素壓と腐蝕速度との關係は從來の結果が一致してゐない。Schikorr(1923)が $4mm \times 24 \times 3/4$ の鐵試片に就て得た結果は、腐蝕日數 5 日で次の如く、1 氣壓以上では逆つて腐蝕量は減じてゐる。

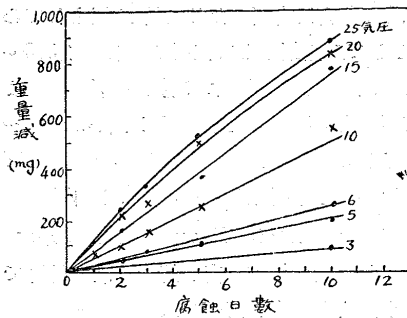
酸素壓 (氣壓)	0.2	1	2	3	5
重量減 mg	13.5	20.5	8	9	8

Herzog 及 Chaudron (1930) が $80mm \times 10 \times 2$ のデュラルミン試片を 3% $NaCl$ に漬して得た結果は

酸素壓 (氣壓)	30	60	90	120
減量 $mg/m^2/日$	20	42	60	70 (直立)
"	54	104	165	164 (水平)

Chaudron が鐵片に就て行つた場合は水平に置かれた試片は腐蝕量大で、氣壓に正比例する結果を得てゐる。

著者の用ひた試料は 0.13% C , 0.15% Si , 0.034% S , 0.034% P ,



0.46% Mn, 0.20% Ni でこれを径 2.5 cm 厚さ 0.6 cm の圓盤状とし、径 4.4 cm の硝子器内に硝子棒で 3 點を保持し、100 cc の 0.1 N の KCl 溶液を加へて液面下 1.5 cm に置く。液は豫め酸素を飽和せるもので、これをポンプ

内に装置し、蓋を施し、全装置を恒温槽中に入れて $25 \pm 0.02^\circ\text{C}$ に保つ。次にポンプ内を 10 氣壓に高め、次で瓦斯を排除する。これを繰り返してポンプ内の空氣を置換する。次に所要の氣壓に高め、定温で所定時間放置する。實驗後の試片は取り出した後、腐蝕生成物を硼酸で崩壊分離せしめ、減量と生成物中の全鐵量、第一鐵量を定量する。以上の結果は附圖に示す如くである。即ち腐蝕速度は酸素壓の上昇と共に増加し、1~5 氣壓の間では腐蝕率は酸素壓の増加率より高く、5~20 氣壓では正比例し、20 氣壓以上では時間と共に腐蝕率は漸減する。

20 氣壓で 10 日間の腐蝕量は常壓で約 4 年間の腐蝕量に相當し、腐蝕試験を酸素壓を高めて行ふ事は甚だ便であるが肯れる。

(前 田)

高温度に於ける Ni-Cr-Fe 合金及び數種の合金鋼の抗張試験 (W. Kahlbaum & L. Jordan: Bur. of Stand. J. of Res, Sept. 1932, 327)

短時間荷重法に依つて高温度の抗張試験結果は、低合金鋼就中 W-Cr-V 鋼 (Si, Al を添加し又はせず) に就て同誌 Vol. 6, 1930, p. 199 に發表されてゐる。本文に記載せる試験法は H. J. French の施行せるもの (Proc. Am. Soc. Test. Materials. 23, Pt. II. 1926, 7; B. S. Tech. Paper. No. 363, 1928) 試片の全長に亘る温度差は約 7°C である。試料の成分は第 1 表に示す。

第 1 表

No.	名 稱	C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	V	W	Mo
1	炭 素 鋼	0.40	1.08	0.037	0.034	0.23	—	—	—	—	—
2		0.57	0.59	—	—	1.04	36.2	10.2	—	—	—
3		0.59	0.69	—	—	1.07	35.2	21.0	—	—	—
4	Ni-Cr-Fe	0.54	0.63	—	—	1.13	36.9	30.1	—	—	—
5	(鑄放し)	0.47	0.71	—	—	1.08	34.5	38.4	—	—	—
6		0.36	0.53	—	—	1.15	33.5	45.2	—	—	—
7		0.29	0.51	—	—	0.58	2.28	—	0.36	1.70	—
8	W-Cr-V	0.26	0.86	—	—	0.69	2.25	—	0.33	2.26	—
9		0.32	1.02	—	—	0.17	1.63	—	0.26	2.17	—
10		0.20	0.45	—	—	0.55	1.55	—	0.26	—	0.57
11	Mo-Cr-V	0.29	0.88	—	—	0.18	1.47	—	0.22	—	0.52
12		0.31	1.38	—	—	0.49	2.34	—	0.29	—	0.55
13		0.21	2.23	—	—	1.33	1.28	—	0.17	—	1.00

試験結果は第 2 表に總括して示す。

第 2 表

名 稱	番 號	試験 温度	比例限 lbs/□"	抗張力 lbs/□"	弾性係數 lbs/□"	伸び %	縮み %	試験前の 熱 處 理
炭 素 鋼	1	70°F	32,000	86,000	—	27.5	53.9	1,600°F, 12 時間空中冷却; 1,200°F, 10 時間徐冷
		900	16,000	59,500	21.7×10^6	25.5	61.3	
		900	15,000	61,000	20.7	25.0	60.6	
	2	1,550	7,000	49,000	11.6	2.5	3.4	
		"	5,000	41,500	9.4	2.5	5.1	
		"	5,000	49,000	14.4	3.0	4.2	
Ni-Cr-Fe	3	"	—	54,500	—	4.0	5.0	
		"	6,000	49,000	13.2	4.0	7.3	
		"	7,000	55,000	13.1	5.0	6.3	鑄 放 し
	4	"	6,000	44,000	14.4	8.5	13.3	
		"	6,000	41,500	12.7	8.5	16.2	
		"	6,000	33,500	11.0	15.5	34.0	

