

抄 録

4) 鋼及錬鐵の製造

アメリカに於ける電氣爐鋼及合金鋼工業 (Edwin F. Cone: Metals and Alloys: July, 1940, p. 27~29). 1939年に於ける電氣爐鋼及合金鋼の統計が、The American Iron and Steel Institute によつて最近作られたので、これを基礎としてこの数年間の傾向を述べてゐる。

第1表は電氣爐鋼生産高を示してゐる。1939年は1929年に次で高い生産高を示してゐる。電氣爐で作られた合金鋼の最も多かつたのは1939年で第2表はこれを示してゐる。同表で見る様に電氣爐合金鋼は全合金鋼の23%を占めてゐる。この發展の一因としては、不銹鋼の要求が増大した爲であると考へられる。

1939年に於ける不銹鋼及耐熱鋼の生産高の統計は第3表でこれには1934年以降の不銹鋼塊の生産高を示して置いた。これで見ると1939年は1937年の14.7%増になつてゐる。

第1表 電氣爐鋼生産高(實t)

年次	全電氣爐鋼	全 鋼	兩者の比(%)
1920	566,370	47,188,886	1.20
1929	1,065,603	63,205,490	1.68
1933	471,747	26,020,239	1.81
1934	404,651	29,181,924	1.38
1935	606,471	38,183,705	1.58
1936	865,150	53,499,999	1.62
1937	947,002	56,636,945	1.67
1938	565,627	31,751,990	1.78
1939	1,029,067	52,298,714	1.95

第2表 電氣爐による合金鋼の生産高(實t)

年次	電氣爐合金鋼	全合金鋼	兩者の比(%)
1929	571,234	4,432,072	12.9
1935	462,071	2,374,071	19.4
1936	591,094	3,229,657	18.3
1937	672,616	3,396,541	19.8
1938	373,372	1,653,510	22.5
1939	749,384	3,211,955	23.0

第3表 不銹鋼塊の生産高(實t)

年次	Cr				計
	18/8	12~14%	16~18%	其他	
1934	22,150	9,970	9,046	14,739	55,905
1935	27,676	14,820	14,377	16,707	73,580
1936	43,800	26,430	23,842	7,810	101,882
1937	66,212	33,938	27,550	28,918	156,618
1938	43,129	13,429	16,454	22,942	95,954
1939	81,144	22,453	34,230	41,793	179,620

第4表 全合金鋼に対する不銹鋼の割合(實t)

年次	全不銹鋼	全合金鋼	兩者の比(%)
1934	55,905	1,805,748	3.10
1935	73,580	2,374,017	3.09
1936	101,882	3,229,657	3.16
1937	156,618	3,396,541	4.61
1938	95,954	1,653,510	5.81
1939	179,620	3,211,955	5.60

第5表 合金鋼塊及鑄鋼の生産高(實t)

年次	全合金鋼	全 鋼	兩者の比(%)	1/8の不銹鋼に対する全鋼t数
1910	635,957	29,226,309	2.17	45.9
1915	1,143,685	36,009,150	3.17	31.4
1920	1,859,527	47,188,886	3.94	25.3
1925	2,724,930	50,840,747	5.36	18.6
1929	4,432,072	63,205,490	7.01	14.2
1930	2,736,508	45,583,421	6.00	16.7
1931	1,630,623	29,058,961	5.62	17.8
1932	894,436	15,322,901	5.83	17.1
1933	1,732,845	26,020,239	6.65	15.0
1934	1,805,748	29,181,924	6.18	16.1
1935	2,374,071	38,183,705	6.21	16.0
1936	3,229,657	53,499,999	6.04	16.5
1937	3,396,541	56,636,945	6.00	16.6
1938	1,653,510	31,751,970	5.21	19.0
1939	3,211,955	52,798,714	6.08	16.4

この中では依然として、18/8不銹鋼が優位を占めてゐる。1939年に於てはこれが全不銹鋼の45.3%を占め新記録であつた。1938年に於ては44.9%で、1934年には34.5%に過ぎなかつた。

第4表は不銹鋼の全合金鋼に対する%を示してゐる。總ての不銹鋼は電氣爐で熔解される故に1939年に於ける不銹鋼生産高が全電氣爐鋼の17.4%に當てゐることは注目し得る。

第5表は鋼塊及鑄鋼用の合金鋼の生産と全生産鋼との關係を示してゐる。1933年迄の統計は鋼塊と總ての鑄鋼を含んでゐるのであるが、1934年以降のは鋼塊と鋼塊メーカーによつて作られた鑄鋼のみを加算してあるので少しく異て來るが大した誤差はない。1939年の合金鋼の全鋼に対する割合は6.08%であり、1934年から1937年の4年間の平均になつてゐる。(川口)

6) 鐵及鋼の加工

窒素含有量の低減に依る鋼の牽引加工性の改善 (A. Tenburger, C. L. Metal Prog. 37 (1940) 639.) 軟鋼板の製鉄過程の最後の壓延の後、永く經つと次第に其の物理的性状が變化するので、後の牽引加工の際に種々の困難が惹起する。これは最近次第に牽引の加工度が大きとなつた爲益々著しくなつたのである。斯かる鋼に於けるもう一つの大きな缺陷は加工の際故障が起らなくても製品として使用中に其れが次第に脆化することである。此の脆化に依る損傷の發生は機械の可動部分に殊に多い。而して之等二つの危険性は屢々“歪時效”と呼ばれる一つの現象の二つの面に過ぎない。此の問題の多くの研究に依れば歪時效と“青熱脆性”との間には或る明かな關係が存在してゐる。青熱脆性を鋼に就て實驗するのは容易なことであるが、しかし如何なる化學成分或は製鋼中の如何なる點が此の脆性の原因になつてゐるかを檢べるのはさう簡単なことではない。本論文の目的は青色熱性或は歪時效の原因究明に關する二三の實驗に就ての考察である。

多くの書籍は青熱脆性を鐵の持つ正常な屬性として述べてゐる。例へば Jeffries 及 Archer は “The Science of Metals” の p. 182 に此の事を書いてゐる。然るに著者の實驗に依れば此の點

には多くの疑問が存するのである。其の實驗に依れば完全に安定な鋼に於ては、約 232°C に於ける抗張力が常溫のそれよりも約 5.6 kg/mm² 少い。然るに非常に歪時效を起し易い鋼は同じ温度に於て常溫に於けるよりも 19.5 kg/mm² 大なる抗張力を示してゐる。

空氣中で焼鈍した鋼の青熱脆性が大であることは著者に依て以前から知られてゐた。窒素中に於ける焼鈍も同様に青熱脆性を増加する。此の變化はリムド鋼に於て著しく、キルド鋼に於ては僅少である。窒素の影響を更に確かめる爲、鋼の窒化を行つた所抗張力の開きは益々大となつた。此の事實は窒素を多く含むベツセマー鋼にも適用されるものである。

温度—抗張力曲線に於て常溫より少し高い温度に一つの極小を示すことが見られる。其の後抗張力は次第に増加して青熱脆性に達するのである。鹽基性平爐鋼に於ては此の極小が 80~100°C にあり、120~135°C に於て抗張力は再び常溫と同じになる。然るに窒素含有量の異なる鋼に於ては此の極小が低温度の方に移動する。故にベツセマー鋼に於ては 57°C 附近に極小があり、82°C 附近で常溫の價に復する。ベツセマー鋼の抗張力の極大は 205°C にあり、其の價は常溫より 17.5 kg/mm² 高く、極小より 20.3 kg/mm² 高い。然るに鹽基性平爐鋼に於ては極大は約 243°C に當り常溫より 8.4 kg/mm² 高く、極小より 12 kg/mm² 高い。又窒素含有量の異なる鋼に於ては伸の極小となる温度も一般に低下するのである。

之等の結果と同様なことがティ—ミング中にカルシウム・シアンミドの如き窒素を含む化合物の添加に依ても達せられる。

次に軟鋼の水素氣圈中に於ける焼鈍であるが此の場合には全く安定な鋼を得ることが出来、其の抗張力は温度の上昇と共に低下する。此の實驗に於て必ずしも一致しない結果が出たことがあるが、それは氣圈中の残留窒素の影響である、次表は水素の影響の一例である。

