

抄 録

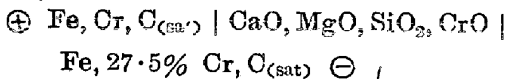
—鋼の製造—

溶融 Fe-Cr 合金の電氣化學的研究

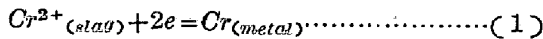
(O. A. Esin, N.A. Vatolin; Izvest. Akad. Nauk SSSR, Otdel. Teekh. Nauk (1953) No.8, 1137)

溶融スラッグを電解質溶液とし、溶融鉄合金を電極とした電池の起電力を測定することに依つて鉄合金中の成分の活量を求めることが出来る。この方法を用いて先に Fe-C 系、Fe-Si 系及び Fe-P 系について測定したが、今回は更に溶鉄中の Cr の活量を同様な方法に依つて求めた。測定は二種類の系について行つた。

(1) 電極として Fe-Cr-C 系合金を用いた場合  
1460°C に於いて次のような電池の起電力を測定した。



一方の電極の Cr の含有量は 27.5% で一定であり、他方の電極の Cr の含有量を 1.08~23.0% の間に变化させた。スラッグ組成は 47% SiO<sub>2</sub>, 40% CaO, 12% MgO 及び約 0.5% CrO である。この合成スラッグは予め黒鉛坩堝中で 1600°C 附近で溶かしたものであり、Cr は二価となつてゐることが確かめられた。起電反応式は



で表わされ、測定した起電力 E から次の式に依つて⊕極合金中の Cr の活量が求められる。

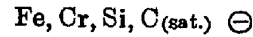
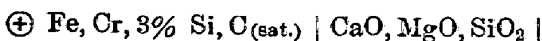
$$E = (RT/2F) \ln (a^{\circ}_{Cr} / a_{Cr}) \dots \dots \dots (2)$$

活量を求める場合の基準状態としては本実験に於ける Cr 含有量の最小の 1.08% Cr のところを選びこの組成に於いては a<sub>Cr</sub> は Cr のモル分率に等しいものとした。本系は C は飽和しているから a<sub>Cr</sub> から a<sub>Fe</sub> を算出することが出来る。結果の一部を第 1 表に示す。

第 1 表

組成 (%)			E(mV)	a <sub>Cr</sub>	r <sub>Cr</sub>	r <sub>Fe</sub>
Cr	C	Fe				
1.08	4.75	94.27	105	0.0099	1.00	1.00
6.23	5.35	88.42	35	0.0252	0.45	1.06
13.06	5.80	81.14	20	0.0308	0.27	1.14
20.5	6.25	73.25	7	0.0366	0.21	1.25
27.5	6.70	65.80	0	0.0401	0.17	1.37

(2) 電極として Fe-Cr-Si-C 系合金を用いた場合  
この場合の電池は次のようなものである。



スラッグ組成は 50% SiO<sub>2</sub>, 35% CaO, 15% MgO である。一方の電極の Si 濃度を 3% に一定させ、他方の電極の Si の含有量を 17.7~59.6% の間に变化させた。両方の電極共 Fe と Cr の含有量を常に等しくしてある。測定温度は 1460°C である。起電力 E から次の式に依つて Si の活量 a<sub>Si</sub> が求められる。

$$E = (RT/4F) \ln (a^{\circ}_{Si} / a_{Si}) \dots \dots \dots (3)$$

基準状態として 3% Si の合金を選び、この場合 a<sub>Si</sub> = N<sub>Si</sub> = 0.047 とした。3~35% Si では Si の活量係数は 1~1.10 であるが、35~50% Si に於いて急激に増加する。これは (Fe, Cr) Si<sub>2</sub> 化合物形成の傾向のあることを示すものである。Si の含有量が更に高くなると Si の活量係数は非常に大きくなり、例えば 56.9% Si 及び 59.6% Si に於いて夫々 4.69 及び 6.45 である。

(森 一美)

硫黄含有量の高い快削鋼の Ingot, Bloom, Billet の断面の研究

(D. J. Carney E. C. Rudolph; Journal of Metals Vol.5, No.8 (Aug. 1953) 999~1008)