W-Cr-V 鋼	7	70	92,000	128,000	—	20.2	62.5	1,515°F, 30 分空中放冷
		850	32,000	86,000	25.2	22.0	64.7	
		1,000	26,000	71,500	22.1	23.5	72.9	
	8	70	107,000	139,500	—	19.2	59.9	1,510°F, 30 分空中放冷
		850	30,000	93,500	23.6	21.5	62.3	
		1,000	16,000	77,500	22.1	23.0	70.1	
M-Cr-V 鋼	9	70	109,000	136,500	—	18.2	55.7	1,480°F, 30 分空中放冷
		850	43,000	99,500	24.3	19.0	54.9	
		1,000	24,000	84,500	19.9	22.5	65.6	
	10	70	60,000	104,000	—	24.7	66.2	1,490°F, 30 分空中放冷
		850	25,000	83,000	24.7	23.5	67.5	
		1,000	19,000	71,000	22.6	24.0	71.6	
	11	70	80,000	118,000	—	20.7	65.0	1,460°F, 30 分 同上
		850	32,000	93,000	24.0	21.5	67.5	
		1,000	26,000	81,000	21.7	23.5	74.5	
	12	70	75,000	112,000	—	23.0	63.3	同 上
		850	37,000	97,000	23.3	20.5	60.1	
		1,000	25,000	71,500	18.9	25.0	73.3	
	13	70	74,000	124,000	—	21.5	54.4	同 上
		850	36,000	104,000	23.3	23.5	63.5	
		1,000	20,000	78,500	18.9	27.0	77.4	

測定の結果、中位満焼 (1.08%) の炭素鋼は 900°F で 15,000~16,000 lbs/□" の比例限を有し、同炭素量の 0.55% Mn のボイラー用鋼に比し、同一強度を 150°F 以上高温でも示し、Ni-Cr-Fe 合金では全試験成分に亘つて大なる比例限の差を示さないが、Ni 30% 以上では著しく抗張力を降下し、延性を増すを知る。W-Cr-V 鋼では中位満焼量 (1.02%) のものが最も比例限が高い。Mo-Cr-V 鋼では Mn 1.4% 迄は 850° 又は $1,000^\circ\text{F}$ で比例限高く、Mn 2.23% のものでは高 Si (1.33%) で 1% Mo のものは 850°F で比例限高く、 $1,000^\circ\text{F}$ で低い。(前 田)

化学工業に於ける不銹鋼の應用 (E. C. Wright, K. E. Luger, Chem. Met. Engg. Sep. 1932, p. 494) 化学工業装置用の金属材料は耐蝕性なると、化学製品を汚染せざること、耐熱性の大きこと其の他一般機械的性質の優良なことが必要である。是等の条件の一部或はそれ以上を満足するものとして現今使用せられつゝある不銹鋼を大別すると、Fe-Cr 合金と Fe-Cr-Ni 合金の 2 種で、之を更に細別すれば 11~15% Cr 鋼、16~20% Cr 鋼、25~30% Cr 鋼、18.8% Cr-Ni 鋼及び 25.12% Cr-Ni 鋼の 5 種である。第 1 表は其れ等の典型的成分並に性質を示せるものにして、尚ほ各々につき説明を加ふれば次の如し。

(A) 11~15% Cr 鋼—高炭素のものは一般に硬さと靱性の必要な部分に、焼入又は焼戻の状態 で用ひれる。熱處理を施さざる時は耐蝕性が少い。低炭素のものは耐蝕性は是等の鋼中最下位に在るも化学工業上の用途は非常に廣く、硝酸を處理する器の材料として用ひられ、加工が容易である。空冷硬化の性質があるから銲接を行ひたる後には焼鈍する必要がある。又銲打を行ふ際は $1,475^\circ\text{F}$ 以上に熱せざる様注意せねばならぬ。強さ、靱性、旋削性の容易等の良性質があるから耐蝕性のナット、ボルト、ネズ等を作るに適し、高温に於ける強さ、酸化抵抗、硫黄化合物腐蝕に對する抵抗力等も相當の成績である。

(B) 16~20% Cr 鋼—是は化学工業に於て最も多量に使用せられるもので耐蝕性は上記のものより更に強い。HNO₃ の如何なる濃度の溶液にも耐え其の他の腐蝕性溶液に對して抵抗力が大である。併し、硫酸、亞硫酸、酒石酸、磷酸、ハロゲン酸は例外である。如何なる形にも製造し得るが、熱處理に依つて硬化せしめることが出來ず。高温では結晶成長を起し脆弱となる傾向あり、従つて銲接を行ふことは稀である。若し同成分の棒を使用して銲接を行ふ時は後に焼鈍しなければならぬ。18.8% Cr-Ni 鋼の銲接棒を用ふれば靱性が

よく、目的によつて焼鈍を要しない。又鉄打は昔は困難視されたが現今では立派なものが作られる様になった。 HNO_3 運搬用のタンク車を鉄打で作つて居るが成績が良好である。是の鋼は $1,600^\circ F$ まで酸化抵抗、高温腐蝕殊に S の高温腐蝕に対する抵抗力が強く、且つ $1,300^\circ F$ までは鋼よりも強度が大である。高温では結晶成長を起し、そのため靱性が著しく減ぜられる。 $800 \sim 1,100^\circ F$ で何萬時間と云ふ長い間熱せられると冷却後脆弱となる。併し之を $1,400 \sim 1,500^\circ F$ で $30 \sim 60$ 分加熱して冷却すると脆弱とならない。

