

抄 録

3) 鉄鐵及鐵合金の製造

高爐作業に及ぼす天候の影響 (K. Guthmann, St. u. Eisen, 5, März, 1936, S. 293/7) Rhein-Ruhr 地方の某製鐵所の高爐に就き長期に亙り作業状態を觀察せしに、高爐灰の出來る量は或る一定の變化を示し、而も此の變化は必ずしも爐の裝入物配合の割合、能力の變化のみでは説明出來ないで、天候の變化によつて著しく影響せられることが明らかとなつた。特に夏長期に亙る乾燥の後降雨ありたる時は高爐灰の量は急に著しく減少する。1929~1933 年間に於ける高爐能力は平均能力以下であつたが之が却つて天候の影響を調査するに好適であつた。何となれば今日の如き高壓作業にありては天候の影響等は高壓送風に基因する高爐灰の増量に覆はれて了ふからである。

此の4年間の觀察によれば高爐灰の量と雨量との間には正しく關係ありて、夏期降雨少く乾燥せる時期には高爐灰の量は非常に多く、

第1表 降雨量と高爐灰量の關係

年	月	高爐灰 t/mon.		鐵石粉化率 %	備考
		含量	瓦斯洗滌器		
1929	6	3835	200	5.8	平均雨量 50 mm/mon 高爐瓦斯中の灰量平均 41.5 gr/Nm ³ 鉄も當りの高爐灰量平均 140 kg
"	7	3600	200	5.5	
1930	2	3265	150	5.2	
"	3	3113	150	4.65	
"	5	3620	158	5.95	
"	6	3290	158	5.93	
"	7	3016	158	5.54	
1931	5	3023	118	6.5	
"	6	3389	85	7.9	
"	7	3457	95	7.4	
"	10	3726	110	8.59	
1932	5	2023	91	5.5	平均雨量 110~150 mm/mon. 高爐瓦斯中の灰量平均 21 gr/Nm ³ 鉄も當りの高爐灰量平均 60 kg
"	6	3308	98	8.0	
"	7	1775	86	6.0	
平均		3170	133	6.4	
1929	9	1148	85	2.0	
"	10	1089	120	2.1	
"	11	1376	78	3.5	
"	12	1431	87	4.2	
1930	11	1406	67	3.5	
"	12	1565	64	4.2	
1931	1	1592	109	4.1	
"	12	1348	65	4.4	
1932	1	809	60	3.2	
"	4	987	45	3.8	
"	9	633	56	3.2	
"	10	938	78	3.4	
"	11	435	34	1.6	
平均		1110	72	3.25	

之に反し雨量多き季節には高爐灰量は著しく少くなつて居る。勿論この量は除塵器並に瓦斯洗滌器に捕へられたる含量である。各月に於ける雨量と高爐灰の量的關係は第1表の如し。

又裝入物に水分多く含まれる時は高爐瓦斯の水分も亦増加せられ

第2表 瓦斯成分と還元計算

	普通作業時				降雨の際				
	CO ₂	CO	H ₂	N ₂	CO ₂	CO	H ₂	N ₂	
分析値.....%	12.00	28.70	1.50	57.80	10.00	30.80	1.50	57.70	
裝入物中の CO ₂ } 控除 骸炭中の H ₂ , N ₂ } %	10.78 = CO ₂ '	29.20 = CO'	1.52 = h ₂ '	58.50 = n ₂ '	8.65 = CO ₂ '	31.40 = CO'	1.50 = h ₂ '	58.43 = n ₂ '	
CO ₂ '.....%					10.78			8.65	
+0.5% CO'					+14.60			+15.70	
				%					
								25.38	24.35
								-0.76	-0.76
								-15.58	-15.52
								9.04	8.07
								0.0904	0.0807
								0.1293	0.1150
								0.077	0.062
								59.5	54

る。1933年8月11, 12日は長い間約30°Cの気温と乾燥の後に気温下り8°Cとなり多量の降雨を伴つた。これまで高爐灰の量は毎日40~50tであつたものが13, 14日は2日間で合計僅かに26t, 15日は26t, 16日は22.9tと云ふ状態を示した。これにて天候が如何に影響するかを分る。

又一方高爐廢瓦斯の成分は之れまでCO₂=11-12%, CO=29.6-28.4%なりしが、この時はCO₂=10-11%, CO=29.8-30.8%に變化した。瓦斯分析を基礎として全酸量に就て其の間接還元によるものを算出すれば第2表の如し。

即ち天候の變化のために間接還元6%を減じ従つて其れだけ直接還元を多く行はねばならない事になる。事實此の間鉄1t當り59kgの骸炭を餘計に要した。つまり骸炭使用量に於て8%だけ多くなつたのである。Bansen氏によれば高爐瓦斯中の水分1瓦に對し鉄鐵噸當り骸炭使用量は0.99kgだけ増加し、裝入鐵石中の水分1%に對し鉄鐵噸當り骸炭使用量5.84kgを、又骸炭中の水分1%に就き鉄鐵噸當り骸炭使用量15.32kgを増量せねばならない。此の數字を以つて上記の實例即ち、水分が高爐瓦斯中に20~40gr/Nm³、鐵石中に2~3%、骸炭中に2~3%だけ増加せる場合に就て計算せば59kg/(t鉄鐵)の骸炭消費量の増加とよく一致する。

之を要するに高爐灰の量並に骸炭使用量は天候の變化により大いなる影響を蒙ることが證明せられた。(F. K.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

鑄鉄爐中の鐵合金添加に就て (E. K. Smith, H. C. Aufderhaar: Transactions American Foundrymen's Association, Vol. VII February, 1936 No. 1) 鑄鉄爐に團結鐵合金を用ふる考

へは世界大戦當時歐洲に發達したもので、その當時は必要なる原料を得る事は困難であつた。團結してゐない合金を其儘銻銑爐に加へると、之が酸化して大損失を來すので合金の酸化を防止する研究が必要になつた。合金を鋼圓筒の中に裝入して試験されたが之はその損失が少なかつた。これ以來粉碎合金をセメントと結合する事が行はれ且つ更に鑄鐵屑や鋼屑と共に團結して好結果が得られた。團結鐵合金の性質や用途に關する知識は過去數年間に大進歩をなしたのであるが、今日使用されてゐるものは粉碎した鐵合金を適當なセメントと結合して作られてゐる。此の形に用ひられる合金は *Si*, *Mn*, *Cr* 及びある特種合金等である。

團結鐵合金は廣く強力鑄鐵、合金鑄鐵又は裝入中のスクラップの量を増加せんと欲する場合等に使用される。その裝入を全部スクラップを以てし鐵の成分を團結鐵合金で加減してゐる鑄物工場が澤山ある。此の團結物は特に銻銑爐用に作られる様になり現在使用されてゐる特殊銻解法に適し、即ち銻銑爐と風爐、電氣爐、廻轉爐、轉爐等との二重銻解法に使用されてゐる。團結物を裝入するには人手又はバケツでなるべく銻銑爐の中央に炭の上に裝入する。

此の團結物には澤山種類があるがこの代表的混合物を第1表に示

第 1 表

材 料	裝入割合 %	裝入重量 lbs	<i>Si</i>		<i>Mn</i>	
			%	lbs	%	lbs
銻 鐵	25.00	500	2.00	10.00	0.80	4.00
再 銻 解 鐵	40.00	800	2.35	18.80	0.63	5.04
鑄 屑	28.65	573	2.00	11.46	0.60	3.44
鋼 屑	5.00	100	0.10	0.10	0.50	0.50
團結 <i>Si</i> *	1.20	24	—	11.00	—	—
團結 <i>Mn</i> **	0.15	3	—	0.50	—	2.00
合 計	100.00	2,000		51.86		14.98

裝入割合: *Si* 2.59%, *Mn* 0.75%

* 團結 *Si* 11 個裝入 (各團結中の *Si* 量は 1lb)

** 團結 *Mn* 1 個裝入 (各團結中の *Mn* 量は 2lb, *Si* 量は 0.5lb)

注意: 1% *Cr* を含む耐熱用混合物には上表に 11 個の團結 *Cr* を加へる事。

す。此の團結物を使用すると中等程度の強度及び良好なる可削性を有する普通鼠銑鐵が得られる。之は別に特殊鑄鐵又は高級鑄鐵の意味ではなく種々の鑄物に適する良質の鼠銑鐵である。第1表で *Si* 量を全裝入量の 2.59%, *Mn* 量を 0.75% 裝入すると鑄鐵の成分は *Si* 約 2.35%, *Mn* 0.64%, *C* 3.30% になる。此の鑄鐵は抗張力約 30,000 lb/in^2 で可削性良好で直徑 1.2in の試験棒でのブリネル硬度は 192 であつて、この鑄鐵はバルブ、管接手、一般機械鑄物、ポンプ鑄物、農機、珙瑯鐵器及び一般に中肉鑄物に適してゐる。又要求に應じこの團結混合物の量を加減する。