快削鋼の機械加工性に対しては含まれる Inclusion の大きさ、形が重要であるが、この Inclusion の大きさ、分布形、化学成分について、特に B 1113 鋼に関する研究は少ない。

そこでこの鋼の Ingot, Bloom, Billet について塊から圧延迄、Inclusion がどのように変化するか、断面を切り、分析試料を取り、サルファープリント、顕微鏡観察によつて詳細に研究した。

Ingot では高硫黄の機械的にキャップした B1113 鋼塊はキルド鋼と殆んど同様に凝固する。C, Mn, P, N の偏析は低硫黄のキャップド鋼と殆んど同じである。Si, O は下から 1/3 の位置の中心部で正に、S は頭部の中心部で正に偏析する。Inclusion は化学組織に関係なく円い傾向をもつ。底部は Inclusion が少い。Inclusion が Ingot の表面から中心へ動いて数が減る間に Inclusion は大きくなる。

Bloom 及び Billet では、Ingot から Bloom に圧延する間に Inclusion の長さとの比は 4 倍に増す。圧延の間に大きさは略々 60% に減る。Inclusion の化学

成分は機械的変形能に非常に影響し Plastic な珪酸塩系は長くのび、硫化物系はもつと円い形を保つ傾向がある。圧延によつてふさがる頭部の気泡、空隙は低熔融の硫黄の高い金属でかこまれ、より大きい空隙は圧延中、これ等の金属で満されるように見える。フェライト結晶粒の大きさは Ingot で No.1 若くはそれより大きい場合 Bloom で No.3 若くは No.4 となり、Billet で No.6~No.8 となる。(三上 菱)

### — 鐵鋼の性質・物理冶金 —

#### 鋼の過熱温度に及ぼすボロンの影響

(J. Field: Metal Progress, 64 (1953) 78)

ボロン添加鋼の過熱温度がボロンを添加しない場合に比較して如何に変化するかを確認する目的で試験を行った。試料としては SAE 1045 平炉鋼で、ボロンを全然含有しないもの、通常の 12% ボロン合金で添加したもの

の、Al, Ti, Zr 等を含有した特殊合金で添加したものと及び 12% ボロン合金と特殊合金を混用して添加したものとを製造した。

何れの場合も細粒鋼であり、ボロンの添加は Al を添加後取鍋内で行つた。試料の化学成分並にボロン添加方法は第 1 表に示す通りである。鋼塊はピレットに鍛造し、ピレットから 1×2×6in の棒を削出しこれを先づ 2000~2600°F の範囲の各温度に 1 時間加熱後空冷し、次に 1550°F から油焼入し、最後にブリネルで 321~341 の硬度に焼戻した。焼入焼戻前に衝撃試験片素材は試験片の巾及び厚みより 0.03in 大までに仕上げておいた。熱処理後 0.562×1.375×5in に仕上げ 0.112in 深さ 0.010in 底径の 45°V ノッチを切り 600lb 能力の大型シャルピー試験機で衝撃破断した。大型衝撃試験片を使用したのは破面状況の観察、エネルギーの測定其他が過熱脆化した場合の試験に便利だからである。衝撃試験の

第 1 表 試験鋼塊の化学成分

鋼塊	ボロン添加劑	化 學 成 分 %								
		C	Mn	Si	Ni	Cu	Mo	B	Ti	Zr
No. 1	なし	0.44	0.76	0.20	0.15	0.18	0.04	—	—	—
// 2	12% boron alloy	0.44	0.88	0.21	0.10	0.11	0.02	0.0035	0.004	—
// 3	12% boron alloy	0.43	0.72	0.23	0.13	0.12	0.02	0.0027	0.004	—
// 4	12% boron alloy	0.48	0.83	0.22	0.06	0.16	0.03	0.0021	0.004	—
// 5	Special alloy*	0.48	0.93	4.29	0.11	0.18	0.04	0.0007	0.060	tr.
// 6	Special alloy	0.45	0.80	0.24	0.10	0.17	0.03	0.0007	0.060	tr.
// 7	Special alloy	0.47	0.88	0.25	0.11	0.19	0.02	0.0007	0.060	tr.
// 7A	Special alloy + 12% boron alloy	0.47	0.87	0.24	0.11	0.17	0.02	0.0039	0.060	tr.