極軟鋼 (函中焼鈍)		水素氣流中にて焼鈍		
温度	抗張力 kg/mm ²	温度	抗張力 kg/mm ²	
1	常溫	30.5	常溫	27.2
	216°C	38.5	221°C	21.8
	差	+ 8.0	差	- 5.4
2	常溫	32.1	常溫	27.9
	224°C	40.0	218°C	24.2
	差	+ 7.9	差	- 3.7

上表の結果は何れもリムド鋼に依るもので、水素氣流中の焼鈍は 34 分かつて 749°C まで上げ其の温度に 6 時間保ちたる後 40 分かつて 427°C まで冷却せしめたものである。其の間電解水素を通じておき、427°C まで冷却した時水素の流通を断ち爐の隙間を封じて、約 5 時間かつて常溫まで冷却せしめる。

之等の焼鈍の時間及温度を調節することに依て希望の強度を鋼に賦與することが出来る。此の事實は換言すれば、歪時效脆化に決定的な効果を與へる或るものが斯かる處理中に鋼の中に入るか鋼の中から出るかするのである。水素中に混入した窒素の爲に逆の結果が出ることも及窒素が歪時效を増すことから考へれば、上述の處理中に起る變化は窒素が鋼中から逸出することに依ると見做すべきであらう。

此の點に關し著者は最も適當と考へられる自由エネルギーのデータを用ひて熱力學的計算を行つた。此の場合窒素の活性が Fe₃N のモルで表はした數に等しいと假定する。此の假定から出發したものは鹽基性平爐鋼の場合の如き低窒素 (約 0.005%) の場合でも通用しなればならない。此の計算に依れば 777°C に於て大部分水素より成る焼鈍氣圈中 0.10 容量%の窒素の分壓が 0.005% の窒素を

と平衡する。氣圈中の窒素がこれより多ければ 0.005% 窒素の鋼は窒素を吸収し、少ければ放出する。温度が上昇すれば氣圈中の許容窒素量は増加し、壓力の低下は水素—窒素の比の許容値を減少する。

Al, Zr, Ti の如く窒素と反應する元素を用ひることに依て、平爐の湯中の窒素を調節することが出来るのはよく知られた事實である。之等の元素は窒素の量を減少させるのではないがそれを不活性な形にする。即ち Zr, Ti の場合には其の不活性な窒化物が顯微鏡に依て認められる。之等の元素は窒化物を作るのみならず強力な脱酸作用を有し、キルド鋼を作るに用ひられる。著者は最後に Zr が青熱脆性を消失せしめる效果に就てデータを擧げて述べてゐる。即ち 0.09% 及 0.14% の Zr を含む鋼は全く青熱脆性を示さず從て歪時效も起さないのである。(R. H.)

低炭素鋼の酸化に及ぼす空氣温度の影響 (Siebert C.A. and Donnelly H.G. T. A. S. M., June 1940) 實驗は 30" 長、2" 徑の管狀電氣爐で行ひ、熱電對と空氣導入管は爐の一端に密封し、熱電對は實驗中試料の眞上に來る様にした。實驗は次の 2 つの條件下で行た。

- (1) 酸化劑として乾燥した清淨の空氣を用ひる。
- (2) 酸化劑として清淨であるが、濕た空氣を用ひる。

空氣を乾燥するためには鹽化カルシウム等の塔を通じ、(2) の濕た空氣を得るためには、空氣と低壓の蒸氣を混合し、その混合物を 20°C に冷却し、殘た水分は數個の凝氣瓣で取除いた。この様にするに空氣は 20°C で水蒸氣で飽和され、乾燥空氣 1 lb につき 0.0147 lb の水蒸氣 (重量%は 1.45%) を持てゐた。空氣の線速度は實驗中 30 ft/min に保た。

試料は 2" 長、0.635" 徑のシリンド—で、3/4" 棒から切出し、最後に 00 のエメリーで 0.625" 迄仕上げた。試料の分析結果は次の様である。

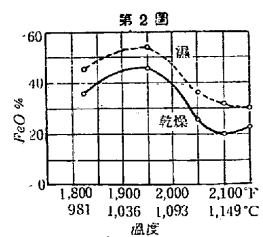
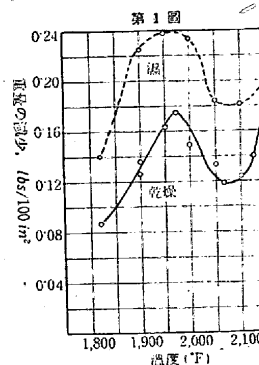
C 0.14%; Mn 0.50%; P 0.016%; S 0.022%;
Si 0.25%; Cr 0.07%; Ni 0.14%

クロメル線で支へた試料を爐に入れ、蒸氣を通じて、爐内に 1 時間保た。試料が實驗温度に到達するのに 5~7 分を要し、實驗終了後は直に水焼入し、冷却中の焼減りと同時に、鐵—酸素系に於ける共析變態によるスケール分析の變化を防いだ。

スケールの分析は試料を CO₂ 氣流中で稀硫酸で溶解し、鐵をアルミニウムで還元し、KMnO₄ 0.1 規定標準液で滴定し、次いで全鐵を KMr₂O₇ で滴定して求めた。

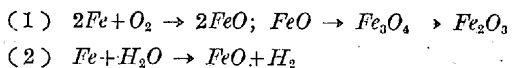
この結果は第 1 圖で濕氣空氣の方が乾燥空氣より焼減りの多いことを示してゐる。

第 2 圖は各温度で出來たスケール中の FeO 量の變化を求めたも



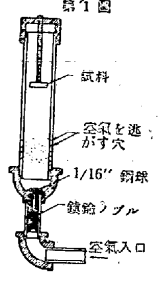
ので、この場合もスケール中の FeO は蒸した空気を用いた時の方が多い。温度上昇によるスケールの減少は、スケールそれ自體の酸化度の相違に依るものである。 FeO の減少は O_2 の擴散する被膜の性質を變化させる。又これはスケール中の酸素の溶解度を變化させる。 $(FeO$ は Fe_2O_3 より O_2 に對し大きい溶解度を持つてゐる)

何故に水蒸氣の存在がスケール中の FeO の量を増加させるかに就ては、次の化學反應を考へる必要がある。



酸化膜が一度鋼の表面に出来る時、酸化性ガスは内部に擴散するために、鋼の表面で溶解することが必要である。水蒸氣は酸素と共にスケールに溶解し、金屬スケール層に擴散し、鐵は金屬-スケール層から外部に擴散する。この2つの擴散の結果、スケール内に反應層を作り、(2)によつて H_2 を生ずるため、スケールを低酸化物に保つことが出来る。(川口)

小金屬試験片の表面加工の一方法 (Edwin M. Sherwood, Metals and Alloys; July, 1940, p. 43) Battle Memorial Institute で不銹鋼に於けるオーステナイトの變態の研究のために、電子廻折法を研究中、試験片の上に加工被膜を作る多くの實驗技術が發達した。目新しい一つの方法として、第1圖がある。第1圖で見ると、壓縮空氣は金屬小試験片の上に絶えず數多くの小鋼球を打つけるために用ひる。空氣は中のノズルによつて小さい噴出口より出され、鋼球が下に



落ちると、再び高速度で射出される。微細の數多くの穴を鑄鐵パイプ(これで試験片の室を作てゐる)の壁にドリルであけ、空氣を逃がせられる様にしてある。

ノズルはドリルで穴明けされた眞鍮棒で、パイプの中に埋め込んである。穴は二つの部分で異てゐる。この一つの断面は鋼球の直徑より小さく、 $1/1,000''$ で、他のものは前の徑の2倍である。適當の成分は合金に對し、薄い表面層はよく加工され、オーステナイトからフェライトへの表面の變態がよく見られる。(川口)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

肌焼 $Cr \cdot Mo$ 及 $Ni \cdot Cr$ 鋼の調質性 (Pomp, A, u. A. Krisch: Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. 21 (1939), Nr. 21, s. 309/26.) 獨逸航空大臣の命令と支援の下に燒入したる肌焼鋼の心部の性質を知る爲の研究である。

試料; 航空機材料 1407, 1408 及 1409 は各3工場から供給され材料全部では8工場から供給された。化學成分は第1表。但航空機材料 1409 の成分は製造工場の自由選擇による。5mm 及 10mm の試料は 15mm 棒から旋削した。試料は悉く一様に焼鈍し炭炭することなく燒入した。燒入温度は供給工場の指定によるもので第2表の如くである。これより試験片を作成し硬度、引張、衝擊等の試験をした。之等材料の應用性を知る爲に心部の機械的性質の最高及最低値を示す曲線を畫きその間に施影し猶“下際”成分の圖に“上際”成分の最高値曲線を附加し、更に標準規格に示す抗張力の範圍及降伏點並に降伏點比の最低限を點線を以て記入したのが第60圖である。茲に比較用材 ECN 35 及 45 は各一工場よ

