

抄 録

9) 化 學 分 析

平爐スラグの成分の測定 (Blast furnace & Steel plant. Nov. and Dec. 1934.) 平爐作業に於て少くとも鋼成品の最上の性質のものを作ることは主なる目的の一つであらねばならぬ。そのためには爐作業にあつて次の3つの条件を知悉してこれを適當に調節することが尤も肝要である即ち (1)、熔融鋼の条件 (2)、スラグの条件(3)温度の条件である。第1の条件は操業中時々爐より熔鋼を汲み出して分析すればよい。第3の条件は適當な測定器がないため苦んでゐるが、最近の進歩はこれを解決しつつある。

茲で述べんとするは第2の条件であつて、操業中にスラグの状態を急速に知ることである。スラグの試料を爐から汲み取つて淺い小さな型に鑄込む。之を衝風で冷却し小片に碎き、その一部を短時間の中に粉末に搗き碎き 80 メツシュの篩を通し、磁石を用ひて金屬鐵を分けたものを至急分析するのである。

鹽基性平爐滓の成分は一般に SiO_2 , Al_2O_3 , CaO , MgO , FeO , Fe_2O_3 , MnO , P_2O_5 及び SO_3 で完全分析は急速には出来ない。 SiO_2 , CaO のみでも相當の時間がかかる。最容易に而も正確に同時に急速に定量し得らるゝ成分は FeO , Fe_2O_3 と MnO である。これだけ知れば熔解の酸化の程度を知るには充分である。これらを定量した後 SiO_2 , CaO の量は豫め表を作つてをけばその表より決定することが出来る。即ち FeO/SiO_2 , CaO/SiO_2 及び FeO の表である。これらの表は工場各自で多くの熔解の平均成績で決定すべきである。従つて CaO , SiO_2 に關する限り實際作業に差支へない程度のもので正確な値ではない。 Al_2O_3 , P_2O_5 及び SO_3 等は含有量も少く變化も少い。又他の成分の如く鋼に重大な影響もないからこれは考慮の外にをいても差支へない。 FeO , Fe_2O_3 , MnO は滴定法で迅速に定量することが出来る。 FeO は細粉したスラグを 1g 秤量し 250cc のエルンマイヤー、フラスコで 100cc の水と 50cc の 1:3 の硫酸で溶し、5分煮沸して定量する。2價と3價との鐵がこのとき同時に溶ける。振盪することなしに流水中で速かに冷却し、直ちに過マンガン酸加里で適定して求め得。 Fe_2O_3 を定量するには別に 1g の試料を小さいピーカー中に入れ濃鹽酸で溶かす。昇汞法に従つて滴定すればよい。過マンガン酸加里の代りにデクロメートで滴定するときは指示薬としてデフヘニルアミンを加ふ。この方が正確で迅速である。この値は全鐵量なれば前の FeO を差引けば Fe_2O_3 を決定しうるのである。

この全鐵量の定量にあつて過マンガン酸加里適定は若し鹽酸の残りがあれば結果不良となる。このため鹽酸の蒸發に時間がかかる。デクロメートは鹽酸に無關係で便利である。 MnO の決定はアーセナイト滴定法で速かに求めることが出来る。以上の如くすれば短時間にスラグの組成を決定することが出来る。同様のことが粉末スラグの比重を測つても決定することが出来る。これは非常に簡単で容易である。假令分析の如く正確でなくとも可成りスラグの性状を知ることが出来る。比重と成分の間には或る關係があつて金屬の酸化物即ち FeO , Fe_2O_3 , MnO は比重を左右する故に比重と金屬酸化物との關係を曲線に畫けば FeO -比重、全鐵量-比重、 FeO , Fe_2O_3 及び MnO -比重、を求め得。従つてこれらの曲線を用ひて比重を

知ればスラグの成分を知ることが出来るのである。比重を求めるには略 5g の粉末スラグを 50cc の比重瓶にとり常温に保つた蒸留水を充し秤量す。豫め比重瓶とその容積に相當する水の重量を測つてをけば

$$\text{比重} = \frac{\text{試料の重量}}{(\text{比重瓶重量} + \text{水重量}) - (\text{全重量} - \text{試料の重量})}$$

である。この時の温度は 73~85°F とす。これに要する時間は僅かに 10 分内外である。

比重の決定は FeO , Fe_2O_3 及び MnO の決定にとゞまらず又スラグの粘性をも決定する。比重の大なることは金屬酸化物の多いことを示す、故に同一熔解温度のとき比重大なるスラグは粘性大である。又スラグの容積を知ればスラグの全重量を求めることが出来るのである。(鈴木)