\* 供給者の提出した成分表: Al 13, Ti 20, Zr 4, Mn 8, B 0.50, Si 5%

第 2 表 ボロン添加 SAE 1045 の衝撃値に及ぼす加熱温度の影響 (ft-lb)

加 熱 温 度 °F	試験鋼塊番號及びボロン添加劑	試験鋼塊番號及びボロン添加劑							
		1	2	3	4	5	6	7	7A
		None	12% Boron Alloy	12% Boron Alloy	12% Boron Alloy	Special Alloy	Special Alloy	Special Alloy	Special + 12% Boron
		260	285	220	230	250	320	295	295
		270	240	200	230	265	345	320	200
	2050	265	255	190	210	275	375	310	145
	2100	280	310	130	215	290	400	320	165
	2150	290	245	100	150	280	345	320	170
	2200	280	110	85	90	275	320	325	180
	2250	300	135	90	80	285	350	320	170
	2300	300	60	60	60	290	400	330	130
	2350	315	60	80	70	275	320	330	170
	2400	310	60	80	80	290	335	340	150
	2450	210	70	105	80	295	250	340	140
	2500	290	60	40	70	265	80	325	120
	2550	100	30	45	25	285	100	180	155
	2600	65	25	60	85	245	45	30	45

結果は第2表の通りであつた。表から判る如くボロンを添加しない場合に 2550°F であつた過熱温度が 12% ボロン合金でボロンを 0.003% 添加すると 2050~2200°F に低下している。然し特殊合金を用いた場合には殆んど低下しない。又 12% ボロン合金と特殊合金を混用した場合は幾分低下の傾向が認められるが 12% ボロン合金単味で使用した場合に比較すると問題にならない位良好であつた。これらの現象は (a) 特殊合金に含有されている Ti と Zr (b) 比較的 low ボロン (c) これらの両方の組合せの何れかに因るものであろう。引張試験は 0.375in 径で標点距離 1.5in のものを衝撃試験片の破断後の残材から調製して行つた。結果によれば伸び及び絞りの低下は衝撃試験成績と大体合致している。但し 12% ボロン合金を用いても同時に他の元素を添加した場合や 12% ボロン合金の添加量を少くした場合については実験していないので何とも云えない。又他の添加剤についても試験していない。(堀川一男)

### 低合金鋼の機械的性質に及ぼすボロンの影響

(R. Wilcock: J. Iron & Steel Inst., 173 (1953) 406)

米国ではボロン処理低合金調質鋼の生産量は相当多くなつた。之により Ni や Mo の節約が出来、比較的高い合金鋼を低合金量のボロン処理鋼に置換出来た。そこで著者はボロン処理の影響を、同組成のボロン処理したものと否とについて、いろいろな直径の試料を作り、硬化能及び機械的性質を比較して、設計家に役立つデータを提供する目的で以下の実験を行つた。

先づ高周波炉により、0.35% C:1.45% Mn に一定として Mo を 0, 0.10, 0.20, 0.28% の4種に変化したもの、及び比較的高合金鋼の代用鋼として米国で使われている多元系低合金ボロン鋼型を低 Mo にした NE 86 40 を溶解し、夫々に1鋼塊はボロン処理し、他鋼塊は同処理なしで铸造した。之等を鍛造により、適当直径として、0.424~2.5 吋及び4吋角の9種類の寸法の試験片を削り出し、引張試験、衝撃試験及び硬化能 (Jominy 法並びにU曲線法) 試験を行つた。

得られた結果を要約すれば次の如くなる。

(1) 試験したすべての鋼種にて、ボロンは硬化能を増加した。

(2) 850°C 油焼入後 500~600°C 間に焼戻した鋼では、機械的性質に及ぼすボロンの影響は、同じ熱処理でも試料の寸法によつて変化した。即ち各鋼種とも次の三群に区分することが出来た。

(a) 小寸法のものでは、ボロン無し及びボロン処理

鋼共完全に焼入硬化して、ボロンの影響は何等無い。

(b) 中間寸法では、ボロン無し鋼は完全に焼入硬化しないが、ボロン処理鋼は完全に硬化する。同じ機械的性質にするには、無ボロン鋼はボロン処理鋼より低温で焼戻すべきである。