(C) $25 \sim 30\% Cr$ 鋼 耐蝕性は前者より更に大であるが、一般的に耐熱鋼として使用せられて居る。耐酸化性、含硫黄瓦斯に対する抵抗は非常に強い。經濟的見地よりして、操業温度が $1,000 \sim 2,150^\circ F$ に達する様なものにみに利用せられて、操業温度 $1,500^\circ F$ 以下の場合には一般に $16 \sim 20 Cr$ 鋼が使用せられて居る。高温に於ける強さ、靱性は $18.8 Cr \cdot Ni$ 鋼に劣るが、強度が左程必要でなく且つ熱が断続的に加へられる様な器材には $25 \sim 30\% Cr$ 鋼が多く用ひられる。何となれば熱膨脹が比較的少きため加熱と冷却の交互作用に對して強いからである。高温に長時間熱して冷却すると脆弱となることは前者と同じである。

(D) $18.8 Cr \cdot Ni$ 鋼—此の合金鋼は硝酸、混合酸、醋酸、硝酸アンモニア、漂白液、硫酸曹達等の製造或は運搬用諸装置に利用せられて居る。抗張力、伸長率は大なるも弾性率及び降伏點は炭素鋼より低い。此の性質は靱性の大きなことを示すもので、耐蝕性の大きな性質と相待ち化學工業用の装置を作るに非常に便利である。冷間加工を施すと降伏點は上昇するが、化學工業に於ては一般に冷間加工品を用ひて居ない。熱膨脹率が大であるから銲接製器を造る様な場合はよく注意せねばならない。しかし銲接するも強く、靱性も大であるから装置の製造に銲接を行ふことが多い。 $800 \sim 1,450^\circ F$ に熱して冷却すると耐蝕性が減少するから、斯様な熱處理を受けた場合には $1,700 \sim 2,150^\circ F$ に熱したる後之を急冷し、以つて耐蝕性の減退を回復しなければならない。耐蝕性の大きなと共に熱抵抗も亦大で、高温に於ても強さ、靱性が大、又 $1,200^\circ F$ に於ける匍匐抵抗は普通鋼の約 10 倍に達し、酸素及び其の他の工業瓦斯に対する腐蝕抵抗も $1,650^\circ F$ までは好成績を示して居る。 $800 \sim 1,450^\circ F$ の範圍で腐蝕を受ける様な装置を造る際は 0.07% 以下の $18.8 Cr \cdot Ni$ 鋼を使用せねばならぬ。尙此の場合には冷間加工材又は Ti を含有するものを使用するとよい成績が得られる。

(E) $52.12 Cr \cdot Ni$ 鋼—此の合金は高價のため用途が限られてゐる。耐蝕性大なるも、主として耐熱鋼として使用せられ、 $1,500 \sim 2,100^\circ F$ で操業する装置を製造するに適用されて居る。 $2,100^\circ F$ までは酸化抵抗、腐蝕性の工業用瓦斯に対する抵抗力が強い。 $800 \sim 1,450^\circ F$ で炭化物の析出を起して耐蝕性を減ずることは $18.8 Cr \cdot Ni$ 鋼と同様である。其の他の諸性質も略同様である。(垣内)

特種鑄鐵の焼入硬化 (L. Guillet, etc. Revue de Met. Nov. 1931) 著者等は機械仕上が容易く而も硬度の高い鑄鐵を求める目的で特種鑄鐵の組織性質に及ぼす焼入の影響を研べた。

ニッケルを加へると鑄造儘にてマルテン組織を生じ易く、非常に高い硬度が得られるが、ブリネル硬度 300 以上のものは取扱ひが困難に成るから此の場合には焼入焼戻を行ふ。普通鑄物では極めて烈しい焼入を要する結果材質が鬆性に成る。

鑄鐵に合金元素を加れば所要の焼入温度及び冷却速度が低減し、焼入に依る内部龜裂生成の危険を減ずる利益が有る。空氣焼入組成のものは豫め $1,200^\circ F$ で焼戻せば機械仕上が出来、 $1,560^\circ F$ から空氣中冷却すれば容易に硬化される。鑄造儘に於けるマルテン組織も鑄物の肉厚に關係無く均一に所要の硬度を得る様に焼戻事が出来る。

珪素は變態點を上昇し、臨界冷却速度を増加し、マルテンを阻止し、黒鉛化を助ける。 $0.2 \sim 0.65\%$ 滿庵は稍變態點を減じ、臨界焼入速度を著しく減じ、一次焼入には殆んど無關係に二次焼入の硬度に影響を及ぼすニッケルは變態點を $660^\circ F$ まで低下し臨界冷却速度を減じ、第二次焼入硬化を助成しまた黒鉛化を助く。クロム及びニッケルが共存すれば臨界焼入速度を減じ、第二次硬化を助成しマルテン組織焼入の深さを増加する。

各種成分のものを種々の温度より油焼入して得た硬度を次表に示す

試料番號	化 學 成 分					
	C	Mn	Si	Ni	P	S
I	3.4	0.57	2.0	0.0	0.37	0.06
II	3.1	0.60	1.5	1.1	0.37	0.06
III	3.4	1.1	1.8	3.3	0.19	0.06
IV	3.1	0.9	1.7	5.1	0.08	0.04