7) 鐵 及 び 鋼 の 性 質

銃身の燒蝕 (J. C. Gray, Army Ordnance, Vol. XV, No. 85, 1934) 銃身材料としては高抗張力、良切削性、耐摩耗性、大なる靱性小なる膨脹係數、高熱傳導率、高熔融點と尙且廉價なる事を要する。斯くの如き要求を満すものは第1表に示す如き合金鋼中に見ら

第 1 表

C	Mn	Si	V	Cr	Ni	W	Al	U
45	1.30	.20						
45	.60	.20						
60	.95	.40						
45	.60	.20						
30								
45	.60	.20						
45	.60	.20	.20					
				Cr				
30	.50	.15	.10	.50				
35	.10	.10	.15	1.10				
35	.60	.10	.15	1.10				
					Ni			
15	.55	.15	.15	1.50	3.25			
20	.10	.10	.30	3.00	4.00			
						Cu		
15	1.20	.15	.25	.75	2.50			
15	.40	.15	.25	1.25	2.00			
						W		
60	.85	.10				1.25		
45	.50	.15				3~5		
							Cr	
20	.25	.62		.4				
							Al	
45	1.30	.20					2.00	
								V
10	.20	1.20	.20	1.50				Cr
10	1.25	1.20	.20	1.00				Mo
10	.30	.15	.25	1.00	.75			
								Ni
0.45	1.10	.25	.25					
45	1.10	.25	1.50					
35	.65	.15	3.50					
30	1.00	1.25	3.50					

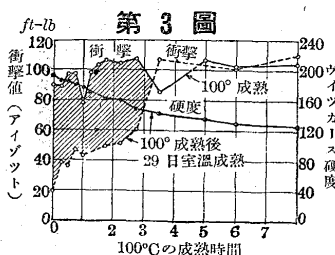
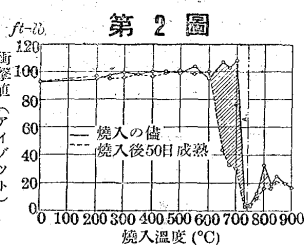
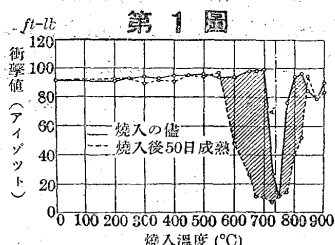
れやう。而して之等は熱處理の結果、弾性限 75,000 lb/in^2 、抗張力 110,000 lb/in^2 、斷面 45%、伸 20% の收縮値は最小値として必要である。組織は Sorbite である。燒蝕は先づ銃腔の表面の硬化に次いで縦及横方向の割れを伴ひ之が高温、高壓の瓦斯の爲に擴大される。一般に瓦斯の温度は 3,200~3,500°F の範圍と考へられる。爲に銃身の内面は熔融點近く迄加熱される結果金屬の一部は吹き飛ばされ、所謂 Gas-washing の現象を呈する。従來の燒蝕の理論に就て述べると、(1)滲炭説、燃燒生成物が銃腔面に滲炭され、之れが發射毎に加熱冷却される爲に硬化する。(2)加工説、發射毎に機械的の力

が働き硬化する。第2の説は少しく信用出来ないが、要するに硬い薄層が出来て之が爆発の爲に歪を受け、且膨脹収縮の關係から網状の割れに迄發達すると説明し得やう。

組織に就て微細に檢するならば發火側の割れのある所は Martensite で針狀結晶がお互に 60° の角度で交叉して居るのが見られる。層の厚さは 0.015", 炭素は hardening の形である。此下は troostite で炭素は hardening から carbide の状態に一部變化して居る。其下に Sorbite があり、之は元のものに似て居る。或拳銃では Martensite 0.004", troostite 0.006" のものが見られた。之等の炭素の形の差違は變態點以上に加熱された事を物語るものである。従て變態點の問題は銃身用鋼として重要な事で Mn を多量に含む拳銃身に直ちに Martensite が見られたのも Mn が變態點を降下させる性質からよく想像出来る事である。窒化したものに就ては報告が少いが之は直に網状の割れが見られた。火薬ガス中には C のみならず N も存在し且之れも鋼を硬化させる性質を有する。N に就ては研究が少く確定し得ないが、炭素の結果から推して大なる誤はあるまい。

(M)

低炭素鋼の成熟脆化現象 (F. C. Lea and R. N. Arnold, Mechanical World, Nov. 1934) 本研究の結果は低炭素鋼の表面滲炭後の熱處理に参考とならう。A. S. T. M. は AS 5 (C 0.12%) 及 A1 (C 0.16%) の鋼に就て二重焼入を規定して居る。即ち 871°C より油焼入、次に 775°C より鹽水に焼入硬化し尙要すれば低温の焼戻を實施す。本研究に於ては兩種の鋼を 200°~900°C に焼入し直ちに試験した衝撃値と、焼入後 50 日間成熟した後の衝撃値とを比較した。第1圖は AS 5 (C 0.12%)、第2圖は A1 (C 0.16%)