即ち特殊作業用耐熱鑄物を造りたい時には第1表のものに 11 個のクロム鐵の團結を加ふればよい。すると鐵中には約 1% の *Cr* が

第 2 表

材 料	裝入割合 %	裝入重量 lbs	<i>Si</i>		<i>Mn</i>	
			%	lbs	%	lbs
銻 鐵	15.00	300	2.50	7.50	0.90	2.70
再 銻 解 鐵	35.00	700	2.00	14.00	0.75	5.25
鑄 屑	18.15	363	2.00	7.26	0.60	2.18
鋼 屑	30.00	600	0.10	0.60	0.50	3.00
團結 <i>Si</i> *	1.55	31	—	14.00	—	—
團結 <i>Mn</i> **	0.30	6	—	1.00	—	4.00
合 計	100.00	2,000		44.36		17.1

裝入割合: *Si* 2.22%, *Mn* 0.86%

* 團結 *Si* 14 個裝入

** 團結 *Mn* 2 個裝入

はいる。質の緻密な強力鑄鐵を作る場合には第2表に示す混合物が用ひられる。之も基礎的のもので要求に應じ加減出来る。*Cr*, *Ni*, *Mo*, *Ti* 等の合金をこの混合物中に爐中にでも取鍋中にでも添加出来るのである。第2表に示すものは滑車用、耐壓力用及び自動車工業用の鑄物に適し、之等のものの成分は普通 *Si* 2.00%, *Mn* 0.75%, *C* 3.00% で抗張力は約 40,000 lb/in^2 である。中等程度の強度を有する耐熱、耐磨耗性鑄物或は肉の厚い鑄物で断面全體を緻密にせんと欲する時には屢々第3表に示す如き少量の *Cr* を含む混合物が用ひ

第 3 表

材 料	裝入割合 %	裝入重量 lbs	<i>Si</i>		<i>Mn</i>		<i>Cr</i> lbs
			%	lbs	%	lbs	
銻 鐵	30.00	600	2.75	16.50	0.80	4.80	—
再 銻 解 鐵	35.00	700	2.20	15.40	0.65	4.55	—
鑄 屑	23.05	461	2.00	9.22	0.60	2.77	—
鋼 屑	10.00	200	0.10	0.20	0.50	1.00	—
團結 <i>Si</i> *	0.75	15	—	7.00	—	—	—
團結 <i>Cr</i> **	1.05	21	—	—	—	—	14.00
團結 <i>Mn</i> ***	0.15	3	—	0.50	—	2.00	—
合 計	100.00	2,000		48.82		15.12	14.00

裝入割合: *Si* 2.44%, *Mn* 0.76%, *Cr* 0.70%

* 團結 *Si* 7 個裝入

** 團結 *Cr* 7 個裝入 (各團結中の *Cr* 量 2lb)

*** 團結 *Mn* 1 個裝入

られる。例へば耐磨耗性鑄物を得んとせばその組織はフェライトをなくして黒鉛の細かいパーライトの地にすればよいのであるが、之にはその成分を變へて 0.40~0.50% *Cr* 及び 1.00% の *Cu* 又は *Ni* を含む様にすればよい。*C* 及び *Si* を減じてもパーライトの地になるが、ある鑄物はその肉厚が不同で總て機械仕上げしなければならなかつたので實用的ではなかつたのである。

次に耐熱鑄物特にストーカーリンク、ある種の火床の如く大なる衝撃を受けない肉厚一様な肉の厚い耐熱鑄物を作る時には第4表

第 4 表

材 料	裝入割合 %	裝入重量 lbs	<i>Si</i>		<i>Mn</i>		<i>Cr</i> lbs
			%	lbs	%	lbs	
機 械 屑	34.60	692	2.00	13.84	0.60	4.15	—
鋼 屑	37.00	740	0.10	0.74	0.50	3.70	—
團結 <i>Cr</i> *	25.50	510	—	—	—	—	340
團結 <i>Si</i> **	2.30	46	—	21.00	—	—	—
團結 <i>Mn</i> ***	0.60	12	—	2.00	—	8.00	—
合 計	100.00	2,000		37.58		15.85	340

裝入割合: *Si* 1.88%, *Mn* 0.79%, *Cr* 17.00%

* 團結 *Cr* 170 個裝入

** 團結 *Si* 21 個裝入

*** 團結 *Mn* 4 個裝入

に示す混合物を用ふ。此の種の鐵の成分は *Cr* 約 15%, *Si* 1.7%, *Mn* 0.67% で生長、酸化に耐えるものである。普通白銻鑄物のストーカーリンクは僅か3ヶ月で使用に耐えなくなつたが、15% *Cr* 鑄鐵ストーカーリンクは2ケ年使用後も尙酸化せず又鐵肌も生じなかつたといふ。現在鑄物工場ではこの高クロム鑄鐵の製造に當りその鑄造法を改良して銻鑄物と鋼鑄物との中間位の大なる湯口及び押湯が必要であるとされてゐる。鑄造の際この鐵の表面に膜が出來て變に見えるが之は鑄込温度が低かつた爲ではない。又銻銑爐で銻解の際特殊團結鐵合金を數種類裝入する必要のある場合にはその日の操業の最初か又は最後に行へばよいが、著者は特殊鑄鐵の製造はその日の最後に行ふがよいとしてゐる。

第5表に裝入物全部が屑鐵である場合の代表的混合物を示す。全

第 5 表

材 料	装入割合 %	装入重量 lbs	Si		Mn	
			%	lbs	%	lbs
再 鋸 解 鐵	40.00	800	2.32	18.56	0.70	5.60
鑄 屑	53.60	1,072	2.00	21.44	0.60	6.43
鋼 屑	5.00	100	0.10	0.10	0.50	0.50
團 結 Si *	1.10	22	—	10.00	—	—
團 結 Mn **	0.30	6	—	1.00	—	4.00
合 計	100.00	2,000	—	51.10	—	16.53

装入割合: Si 2.56%, Mn 0.83%

* 團結 Si 10 個装入

** 團結 Mn 2 個装入

部鋼屑装入にすれば低炭素のものが得られるが同時に製造費が安くなる。この全屑鐵鋸解中に再鋸解鐵の装入割合が大であると S が多くなる困難が生じるかも知れないが、之には Mn を多くして MnS の形にして脱硫を行へばよい。全屑鐵混合物は永年疑はれ悪質の鐵を作ると云はれてゐたが、之は装入原料や操業法が悪いからであつて、清淨な品質のよい適當の大きさの屑鐵を装入し新式冶金調整法を行ふならば確實に使用出来るものである。(山本)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

含銅鋼 (C. E. Williams & C. H. Lorig, Metals & Alloys, March, 1936) Cu が 0.5% 以上鋼に入ると抗張力及硬度を増し伸を減少す。同様な現象が炭素鋼に於ても C の増加と共に起るが伸の減少の割合は炭素鋼の方が大きい。Cu の影響は熱處理する事に依り變るが不變の點もある。降伏點は著しく増すが夫程 Toughness を減少しない。標準化する鋼に就て見ると Cu 1% の添加は同量の炭素鋼に對し抗張力 20,000 lb/in^2 , 降伏點 15,000~20,000 lb/in^2 , 硬度約 35 の増加となるが伸及断面收縮は約 3% を減ずるのみ。然し 0.9% 以上の C 鋼では此影響は見られない。之から見ると Cu の影響は C の夫に似て居るが唯降伏點の増加の大なる事と Toughness の減少の少い事が異なる。今抗張力を 100,000 lb/in^2 とし炭素鋼と含銅鋼とを比較して見ると第 1 表に示す様で硬さに於て變化なくとも降伏點及 Toughness は増してゐる。