試料番號	鑄造儘	ブリネル 硬 度 焼入温度($^\circ F$)					
		1,290	1,380	1,470	1,560	1,650	1,740
I	182	—	178	174	226	—	313
II	188	—	176	265	325	389	—
III	269	233	389	434	365	342	371
IV	332	336	371	347	322	313	—

第 1 表

成 分	(A) $11 \sim 15\% Cr$ 鋼				(B) $10 \sim 20\% Cr$ 鋼	(C) $25 \sim 30\% Cr$ 鋼	(D) $18.8 Cr \cdot Ni$ 鋼	(E) $25.12 Cr \cdot Ni$ 鋼
	高炭素	低炭素			16~20	25~30	16~20	22~28
Cr	11~15	11~15			16~20	25~30	16~20	22~28
Ni	0.50 以下	0.50 以下			0.5 以下	0.5 以下	7~10	12~16
C	0.35~0.50	0.10			0.1	0.25	0.15 以下	0.25 以下
Si	0.50	0.50			0.5	0.50	0.75	1.00
Mn	0.50	0.50			0.5	0.50	0.75	1.00
P	0.025	0.025			0.025	0.025	0.025	0.025
S	0.025	0.025			0.025	0.025	0.025	0.025
性 質	焼 入	焼入後 $1,000^\circ F$ で焼戻			焼 鈍	焼 鈍	焼 鈍	焼 鈍
結晶抗力 (lb/in^2)	240,000	141,000	125,000	60,000	75,000	80,000	90,000	90,000
降 伏 點 ($^\circ$)	—	126,000	100,000	35,000	40,000	50,000	30,000	50,000
伸 長 率 (%)	9	15	20	25	25	15~25	60	40
ブリネル	444	285	230	150	175	180	135	175
彈 性 率	29×10^6	29×10^6	29×10^6	29×10^6	29×10^6	29×10^6	29×10^6	29×10^6
密 度 (lb/in^3)	0.281	0.281	0.281	0.281	0.277	0.274	0.283	0.283
酸化膜生成温度 ($^\circ F$)	1,250	1,250	1,300	1,300	1,600	2,150	1,650	2,100
熱 傳 導 率 ($Cal/cm^2/^\circ C/sec$)	0.07~0.08	0.07~0.08	0.07~0.08	0.07~0.08	0.07~0.08	0.06	0.05~0.06	0.04
熱 膨 脹 率 ($^\circ F$)	0.3×10^{-6}	6.3×10^{-6}	6.3×10^{-6}	6.3×10^{-6}	6.1×10^{-6}	5.6×10^{-6}	8.9×10^{-6}	8.9×10^{-6}

上表より知られる如くニッケルを増すに従て最高硬度を得る焼入温度が次第に低下する。又焼は實際問題として大した影響を持たない實驗の結果、若し焼入に依り硬度以外の諸性質が悪く成つた場合には焼戻しを行へば之等及硬度自身も容易に向上される事が明かに成つた。此の場合の向上は鑄造儘のものに比して硬度 30% 、剪斷強度 50% 、屈曲強度 10

であつた。

焼入硬化を行ふ鑄鐵の化學成分を撰ぶには、第一に灰鉄に成る様に肉厚に應じて炭素及珪素を決めなければならぬ。次に硬化させる爲にニッケルを加へる、而して黒鉛化を同一なしめるには珪素量はニッケル量の40% だけ少くてもよい。若しクロムがあると之と同量のニッケルの3 倍の黒鉛化に對する助成効果を阻止する。

ニッケルの所有量は焼入速度に依て定まり従て鑄物の厚さ、形狀に依て定まる、例へば厚さ13/16" のものを1,500°F から油焼入する時の化學成分は炭素3.2%、満俺1.0%、珪素1.5%、ニッケル1% ~2.0% である。又空氣中焼入の場合にはニッケル4~5% を要する。珪素及満俺は普通1% 位である。

焼入鑄鐵は内燃機關のシリンダー、齒車、其他酷使を受ける部分に頗る有用である。(南 波)

鐵鑄物に於けるモリブデン (J. Kent Smith and E. R. Young; Iron Age, Aug. 25, 1932) 鑄鐵に黒鉛が大きな片狀になつて現はれば弱く、軟く、脆いし、又黒鉛の生成が餘りに妨げられる時は白鉄鐵になつて硬く、脆いものとなる事はよく知られた事實である。Mo を鐵鑄物に使用する時は黒鉛の生成を妨げるものでもなければ、又促進するものでもないが、黒鉛を細く一様に分布せしむる特長を持つて居る。而して其の黒鉛は小さな塊狀になつて散在して居るから大きな片狀になつて居る時に比して脆性も小なる事が知られる。Mo を鐵鑄物に使用する時の二大特長は(1)金屬組織をよくする事、(2)靱性を増す事である。此等の特長は3.10~3.30% C、2.00~2.20% Si と云ふ普通鑄鐵類ばかりでなく3.50% C、2.40% Si と云ふ様なC 及 Si の相當高いものにでも顯はれるし、尙ほ又可鍛鑄鐵や電氣爐で熔かした高級鑄鐵にも良好な結果を示す。斯る特長がある故に Mo は熔銑爐鑄鐵で50,000^{lb}/in²、電氣爐又は反射爐鑄鐵で60,000~70,000^{lb}/in² と云ふ相當高い抗張力を欲する場合に使用せられる。次表は熔銑爐鑄鐵、電氣爐鑄鐵、反射爐鑄鐵に就て各々の化學成分及び機械的性質を示す。