第1表 材料の化學成分

材 料	供給工場符號	材料の大きさ mm (丸)	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	Mo%	V%
航空機材料 1407	標準成分		0.14~0.20	<0.35	0.6~0.8	<0.035	<0.035	0.8~1.1	—	0.2~0.3	—
	下際	I	0.13	0.15	0.67	0.010	0.006	0.89	0.06	0.28	—
		II	0.14	0.27	0.71	0.02	0.015	0.96	—	0.25	—
		III	0.15	0.29	0.70	0.018	0.024	0.88	—	0.27	—
	上際	I	0.20	0.39	0.77	0.011	0.006	1.01	0.03	0.28	—
		II	0.16	0.29	0.70	0.02	0.01	0.90	—	0.27	—
III		0.18	0.28	0.76	0.019	0.024	1.01	—	0.23	—	
航空機材料 1408	標準成分		0.17~0.23	<0.35	0.8~1.1	<0.035	<0.035	1.0~1.3	—	0.2~0.3	—
	下際	I	0.19	0.12	0.93	0.011	0.014	1.12	0.14	0.23	—
		II	0.17	0.29	0.93	0.025	0.020	1.10	—	0.26	—
		III	0.17	0.32	0.92	0.016	0.020	1.20	0.20	0.26	—
	上際	I	0.23	0.26	1.09	0.020	0.011	1.26	0.10	0.26	—
		II	0.22	0.28	0.97	0.018	0.023	1.24	—	0.29	—
III		0.21	0.27	1.01	0.015	0.021	1.10	0.15	0.23	—	
航空機材料 1409	標準成分		0.16~0.20	<0.35	0.4~0.6	<0.035	<0.035	1.8~2.2	1.8~2.3	0.2~0.3	—
	I	15, 20, 30, 60	0.21	0.10	0.42	0.010	0.006	1.44	1.56	0.30	0.11
		II	0.16	0.29	0.56	0.011	0.008	2.04	2.15	0.29	0.17
		III	0.17	0.24	0.50	0.010	0.010	1.77	1.96	0.20	—
ECN35	標準成分		0.10~0.17	<0.35	<0.5	<0.035	<0.035	0.55~0.95	3.25~3.75	—	—
	I	15, 20, 30, 60	0.13	0.24	0.45	0.007	0.018	0.62	3.34	—	—
ECN45	標準成分		0.10~0.17	<0.35	<0.5	<0.035	<0.035	0.9~1.3	4.25~4.75	—	—
	I		0.13	0.35	0.49	0.014	0.010	1.05	4.48	—	—

“下際” “上際”とは夫々合金成分の低い所と高い所を目的としたものである

第2表 焼入及焼戻温度

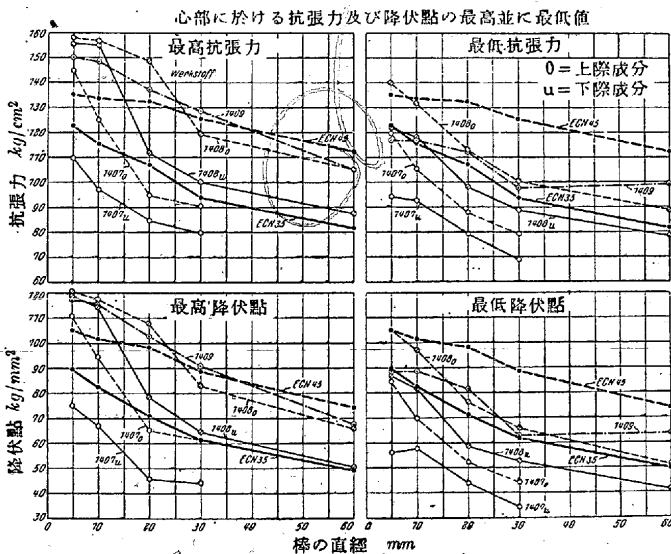
材 料	焼入		焼戻	
	温度 °C	冷却剤	温度 °C	時間 h
航空機材料 1407	840	油	160	2
" 1408	840	油	160	2
" 1409	(1) 840	油	160	2
	(2) 820	油	160	2
ECN 35 及 ECN 45	780	油	130	2

1) I 工場より, 2) II 及 III 工場よりの供給材料

第5表 15mm 棒材の Ac₃ 変態點

材 料	供給工場別	變態點 Ac ₃ °C	焼入温度 °C
航空機材料 1407 下際成分	I	836	840
	II	838	
	III	843	
" " 上際成分	I	817	840
	II	852	
	III	834	
航空機材料 1408 下際成分	I	814	840
	II	836	
	III	813	
" " 上際成分	I	809	840
	II	816	
	III	829	
航空機材料 1409	I	794	840
	II	797	
	III	787	
ECN 35	I	764	780
ECN 45	I	758	780

第 61-64 圖



第6表 研究材料の達し得べき最低抗張力

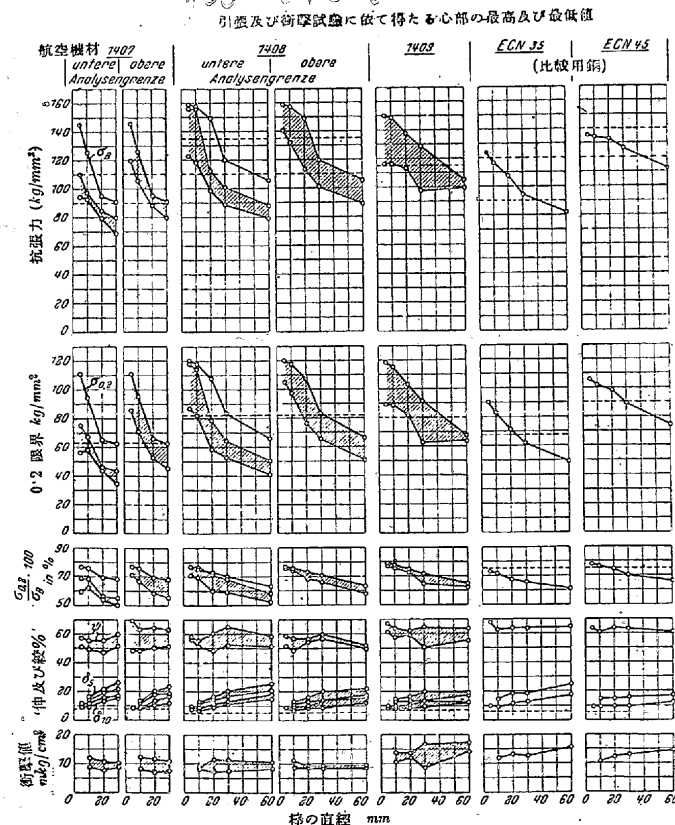
材 料	最低抗張力 kg/mm ²	棒の直径 mm				
		5	10	20	30	60
航空機材料 1407 下際成分	90	可	可	否	否	一
" " 上際成分	90	可	可	不確實	否	一
" 1408 下際成分	110	可	可	否	否	否
" " 上際成分	110	可	可	可	否	否
" 1409	115	可	可	不確實	否	否
ECN 35	90	可	可	可	可	否
ECN 45	120	可	可	可	可	否

期待するのであるから、Ni の含否に不拘、何れの材料も常に合格するものはなかつた。第6表は各材料の最低値が規格に達し得るか否かを調べた。

猶頻度曲線を以て抗張力 σ_B と硬度 H の比例定数 c を求めた結果は $c = \sigma_B / H_V(10kg)$ と $c = \sigma_B / H_B(5/750/30)$ とは稍値を異にし又 σ_B / H_B でも心部と周縁材とは値は異なるが大體航空機材料 1407 では $c = 0.35 \sim 0.36$, 1408 では 0.35 であつた。又金屬組織學的研究に於て顯微鏡組織に焼入不充分と認められるものがあつた故 Ac₃ 點を調べた所第5表の如くで焼入温度が充分高くないことを示したが肌焼鋼に於ては滲炭殻部の炭素量の爲に焼入温度が決定せらる故低過ぎるも亦止むを得ない次第である。(M. K)