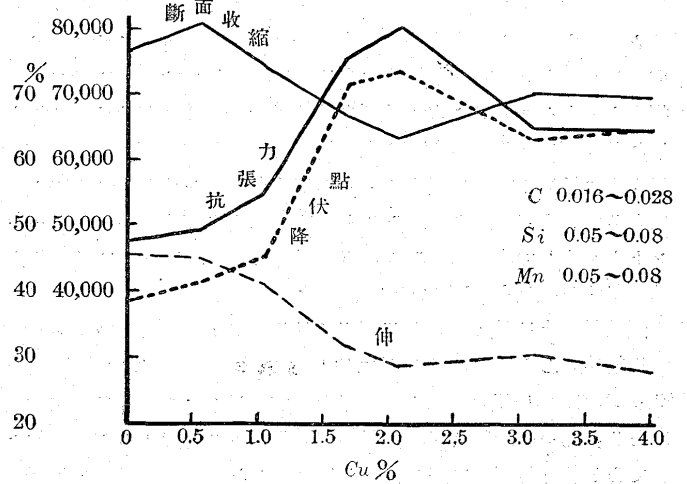
第 1 表

諸性質	C 0.47% 炭素鋼	C 0.33% Cu 1% 鋼	C 0.20% Cu 2% 鋼
抗張力 psi	100,000	100,000	100,000
降伏點 psi	60,000	67,000	80,000
硬 度	188	195	196
断面收縮 %	47	54	61
伸 %	26	28	28

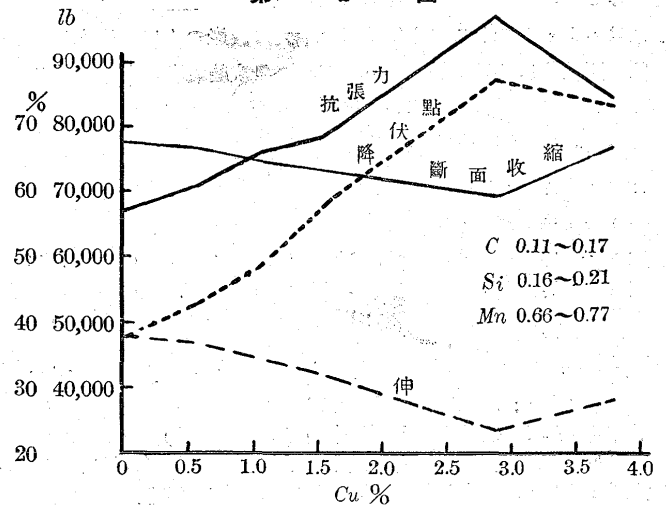
今 Cu の影響を極めて低い炭素の鋼に就て見ると第 1 圖の如くで抗張力は Cu 2% 附近にて max. となり夫以上では却て減少す。此抗張力の降下と共に降伏點/抗張力/の比は急に増し Cu 4% 附近にては殆んど兩者相同じである。同じ様な傾向は C 0.11~0.17% のものに就ては第 2 圖に、又 C 0.35~0.43% のものに就ては第 3 圖に夫夫示す通りで Cu の影響は 0.5~2% 迄が最も大きい。之で見ると含銅鋼の抗張力曲線は C に依て高い Cu 量の方に移行せる事が認められる。然し何れも Cu 2% 附近は ductility は著しく悪い。

Charpy 試験の結果を見ると同じ強さに對しては Cu を含むものが衝撃値が大で此點よりしても C より Cu の方が抗張力を上げて然も Toughness を比較的減じない利益がある。此性質は材料の降伏點と衝撃値を比較する時益々有利になる。又斯様に動的に良いも

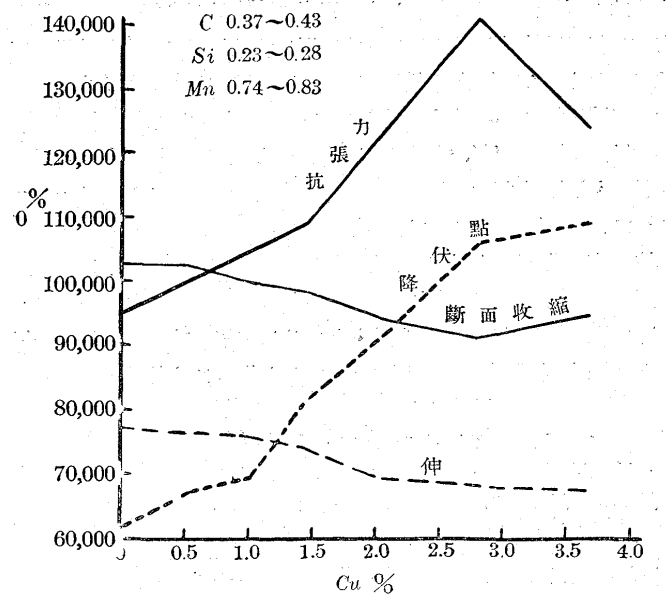
第 1 圖



第 2 圖



第 3 圖



のは靜的に良くないのが普通であるが Cu 鋼にては降伏點と伸との關係を見ると同じ降伏點に對して Cu を含むものゝ大なる衝撃値を有する事が認められた。

次に C 0.10, Cr 1% の壓延鋼板に就て試験せる結果 Cu 0~1.5% の間に於て抗張力及降伏點ともに徐々ではあるが増加してゐる。

其増加量は Cu 1% 含むと抗張力 6,000 lb/in², 降伏点 9,000 lb/in² で Cu 1.5% 含む場合は何れも 20,000 lb/in² の増加であつた。然るに同じ試料に於て標準化後 930°F に 3 hr 加熱したものは所謂析出硬化により Cu 0.6% 附近より抗張力及降伏点の上昇が極めて急である。析出硬化の影響は抗張力、降伏点共に 20,000~25,000 lb/in² の増加を見せてゐる。

硬度は標準化したもので Cu 量と共に増し伸及断面収縮は減少する。其の最も變化の大きい所は Cu 0.6~1.1% の間である。再加熱処理をすると析出硬化の爲に硬度は硬い方へ伸及断面収縮は低下する。要するに斯様な低炭素 Cr 鋼の抗張力を上げる場合 ductility を減じない爲には Cu は有効である事が分る。今 Cu 1.5% 加へると標準化状態に於て抗張力及降伏点は 20,000 lb/in², 硬度は 30 増し伸は 40% から 33% に断面収縮は 70% から 50% に減ず。

次に析出硬化に就て述べる。Cu 0.6~4% の鋼を熱間圧延或標準化後 750~1,100°F で加熱すると抗張力は増加す。之は圧延或標準化の温度で溶けた Cu が再加熱の爲に析出して來るのに原因する。之は圧延後の冷却をある温度で止めても起る。此の保つ温度と時間は夫々材料に依り異なるも Cu 鋼にては 800~1,000°F に於て max. の硬化が得られ 2~3 hr 保持する事に依り抗張力は 20,000~30,000 lb/in² 増加す。此性質は C 0.9% 以上にては認め得ない。

含銅鋼は又耐蝕性ありと云はれてゐるが Cu と共に P 0.10% 加へると更に此性質は改善される。(Y.)

炭素鋼の組織、硬度、焼鈍状態に及ぶウラニウムの影響

(Von Hubert Bennek. Archiv für das Eisenhüttenwesen. Heft 4. Oktober. 1935.) 31.7% U, 0.84% C, 2.45% Si, 0.11% Mn, 86.4% U, 5.10% C, 2% Si, 0.12% Mn, 2.6% Al, 0.2% Cr の二種類のウラニウム鐵及び 0.007% C, <0.01% Si, 0.04% Mn, <0.01% P, 0.01% S, 0.05% Cu のアームコ鐵を用ひ 50 kg の高周波電氣爐にて熔解した。U 0.49% の 10 kg の鋼塊縦断面の各所の成分を検べたが U の含有量に殆んど差異無く鹽化アムモニウム銅で腐蝕したが偏析の状態は著しくなかつた、尙 U の放射能力は偏析を確める上に役立つと思ふ。低炭素の U 鋼は普通炭素鋼に比してγ鐵の部分の結晶粒が大きく高炭素のものは比較的違はぬ。U の含有量が増す程パーライトの部分が増す、硬度を試験する爲に U 鋼を 100°C おきに 800°C から 1,300°C の間の温度より水焼入した處 0.1% C, 0.25% C の U 鋼で 900°C から 1,000°C の焼入温度から水焼入したもので徑 20 mm の棒の中心迄完全にマルテンサイトに成つた、然るに炭素鋼は 1,300°C から水焼入しても未だフェライトの地が残つた。

ギレット及びマックの兩氏は U は僅かの量を加へても硬度を増すと云つてゐる、然し U は他の合金劑の如く硬度を増しても韌性はあまり増さぬ、徑 20 mm, 長さ 50 mm の試験片を 700°C から 1,300°C 迄 100°C おきに真空の電氣爐から水中に焼入た、C 鋼と異り U 鋼は硬度の上昇が極めて緩慢で U に依り A₁ 點が上がる事を示してゐる、A₂ 點は極く僅か又は全く上らぬ、U 0.6~0.8% の時γの範圍で最高の硬度を示してゐる、U の含有量高い U 鋼は普通炭素鋼に比して硬度小なるはウラニウムカーバイドの融けてない所に C が遊離する爲であらう。