鑄鐵の 種 類	化 學 成 分										機 械 的 性 質	
	T.C	C.C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	S	P	硬 度	抗張力	
										$(10^3/in^2)$		
熔銑爐	3.40	—	2.30	0.67	0.95	0.55	0.65	0.03	0.19	255	46,350	
電氣爐	3.09	0.85	2.24	0.58	—	—	0.35	0.10	0.20	255	47,000	
熔銑鑄	3.27	—	2.26	0.70	1.65	0.14	0.57	0.03	0.19	293	48,950	
反射爐	2.45	0.63	2.45	0.55	—	—	0.35	0.05	0.17	269	52,350	
反射爐	2.59	0.32	3.30	0.97	0.96	—	0.86	0.04	0.14	285	53,600	
電氣爐	2.34	0.66	2.06	0.66	0.14	—	0.50	0.04	0.18	248	54,780	
電氣爐	3.09	0.67	2.06	0.67	0.65	—	0.70	0.08	0.16	243	54,800	
熔銑鑄	3.00	0.66	1.90	0.68	—	—	0.98	0.10	0.20	—	56,600	
電氣爐	2.76	0.69	1.80	0.64	0.70	—	0.57	0.07	0.10	269	60,720	
電氣爐	2.21	0.66	2.43	0.46	0.20	—	0.52	—	0.18	260	63,000	
電氣爐	3.25	—	2.39	1.08	0.75	—	0.70	—	—	241	66,500	
電氣爐	3.04	0.72	2.24	0.63	1.20	—	1.71	0.08	0.16	293	67,000	
反射爐	2.43	—	2.32	0.51	—	—	0.46	0.05	0.16	277	71,150	
電氣爐	2.54	0.30	2.30	0.47	1.15	—	0.50	0.05	0.19	—	—	

Mo を含有する特種の鑄造クランクシャフトは偏心荷重から受ける疲労應力に依る破損に對し鍛鍊鋼の2乃至4 倍の抵抗を有する。又此のものは摩耗にも強い抵抗を有する。實際 Mo 含有鐵は浸炭鋼或は熱處理を施した鍛鍊鋼を使用するよりも經濟的に有利である點よりして此の方面に應用されつゝあり。

Mo が灰鑄鐵に與へる大きな物理的影響は撓みの度を増す傾向である。即ち Mo を含有しない普通の鑄鐵に比して25% も高い撓み度を示して居る。

も一つの大きな性質は耐久力の強い事と高溫度に於ける強さの強い事である、此の爲にシリンダーヘッドや硝子の型や鑄造型に用ひ

て良好な成績を示す。

Ni を Mo と共に用ふる時 Ni は0.50% 又は其以上も Mo を含有する高 Mo 鐵の加工度を増し、Cr を Mo 鐵に用ふる時は硬度を示すと共に加熱に依つて起る黒鉛化を妨げる。

更に前述の如く Mo は黒鉛粒を分散せしめ又パーライトをソルバイト化せしむる傾向を有するが故に、Mo を含有する低炭素、高珪素の可鍛鑄鐵型のを短時間焼鈍する事に由つて微粒の焼戻炭素を持つた硬度の高い高級鑄鐵が得られる。(小 出)

窒化鋼中に於る Ni の役割 (H. J. French & V. O. Homberg, Iron Age, Oct. 6, 1932) Fry は Ni 鋼にアムモニア窒化法を行つたが表面硬化を施すことが出来なかつた。Guillet はもつと廣い成分範圍に就て實驗を行ひ、次の如き結果を得て居る。即ち(1) Cr-Al 鋼は焼戻脆性に對する感受性が比較的少い。(2) Cr-Ni-Al 鋼は焼戻脆性に對する感受性が甚だ強い。(3) Cr-Al-Mo 鋼に Ni の少量を添加するも焼戻脆性に對する感受性無し。(4) Cr-Ni-Al-Mo 鋼の感受性は少い。Guillet は上の結果より、Ni は Cr-Al 鋼に焼戻脆性を誘導し、芯の衝擊抗力を減少すると云つて居る。併し最近 Sergeson の實驗によれば Ni は Cr-Al 鋼に焼戻脆性を起させないとの事である。又 Jones によれば單なる Ni 鋼に在りては Ni 5% まではアムモニア窒化法によつて表面を硬化すること能はず、V 鋼に Ni を添加すれば表面硬度を減退し、又 Cr 鋼に添加せば表面硬化の減少を大いに防止した。斯様な實驗報告が種々出て居るけれ共、系統的に研究されたものが未だ發表されて居ない。

著者は窒化鋼に對する Ni 添加の影響について實驗を行ひ、次に述べる様な現象を認むることが出来た。

芯に對する Ni の効果—現今窒化鋼として使用せられつゝある鋼の殆んど全部は Ni の添加によつて強さ、硬さを増し、従つて硬度高く且つ多少脆弱な表面硬化層を立派に支持することが出来る。又 Ni のパーライトに對する精製作用は芯及び表面にとつて有効な作用である。

焼戻硬化の現象—Al 鋼に Ni を添加すると大切な効果を示す。即ち窒化を行ふために 975°F 付近の溫度で長時間加熱する際、芯部の硬さ、強さ及び弾性が増進せられる。此の焼戻硬化の性質を含有する Ni 窒化鋼の優れたる利益は比較的機械加工の施し易い軟芯を窒化處理の間に自然的に強い芯と爲し得る點である。