合金鋼の低温度に於ける機械的性質 (Krisch, A. u. G. Haupt: Archiv f. Eisenhüttenwes. 13 (1940), s. 299/308) これは Mitt. K.-W.-Inst. Eisenforsch. の2論文 (21 (1939), Nr. 15 s. 219/30 及 231/41) の蒐録である。衝撃値に依て判断するに炭素鋼は氷點附近で粘性の大部分を失墜するが合金鋼はこの温度が低く殊に Ni 鋼は有利である。近年獨逸に於ては Ni を含有する材料の製造に制肘を受けた爲 Cr-Mo 鋼又は高 Cr-Mn 鋼の類が發達したが之等の低温度に於ける性質は未だ殆んど知られない。茲に之等多數の鋼に就て低温衝撃値の變化を調査したが空氣の沸騰點 -183° に於て猶相當の靱性を有するものは更に水素の沸騰點 -253° 迄試験した。低温硬度の研究は少いが常温から -183° 迄温度が下ると硬度が時に3倍迄に増加することを多くの學者が認めてゐる。常温に於ける抗張力 σ_B : ブリネル硬度 $H = C(C = 略 0.34 \sim 0.36)$ の關係が低温に於ても應用され得るや否やも調べた。

試料: 第1表に示す。多くは鍛、壓材を調質したものである。或る一群は殆んど化學成分等しく機械的性質の近似せるものを選んで



り供給された故その値の分散範囲を示すことを止めた。次に各材料を更によく比較する爲に第61-64圖に抗張力及降伏點の最高並に最低値を畫いた。標準規格ではあらゆる大きさに就て一樣な強度を

あるがこれは 精錬過程の相違による影響を知らんとするものである。供給工場は獨逸に於て有名な Böhler 外 8 社である。

衝撃試験：試験片は 10×10×55mm U 形切欠深さ 7mm 半徑 1mm 試験機は 15kg シャルピー式、-183° の試験では試験片を液體空気に浸漬冷却後取出し試験臺に載せて手早く試験する。その冷却並に加熱さる場合は第 1 圖の如くで約 -130° で冷却曲線に折點を生じ盛んな空氣の沸騰がやむ。試片を取出した直後は附着せる液體空氣の急激な蒸發の爲に溫度が下る。その後は約 10/s の割合で上るから試片取出後 3~5s 間に試験を終了すれば溫度に大過はない。-253° の試験では溫度上昇が速かな處があるから試片を液體窒素中で豫冷し之を試験臺上の二重の紙製小箱に入れ液體水素を注入して冷却して試験する方法を採た。結果は第 3 圖に示す如く非オーステナイト鋼(1~40)はオーステナイト鋼より衝撃値が低いが内 9 種は相當よい。又 Ni を含む(24~36)は Cr·Mo 系より勝ては居ない。試料(1, 4, 7, 10)は同一ヒートであるが第 4 圖に見る如く水焼入のものがよい。(2, 5, 8, 11)に於ても同様であるが(13~

15)は油調質で且炭素量高きに不拘衝撃値が高い。Cr·Mo·V 鋼中(16, 17)はこれより Cr の高い(18~23)よりもよい。又 Ni·Cr·Mo 鋼中(29, 31, 34)は同一ヒートで他に勝る。かくて非オーステナイト鋼の低溫度衝撃値を左右するものは成分、調質法の外に熔製過程の相違が大なる影響を與へるものと思ふ。高 Cr·Mn 鋼の低溫度衝撃値のよい事は低溫度使用の可能性を示す。熱間強度の大なる高 Cr·Mn·Si 鋼も低溫度衝撃値がかなりよい。

硬度試験：衝撃試験片の使用済みのものを流用し液體空槽中で Hv(5/750/30)を測定した。球の收縮又は壓力計中のグリセリンの冷却による故障はなかつた。第 2 表に示す値は少くとも 3 回の

第 3 表 焼入せる試料の硬度(ウィディア球使用)

Table with 4 columns: 試料番號, プリネル硬度 (+20, -183), H-183, H+20. Rows include materials 7, 15, 34 with corresponding hardness values.

第 1 表 試験材の化學成分及熱處理

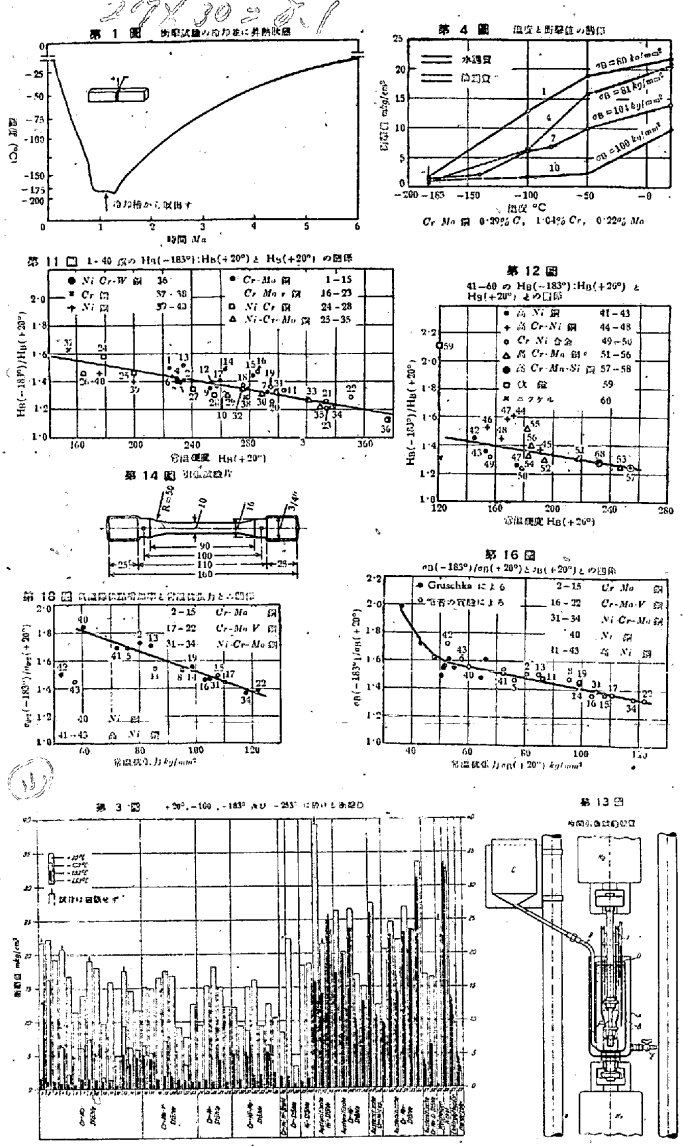
第 2 表 硬度試験の結果

Table 1: Chemical composition and properties of test materials. Columns include Nr., Bezeichnung, C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni, Mo, Sonstiges, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Dehnung, Brinell, and Wärmebehandlung.

Table 2: Results of hardness tests. Columns include Nr., Bezeichnung, Brinell H (at +20, -183), H(-183), sigma_n(+20), sigma_n(-183), and sigma_H(-183).

*) Aus den Härtewerten errechnet. *) Unbekannt.

*) Mittel aus drei oder mehr Eindrücken - *) H 5/250/30. - *) H 10/100/30.