0.1% C の時 1,000°C 以上及び 0.25% C の時 1,100°C 以上は硬度曲線は殆んど U 鋼も C 鋼も變りがない、U の含有量の高い鋼は焼入温

度 1,000°C 迄は普通炭素鋼より硬度は幾分低いが 1,000°C 以上は C 鋼はオーステナイトが出る爲に硬度が下がるが U 鋼は 1,100°C 迄硬度高く此以上は共晶が澤山出来る爲に下る。

徑 30 mm, 長さ 120 mm の 0.83% C, 1.22% U, 0.8% C, 0.67% U, 0.8% C, 0% U の 3 個の試料を 720~750°C を 10°C おきに 750~900°C を 50°C おきに 900~1,200°C を 100°C おきに水中に焼入した處 720°C では 3 個とも硬化されず 10°C づゝ温度が上つてゆくに從ひ次第に C 鋼は硬化されてゆくが U 鋼は同様に硬化しない 740°C で U 鋼は全部一様に硬化されたが C 鋼は 750°C で初めて全部硬化された、U 鋼は相當高温の焼入温度で初めて過熱現象が生ずる。

上記の 3 種の鋼の各々を 800°C から 1,300°C の間を 100°C おきの温度より水中に急冷しそれを 300, 400, 500, 600, 700°C の各温度で同時間焼鈍した 0.1% C 及び 0.25% C の場合で 900°C 乃至 1,000°C から焼入した場合は C 鋼に比して 0.6% 位の U を含有したものは焼鈍温度 600°C 迄は硬度の持続性がよく 600°C 以上は U 鋼は急に硬度が下がる、焼入温度を 1,100°C 迄上げてゆくに從ひ U 鋼の焼鈍状態が次第に變つてくる。

ウラニウムカーバイドは UC₂ なる形で C:U=1:10 と考へられる。C 0.83% U 1.22% の U 鋼で UC₂ として 0.12% C が含まれた、ウラニウムカーバイドにγ混合結晶が融け込む力は比較的僅少である、C 鋼に U を 1% 迄入れると焼鈍安定性を多少改良するしウラニウムカーバイドは鋼の切削能力を高める、普通の焼入した C 鋼に對して U を加入したものは剪断抵抗の減少を來たす U 0.67% 入れたものは 1.2% 入れたものと殆んど變らない様である。

低炭素鋼で U 0.69% 及び 0.80% のものを 1,100°C から水焼入し 300°C から 700°C の間で 100°C おきに 1 時間焼鈍し空氣冷却したところ次の如き機械的性質を得た。

C 量 %	U 量 %	0.1%				0.25%			
		0.69	0.69	0	0.80	0.80	0	0	
焼鈍温度 °C		500	350	400	300	500	400	300	300
引張り強さ kg/mm ²		93	93	100	100	97	97	120	120
降伏點 kg/mm ²		87	—	91	—	85	84	—	—
伸び率 %		18	10	13	9	15	10	11	7
断面収縮率 %		61	40	57	38	57	38	38	23
衝撃抵抗 kg/cm ²		2.4	8.2	4.2	6.6	5.5	9.2	3.6	5.6

焼鈍の際 400°C から 600°C の間でウラニウムカーバイドの析出は強さ及び降伏點の減少を緩慢ならしめて居り此の様な温度範圍で變形値は上り衝撃値は一部分は再び下る、高 U 鋼は適當な熱處理を施せば良好な性質を得られる。次に 1,000°C から 1,100°C の間より水焼入して 500°C で焼鈍した機械的性質をあげた。

U 5% 迄は充分鍛錬出来る、U を入れると過熱の爲の影響はや

C %	U %	熱處理		機械的性質				
		水焼入温度 °C	焼鈍温度 °C	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	延伸率 %	断面収縮率 %	衝撃抵抗 mkg/mm ²
0.13	—	1000	500	44	55	23	76	21.4
		1100	500	60	75	16	74	13.0
0.09	0.69	1000	500	66	70	18	65	11.6
		1100	500	87	93	18	61	2.4
0.11	2.49	1000	500	78	84	15	56	3.8
		1100	500	—	72	—	—	0.4
0.23	—	1000	500	66	76	25	64	14.8
		1100	500	68	80	17	61	14.0
0.23	0.80	1000	500	77	85	16	60	9.8
		1100	500	85	97	15	57	5.5
0.29	2.15	1000	500	91	96	10	43	5.6
		1100	500	—	76	—	—	0.8

減じ、 Cr の如く特殊のカーバイドをつくるに役立つ。

U を加入すると一定の熱処理を必要とし構造用鋼としてはあまり利益がない。

(根岸)

鼠鑄鐵に及ぼす $Sb, Ba, Be, Cd, Ca, Ce, Co$ の影響
(John W Bolton. The Foundry. Feb. '36)

Sb の影響：— Sb は鑄鐵に入れられる事は殆ど無いが微量の Sb は屑鐵から入ることがあり銻銑爐の銻解後も残る。 Sb は凝固点を下げ一次オーステナイドの分離及び共晶の温度を下げる。 Sb が鑄鐵の組織に及ぼす影響は殆ど知られてゐないが只 Sb は黒鉛化を妨げるのでセメントタイトに溶け込むだらうと考へられてゐる。 Sb が入ると種々の機械的性質が悪くなり剛性は幾分増し硬度は微か乍ら高まる。 Si 1.20, C 3.10~3.20 程度の低珪素低炭素鑄鐵ではチルの深さは Sb により著しく増して来る。一般に Sb は好ましからざる元素である。Piwowarsky は Sb 0.19% の鑄鐵は實に脆く木槌で碎けると稱してゐる。

Ba, Be の影響：— Ba 及び Be の影響に關しては殆ど研究されてゐない。これ等の元素は殆ど鑄鐵には見られない。最近鋼及銅合金に及ぼす Be の影響に關する研究が行はれてゐる。鋼に 2.5% Be を加へると B. H. N. 400 に達するといふ。 Ni 合金でも殆ど同様の結果となる。 Be Ba 共に少量の時は脱酸劑として作用するといふ。 Ba は殆ど Ca と同じ様な作用を爲すといふ。

Cd の影響：— Cd も鑄鐵中に見られる事は殆ど無い。時々 Cd 鍍金の屑金から入る事がある。實際上 Cd は銻銑爐銻解の際無くなつて了ふ。Spencer 及び Walding によれば金屬 Cd が鑄鐵に加へられると爆發するといふ。 Cd は殆ど影響しない。幾分抗折力及び衝擊抗力を下げチルの深さを増す位である。

Ca の影響：—銻銑爐銻解の際に於ては熔融状態の Ca は殆ど見られない。金屬 Ca の影響に就ては二、三知られてゐる。 Ca は結合炭素量を増し幾分強さを増す。Mantell 及び Hardy の實驗では 0.5% Ca を加へたら 0.2% 鑄鐵中に残つてゐる。 Ca を脱酸劑として鑄鐵に使用する方法は特許になつてゐる。

Ce の影響：— Ce も殆ど見られない金屬でその影響に關しては殆ど研究されてゐない。Moldenke 及び Spring によれば Ce の少量は機械的性質を改善するといふ。この原因を前者は脱酸に由ると言ひ後者は脱硫に由ると述べてゐる。Schwartz は Ce は黒鉛化を妨げると述べて居る。

Co の影響：—Piwowarsky 及び Bauer によると $T. C$ 3.90, $C. C$ 0.69 の鑄鐵に 1% Co を加へても $C. C$ の量も硬度も變化せぬが抗折力を 45% 下げ抗張力を 10% 下げ Co を 1.90% 入れると $C. C$ を 1.01~1.29% 増し硬度を僅か高め抗折力を 50%、抗張力を 7% 下げると述べてゐる。Reed は Co は黒鉛化を促すと稱してゐる。 C 0.53 の C 鋼で 8.55% の Co は 0.09% の黒鉛を生ぜしめ 1.13% の C 鋼では 9.06% の Co は 0.09% の黒鉛を生ぜしめた。 Co を更に少くすると殆どこの影響は無く更に多くしてもその影響は微かである。

(及川)

構造鋼及耐鑄鋼に於ける Cr 及 Mn (A. B. Kinzel, Metal Progress, March, 1936) 三種の異なる型の鋼即ち低 Cr 炭素鋼中 Mn 鋼及種々なる $Cr-Mn$ 鋼に就ての記述である。

(1) 低 Cr 炭素鋼 Cr 1, C 0.10% 鋼は標準化状態にては Cr を溶した Ferrite と之と炭化物よりなる pearlite 並に Cr -炭化物とよりなる組織を示し強く且伸も充分なる性質を有す。然し若し C 及 Cr を單獨で増すと強くはなるが伸は著減となる。然し兩者を適當