硬化層に對する Ni の効果—窒化鋼の表面硬化層の靱性を著しく増進し而も硬度の低下が少い。其の程度は成分及び熱處理に關係するものであるが、一般に靱性の増進には Ni 1.5% 以上を添加すればよい。Ni 5% に達すれば靱性著しく良好となるも同時に硬度も亦低下する。それで Ni の最も有効な添加量は2~3.5% で、此の範圍の添加では最高表面硬度の低下が5~12% に過ぎず而も靱性の増加は Brinell 靱性試験に於て50~130% の増加を見る事が出来た。窒化鋼に於ては表面の硬度高きこと及び付隨的諸性質が必要條件であるから、Ni を添加する際には他の諸元素の有する効果との釣合を良く考へて其の量を決定せねばならない。

1% Al、1% Cr の鋼は Mo の有無に關係なく、Ni の添加に依つて表面並に芯の諸性質を使用目的に應ずる様に調節改善することが出来る。Cr-Al-Mo 鋼に Ni を5% まで添加すれば表面の靱性を漸次増進し弾性限を高くし又捩迴抵抗を増して硬化層の龜裂を防止することが出来る。又芯に對しても前述の如く焼戻硬化其の他の性質を與ふ。併し Ni を増すと表面の硬度が減ぜられ25% までは減少

の程度少きも其れ以上添加するときは硬度は急に低下する。 $Cr \cdot Al$ 鋼に對しても略同様の影響を與へる。

Ni の添加によつて種々有益な結果が得られて居るが、含 Ni 窒化鋼の型を例せば次の如し。

	Cr(%)	Al(%)	Mo(%)	V(%)	Ni(%)
(a)	1.1	0.95	0.25	—	0~5
(b)	1.1	0.4	—	0.5	2.5
(c)	0.5	0.5	0.5	0.5	2.5

(垣 内)

9) 化 學 分 析

アルミニウム中のソジウムの定量法 (R. W. Bridg's & M. F. Lee, Ind. Eng. Chem., Analyt. Edi. July, 1932, 264) Sainte-Claire-Deville (1859) は Al を硝酸物とし、低温度で焙焼し、 Na を浸出する方法を案出したが、多くの研究者は此の方法の缺陷を指摘した。Nicolardot は $HgCl_2$ で Al を崩壊し、濾液より Na を定量したが結果は不満足である。Allen は試料を鹽酸に溶解し、過剩酸を $CaCO_3$ で中和し、銅屑を硫化物として去り、殘液を水銀のカソード、炭素のアノードで電解し、アマルガムを $NaCl$ で分解し、生成された $NaOH$ を滴定したが此の方法も不満足である。現在は醋酸ウラン法中、Barber & Kolthoff の醋酸ウラン亜鉛法が良好とされてゐる。著者の屬する Al Research Lab. (北米 Pa 州, New Kensington) では熔融浸出法を考案し好成績を擧げてゐる。 Al は熔融點以上で比較的表面に Na を析出する故、この Na 化合物を水で浸出し、アルカリ度を滴定するのである。熔融、浸出を繰り返せば遂に Na の全量を滴定し得る。醋酸ウラン法の定量範圍が 0.01% 以下なるに反し、本法は 0.001~0.05% の間に行ひ得る。著者の用いた分析操作は次に述べる如くである。

熔融浸出法: 一所要液は 0.01N の H_2SO_4 並に $NaOH$ 標準溶液。試料 50gr (0.001~0.01% Na の場合) 又は 25gr (0.01~0.05% Na) を鐵坩堝に採り、水冷式の蓋を設け、その 2/3 が爐内に入る如き坩堝に裝置し、加熱して 15 分間熔態に保つ。冷後、250cc のビーカーに移し、坩堝は充分水洗し、熔塊を覆ふ迄水を加へ、15 分靜置して浸出を終る。浸出液にはメチルレッド 2 滴を加へ 0.01N の硫酸で滴定して更に 0.5cc を過剩に加へ、5 分間煮沸した後、標準苛性曹達溶液で逆滴定する。如上の熔融浸出を繰り返し、遂にアルカリ度を無視し得るに至つて止む。所要の標準硫酸溶液の滴定量に 0.023 を乗じ、試料重量で除して $Na\%$ を得。

醋酸ウラン法: 一所要液は A (醋酸ウラン 10gr 及び醋酸 6gr を水にて 65cc とす) 及び B (醋酸亞鉛 30gr 及び醋酸 3gr を水にて 65cc とす) を合し、24 時間放置後濾過せるもの。試料 1gr を HCl (1:1) の極小量に溶解し蒸發して 5cc とする。次に 100cc の前記液を加へ、45 分間攪拌し、グーチで濾過し、初め前記液で、次にエチルアルコールで 2 回、更にアセトンで 6 回洗滌する。殘留物は 105°C で 30 分間乾燥し、醋酸ウラン亞鉛曹達 $NaZn(UO_2)_2 \cdot 6H_2O$ として秤量し、これに 0.01495 を乗じて Na 量を得。又は殘留物を温水に溶解し、15cc の硫酸 (1:1) を加へ、稀過満飽加里液を淡紅色を呈する迄加へ、亞鉛の小粒を投じて 15 分間徐熱し、綿を以て濾過し、冷水 100cc を加へて適當な規定度の過満飽加里液でウラン滴定を行ふ。兩者の結果は極めてよく一致する。