(c) 大寸法のものでは、両者共完全に硬化しないので引張性質は類似するが、衝撃値は無ボロン鋼よりボロン処理鋼の方が極めて悪くなるのが普通である。

(3) 或る寸法に就いては、ボロン添加により無ボロンでは到達されぬ抗張力を示す。又無ボロン鋼に適當である焼戻温度は、ボロン処理すると低過ぎることになる。

(4) 合金量の節約が、引張及び衝撃試験から問題となるのは、中間寸法群に就いてのみである。

(5) 1.5% Mn-Mo 鋼をボロン処理して節約される Mo は、寸法により 0~0.2% まで変化する。

(6) 400°C 以下で焼戻した小寸法のものでは、ボロンは衝撃値を改良するが、伸・絞に現われる靱性を減少する。

(7) 無ボロン及びボロン処理の両者共、完全に焼入硬化した場合には不完全硬化のものより高い降伏比を示す。ボロン添加により硬化能を増して、無ボロンのものより大きな寸法でも良好な降伏比を示すことの外は、ボロンの利益はない。(花井 優)

### 冷間加工した 18-8 線の熱処理による磁氣的、機械的及び電氣的性質の變化

(Samuel Stochheim: Iron Age 172 (1953) 112)

試料は第1表に示す如き化学成分を有し永久磁性状態まで冷間引抜きした市販の 0.004in 径不銹鋼線である。

焼鈍の温度及び時間を種々に変更し残留磁氣と抗磁力を履歴曲線測定機で試験すると共に一部は引張り及び電氣抵抗の試験も行つた。70% の冷間加工率を受けた線について焼鈍温度を変えた場合の磁氣的性質の變化は第2表の通りであつた。1100°F 以下では Hc も Br も殆んど變化しなかつた。磁性の變化は磁性のあるマルテンサイト相が非磁性のオーステナイトに變化することに関連している。1400°F でマルテンサイトが完全にオーステナイトになると完全に非磁性となる。加工率 98% の No.2 の線では 70% 加工率の場合よりマルテンサイトの量が多い。焼鈍に際して炉の高温帯を通過させる時間を 2秒間にしたものと 4秒間にしたものでは抗磁力はある一定間隔だけ離れており熱処理温度の高くなる迄近接しない。熱処理温度の上昇する程次第に磁性が失われ、曲

第1表 試料の化学成分

試料 No.	Ni	Cr	Mn	Si	C	Mo	Fe
1	9.02	17.78	0.48	0.38	0.095	0.09	残り
2	8.75	18.08	0.54	0.38	0.08	0.10	〃
3	8.70	17.79	0.52	0.38	0.09	0.10	〃
4	9.41	18.39	0.91	0.59	0.08	なし	〃

第2表 焼鈍温度による磁性の変化

温度 (°F)	Hc (エルステッド)	Br (ガウス)
1000	190	2,290
1100	190	2,260
1200	270	1,240
1300	400	300
1400	非磁性	—
1500	非磁性	—

第3表 1150°F に於ける残留磁気の変化

試料 No.	熱処理前		1150°F で熱処理後	
	Hc (エルステッド)	Br (ガウス)	Hc (エルステッド)	Br (ガウス)
1	80	7,500	90	8,950
2	30	5,500	30	10,000
3	55	7,250	45	10,300

第4表 引張り強さの焼鈍温度による変化 (psi)

温度 °F	試料 No.3	試料 No.4
1200	397,000	400,000
1220	370,000	382,000
1240	328,000	350,000
1260	306,000	—
1280	283,000	313,000
1290	—	306,000
1300	252,000	—

第5表 電気抵抗の焼鈍温度による変化

温度 °F	比抵抗 ohm/cm. ft
室温	650
1220	585
1280	490

線を延長すると 1350°F を超すと完全に磁性が消失することになる。又残留磁気は2秒のものと4秒のものでは温度の上昇する程互に接近するが、温度に対する傾斜は4秒の方が2秒のものより小さかった。特に加工率98%のもので Br が高く Hc の低いものに対しては約 1150°F で Hc に殆んど変化がないのに Br が突然著しく増大することが認められた。(第3表) これは Hc の変化の