の結果である。之を前述の熱處理と比較すると A1 は脆化範圍を避けて居るが AS 5 は初めは靱性を有するも遂には脆くなる結果となる。之を防ぐ手段は低温焼戻である。第3圖は AS5 を 700°C より焼入し 100°C で成熟した場合の

時間と靱性の回復状態を示すもので 200°C で成熟すれば更に短時間で済む。要するに本研究結果を綜合するに

- (1) 低炭素鋼を 650°C より水焼入し室温に放置すれば内部變化を來し此變化は初め迅速に進み大略 30 日で平衡に達す。其結果硬度、抗張力及疲労限を増し靱性を減す。C 0.12% 鋼に就て見ると硬度 55%、抗張力 43% を増し、衝撃値 75% を減す。
- (2) 此變化の量は含有炭素量に依るもので低いもの程變化が大きい。
- (3) 低炭素鋼を 750°C から水焼入すると全く脆いものとなる。變態範圍より高い温度から焼入すると衝撃値は回復するが C 0.46% を越えると之は認められぬ。
- (4) 低炭素鋼は 550~850°C で焼入せる後室温で成熟すると脆く

なり勝である。最大脆化範圍は 675~775°C である。此脆化現象も C 0.29% を越えると認め難くなる。

(5) C 0.12% 鋼を 800°C から焼入し室温で 50 日成熟すると性質は非常に良くなる。之は一部は焼入に依り一部は成熟に依るものである。又此鋼を 700°C から焼入し脆化したものを 100°C で 4 時間成熟すると全く回復する。

(6) 700°C から焼入した軟鋼を冷間加工すると直ちに成熟脆化を伴ふ。

(7) 以上此成熟脆化現象は結晶格子内に内部的變化があるものと想はれるが判明せず。要するに普通の表面硬化處理に伴ふ故硬化温度は 800°C とする事を提議し尙 100~200°C で數時間焼戻す事は例外なしに必要とする。

(M)

高温に於ける合金鋼の性質 (A. E. White, C. L. Clark, and R. L. Wilson, The Iron Age, Nov. 1934) 試験材料の成分及硬度は第1表に示す。之等の材料に就ての短時間高温抗張試験の結果

第1表

化學成分%

材料	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	熱處理 °F	硬度
DM	0.07	0.42	0.70	1.24	0.54	—	焼鈍 1550	123
4-6Cr-Mo	0.10	0.45	0.18	5.09	0.55	—	〃	128
C-Mo	0.16	0.47	0.23	—	0.42	—	〃	126
MM 9	0.15	1.25	0.19	—	0.25	—	標準化 1725 焼戻 1200	140
4615	0.14	0.53	0.28	—	0.25	1.85	〃	149
C	0.15	0.50	0.23	—	—	—	鈍焼 1550	126

果を見るに、一般的傾向としては温度の上昇と共に抗力を減じ靱性を増加するが伸は 900~1,200°F 附近で幾分減す。之は衝撃試験の結果にも見られる脆い範圍である。又興味ある事は材料の初めの熱處理が高温の性質に影響する様に思はれる。即ち焼鈍したものより標準化し焼戻した方が高温迄(比例限/抗張力)の比が大きい。然し 1,000°F を越へると判然しない。C-Mo, MM 9 及炭素鋼は 1,400°F では變態が起る爲に比例限は見られぬ。匍匐試験の結果は各材料の間に可成の差が見られる。DM は 950°F 以上で良い結果を示すが 950°F 以下では MM 9 が最大値を示し他の鋼は之等の間に來る。炭素鋼が 900°F 迄は他に劣らぬ結果を示した事は注目される。

高温の衝撃値を考へると當然加熱時間の影響を考慮に入れねばならぬ。之が爲に試験は第2表に示す様に 1 時間及 1,000 時間加熱

第2表

材料	各温度に保持する時間	試験温度 °F							
		80	500	600	750	900	1,000	1,100	1,200
DM	1時間	68.0	63.3	65.5	64.0	38.3	34.8	38.6	60.0
	1,000	..	69.7	68.8	57.6	45.8	43.3	41.7	
4-6Cr-Mo	1	81.3	68.7	72.5	75.0	64.5	58.7	54.3	53.7
	1,000	..	77.0	80.6	73.3	52.0	61.0	56.0	
C-Mo	1	32.7	44.7	41.0	38.7	26.3	25.5	31.0	56.0
	1,000	..	44.3	46.5	35.0	26.7	30.0	38.0	
MM 9	1	59.7	63.3	56.7	51.7	38.7	34.0	53.7	67.3
	1,000	..	58.3	59.8	50.0	36.7	37.0	43.7	
4615	1	61.7	59.5	62.0	48.5	32.3	24.7	55.3	70.3
	1,000	..	65.0	64.3	50.0	37.3	39.8	52.7	
C	1	40.7	45.3	48.7	36.3	29.0	30.3	39.3	59.0
	1,000	..	45.3	42.0	40.0	28.8	30.0	32.5	