硝酸物結晶法: 一所要試薬は昇汞の飽和溶液及び硝酸 (70% HNO_3 の 8 部に水の 7 部を加ふ) とす。穿孔屑の試料 30gr を石英皿 (秤

量用が便) に採り、水 250cc と昇汞 10cc を加へ徐熱して反應を開始せしめ、濃硝酸 10cc を加へ熱する。熱を去り更に濃硝酸 90cc を徐々に加へ激烈なる反應終らば徐熱し、全液量が 600gr に至る迄硝酸を添加する。過剩の際は蒸發する。冷後水浴上に攪拌しつゝ更に 1 時間放置して結晶物を 5' のブフナー磁製漏斗で濾別する。結晶物が乾燥するを俟つて 50cc の濃硝酸で洗滌する。濾液は石英皿に受け、蒸發濃縮し、結晶分離すること前法の如くする。濾液には 2cc の濃硫酸を加へ蒸發乾固し、白煙を見ざるに至つて冷却し、アンモニアを 10cc 加へ一夜放置し、次に熱して白金皿に濾過する。濾紙は元へ返し、5cc の濃鹽酸を加へてパルプ状とし、温めて再びアンモニア性として濾別する。沈澱は温アンモニア性の 2% 鹽化アンモン液で洗滌する。兩濾液は合し、蒸發して 25cc とし、濃硫酸 10 滴を點じ、硫化水素を通じて沈澱を濾別し去り、更に蒸發乾固し焼いてアンモニア鹽を分解し、數 cc の水と 2cc の炭酸アンモンの飽和液を加へ濾過する。濾液は蒸發し、50°C に 30 分間焼いて秤量する。次に水數滴、アンモニア 2 滴を入れ、熱して濾過し、500°C に焼いて秤量し、減量を硫酸曹達とする。先の結晶物は再び硝酸に溶解し再結晶を行ひ、別に硫酸曹達量を求め補正する必要がある。本法には空試験が必要である。

3 法の比較値は次表に示す。

(前 田)

熔融浸出法	硝酸物結晶法	醋酸ウラン法
0.040%	0.040%	— %
0.016	0.015	—
0.040	—	0.038
0.017	—	0.016

銅中の鐵の微量分析 (B. Park: Ind. Eng. Chem., Analyt. Edi. July 1932, 247) Yoe 氏 (Photometric Chemical Analysis, I, 1928, 243) の示す方法は、10gr の旋削物を硝酸に溶解しアンモニアの小過剩を加へて煮沸し、 $Fe(OH)_3$ の沈澱を濾別し、再び稀鹽酸に溶かし、5cc の臭素水を加へたる後アンモニアで沈澱せしめ、濾過し、沈澱は充分洗滌して銅を去り、更に稀鹽酸に溶解し、サリチル酸に依る比色法を以て定量するのである。併し上法で得た結果は常に合致せず、試験の結果、旋削中に工具より銅表面に附着する鐵量が多くを占めるを見出してゐる。依つて 200gr の試料を 10% の冷鹽酸で 2 時間洗滌し、充分水洗せる殘部の試料に就て行つた結果、略一致する結果を得た一例は次の如し。 (前田)

試 料	工 具	Fe %	
		酸洗せず	酸洗す
1. 表面の旋削	ステライト	0.035	0.00074
2. 内 部 "	"	0.0016	0.00083
3. " "	高 速 度 銅	0.0019	0.00083
2 の 洗 液 中	—	—	0.00077
2 の 洗 液 中	—	—	0.00101

Cd 中の Zn 其他不純物の迅速定量法 (H. G. Isbell: Ind. Eng. Chem., Analyt. Edi. 4, July, 1932, 306) 通常 Cd を硫化物として不純物と分離する方法を用ふるが、 Cd 地金の純度高い時は結果不良で、 Cd , Pb , Zn 等が硫化物として沈澱する際の PH 値が近接する爲めである。以下記載するは北米加州、Mare Island なる海軍工廠で採用する方法である。

Zn : 一所要試薬は比色原液 ($CdCl_2 \cdot 5H_2O$ の 97.46g を水に溶解し 100cc とす)、硫酸銅液 ($CuSO_4 \cdot 5H_2O$ の 0.2g を水 100cc に溶解し、硫酸 1 滴を加ふ)、標準亞鉛液 ($ZnCl_2$ 2.1g を 100cc の水に溶解)、醋酸曹達飽和溶液及びロダアンモン水銀 (昇汞 8g 及びロダアンモン 9g を水 100cc に溶解) 12.5g の微粉狀試料を白金箔の小

片と共に 150cc のビーカーに採り、注意して濃鹽酸 25cc を加へ分解する。傾瀉、洗滌し、残渣は廢棄する。溶液は蒸發乾固し、鹽酸臭を失ふ迄焼成する。次に 15cc の水を加へ、攪拌し、加熱溶解し、冷後正しく 25cc の全容迄稀釋する。この中より 5cc を比色管に採り、醋酸、曹達の 1 滴を加へ混和し、更に硫酸銅 1 滴を點じ再び混和し、次にロダンアンモン水銀液 0.5cc を加へ、30 分放置後比色を行ふ。標準比色液は原液 5cc に標準亞鉛液の 0.02cc を等差に加へたるものに醋酸曹達の 1 滴を點じたるものとする。Fe, Cu 等は少量なれば比色に影響せず、Pb, Mn, Al, Cr の存在は障害なきも遊離鹽酸は忌む。測定範圍は Zn 0.0001~0.003g。

Pb.:—米國材料試驗協會規格の電解法に依る。即ち試料 20g を 400cc の濃硝酸に溶解し、煮沸して赤煙を去り、125cc に稀釋し、5A で 45 分間電解する。Pb はアノードに PbO_2 として析出する。乾燥秤量し、0.864 を乗じて Pb を得。Cd, Fe, Cu 等の存在は影響せず。