起る直前に現われ、恐らく C がマルテンサイトから突然析出することにより説明される。C はクロム炭化物として析出し、クロムの磁性相が不足し Fe-Ni 合金の領域を残すことが残留磁気を大きくする理由である。これ以上に温度が上るとマルテンサイトがオーステナイトに変態しカーバイドを再び固溶化する。No.3 と No.4 につき引張試験を行つた結果は第4表の通りであつた。温度上昇と共にオーステナイト化するので強度は低下する。

ダイスを通して引抜いた不銹鋼線は通常ねじれているが、これはダイスを通過した時に生じたマルテンサイトによるものである。1000°F の炉を通せば、ねじれた線の径を開かせることは出来るが同時に Hc, Br も変化する。電気抵抗は研究した範囲では温度の増加と共に低下するが第5表は加工率 98% の線について行つた結果を示したものである。尚焼鈍時間の影響は、時間の長い程 Hc は上昇し Br は低下した。(堀川一男)

### 鹽浴の焼入特性に関する研究

(M.J. Sinnott and J.C. Shyne, Trans. A.S.M., 1952, 44, p.158)

直径 1in 長さ 6in の 430 型 17% クロム不銹鋼を塩化物浴中で 845°C に加熱し、195~350°C の種々な温度に於ける KNO<sub>3</sub>-NaNO<sub>2</sub> 型塩浴 (融点 135°C, 静止状態) 中に焼入れ、そのときの中心部及び表面部の冷却曲線を測定し Russell の表を用いて Grossmann の  $H$  を算出した。その結果  $H$  は強く攪拌した油焼入と同程度であつた。( $H=0.6(\text{in})^{-1}$ )。塩浴温度が高い程  $H$  は小さい。表面冷却曲線より算出した  $\bar{H}$  は中心部のそれより大きい。亦  $U$  の値を大きくとる程  $H$  は大きい。( $U=(T_s-T_B)/(T_T-T_B)$ ,  $T_s$ : 測定個所の温度,  $T_T$ : 焼入温度,  $T_B$ : 塩浴温度)。

次に Newton の冷却の法則

$$dq/d\theta = h \cdot A \cdot (T_s - T_B) = hf \cdot A \cdot (T_s - T_B) \quad \dots (1)$$

の  $h$  を温度の函数と考え  $hf$  とする。ここに  $q$ : 熱量,  $\theta$ : 時間,  $A$ : 面積,  $T_s$ : 試片表面温度,  $T_B$ : 浴温,  $h$ : 常数。亦冷却途中に於いて

$$q = W \cdot C_p \cdot (T_T - T_M) \quad \dots (2)$$

が成立する。ここに  $W$ : 試片重量,  $C_p$ : 比熱,  $T_T$ : 焼入温度,  $T_M$ : 試片平均温度。(1) と (2) を関係付ける為に  $T_M = T_s$  と考え  $hf$  を温度の函数として算出した。その結果

$$hf = 93 \cdot e^{0.0015(T_s - T_B)}$$

を得た。この  $hf$  の値は冷却剤の温度にあまり大きく関係しない。この  $hf$  の値によつて 50° 毎に計算して算出した冷却曲線 (表面と中心の平均) は実測値と非常に

よく一致したの。Newton の冷却の法則に従うとして計算すればこれ程の一致を示さない。即ち Newton の冷却の法則に従うと仮定する事は大略の目安を付け得るのみで実際と相当大きな相違があり、この様な仮定は最も大きな誤差を導く原因となる事を示している。

(田村今男)