なる比で共に増し炭化物の分散を適當ならしむれば空冷状態にて強さを増し然も伸は比較的減じない。此種の鋼では概ね Mn は 0.5% 以下とされて居るが之では性質には影響しない。之より増すと martensite を作る傾向を示して来る。更に Mn と Cr を同時に増すと炭化物の分散も變り Ac_1 と Ac_3 との開きを増し鋼は強さを増すも伸は著しく減少す。

(2) 中 Mn 鋼 C 0.30, Mn 1.5% 鋼の組織は(1)の Cr 鋼と同様で強さはあり伸も略充分であるが伸-抗張力の比は Cr 鋼に及ばない。此鋼も C 或 Mn を増すと直ちに伸を減少す。例へば C 0.40, Mn 2% 鋼は極めて強いが伸が少い。此性を改善する爲に Cr の適量を添加すると著しく利益があるが夫も max. 0.50% で夫以上はいけない。即ち此處で Cr と Mn の比、其結果としての強さと伸との比を見ると抗張力 $100,000 \text{ lb/in}^2$ を超えると断面收縮が著しく減ずる事となり結局低 Cr -中 Mn 鋼にては此強さを持つものが最も均衡を得たる鋼と言ふべきであらう。

(3) $Cr-Mn$ 鋼 此鋼で強さを $70,000 \sim 95,000 \text{ lb/in}^2$ とし C 0.10~0.20% とする時は伸-強さの關係から均衡のとれた成分は Mn 1.25, Cr 0.50% である。同様の意味で Cr 1, Mn 0.5% 鋼も均衡成分である。然し之は標準化状態に於けるもので壓延の儘では仕上げ温度に廣い範圍がある爲適當でないかも知れぬ。其處で Si 0.75% 加へると壓延及其に伴ふ冷却に於ける影響をなくし其結果壓延状態にては Si 0.75% を有するものが均衡成分と言ひ得る。此處で低合金鋼の抗張力 $73,000 \text{ lb/in}^2$ の鋼に就て述べると Mn 1.4, Si 0.4% 鋼、 Cr 1, Mn 0.35, Si 0.7% 鋼、 Mn 1.25, Cr 0.50, Si 0.75% 鋼等で之等は少し宛成分こそ變れ其大量が構造用鋼として使はれてゐる。次に若し抗張力 $90,000 \text{ lb/in}^2$ とするならば上述の合金鋼にては總て伸の不足を來し爲に高價なる Mo, Ni, W, Zr, V, Ti, Cb 等を添加せねばならぬ。更に高抗張力を要する時 $175,000 \text{ lb/in}^2$ 迄は熱處理に依り調節し更に高いものでは結晶粒、製鋼法及成分を重要視せねばならぬ。

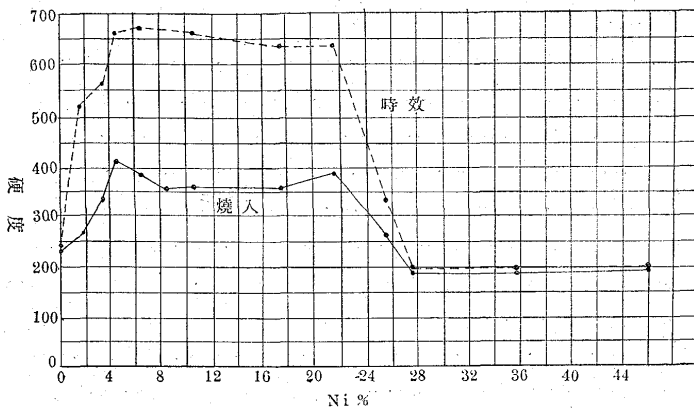
(4) Austenitic-Ferritic 耐鑄鋼 Cr 12% 耐鑄鋼は伸を與へる爲に低 C を必要とする。然し Ferrite は Austenite 程 ductile でない爲常温に於て Austenite である事の必要から生れたものが 18-8 ($Cr-Ni$) 鋼である。 Mn は Austenite 生成元素である所から前の Cr 鋼に Mn を加へ焼入して Austenite となし得様。 Cr 18, Mn 8, Cu 1, C 0.10% 鋼は $1,925^\circ\text{F}$ から急冷する事に依り組織は 60% の Austenite と 40% の Ferrite となる。此状態に在る鋼は冷間加工に際しても焼鈍の数を増す事もなく、又 Stamping に於ても完全 Austenite 鋼に比して殆ど變りがない。機械工作も亦容易であり熔接作業は Mn を有せざる Cr 鋼より易い。之は Mn を含む slag が表面を被ふ爲である。熔接に關聯して結晶間腐蝕の問題であるが此鋼では matrix の部に限られるが實用に差支ない程度で、衝擊値は若干落ちる。機械的性質は $1,925^\circ\text{F}$ より水焼入せるもので降伏點 $52,000 \text{ lb/in}^2$ 、抗張力 $107,000 \text{ lb/in}^2$ 、伸 47%、断面收縮 45%、Izod 値 120 ft-lb 、硬度 179 である。Austenite 中の C の安定劑としては普通のものと同様 Cb, Ti は効果があり Cu も安定劑としての外耐鑄性保護膜を作る作用がある。耐鑄試験としては温度 180°F 、湿度 92% の室で 1 年の試験の結果 Cr 18, Mn 6, Ni 4, Cu 1% 鋼は 18-8 鋼、18-8-1 ($Cr-Mn-Cu$) 鋼に比し最も良い。又 18-8-1 鋼に就ての他の試験では混酸以外の酸類には少しも侵されず且果實汁にも腐蝕されず全般的に 18-8 鋼に勝れて居る。

(Y)

ベリリウム鋼に就いて (By Dr. Kroll. Metals and Alloys. January, 1936.) C 鋼に Be を入れると粗い脆い組織を呈するが

Ni を同時に入れると此の粗い組織が消える、4.77% Ni に 1% Be を含む鋼は良好なる Ni 鋼に似た緻密な組織を呈するが Ni を含まぬ 1% Be 鋼は非常に粗い組織を呈する、又 Ni を加へると硬化に必要な Be の量を減ずる 4.77% Ni, 1% Be 鋼は最大硬度 B. H. N. 600 をあらず、焼入したものの硬度はブリネルで 225 から 425 の間であるから或程度に加工出来る、Be 1% なら Ni 21%迄硬度を上げるがこれ以上加入すると焼入しても時効しても急激に硬度低下しブリネルで約 200 になる、第 1 圖は 1,100°C より焼入し 450°C で時

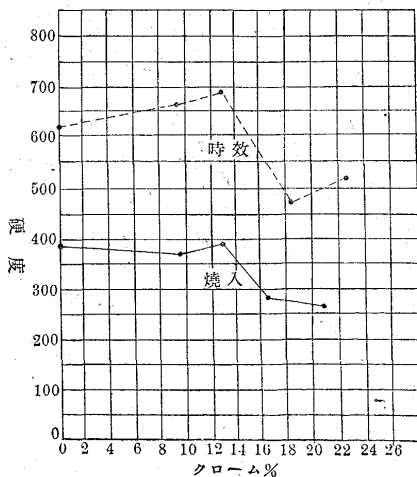
第 1 圖
Be 1.02% の鋼に Ni の加入量を變化させた場合の硬度



効させたものである、1,200°C から焼入し 700°C で時効したものは Ni 21% 迄餘り違はぬが 21% 以上加入すると時効硬度 350 となる、これは α 鐵は比較的低い温度で硬化するも γ 鐵は高い焼入

第 2 圖

Ni 6.25% Be 1.05% の鋼にクロム
加入量を變化させた場合の硬度



温度並に時効温度を要する爲である。

尚 Be と Ni は α 鐵と γ 鐵を作る作用に於て相反してゐる。

次に Cr を Be 鋼に入れると α 鐵が急に出てくる、Cr を入れても時効硬度には著しき變化はないが、12% Cr, 1.05% Be, 6.25% Ni の鋼は非常によい組織を呈しブリネルの 675 迄硬化出来る。

Be を含む Ni, Cr 鋼は比較的耐蝕性が強く

ないがそれでも Cr 鋼に比すれば優れた點もある。

第 1 表

C-Cr-Ni 鋼と C-Cr-Ni-Be 鋼の比較

成分	熱處理				硬度
	C	Cr	Ni	Be	
I	0.34	13.7	0.45	—	950°C より油焼入し 450
II	0.11	19.0	8.70	1.19	500°C で 2 時間おく 505
腐蝕減量 g/h. m ²					
	HNO ₃ (1.04)		HNO ₃ (1.23)		CH ₃ COOH (1.06)
	冷 温	冷 温	冷 温	冷 温	HCl (1.017)
I	0.05	0.20	0.07	0.4	0.05 不定 3.0
II	0.012	0.24	—	4.5	0.024 0.59 0.16 40.5