平均値である。非オーステナイト鋼の硬度増加はオーステナイト鋼に比して大である。軟鐵の増加は極めて大である。第11圖及第12圖に硬度増加比と常溫硬度の關係を示す。第11圖中Niを含むものは大體比が小である。猶その試験數が少いから確定的に云へぬが合金成分の多いものが比が大のやうである。第12圖ではCr・Mn及Cr・Mn・Si鋼のみが廣い範圍で規則的に行てゐる。今第11及12圖の直線を延長すると1.0の横軸を切るのはH_{4+20°}が482及406となる。これが檢討の爲鋼(7, 15, 34)を焼入しWidia球でH_Bを測定した結果は第3表の如く硬度の増加を見たが比は小である。依て第11, 12圖の直線はH_{4+0°} = 337より右側は曲るものと考へる。

引張試験: 50t アムスラー機を用ひ第13圖に示す銅製二重壁容器中に於て試験片(第14圖)を液體空氣を以て冷却した儘試験する方法を用ひた。試験片の形は試験の成否に關する所が多いがこれに就てはGruschkaが充分検討してゐる。試験した材料は粘性の大なるものであつたからRの値はGruschkaの與へたものよりも小くしたが失敗はなかつた。0.2 限界測定には伸測定用バネ計を用ひ、これを冷却槽外に導き鏡と支へ又は槽上15cmの所にある如くしたが、試片と支持點との溫度差を少くする爲各試験前に長い時間を採たが冷却の爲計器に及ぼす困難はなかつた。バネ計の接點を試験片の平行部に接着するとそのポンチ疵の爲早期破斷を來す恐れある爲バネ計は試片の頭部に接着し有效長を100mmとした。常溫に於て彈性限を測定した爲伸が10~15%少く測定される事となるがこれは考の外に入れ得る。各2回の平均値を第4表に示す。+20~-183に至る抗張力の増加値は各試料概ね等しい。+20から-70の間の増加の割合は-70から-183間の増加割合に比して小である。この事はGoerens u. Mailänder及Gruschkaと一致する。増加比と常溫抗張力の關係を第16圖に示す。0.2 限界の増加も抗張力のそれと似てゐるが増加値がそれよりも大である。従てマルテンサイト鋼では降伏點: 抗張力が常溫で76~92%が-183°では90~96%となる。第18圖に0.2 限増加比と常溫抗

第4表 引張試験結果

Nr.	Bezeichnung	+ 20°				- 50°				- 70°				- 183°			
		0.2-Grenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung δ ₅ %	Einschnürung %	0.2-Grenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung δ ₅ %	Einschnürung %	0.2-Grenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung δ ₅ %	Einschnürung %	0.2-Grenze kg/mm ²	Zugfestigkeit kg/mm ²	Dehnung δ ₅ %	Einschnürung %
2	Cr-Mo-Stähle	67,0	80,4	21,8	75	73,1 ²⁾	85,7 ²⁾	11,2 ³⁾	74 ²⁾	75,9	90,7	12,4 ³⁾	72	115,8	121,3	22,4	57
5		61,3	76,0	19,1	69	65,6	81,8	21,4	70	63,8	80,1	22,5	69	103,8	111,2	18,0	41
8		85,3	95,5	18,7	70	96,7	105,5	9,6 ³⁾	64	99,0	108,5	9,6 ³⁾	65	130,2	136,0	16,4	46
11		71,7	85,9	17,6	71	75,4	92,0	19,1	69	77,2	93,2	18,5	68	110,8	123,4	18,8	51
13		68,5	84,6	22,3	70									117,2	128,2	21,9	47
14	84,9	99,1	18,3	64									130,4	142,0	19,0	41	
15	93,8	108,0	17,3	61									139,4	146,7	15,8	44	
16	Cr-Mo-V-Stähle	94,2	103,6	17,5	64									137,9	141,0	19,5	50
17		101,5	110,7	16,9	64									146,6	151,3	16,4	41
19		86,7	98,8	18,0	70									134,3	144,6	19,3	45
22		110,2	122,2	15,0	63	121,3	133,0	15,9	60	122,9	132,8	14,9	58	152,4	161,9	14,0	37
31	Cr-Ni-Mo-Stähle	89,5	105,0	19,0	69	100,1	116,9	19,3	63					130,0	144,3	21,2	51
34		104,3	117,8	16,7	65	115,5	127,6	17,6	62	115,4	127,7	17,2	63	142,6	158,4	19,1	52
40	Ni-Stahl	46,0	60,1	28,0	69									84,5	94,9	28,0	57
41	Austenitische Ni-Stähle	35,5	72,2	81,8	76									59,9	109,9	46,0	48
42		42,5	52,5	27,6	72									64,0	90,5	31,6	61
43		35,5	57,4	35,6	70									51,6	92,5	40,9	62
61	Elektrolytkupfer	—	22,5	55,3	74									—	35,7	63,5	76
62	Handelsblei	—	2,1	33,2	4)									—	4,4	40,3	4)

1) 2 圖の試験の平均値 2) -20°に於ける値 3) 伸 δ₅ 4) 破壊斷面が圓でなくて絞の測定不能

張力との関係を示す。次に伸及絞に就ては2群に大別される。即ち1は試験片につけた標点疵から破断するもので伸も絞も値が低い。即ち切欠感度を示して粘性を示さない。このやうな鋼にはインキで標点を附した追加試片を作た。マルテンサイト鋼の+20°と-183°との伸の全試料の總平均値が等しい。個々に就ての差は機械仕上の如何によるものと考え。絞は-70°迄は僅かに下り-183°迄は多く下る。低炭素の(2, 5, 8, 11)は標点疵から切れたことがなかつた。Cr・Mo並にNi・Cr鋼では低温で最大絞の場所外で破断が起り且縦方向に罅を生じた。次に比例数0.35の-183°に於ける値は第2表の如くCr・Mo鋼(2~34)では平均値が0.36となりオーステナイト鋼ではこれにより大である。(M. K.)

鼠鑄鐵中のパーライトの分解 (Timmins A.A.: The Iron and Steel Institute Advance copy, May, 1940) 鼠鑄鐵が高温で加熱されるとその組織は變化を蒙り、この變化は結合炭素(Fe_3C)の分解に依るものである事はかなり以前から知られてゐる。鑄鐵の“成長”とか可鍛鑄鐵の黒鉛化の問題等で Fe_3C (セメントイト)の分解に関する研究が相當廣範に行はれてゐるが、鑄鐵の熱處理の方面からパーライト分解機構の正確なる知識が更に要求せられる様になつた。

そこで著者は鼠鑄鐵に於けるパーライトの分解を支配してゐる二、三の條件例へば加熱温度、加熱時間、冷却速度等に就て詳細に研究した。

(1) 加熱温度、加熱時間、冷却速度の影響 Si量だけ異なる同じ様な成分の2種の鐵(徑1.2"の丸棒)を試料とした。その成分、Ac, Ar 點は下表の通り

T.C. %	C.C.	Si	Mn	P	Cr	S	Ar°C	Ac°C
A 2.96	0.70	1.85	0.56	0.18	0.12	0.03	721	776
B 3.09	0.56	2.42	0.73	0.23	0.13	0.03	737	792

厚さ0.5"に切り取り電氣爐で種々熱處理した。

加熱温度: 700°C 及 900°C, 即ち鐵のcritical pointの上と下の温度の2通り

加熱時間: 0.5hr 及 2.5hr

冷却速度: 空中冷却, 徐冷 3°C/min, 最徐冷 1°C/min

之等の色々の組合せて熱處理したものに就き顯微鏡検査と結合炭素の分析を行た。

結果を次に示す、圖中の數字はブリネル硬度 Hb である。

顯微鏡組織も上に示す如くである。

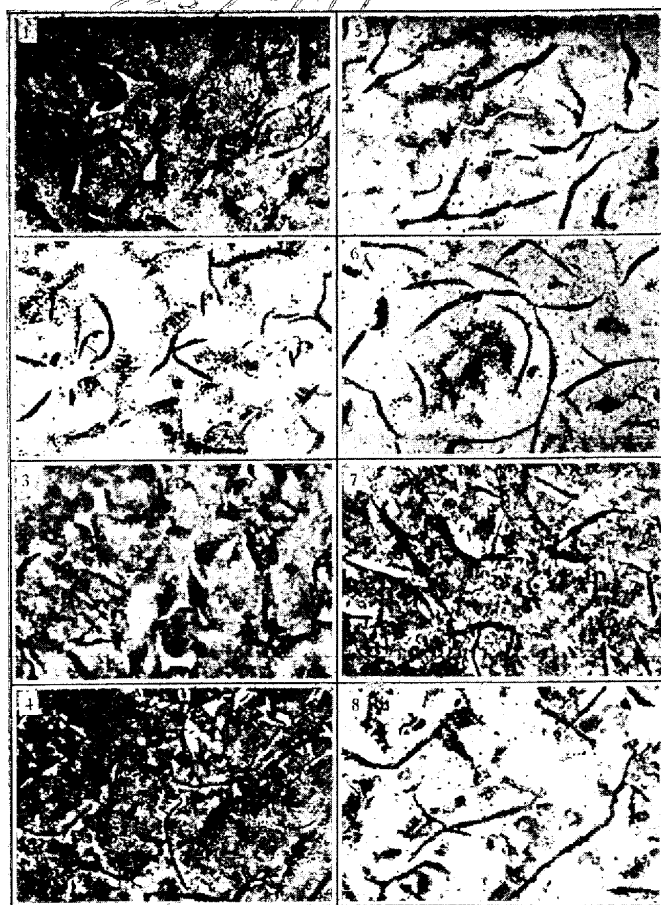
之等の結果から見ると700°C (critical pt. 以下)では加熱時間が長い程結合炭素量は減り、之に反して900°C (critical pt. 以上)では加熱時間が長い程結合炭素量は増加してゐる。