**冷却方法の相違によるオーステナイトの変態準備期間** (Franz Wever und Otto Krisement, Arch. Eisenhüttenwes., 1952, 23, S.229)

この論文は鋼の変態機構について殆んど考慮する事なしに等温変態線図と連続変態線図との間の変態準備期間の関係を数学的に関係付け相互に換算出来る様にしたものである。

便宜上、縦軸に時間  $t$  をとり、横軸に過冷温度  $\tau$  ( $A_1$  点変態温度) をとる。今、階段的に  $\tau_1, \tau_2, \tau_3, \dots, \tau_n$  に順次に  $t_1, t_2, t_3, \dots, t_n$  時間宛保持して冷却すると考え  $n$  番目の過冷温度  $\tau_n$  で  $t_n$  時間後に変態が開始したとし、等温変態線図を  $t=f(\tau)$  とすると  $v$  番目の変態準備間の消費は  $C_v \cdot t_v / f(\tau_v)$  である。  $C_v$  は比例常数。それ故

$$\sum_{v=1}^n C_v \cdot t_v / f(\tau_v) = \sum_{v=1}^n t_v / f(\tau_v) = 1$$

である。(  $C_v = 1$  である事を証明している。 )

こゝで  $t=g(\tau)$  で冷却した場合を考えると

$$\int_0^{t'} dt / f(\tau) = 1 \quad t' \text{ は変態開始迄の時間}$$

又  $dt = g'(\tau) d\tau$  であるから

$$\int_0^{\lambda} g'(\tau) \cdot d\tau / f(\tau) = 1 \quad \dots \dots \dots (1)$$

ここに  $\lambda$  は変態開始したときの  $\tau$ 、即ち  $t'=g(\lambda)$  が成立する。又、  $g'(\tau) > 0$ 、  $f(\tau) > 0$  である。

連続変態線図を考えると冷却曲線を導入しなければならない。冷却曲線群を  $t=g(\tau, \lambda)$  とする。この曲線群は必ず連続変態線図と  $\lambda$  に於いて交るから  $t=g(\tau, \lambda)$  であらわす事が出来る。この冷却曲線群の中、どの様な冷却曲線でも (1) 式を満足させるから

$$\int_0^{\lambda} g'(\tau, \lambda) d\tau / f(\tau) = 1, \quad \text{ここに } g'(\tau, \lambda) = \partial g(\tau, \lambda) / \partial \tau$$

が成立する。即ち等温変態曲線  $f(\tau)$  は冷却曲線群  $g$  で冷却した場合の連続変態曲線図と  $\lambda$  によつて連結される。

この様な一般的な取扱いを直線的冷却の場合、Newton の冷却の法則に従う冷却の場合等について適用し、実験値とよく一致する事を強調すると同時に、等温及び連

続変態線図の一般的形状の関係について述べている。即ち連続変態線図はその鼻の所で等温変態線図と交る。連続変態線図の鼻は等温変態線図の鼻より少し低温である。連続変態線図はその鼻より高温に於いて等温変態線図よりその変態準備期間が長い。

更に、実測等温変態線図より理想等温変態線図を求める方法も述べている。(田村今男)

**鋼の焼入感應について** (E.H. Bucknall and W. Steven, Progress in Metal Physics, 1950, 2, p.235)

この論文は鋼の焼入硬化に関する最近の研究を総括した膨大なものである。

初めに  $A_1$  点、  $M_s$  点、共折点等に対する合金元素の影響、焼入による硬度、抗張力等の変化について簡単に基礎的な事を述べ、次に鋼の臨界冷却速度、焼入冷却剤の冷却過程、臨界直径、理想臨界直径、焼入強度等を説明している。鋼の加熱、冷却についての Russell の表、French の式、Klopsch の方法を説明しその精度、適用範囲などを述べている。

鋼の硬化能測定方法としては Grossmann の D-Du 曲線より  $D_c$  を決定し、更に  $D_I$  を定める方法、Jominy 一端焼入法の方法、精度、長所短所、Jominy の距離と  $D_I$  の関係等々 Jominy 試験に関する多くの問題及び Schepherd の硬化能試験を述べている。

次に連続変態線図について説明し、連続変態線図は等温変態線図に代つて、本当に実際に役に立つ線図である事を強調し、一端焼入途中に於いて急冷する事によつて連続変態線図を作り得る事を説明している。

鋼の焼入に於いては完全にマルテンサイトにする事が必要であつてパーライト変態或は中間段階変態が併発すると機械的性質が悪化する。これは低温で顕著に現われパーライト変態は特に悪い作用をする。然るに市販熱処理部品で不完全硬化のものが多いのはまことに困つた事である。この様な劣化は衝撃値、疲労強度等に於いて最も著しく現われる。オーステンパーは好ましい熱処理方法ではない。マルテンパーは優れた熱処理方法である。