Be 鋼の耐蝕性は α より γ の組織の時に強い。

Be は Be₂C なる炭化物をつくり Be 鋼の脆性の原因をつくる。實際的に最良の Be 合金は 12% Cr, 7% Ni, 1% Be で C が無いものがよいのである、これは最良の Cr 鋼の耐蝕性を有し且つ硬度もブリネルの 675 を有す。

Ni を含み多量の Be を含む鋼は適當の成分の配合と熱處理に依り抗磁力及び残留磁氣の値を高める、又 Be は導磁率を高める爲めにも有効であり普通のダイナモ鋼の導磁率を高める。

次に Be は O₂ 及び S と強い親和力をもつので脱酸剤として有効であり高温に於ては Ca と結びついた S 及び O₂ とさへ結びつく、これは即ち Be の揮發性が低い爲めで Ca が瓦斯として出る時に Be は安定に残る。

生成熱及び揮發性は次の如し。

生成熱	蒸氣壓 760 m/m. °C
CaO 151.9 cal	Ca 1,439
BeO 145.3	Be 2,970
MgO 143.9	Mg 1,107
1/3 Al ₂ O ₃ 126.9	Al 約 2,400

BeO と CaO の生成熱は殆んど一致してゐるが Be は Ca の 2 倍の高い温度で揮發してゐる、かゝる事實から考へて Be は Ca より鐵の中に熔解しない鋼浴中の良いクリーナーである。

Be は O₂ との親和力が非常に強から鋼浴の中にも爐又は取鋼の壁にも容易に還元され酸化物が存在しない事は確かである、かかる場合 Be は耐火度高い BeO の皮をつくる。

SiO₂ 及び FeO を含む熔融鋼浴には Be を加へる前に上皮をすくゝる取つてやる、空氣とふれてゐる湯の面は BeO の薄皮がある爲め比較的 Be の損失は少ない。

Be と S の親和力は Cr, Zr, Ti 等とよく似てゐるが遙かに強く BeS の形で 0.76% S を含むものはかゝる S の含有量多いにも拘らず薄板にたやすく延ばされた Be は鐵の中に熔解するから Cu や Li 等より脱硫速度は遙かに大きく且つ強い、然るに脱硫に用ひられる Be の量は極く少くてよいのである。

Be 鋼で考慮すべきは Be と C の関係で Be₂C なる炭化物は大氣中で徐ろに CH₄ をつくり分解される其故 Be₂C が出來ると化學的抵抗は減少するし高温鍛造性は無くなる。

Be は青化物の浴中及び N₂ 中に於ける表面硬化の深さを増加する Be と P, As, N₂ との作用は未だ明らかでないが Be が此等の不純物と化合物をつくるらしい。

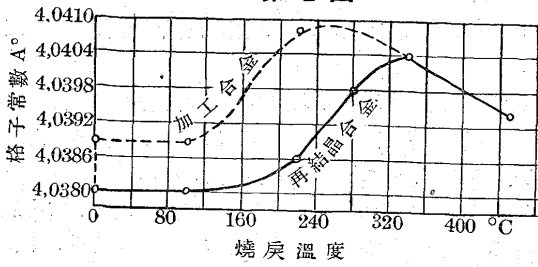
Si に類似して Be はスプリングの弾性を増す上に於て Ni 鋼に於て重要なものである、Be の値段は次第に需要が多くなつた爲めに下りつゝある、今後 Be の興味ある用途は Be の僅少の加入に依る特殊鋼の脱酸脱硫にあると思ふ。

(根守)

8) 非鐵金屬及合金

Al 中の Si に依る固溶體の崩解機構の研究 (M. I. Zacharowa, ZS. f. Phys. 96 (1935), 754/60) 過飽和固溶體を高温で焼戻す時は第二相の析出を起し、夫に伴つて機械的性質の改善される事が認められてゐる。低温度或は室温で焼戻す時は第二相の析出は顯微鏡的にも X 線的にも認め得ないが機械的性質の改善は最高値に達す。之は固溶體の結晶格子内に起つた變化であると報告されてゐる。著者は 1.5% 及 2.0% Si の Al 合金の加工せるもの及再結晶させた合金に就て固溶體の崩解の焼戻温度及び時間に對する關係に就て X 線的研究及硬度試験を行つた。2% Si 合金は焼入直後に 0.44% Si が第二相の結晶として析出されてゐる、1.5% Si 合金は

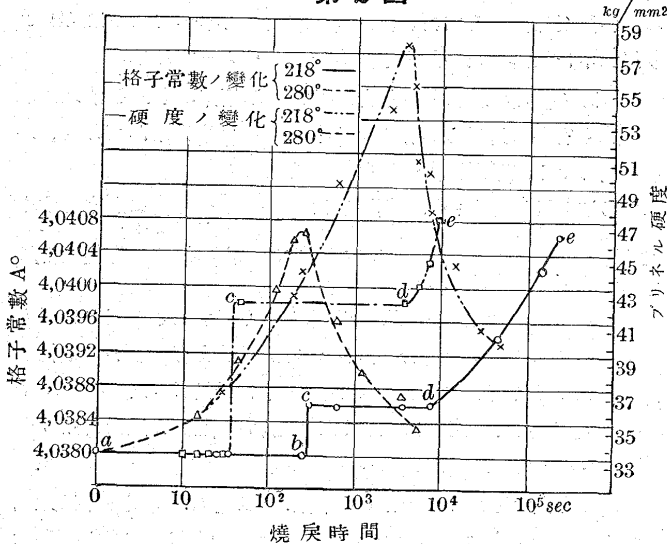
第1圖



焼入に依り均一組織となる。第1圖は焼戻時間を1時間とした時の曲線で再結

晶せる合金は 218°C で崩解を始め、340°C で其最高に達す、更に温度が昇れば却つて Si が溶け込む。加工せる合金は加工に依つて既に崩解を始め、約 218°C で其の最高に達し 340°C 前後より弾性歪力消失し曲線は再結晶合金の夫と一致する。焼入せる合金に Si の結晶が存在することは固溶體の崩解速度に影響せぬが、しかし濼め與へた粘性變形は崩解速度を促進する。第2圖は焼戻温度を 218°C 及 280

第2圖



°C に定めた時の等温崩解で、加工せざる合金の崩解状況は其の構造の變化に關して、(1) 潜伏期 (曲線 a-b)、(2) 自發崩解期 (曲線 b-c)、(3) 析出相の結晶の成長凝集期 (曲線 c-d-e) なる三段階に經過する。潜伏期には固溶體の格子常數には變化無く、合金の硬度上昇が認めらる。之はデュラルミンの 20~150°C に於る成熟現象と同様な所謂成熟が起り局部的に溶解元素の原子の集中を生じて新しい相の析出の準備となるものである、尙潜伏期は温度の低下する程其の時間大となる、自發崩解期後の數時間は固溶體の濃度がある一定値を保つて經過する (曲線 c-d)、此の段階では固溶體の均一相中である變化が進行し第二の崩解 (曲線 d-e) の準備をなす。崩解の自發性に依つて多數の結晶の中心が現れ之が崩解的の結晶と、一定の過飽度の固溶體との間に一種の准安定平衡を現出することになる、第三期の成長凝集期では (曲線 d-e)、一種の相互に重複せる平衡状態の連続と考へらる。硬度曲線は潜伏期、自發崩解期を通じて連続的に上昇する。而してこの硬度上昇は潜伏期に於るものが硬度上昇の割合大である、硬度の最高値は第三期の開始點で得られる、これは一方で析出せる結晶の擴散度が一値に達し、他方固溶體内に溶解せる元素の原子が單原子でなしに、ある程度に凝集 (Gruppierung) する事に基くもので崩解相の結晶が更に成長すれば硬度は著しく減少する。 (佐藤)