2.5時間焼鈍したものに就て見ると700°Cの場合には冷却速度は結合炭素の移動に効果がないが、900°Cで焼鈍したものはその後の冷却速度に依て著しく作用され速度が遅い程結合炭素量が減少してゐる。之等の結果は又圖中のブリネル硬度とも大體に於て一致してゐる。

試料AとBとを比較すると、Si量の多いBの方が之等の變化が著しく現はれ短時間加熱のものでも容易にパーライトは分解してフェライト化してゐる。(組織に於て明かである)

(2) 結合炭素の生成及分解度 試料は前述のと異なり次の3種である。(徑1.2"の丸棒)

T.C.	C.C.	Si	Mn	P	S	Ar	Ac
1 3.30	0.79	3.25	0.80	1.12	0.07	765°C	816°C
2 3.45	0.83	2.20	0.71	1.10	0.05	731	786
3 3.40	0.87	1.30	0.72	1.10	0.05	708	764

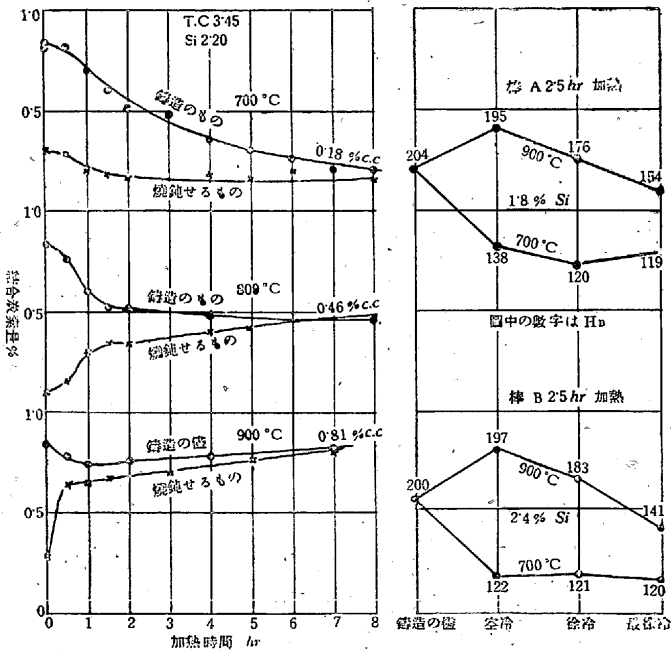


(1) 試料	A (Si 1.8%)	(5) 試料	B (Si 2.4%)
加熱温度	700°C	加熱温度	700°C
" 時間	0.5hr	" 時間	0.5hr
冷却速度	3°C/min	冷却速度	3°C/min
(2) 試料	A	(6) 試料	B
加熱温度	700°C	加熱温度	700°C
" 時間	2.5hr	" 時間	2.5hr
冷却速度	3°C/min	冷却速度	3°C/min
(3) 試料	A	(7) 試料	B
加熱温度	900°C	加熱温度	900°C
" 時間	0.5hr	" 時間	0.5hr
冷却速度	3°C/min	冷却速度	3°C/min
(4) 試料	A	(8) 試料	B
加熱温度	900°C	加熱温度	900°C
" 時間	2.5hr	" 時間	2.5hr
冷却速度	3°C/min	冷却速度	3°C/min

之等の試料の各々から半分を切斷して850°Cで2時間焼鈍後徐冷して結合炭素を出来るだけ低くした一組の試料1A, 2A, 3Aを作た。次に鑄造のままのもの及焼鈍せるもの各々から厚さ0.5"の斷片を作り次の實驗に供した。

鑄造のままのもの及焼鈍したもの(例へば1と1Aの如き)の一組を同時に爐に入れて各温度で色々の時間熱處理しその後直に冷水中に焼入れてその組織検査と結合炭素の分析を行た。加熱時間と結合炭素の變化の割合を全部圖示してゐるが之等の結果の内試料2

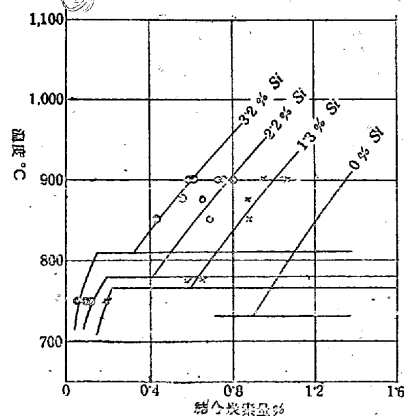
及 2A のものに就ては下圖の如くである。



之等の曲線は加熱時間による結合炭素の變化を示したものであるが、700°C での結果は 3 つの鐵とも同じ様で鑄造のまゝのものも 850°C 2 時間焼鈍したものも共に結合炭素が 0.18% に落ちてゐる。組織の方から檢べるとパーライトの少量が磷化物共晶の周りに残つてゐるこの残りの少量の結合炭素を分解するのは仲々困難である。800°C での結果は少し異なつてゐて Si 3% の鐵 1 は 700°C での曲線と同様に結合炭素が 0.18% 迄落ちてゐるが 700°C で要したよりも時間が少なくて済む。上圖真中の例の 2% Si の鐵 2 は 800°C で鑄造のまゝのものは結合炭素が 0.46% に落ちてゐるが焼鈍したものは結合炭素が 8 時間加熱後には 0.50% 迄増加してゐる。即ち 2% Si の鑄鐵に於てオーステナイトへの炭素の溶解度が 800°C では 0.5% 位であることを示すのである。この圖では又鑄造のまゝのものゝの結合炭素の分解度と焼鈍したものの結合炭素の生成度が大變良く似てゐる事が分る。

之等の結果から次の事が明かである。

critical pt. 即ち Ac 點以下でも (700°C の例) 完全にパーライトの分解が起り温度が critical pt. に近い程結合炭素の分解が早い。Ac 點以上の温度で加熱する時はその温度に於るオーステナイトの炭素溶解度迄結合炭素が移動する。



之等の結果を整理すると鼠鑄鐵に於ける結合炭素の移動は加熱時間の平方根に比例する。そして Schwartz が支持する如く黒鉛化現象は一種の diffusion の現象である。

(3) オーステナイトへの炭素の固溶度、(2) で用ひた試料 1, 2, 3 の棒の 0.5" 厚の断片を 10 時間色々の温度

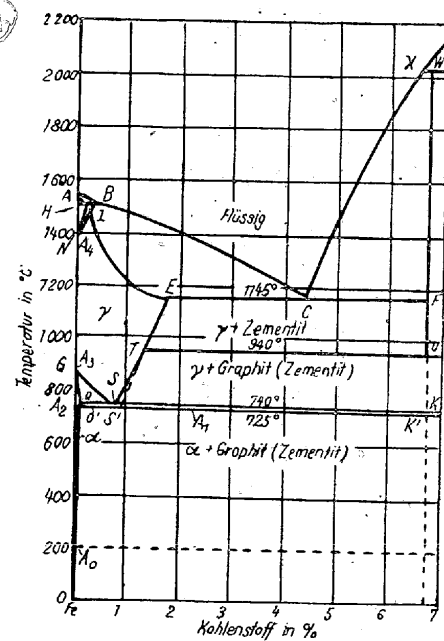
で加熱しその温度から直に水中に急冷して結合炭素の分析を行な。結果に極端な正確度は要求されぬが 900°C 迄の 3 種の鐵に對してオーステナイトへの炭素の固溶度に及ぼす Si の影響が分る、大體上圖の如き結果を得た。(海江田)

鐵-炭素系二重状態圖及其の三元合金との關係 (Jänecke, E., Z. Metallkde. 32 (1940) 142) 最も重要であり最も多く研究されてゐる合金である鐵-炭素の状態圖が未だに解決されてゐないと云ふことは注目し得る事實である。其の状態圖は獨逸其他多くの所に於ては所謂二重状態圖が用ひられてゐる。之に對して本多、村上に依て提出された單純状態圖がある。