次に 1940 年来の鋼の硬化能を定量化する企てについて説明し、Grossmann の方法の長所短所について、種々な研究者の意見を引用して批判し、亦、パーライト硬化能とベイナイト硬化能に分離して鋼の硬化能を考察した Hollomon 及び Jaffe の見解を非常に大きく評価している。即ち、定性的にはパーライト変態を特に遅くする元素は炭化物生成元素、及び B で粒度も大きく作用する。ベイナイト変態を特に遅くする元素は C, Si, Mn, Ni 及び Cu で、この変態には粒度は殆んど関係しない。

Hollomon 及び Jaffe は、このような元素の挙動を Grossmann と殆んど同じように各段階に区別して求めたが、これを更に適切な実験によつて正確を期せば非常に有用となるであろう。(田村今男)

### 焼入常數, H に関する一つの問題

(D.J. Carney and A.D. Janulionis, Trans. A.S. M. 1951, 43, p. 480)

0.10% C, 0.92% Mn, 0.029% P, 0.009% S, 0.28% Si, 0.02% Cu, 9.76% Ni, 16.76% Cr の不銹鋼の直径 3 $\frac{1}{2}$ in の丸棒を鍛造して後、切削によつて直径  $\frac{1}{2}$ , 1, 1 $\frac{1}{2}$ , 2 $\frac{1}{2}$ , 及び 3in, 長さ夫々 2, 4, 6, 9 及び 12 in の試片を作り 850°C に加熱して水、油及び圧風中に焼入される。焼入中は試片を円形に振動させる。焼入途中の試片各部の冷却曲線を測定し、Russell の表によつて焼入常數 (quenching constant), H を算出した。この鋼材の熱拡散率を 0.0099(inch)<sup>2</sup>/sec とした。その結果水及び油焼入に於いて、H は温度の函数と考えられ、温度降下に従つて高温に於て小さく、次第に大きくなって或る最大値を経て低下する。H = C/2k (C: 表面熱放散率, k: 熱伝導度) に於いて、k は温度によつて少ししか変化せずこのために H が変化するとは考えられない。表面熱放散率が温度によつて変化するためである。即ちこれは焼入冷却過程の蒸気膜段階、沸騰段階及び対流段階の3つの段階と密接な関係がある。

次に試片の大きさの影響については、試片が小さい程 H は大きい値となり、直径 1in 以下となると非常に大きい値を示す。

亦、H は測定位置によつても変化し、表面部に近付く程急に大きな値を示す。

Jominy の一端焼入法に於いても焼入端に近付く程 H は大きい。Jominy 試験に於いて Jominy の距離の非常に小さい場合は硬化能を適正に示さないのは当然の事である。

圧風冷却の場合はこのような H の大きな変化は認められない。(田村今男)

### 鋼棒の油冷却を空冷実験で豫知する方法

(W. Stevens and G. Mayer, J. Iron and Steel Inst., 1951, 169, part 4, p. 370)

この研究の目的は大きな鋼棒の油焼入を小さな棒の空冷で予知する事が出来れば、簡単に実験出来て便利であるから、この関係を知る事である。焼入途中に於いて、700°C 以上では変態に殆んど関係なく 300°C 以下ではマルテンサイト変態で両温度範囲内に於ける冷却速度は殆んど問題にする必要は無いと考えて 700~300°C の温

度範囲に於ける油焼入の冷却速度と空冷の冷却速度と等しいような棒の直径の間の関係を研究した。

B.S. En 25 及び 26 鋼を用い、直径 1~5 $\frac{1}{2}$ in のものについて油焼入、直径 0.1~0.8in のものについて空冷した。焼入温度は 840°C である。直径は 3in 迄中心部、それ以上のものは r/b=0.5 及び 0.8 (b: 半径, r: 中心からの距離) の位置で冷却曲線を測定し、Russell の表、Jackson の "Time-lag" の式及び French の大きさについての式を用いて計算及び種々な検討を行つた。その結果