パビットの物理的性質 (O. W. Ellis. Metal progress Feb '36) Sn を主成分とする軸受金屬即ちパビットは Sn, Sb, Cu の外に安價にするために約 30% 迄の Pb を入れたものである。この合金の性質を改良する元素に Cu があり Zn, Al は特にきけねばならない。As, Bi, Fe は又ある極限以下にせねばならぬ。A. S. T. M. の No. 1 及び S. A. E. No. 10 は大體同じで Sn 90, Cu 4.5, Sb 4.5 である、このパビットは特に流動性大で例へば航空機關の様な薄い裏付の物に用ひられる。S. A. E. No. 11 は Sn 80, Cu 5.7, Sb 6.7 で幾分硬い合金でシャフトの軸受の様に高壓の部に用ひられる。No. 12 は Sn 60, Cu 3, Sb 10.5, Pb 26 で安價な合金で普通の壓力の部分に用ひられる。凡てこれ等の成分は Die Casting に適する様に出来てゐる。As, Zn は軸受合金では望ましくない。ある報告によると As は凡ゆる温度に於て變形を防ぐと稱してゐる。然るに Zn は 100°F では同様の性質を有するが常温では何等影響がない。Zn は顯微鏡組織に非常に影響し Sn, Sb の角な結晶を結合させ星形の組織とする。普通軸受合金は赤味を帯びてゐるが Zn が僅か 0.032 入ると白くなる。約 1% 位の少量の Al は矢張組織を變化させ角い結晶を無くする。Al を含める物を急冷して凝固させると緻密な球狀の組織となるが Al が少量の Cu 及び Sb と結ぶと徐冷の際には鑄物の表面に昇つて來る。Bi は Sn と結んで m. p 279°F の共晶を作り多量に入れると強さを下げる。Sn の多い例へば A. S. T. M. No. 1 では Pb の極限は 0.35% である。Pb は 300°F 以上では非常に強さを害する。これは Pb の共晶は 360°F で溶けるからである。Cd は Pb が含まれてない場合には組織には大した影響がない。Pb があると Cd, Pb, Sn が m. p 293°F の三元の共晶を作る。さればこの結合のあるものを 293°F 以上に熱すると種々の故障を生ずる。

A. S. T. M. 規格の種々の軸受合金に關しては Free Man 及び Woodward の研究がある。著者は G. B. Karelitz と共力して Sn-Sb-Cu 系を Sb 10%, Cu 8% までの物に就き研究した。この結果は Trans, Ame, Soci, Mech, Engi 1928 に發表してゐる。この結果によると兩者共にその極限内では硬度及強さを増してゐる。例へば Cu 0.5, Sb 2 のものは B. H. N. 9.5 抗壓力 7,560 lbs/□'' であるが Cu 0.5% Sb 8% にすると B. H. N. 13.6 抗壓力 13,960 lbs/□'' となる。之に反して Cu を増せば又同様に Cu 8% Sb 2% は B. H. N. 15.3 抗壓力 12,080 lbs/□'' で Cu 8% Sb 10% では 30.4 及び 18,420 となる。Cu 3.5, Pb 0.25, As 0.03 の合金を 300°F の型に 660°F で鑄込んだものゝ endurance, limit は Sb 3% では 3,400 lbs/□'' で Sb 6% では 4,400 lbs/□'' となり Sb 9% では 4,800 lbs/□'' になる、又抗張力は 7,800, 11,200, 13,500 と上り硬度は B. H. N 15, 21, 26 と上つてゐる。

A. S. T. M. の No. 1 及び No. 3 と略々同様のものゝ衝擊抗力を Hershman 及び Basil が研究した。凡て Izod で No. 1 は常温で 2.5 ft-w, 300°F で 3.2 ft-w と上り 400°F で 2.2 ft-w と下つてゐる。No. 3 (Sn 83, Sb 8.3, Cu 8.3) は常温で 0.75 ft-w で 400°F では 1.25 ft-w になつてゐる。

Hershman 及び Basil は又摩耗試験を行つた。試験機は Amsler の試験機を一寸變へたもので網の輪は B. H. N. 240 のものを使用した。load を 5 lb とシクロソ油を注入した。

1,000 回轉後の重量の減少を見るに No. 1 も No. 3 も略々同じで他の A. S. T. M. の軸受合金よりはるかに少ない。No. 8, (Sn 5, Sb 15, Pb 80, Cu 1.0, As 0.6, Cu 0.2, Ni 0.2) は No. 1, No. 3 の

約3倍の摩耗量を示した。次に Macnaughtan は $Cu\ 3.5, Pb\ 0.04$ の軸受につき Cd の影響を研究した。 $Cd\ 1\%$ は $Sb\ 4\%$ のものでは抗張力 $800\ w/cm^2$, $Sb\ 12\%$ のものでは $2,500\ w/cm^2$ 増し硬度は6~7増すことを知った。Göler, Sachs によれば高温に於ける強さも同増約 $350^\circ F$ 迄は増してゐる。高温に於ける強さは成分が一寸變ると大變變つて来る。 Bi, Pb は Sn と結んで作る共晶の溶解度を下げる。例へば Sn の多いものでは Pb は $200\sim 250^\circ F$ で強さを下げる。Boegehold 及び Johnson の報告によれば Sb, Cu 共に 7.5% の合金に $2\% Pb$ を加へると $400^\circ F$ に於て Compressive flow point を $500\ w/cm^2$ から 200 に抗張力を $1,600$ から 500 に伸びは 116% から 10% に下げる。(及川)

Al 及 Al 合金の氣體及液體に依る酸化 (V. S. Zorin: Leg-kie Metally, 10 (1935), 12) 著者は Al 及 Al 合金に及ぼす氣體及液體による酸化の影響を調べてゐる。酸化被膜の厚さが増加すると寧ろ腐蝕に対する抵抗が増加したと述べてゐる。試料は凡て脱脂して苛性曹達に浸した後水洗滌を施し乾燥器中に保存した。然る後に酸化剤に接觸させる。處理後耐蝕試験を行ひ、非處理のものと比較した。

O_2 は室温に於てはデュラルミン、ラウタル及 Al には激しく作用した。然しながら Al 及其等合金の表面に強い耐蝕性被膜は生成しなかつた。 $550^\circ C$ で熱處理したものは熱處理しないものよりも耐蝕性に富む様に想はれる。之は酸化被膜の組成及組織が變化されると同時に、表面の平滑度が増し、機械的歪等が除去される爲であらう。オゾンに依る酸化も充分でない。

液體酸化剤としては硝酸、過酸化水素、磷酸及酸化混合液等を使用して實驗を行つたがあまり有効でない。要するに以上述べた酸化剤は工業的に Al の酸化を行ふには充分でなかつた。(森永)

金屬の酸化の研究 (Preston & Bircumshaw: Phil. Mag., 20 (1935),) 本文は Cu, Al を含む真鍮、青銅及 Mg 及其等の合金に就ての研究である。以上の諸金屬の酸化を常温から $400^\circ C$ 迄の範圍で實驗し、被膜の結晶構造は廻折法で吟味してゐる。X 線分析の實驗結果と比較して、酸化物或は酸化物の存在等に就ては一致した。 Cu の被膜は常温 $100^\circ C$ の空氣中、大氣壓で $183^\circ C$ の温度の酸素氣流では、主として Cu_2O のみ生成し CuO の痕跡は認められなかつた。 $Al\ 1.96\%$ 及 2.0% を含む真鍮は Al を含まぬものに比し $100^\circ C$ では前者には Cu_2O の生成を認められないが、 $183^\circ C, 400^\circ C$ では前者、後者ともに Cu_2O を生成した。

Al が $100^\circ C$ で酸化を防ぐことは考へられないので、非結晶質のものを表面に生成して、結晶質の特性を示す廻折を示し得ないのであらうと説明してゐる。 $Cu\ 89\%, Al\ 7\%, Mn\ 4\%$ を含む組成の Al 青銅は $100^\circ C$ で空氣中で加熱すると特殊なスペクトルを示した。 $183^\circ C\ O_2$ 中で 10 分加熱すると褐色の被膜が生成する。之は Cu_2O に相當し、 $400^\circ C$ で加熱すると紫の干渉色が現はれる。之は MnO_2 に相當するものであるが、何れの場合も Al_2O_3 の存在は認められなかつた。純 Mg を常温 $400^\circ C$ 等で O_2 等で加熱すると MgO に相當するものが現はれる。空氣中で $100^\circ C$ 加熱のものは非常に散亂して線が精確に測定出来ない。

$Mn\ 1.2\%$ を含む Mg 合金も純 Mg と同様で MgO の存在を示すが、 $100^\circ C$ に加熱したものはスペクトルが明瞭を缺く。 $Zn\ 4\%, Mn\ 1\%$ を含む Mg 合金は常温 $100^\circ C$ 及 $400^\circ C$ の O_2 中加熱に於て何れも MgO と ZnO が存在する。 $Cu\ 15\%$ の Mg 合金は常温に於ても、 $100^\circ C$ に加熱した場合も MgO の存在を示し $400^\circ C$ の場合