Cu.:—Xanthate 法に依る。所要試薬はエチルザンチン酸曹達の 0.1% 水溶液、標準銅液 ($CuSO_4 \cdot 5H_2O$ の 0.39g を水 100cc に溶解) 及び 5% 硫酸である。試料 5g を濃硝酸の 20cc に溶解せしめ、20cc の硫酸 (1:1) を加へて熱し、 SO_3 を發せしむ。冷後 35cc の水を加へ充分攪拌せる後更に稀釋して全容を正しく 50cc とする。この 5cc を採り、40cc の水、10cc のザンチン酸液を加へ混和する。標準比色液はザンチン酸液 10cc と 5% H_2SO_4 の 65cc の混液に標準硫酸銅液を 1cc 宛順次加へたるもの。硝酸物の外は比色に影響がない。

Fe.:—Lyon 法に依る。前項の Cu 比色の際の溶液 1cc を比色管に採り、水 10cc、濃アンモニア 5cc を加へ、更に Thioglycollic acid 0.5cc を添加して混和する。この時生ずる赤紫色を比較する。標準鐵溶液は 0.007g の $FeSO_4 \cdot (NH_4)_2 SO_4 \cdot 6H_2O$ を 100cc の水に溶解せるものとす。アムモニアの著しい過剰並に酸性試薬の混入は比色に影響する。

As.:—試料 10g を白金箔を底に敷ける Gutzeit 装置に採り (Scott: Standard Method of Chem. Analysis, I. p. 52 に記載あり) 50cc の HCl (1:1) を加へ、ホットプレート上で加熱し、鹽化水銀の小片上に印された色を比較する。

S.:—5g を採り發生法に依る。

結果の 1 例は附表の如くである。

		As	S	Cu	Fe	Pb	Zn
1	本法	0.0001	0	0.010	0.012	0.001	0.004
	別法	—	0	0.013	0.009	—	0
2	本法	0.001	0	0.004	0.004	0.003	0.028
	別法	—	0	0.011	0.007	0.002	0.025

11) 雜

硬化 (Hardening) の用語に就て (R. H. Greives, Metallurgist, July, 1932) 多くの合金系に於ては固溶體の飽和界限は温度の下るに従つて減少するものである。斯様な固溶體を飽和

溶解線より高い温度から急冷すると、常溫に於て過飽和の状態が保たれる。是れを再び溶解線直下の温度で加熱すれば過飽和状態の溶質が固溶體結晶内に析出せられ、同時に硬度が高くなるものである。此の現象に對して析出硬化 (Precipitation hardening) なる術語が使用せられて居る。析出硬化の最大効果を収めるには、析出せる微粒の大きさが結晶内の之に對して最大抵抗を有する程度であり、且つ其の分散状態も亦左様でなくてはならない。云ひ換へれば分散状態の如何によつて硬度が左右せられるから、析出硬化を別名分散硬化 (Dispersion hardening) と稱することもある。是等の用語に對しては相等反對論もある。何となれば状態圖に於ては析出の可能性あり、又實際硬化現象を起すけれ共、析出せる微粒は之を顯微鏡で認めることが出来ないからである。例へば $\alpha Fe-C$ 系合金を 630°C より急冷して之を放置せる場合、或はデュラルミンを熱處理せる場合等は、硬度の増加を起すけれ共、析出物の存在を顯微鏡で見ることが出来ない。之に對し、析出硬化なる語を使用せる人々は析出物は存在するのであるが其の大きさが超顯微鏡的なために顯微鏡にて認め得ないのであると稱して居る。併し是れだけでは析出の證明にはならない。従つて此の用語は、過飽和及び析出可能性が硬化に關して豫め必要な條件であると云ふ見地より見た時のみ適當である。上述の硬化法は急冷によつて過飽和合金となし然る後再加熱或は常溫放置によつて硬度を高くせる場合である。

次に、固溶體の安定範圍が温度の降下する際或る温度で急變する場合、即ち状態圖中共析線を有する如き合金、例へばアルミニウムブロンズ、炭素鋼の如き固溶體の安定なる温度より單に急冷することのみに依つて硬化を行ふ事が出来る。斯の如きは急冷に際して純固溶體が得られず、分解作用を伴ふ結果硬度が高くなるのである。此の方法は古くより行はれて居る方法で單に硬化 (焼入) Hardening と稱せられて居る。

此の場合、焼戻を行つて軟化する合金と硬化する合金がある。後者は急冷時に準安定固溶體となり之が焼戻によつて分相せられて硬度を高めるのである。斯の如く焼戻處理によつて硬度の高くなることを焼戻硬化 (Temper hardening) と稱す。其の例はオーステナイト鋼、Sn-Cu β 固溶體等である。

常溫に放置して硬度の増進することを時効硬化 (Age hardening) と云ひ、又特にアルミニウム合金に關しては、固溶體の安定温度より低い温度で加熱して硬化することを人工的時効硬化 (Artificial aging) と稱す。

以上の諸事實を綜合して考へると、析出硬化、分散硬化及び人工的時効硬化なる用語を廢し、固溶體安定温度より急冷したる後焼戻處理によつて硬化することを凡て焼戻硬化と云ふ事に統一し、又固溶體の安定なる温度より單に急冷するのみで硬度を高めることを焼入硬化 (Quench hardening) 或は單に硬化 (Hardening) と云ふことに統一すれば良い。時効硬化は常溫に放置して置けば硬化すると云ふ特殊な場合であるから此の用語は特に存置しても良いと思ふ。

(垣 内)