$$\log D_A = 1.59 \cdot \log D_0 + \log C$$

なる関係を得た。ここに D<sub>A</sub>: 空冷棒直径 in, D<sub>0</sub>: 油冷棒直径 in, C: 常數。C は測定位置によつて異なる。

r/b	O (中心部)	0.5	0.8
C	0.025	0.045	0.036

この関係は他の鋼材についても非常によく一致した。

併し、これは油焼入された大きな直径の棒の機械的性質をこの空冷棒で研究するためには棒の大きさの関係で不便な事が多い。衝撃値に関しては実験出来る。

上の実験によつて得た冷却曲線と Russell の式から算出した冷却曲線とは良く一致しない。Jackson の Time-lag の式はよく一致する。French の大きさに関する式は油焼入によく一致するけれども、空冷にはあまりよく一致しない。又、French の 700°C から各温度に冷却される迄の時間に関する式は 1~6in の棒では油冷空冷共によく一致する。Russell 及び Williamson の Jominy 試片の冷却曲線についてのデータは 700°C 以下の冷却に於てよく一致する。(田村今男)

### —非鉄金属及び合金—

1200~2000°F で 30 分間加熱後の Ti の性質と組織 (E. Walden and L. A. Dixon: Metal Progress 64 (1953) 88)

Ti を空中で 1000°F 以上に加熱した後の室温に於ける性質について報告したデータがないので Ti を空中で 1200~2000°F に 30 分間加熱後焼鈍した場合の機械的性質と顕微鏡組織の変化を調査した。

試料は市販の純 Ti (Rem-Cru RC-70) で 0.040in 厚薄板を使用した。不純物としては通常 Fe, O, N (0.001~0.10%) と C (0.05~0.20%) を含有している。引張試験片素材を薄板から削出して、マッフル炉で 1200~2000°F に 30 分間加熱した。焼鈍後の機械的性質と粒度は第 1 表に示す通りであつた。表から判るように引

第 1 表 焼鈍後の機械的性質及び粒度

温 度 (°F)	引張強さ (psi)	伸び(%) G.L. = 2in	平均粒度 (mm)
受入状態	82·500	41·5	0·015
1200	86·800	37·5	0·015
1300	89·100	37·0	0·015
1400	92·300	38·2	0·015
1500	93·000	32·7	0·015
1600	93·000	12·3	0·030
1650	—	—	0·045
1675	—	—	0·060
1700	93·000	0	0·150
1800	56·200	0	0·175
1900	39·500	0	0·200
2000	300	0	0·175

第 2 表 スケールの外観と厚さ

温 度 (°F)	表面の外観	平均厚さ (in)	
		合金層	スケール
1300	Light gray	—	—
1400	Light yellow	—	—
1500	White yellow	—	—
1600	Yellow-orange; loose scale	0·0007	0·0006
1700	Yellow-brown; loose scale	0·0007	0·0015
1800	Yellow-brown; loose scale	0·0018	0·002
1900	Yellow-brown; loose scale	0·0032	0·004
2000	Yellow-brown; loose scale	0·0047	0·014

張強さは 1500°F で max となり, 1700°F を越すと急激に低下する. 然し加熱によつてスケールが多量に生成し, 例えば 2000°F では原厚の 70% はスケールに変化する位であつたので, 引張強さの算出を原厚について行つた事も低下の原因に入つてきていると思われる. 伸びは 1600°F を越すと急激に低下し 1700°F 以上では 0 となつている. これは空中からガス (主として O と N) を吸収するためである.

顕微鏡組織は 1400°F 以下では等軸で細粒な  $\alpha$  相であるが, 1500°F では粒界部に  $\alpha$  と  $\beta$  の変態を開始しており, 1600°F では変態が 50% 進行し, 1675°F では 80% 完了しており, 1700°F になると完全に  $\beta$  相だけとなる. 1700°F 以上では空気による酸化が非常に進むために, 表層に厚いスケールが生成する. 生成したスケールの外観と厚さは第 2 表の通りであつた.

結局短時間空中で 1500°F 以上に加熱された Ti は空中のガスの作用により著しく脆化することが判つた. 尚長時間加熱された場合には 1000°F 以上で同様に脆化を起すものと考えられる(堀川一男)