の場合を實施した。衝撃値は一般に良い値を示すが前にも述べた様に 900~1,000°F で極小値を見た。尙高温にて長時間荷重された材料が如何に變るかを見る目的で匍匐試験の試片から改めて抗張、衝撃 (Izod) 及顯微鏡試験の試片を取り之を試験した。抗張試験(高温)では 1,000°F 迄は變りはない。1,200°F で DM, 46-Cr-Mo は

變らない。然し MM 9, C-Mo 及炭素鋼は 1,000°~1,200°F で軟化する。衝擊試験(常溫)の結果は DM, MM9 及 4-6Cr-Mo は 1,200°F 迄長時間荷重しておいても殆ど影響はないが C-Mo は 800~1,000°F で靱性を失ひ 1,200°F で回復する炭素鋼は 1,100°F 迄は良いが 1,200°F で急に落ちる。之が炭素鋼に焼戻脆性の認められぬ事を證するものである。顯微鏡組織には影響する所が少い。(M)

鐵鋼及銅に及ぼす Li の影響 (H. Osborg, The Metal Industry, Dec. 1934) 鑄鐵に Li を添加すると流動性を増し製品は比重が 0.2~0.3 位大きいものが出る。組織を見ると黒鉛が切れて粒となり均一に分布して居る。第 1 表に其數値を示す。抗張力及硬度

	Li を添加せず	添加せるもの	添加せるもの
T.C.	3.14	3.14	2.95
Si	1.80	1.84	1.86
Mn	0.37	0.32	0.32
P	0.08	0.09	0.08
S	0.78	0.75	0.72
抗張力 lb/in ²	27,000	32,000	32,000
硬 度	187	207	207

性 質	Li を添加せず	添加せるもの
抗 張 力 lb/in ²	105,000	108,000
硬 度	207.5	207.5
弾 性 限 lb/in ²	30,000	53,000
伸 %	3	7
断面收縮 %	2.7	11.5

	Li を添加	添加せず
降 伏 點 lb/in ²	65,000	46,000
抗 張 力 lb/in ²	115,000	111,000
伸 %	48	47

が上昇するが切削性は低下せず且 Hard spot は全くない。炭素鋼に加へた例は第 2 表に示す。之は C 0.6% 鋼で結果を見ると抗張力及硬度には殆ど變りはないが弾性限が 70% も上昇し伸は 2 倍、断面收縮は 4 倍以上も増加して居る。

Li を 18-8 耐鑄鋼に添加した場合の例は第 3 表に示す様なもので靱性には殆ど變りな

	0.02% (Li-Ca)	添加せず	0.04% (Li-Ca)	
硬 度	鑄造の儘	178	390	450
	燒 鈍	151	205	238
燒 鈍	比例限 lb/in ²	43,000	22,500	32,000
	抗張力 "	80,000	102,500	130,000
	伸 %	15	5	5

である。Li の量が 0.01~0.02% 程度であると鑄造の儘でも削れるが添加しないと燒鈍せずには削れぬ程硬い。Li を 0.04% も加へると添加せぬものと同じ位硬くなるが抗張力が 30% も大きくなる。

銅に Li を加へると良好な脱酸性を示す事は周知の事實である。製品は電氣傳導性は良く且組織は均一で決して O₂ を含む事なく比重も大きい。例は第 5 表に示す様なものである。Li が 0.01% 残

比 重 (鑄造)	8.92±0.1
電氣傳導率 %	* 101.5
抗 張 力 lb/in ²	31,500~36,500
伸 %	72~60

* 燒鈍鋼標準

留しても銅自身の耐酸化性を増大する事は著しい。此程度の微量でもスペクトルに依て検出し得る。添加する Li の量は Li-Ca (50:50) として 0.025% 位でよい。衝擊値は 9.5~13.1 ft-lb である。針金(1.6mm) として屈曲試験の結果を見ると空中で燒鈍 (843°C) したものが 18~21 回、H₂ 中で燒鈍したものが 14~19 回である。O₂ を含む銅は高温を嫌つて 400~500°C で燒鈍すると良い電氣傳導性を示すが Li を添加したものは高温で燒鈍しても電導性を害する事はない。

以上の外青銅に Li を加へると抗張力は増加し電導性も上昇する。又 Mg に Li を加へると耐蝕性の増すと共に抗張力も増す。Al-Zn 合金に Li を 1% 加へると軟鋼の様な弾性的性質及抗張力を示す。

(Y)