著者は數年前出版したハンドブックに於ては大體二重状態圖に據てゐるのであるが、其の場合明かに誤りである所のセメンタイトの準安定熔融點 (約 1,530°C) を排し、セメンタイトとグラファイトの飽和曲線の交點を作り、それより高い温度ではセメンタイトが安定な基質となつたとした。然るに最近飯高は單純状態圖の妥當性を再び強調した。彼に依れば二重状態圖の場合に豫期される 2 種の共晶は熱的にも顯微鏡的にも觀察されない。1,146°C と 1,153°C との二つの停止點を見出した Goerens 及 Ruer の研究はそれに依れば二つの共晶の存在の證明とはならない。二つの温度の差は Goerens の後の研究に依れば 13°C である。斯かる温度差が加熱の時に發生することがあることを本多自身も認めてゐるが、それをグラファイトとセメンタイトの熔解速度の差に歸してゐる。

グラファイトの生成に就ては飯高は熔體中のセメンタイトは原子結合力が強くないので分解してグラファイトを析出すると説明してゐる。本多及遠藤に依ればセメンタイトの分解は不純物殊にガスに依て惹き起される。

最近本多は其の状態圖を一部變更した。それは非常に重大な問題で、オーステナイトのグラファイト及セメンタイトに對する平衡に關するものである。本多、岩瀬及佐野は Eastman に依るオーステナイト中のグラファイトの溶解度曲線と、佐藤に依るオーステナイト中のセメンタイトの溶解度曲線が 925°C に交點を持つて居り、從て其の温度に於てグラファイト、セメンタイト、オーステナイトの三相の無變更平衡が成立してゐることを示した。セメンタイトは 925°C 以上ではグラファイトに對して安定であり、925°C 以下では反對にグラファイトが安定である。グラファイト、セメンタイト、オーステナイトの三相を考へに入れた CO, CO₂ 混合物の平衡も同様に考へられる。C + CO₂ ⇌ 2CO の平衡に關しては Eastman の研究を、3Fe + 2CO ⇌ Fe₃C + CO₂ に關しては Pfingault の研究を基礎とすれば交點は 947°C となる。之等の考察から



中のセメンタイトの溶解度曲線が 925°C に交點を持つて居り、從て其の温度に於てグラファイト、セメンタイト、オーステナイトの三相の無變更平衡が成立してゐることを示した。セメンタイトは 925°C 以上ではグラファイトに對して安定であり、925°C 以下では反對にグラファイトが安定である。グラファイト、セメンタイト、オーステナイトの三相を考へに入れた CO, CO₂ 混合物の平衡も同様に考へられる。C + CO₂ ⇌ 2CO の平衡に關しては Eastman の研究を、3Fe + 2CO ⇌ Fe₃C + CO₂ に關しては Pfingault の研究を基礎とすれば交點は 947°C となる。之等の考察から

本多は状態圖の 940°C の所に水平線を引いた。其の線の上はオーステナイト-セメンタイトの平衡、其の線の下はオーステナイト-グラファイトの平衡を示すものである。しかし更に其の線より下のオーステナイト-セメンタイトの準安定平衡、更に低温の α -鐵+オーステナイト+セメンタイトの準安定及 α -鐵+グラファイト+セメンタイトの安定平衡等を考へねばならぬから、此の範圍では二重状態圖が用ひられるわけである。即ち半二重状態圖であつて圖はこれを示してゐる。

此の状態圖は最近 Gröber 及 Hanemann に依て與へられた熔融曲線に依て更に完成されたものである。即ちそれに依ればセメンタイトの熔融點は圖に示す W の如きもので約 2,000°C である。2,200°C に於ける熔體は流動性に富み Fe_3C よりも多くの炭素を含み得る。Ruff u. Goecke 並に Ruer u. Biron に依て認められた粉狀物は爐の温度の動搖の結果析出したグラファイトが浮き上り再び熔解しない爲と解すべきである。1,800°C に於けるセメンタイトの飽和曲線は Schichtel と Piwowarsky に依るものである。

鐵-炭素-珪素 鐵-炭素-珪素系は二元系の三つの無變更平衡が三元系の一つの無變更平衡と結びつくと言ふ點に興味がある。

三元系に於て準安定である平衡

熔體+(α , δ -鐵)+オーステナイト

熔體+オーステナイト+セメンタイト

セメンタイト+オーステナイト+(α -鐵)

は珪素がオーステナイト及(α -鐵)中に固溶することに依て、一つの無變更三基質平衡に達する。即ち熔體+(α , δ -鐵)+オーステナイト+セメンタイトである。斯かる考察に於てはセメンタイトの代りにグラファイトを置換へても同様な平衡が成立する。然しこれは二重状態圖の場合であつて、半二重状態圖の場合にはこれが一部變更されなければならぬ。二元系に於て 940°C で無變更平衡を保たオーステナイト+セメンタイト+グラファイトは三元系に於ては一變更平衡となる。此の平衡はオーステナイト中の珪素の量が増すに従て高温に向ひ、熔體を生ずるに至て無變更平衡となる。二重状態圖の場合にはグラファイトに對する安定區域とセメンタイトに對する準安定區域とがあつたのであるが、新しい状態圖に於ては二つの安定區域があり、一方はグラファイト他方はセメンタイトに對するものである。之に依り珪素を含む鐵-炭素が熔體からグラファイトの初晶を析出することが説明出来る。斯かることは鐵-炭素二元系では決して起らぬのであるが、それは新二元状態圖を見れば直に明かとなることである。著者は此の三元状態圖を本文中に圖示してゐるが此處には省略する。

鐵-炭素-珪素系と同じ型に屬する他の三元系に於ては之と全く同じ關係を示す、即ちセメンタイト及グラファイト兩者の安定析出區域があり、前者は添加第三元素の少い所に後者は多い所に現はれる。しかし乍ら他の型に屬するものは必ずしも二つの區域を持たずセメンタイトの初析區域のみを持てゐる。例へば Fe に添加した際に閉ぢた δ -固溶體の區域を生ずる Mn , Ni の場合の如きである。

(R. H.)

7~13% W 高速度鋼 (Becker, E. St. u. E., 60 (1940), 609)

本論文は 0.6~1.5% C , 8~21% W , 0.5~3% Mo , 0.5~2.9% V , 5~10% Co の高速度鋼の切削能率を試験し、0.7~0.8% C , 4~4.5% Cr , 9~12% W , 約 0.7% Mo , 1.3~1.5% V の成分が最適の高速度鋼なる事を結論して居る。

切削能率の判定には先づ第一に旋削試験を行た。バイトは 30×

20mm, 間隙角 8°, 楔角 70°, 尖角 45°, 熱處理は 1,300° 焼入, 560~570° 20' 焼戻, 被切削材料は抗張力約 100kg/mm² のシーメンス・マルチン鋼, 送り 1.4mm/U, 切込 5mm, 切削速度 12~16m/min である。此の結果 C 0.66~0.7%, W 約 12%, Mo 0.5~0.6%, V 0.6~0.7% では耐久時間約 31~23.6 分なるに對し W 18% 他の成分類似の高速度鋼では約 17 分である。其處で更に W を 8% に迄下げ V 1~1.2% に就て試験した所耐久時間 40~28 分に對し, W 18.7%, V 0.5% では 20 分であり, 又 V は殆んど同じ(0.6~1.0%)に保ち W が約 8% 及其の 2 倍量の高速度鋼に就きバイトの形 30×40mm, 8×67×40° で試験した結果は耐久時間が前者は約 27 分, 後者は 24~34 分で之に依て W 含量を前に使用されて居たもの、半分に引き下げ得る事を知る。 V 含量多くて 1~1.7% の場合には 9% W の高速度鋼は W 含量 2 倍のそれに對し切削速度 16m/min ならば優て居るが 13m/min では劣て居る。 W 9% に於て V を 1.5% 以上に増す事は切削能率に何等効果がない。更に C を等しくして V を 0.6~1.9% 變化させた試験結果は V 増加と共に W には無關係に切削能率増大する事を示す。 W を 13% 迄増加し C をも又増加する際, V を 1.5% 以上に増す事は効果なく, W 9% では V 1.3~1.5% の時が耐久時間最も長い。