も同様であつた。 $Mg\ 0.5\%, Cu\ 4\%$ を含む Al 合金は $400^\circ C$ の O 中で加熱すると MgO のスペクトルの特性に相當する2本の淡い線が現はれる。斯くの如き濃度が低くても Mg の酸化が先に起る。研磨面の酸化膜の方向は、 Cu の如く一定面積に對する金屬原子の密度の大きい酸化結晶中の平面は研磨面に平行に並ぶ傾向がある。 Zn 及 Mg の酸化膜に就ても同様なことが云ひ得る。(森永)

青銅の電気鍍金 (C. Bechard, Metal Progress, March, 1936) 黄銅の場合には陽極として Cu 及 Zn を使用する。此場合液の濃度の調節は兩者を適當なる比で液に漬ける事に依り行ふ。Bair 及 Macnaughton は且て銅青化ソーダと錫酸ソーダのアルカリ液から厚さ $0.03''$ の青銅の鍍金を得た。液中の Cu 及 Sn の濃度を變へて異なる成分の鍍金を得、又陽極として燒鈍した青銅鑄物をも使用せり。分布力は大き且鍍金も緻密で $0.0002''$ に何等の孔もない點は Ni 鍍金が $3\sim 4$ 倍の厚さとするも有孔性があるに比し Cr 鍍金の下地として優れてゐる。

本研究は青銅極は使はず Cu 及 Sn の別々の極に依れるものである。 Sn 及 Cu のアンモニウム蓆酸液では此方法では液の濃度を一定に保つ事は不安定で困難である。良好なる結果は次の如きアルカリ液に依り得られた。

A 液	結晶銅青化加里	200 g/l
B 液	無水第二鹽化錫	250 g/l
	苛性加里	300 g/l

兩液を適當なる比に混合して更に $4\sim 5$ 倍に稀釋し青化加里 $5\sim 10\ g/l$ を加ふ。極は3個使用す即ち Sn, Cu 及炭素で之等は parallel に結び各固は抵抗に依り電流密度を調節し得る如くす。不溶性極は有孔性壺に入れ其役目は Sn イオンを四價に保ち且陽極と陰極の効率の均衡を保つ爲である。液の攪拌は實施するがよい。陽極の電流密度が増すと Sn の電着が良くなり温度を上げると Cu の電着が良くなる。

試験の結果美麗なる青銅鍍金は次の如き條件にて得られた。

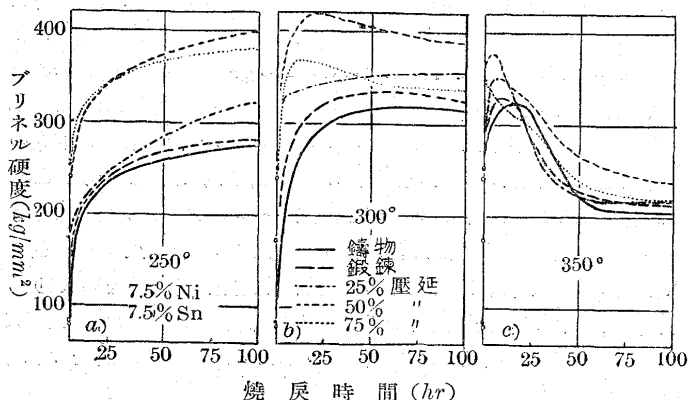
A 液	120 cc.	B 液	80 cc.	水	800 cc.
温度	$175^\circ F$	陰極電流密度	$5\ amp/cm^2$	(銅に鍍金する場合)	
Sn 陽極電流密度	$15\ amp/cm^2$	(Sn の上に Cu の電着を防ぐ爲に高くす)			
Cu 陽極電流密度	$1\ amp/cm^2$				

得たる鍍金の厚さ $0.004''$, 硬度 $410\sim 440$ 。重要な條件は Sn イオンを常に四價の状態に保つ事で若し二價になると spongy になる傾向を示す。(M)

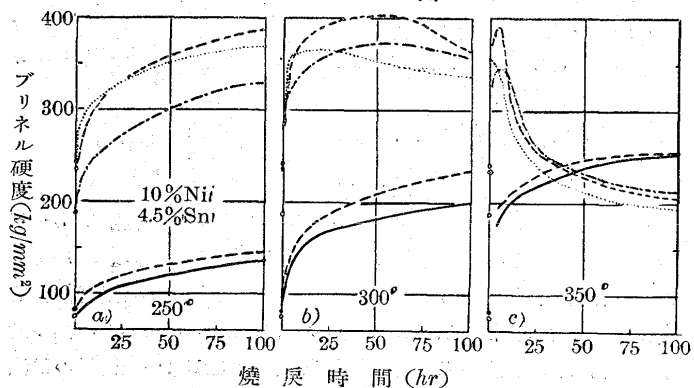
Cu-Ni-Sn より成る時硬性青銅に就て、II 鍛鍊合金 (E. Fetz, Metallwirtsch., 15, 1936, S. 167/70.) Ni は Cu と總ての割合に固溶體を作る故に Ni 及 Sn を同時に固溶する $Cu(\alpha)$ 合金の展延性に及す Ni の有利な影響を豫想する事が出来る。然し Ni 含有量の増加に伴ひ此の合金の有効時効温度が高まる、従つて之が合金の軟化温度以上に達する事の有無が問題になる。著者は先づ二元の錫青銅及ニッケル青銅の冷間硬化及其の安定性に就て實驗した。試料は 5 及 $12.5\% Sn$ 並に 12 及 $20\% Ni$ を含む青銅を以てし、壓延速度、壓減率を一定とし種々なる温度に 30 分加熱後急冷してロックエル硬度を測定した。其の結果に依れば、(1) 錫青銅は同一加工率にて銅地金 ($0.25\% Mn, 2\% Zn$) よりも著しく硬化する、(2) $Cu-Ni$ 合金は其の中間に位し Cu 側に接近してゐる、(3) 錫青銅の軟化温度は銅地金よりは約 150° 高まり、 $Cu-Mi$ 合金は約 350° 高い。(4) 錫青銅は約 300° の廣い温度範圍に亘つて軟化し $Cu-Ni$ 合金は約 100° の狭い温度範圍にて軟化する、(5) 軟化安定性の臨界温度は此の實際條件では Sn 或は Ni の含有量とは無關係である。

次に Sn 及 Ni を同時に固溶する Cu 合金の鍛錬の影響を研究した。試料は高周波電氣爐で熔解し金型に鑄込み、壓延する前に豫め

第 1 圖



第 2 圖



760~820°C で 5.時間焼鈍した。其の結果は先の實驗から豫想し得る如くに錫青銅の硬化性は Ni を添加する事に依つて減少する。故に壓延荷重を高め中間焼鈍を純錫青銅の時よりも減ずる事が出来る。尙 Cu-Ni-Sn 合金の加工硬化性を二元合金の夫と比較するに、原子%を以て計算すれば各二元合金の硬化性を加へ合せた効果と等しくなる。更に Cu-Ni-Sn 合金の時効と豫め與へた常溫加工との關係に就て實驗した。試料は (A) 砂型鑄物、(B) 金型鑄物を中間焼鈍を施して初めの 1/15 の厚さまで壓延して焼入、(C) 金型鑄物を鍛錬し 75% 壓延した後時効させた。之等三種の試料を 250~350°C で 100 時間焼戻した結果は第 1 圖及第 2 圖に示す如く、之より次の結論を得た。(1) 鍛錬せるものは砂型鑄物に比べて其の得らるべき最高硬度を上昇させる、(2) 鍛錬に依つて時効作用を促進する、(3) 冷間壓延状態で時効させた場合は特に時効作用の促進が著しい、(4) 加工硬化は 280° 以下の時効では消失する事はない、(5) 冷間硬化を重複させる時は單に時効のみに依る時よりも最終硬度を高める。著者は之等の結果に對して次の如く論じてゐる。(1) 鍛錬合金の最高硬度が砂型鑄物より高いのは時効に依る爲でなく、均一組織なる壓延合金の硬度が元來、より高い事を表はしてゐるものでは鑄造組織の分割及再結晶並に鑄着に依る結晶粒境界の結合状態の改善に負ふものである、(2) 鍛錬合金の時効経過の迅速なのは、再結晶した材料は著しくモザイク構造をなし、鑄造材料よりも凝集區劃が小さく従つて原子が析出するためにこの境界即ち格子の攪拌位置迄、速に移動し得る事に基く、(3) 熱的核生成及夫に次ぐ結晶成長を促進させる熱力學的ポテンシャルが溫度或は組成を變化せしめずして高まるために壓延状態で特に時効促進が顯著となる。第 1 圖及第 2 圖より、時効速度の大なる程冷間加工の間に貯へられる位置のエネルギーが大なる事が分る。(佐藤)