次に各成分に應じて最も適當なる焼入温度如何の問題だが 1,220~1,320° 空氣及油焼入 560~570°C 焼戻に就て試験した所では C 0.71%, W 9.4%, V 1.3% が良好なる切削能率を示し, 0.85% C , 1.9% V では W 18% に迄増加しても何等切削能率を高めない。 W の少い高速度鋼, 特に C の多い場合には一般に油焼入は空氣焼入よりも良結果を示す。上述の試験材に對する最適の焼入温度は約 1,280°C である。 C 0.8%, V 1.8% 迄のものには又 1,300°C も適するが C 及 V がこれ以上では 1,280°C を超してはいけない。1,260°C 以下では切削能率低下する。

W の高い方の高速度鋼よりも低い方が切削能率大なる事は突切り切削試験によつても示される。0.7% C , 9% W , 1.9% V が一體に良結果を示し, 焼入温度は 1,280~1,300°C が適當である。

更に Co 5~10%, W 12~18%, Mo 0.6~3% に就ても試験した。 Co 10% では W が 18% より 12% に減少すると切削能率甚だ低減する。故に Co を 10% も含有させるのは W が約 18% の如く多量含有される場合に有效となる。 Co 5% の場合には W 12% と 17% とで同じ切削能率を示し, Mo は 0.7% でも 2.9% でも差異がない。更に Co 5% に於て V を 3.8~5% に増加した際それに相當して C を増しても何等切削能率を増さない。

最後に鑽孔試験に於ても又 W 9~12% の高速度鋼は W 18% のそれに對し V 含量同一ならば何等切削性劣らない事が示された。7~13% W の高速度鋼は場合によつては或る特定の焼入感受性を示すが 18% 及 12% の兩方の場合同様の考慮を拂へば其の取扱ひに於てとりわけて云ふべき相違は生じない。

尙又高速度鋼の分類を等級的に示し各種被切削材料に對し何れの等級のを使用すべきかを示して居るが、之を要するに W 16~18% の如きは Co を 9~18% も含む最高級鋼で極く特別の場合の使用に限り、標準の高速度鋼としては頭初の成分を擧げて居る。

(K. M.)

含銅電氣爐鑄鐵 (I) (Barlow T. E.: Metals and Alloys; July, 1940, p. 37~39) 銅が鑄鐵に添加されて、利用され始めたのは極く最近である。現在 Ford Motor Co., Allis-Chalmers Mfg. Co. 等ではこれを用ひて成功してゐる。含銅鑄鐵の用途としては、

シリンドラブロック、プレーキドラム、ポンプ其他大きいギヤ等である。

研究は炭素量及珪素量の異た各種鑄鐵に銅を3%迄添加して、機械的性質に及ぼす銅の影響を検した。之等の鑄鐵は總て爐内で1,540°Cに加熱し、取鍋に移し、鑄込前1,400°C迄温度を下げた。この結果はキューボラ熔解の場合にも有効の手引となるが、諸性質の數値は幾分か異て來るかも知れない。

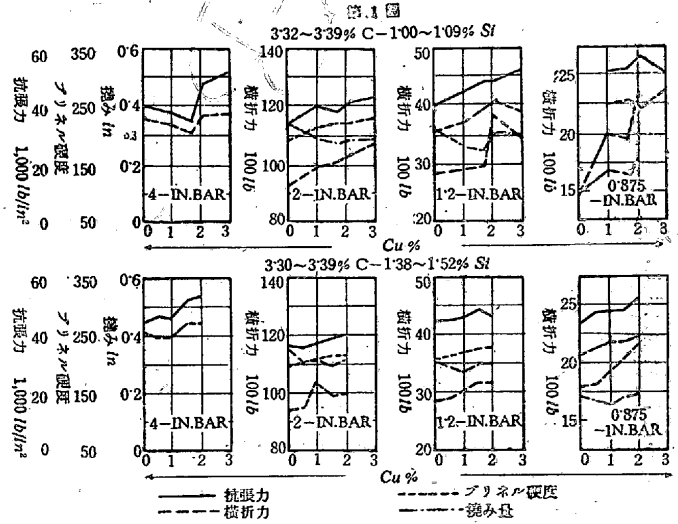
實驗試料は4つの系に分ち、(1)高炭素系、C 3.30~3.44%; Si 0.63~2.50%; (2)中炭素系、C 3.07~3.20%; Si 0.68~2.61%; (3)低炭素系、C 2.80~2.90%; Si 1.09~2.52%; (4)含銅鑄鐵、C 3.12~3.23%; Si 1.48~1.74%にN, Cr, Mo及Vを添加したものの4種にした。試験片の寸法は0.875, 1.2, 2.0及4.0"徑の丸棒で、抗張力、横折力、撓み量、弾性及衝撃値を求めた。

2つの抗張試験片は4"棒より切出した。ブリネル硬度は中心と表面との中間で測定した。無溝衝撃値は0.875及1.2"棒の半分に就きシャルピー型試験機で行た。

高炭素系(C 3.30~3.44%)のものに就て行た結果は第1表に示すものである。(量多きため半分は割愛した)

Si 1.00~1.09%及Si 1.38~1.52%のものに就ての銅の影響を圖示したものは第1圖である。

結論としては高炭素系鑄鐵に就ては、銅が増加すると共に、抗張力、横折力、ブリネル硬度は増し、撓みは幾分影響されるが、一般的に云ふと、減少を示す傾向にある。銅の影響は4種の方法の異なる試験片の何れにも同様に効果があることが分た。(川口)



第1表 珪素及銅含有量を變化させた高炭素含銅鑄鐵の機械的性質

Battle Heat No.	Bar No.	成分 %	鑄物バー寸法(in)	抗張力 lb/in ²	横折力 lb	撓み量 in	破損係數 lb./in ²	弾性 ft-lb	ブリネル硬度	衝撃値 ft-lb
4,753	1	C 3.44 Si 0.63 Cu 0.00	0.875	—	—	—	—	—	—	—
			1.2	35,000	3,100	0.290	82,000	46	199	39
			2.0	32,500	9,700	0.392	74,000	211	180	—
			4.0	34,500	—	—	—	—	186	—
4,753	2	C 3.43 Si 0.63 Cu 0.99	0.875	—	2,200	0.169	100,000	17	—	15
			1.2	41,000	3,300	0.313	88,000	53	216	42
			2.0	40,000	10,400	0.318	79,000	168	203	—
			4.0	39,000	—	—	—	—	206	—
4,753	3	C 3.41 Si 0.63 Cu 1.83	0.875	52,000	2,250	0.172	103,000	18	256	16
			1.2	52,500	3,350	0.277	89,000	44	240	47
			2.0	48,500	11,200	0.316	86,000	173	226	—
			4.0	—	—	—	—	—	240	—
4,754	4	C 3.37 Si 1.00 Cu 0.00	0.875	—	1,450	0.091	66,000	6	—	9
			1.2	40,500	2,850	0.321	76,000	49	205	56
			2.0	34,500	9,300	0.346	71,000	172	194	—
			4.0	40,000	—	—	—	—	229	—
4,754	5	C 3.36 Si 1.07 Cu 1.00	0.875	51,500	2,000	0.176	92,000	17	250	15
			1.2	45,500	2,900	0.261	77,000	37	221	38
			2.0	40,000	9,900	0.292	75,000	144	216	—
			4.0	38,000	—	—	—	—	219	—
4,754	6	C 3.32 Si 1.09 Cu 1.72	0.875	52,500	1,950	0.152	88,000	13	257	14
			1.2	49,000	2,950	0.243	78,000	33	245	37
			2.0	39,000	10,300	0.275	78,000	134	223	—
			4.0	35,000	—	—	—	—	203	—
4,758	12	C 3.36 Si 1.09 Cu 2.09	0.875	56,500	2,350	0.210	106,000	24	241	17
			1.2	49,000	3,850	0.312	102,000	56	259	44
			2.0	41,500	10,300	0.287	79,000	142	221	—
			4.0	47,500	—	—	—	—	233	—
4,756	9	C 3.32 Si 1.38 Cu 0.00	0.875	44,000	1,800	0.182	81,000	16	215	19
			1.2	45,000	2,850	0.308	76,000	46	208	42
			2.0	37,000	9,400	0.356	72,000	179	197	—
			4.0	35,000	—	—	—	—	208	—
4,759	13	C 3.39 Si 1.08 Cu 3.01	0.875	55,000	—	—	—	—	262	15
			1.2	51,500	3,450	0.300	92,000	49	244	46
			2.0	43,500	10,700	0.289	81,000	143	230	—
			4.0	51,000	—	—	—	—	236	—