

抄 録

2) 耐火材、燃料及驗熱

熔鑪爐操業に及ぼす骸炭の性質に就て (Brooke, W. J., H. R. B. Walshaw and A. W. Lee: Iron & St., Inst., Sept., 1936) 著者は曩に骸炭を製造する場合微細に粉碎せる粉骸炭を使用する事の有益なるを知らたので、更に骸炭爐で此の作業方法の影響を確認する爲に種々の試験を行たが、第1表にこの結果を示す。著者は

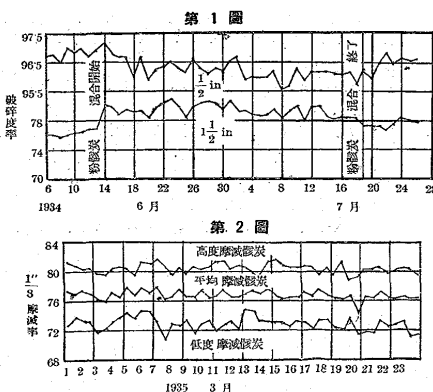
第 1 表

石炭番號	破 碎 度 試 験					
	4"	3"	2"	1 1/2"	1"	1/2"
標準石炭混合物—5%粉骸炭	—	11.1	55.9	76.1	90.1	96.4
同 上 —粉骸炭無し	3.1	9.1	42.5	72.0	90.9	96.9
No. 19 粉 炭—5%粉骸炭	—	26.5	68.7	82.9	91.0	96.5
同 上 —粉骸炭無し	—	12.2	56.7	78.1	92.6	97.0
No. 20 粉 炭—5%粉骸炭	—	21.2	62.4	80.6	91.0	96.7
同 上 —粉骸炭無し	—	8.1	46.0	70.6	89.4	97.0
No. 15 粉 炭—5%粉骸炭	2.5	16.4	62.0	79.6	91.4	96.6
同 上 —粉骸炭無し	—	2.7	47.5	74.7	90.9	98.0
No. 25 粉 炭—5%粉骸炭	5.2	13.1	39.2	58.9	79.6	94.5
同 上 —粉骸炭無し	—	—	25.9	58.2	84.9	95.4
No. 11 粉 炭—5%粉骸炭	—	7.0	62.0	78.2	91.8	96.4
同 上 —粉骸炭無し	—	4.9	50.0	75.6	91.5	97.4
No. 18 粉 炭—5%粉骸炭	29.2	51.9	72.0	80.4	87.9	94.7
同 上 —粉骸炭無し	—	6.0	52.7	73.0	89.7	96.7
No. 16 粉 炭—5%粉骸炭	—	14.5	61.7	80.1	91.4	96.4
同 上 —粉骸炭無し	2.0	13.7	57.5	78.5	92.7	97.4
No. 14 粉 炭—5%粉骸炭	24.2	43.0	67.6	78.4	87.0	94.5
同 上 —粉骸炭無し	8.0	26.5	64.1	74.9	84.2	93.5
No. 21 粉 炭—5%粉骸炭	5.5	25.4	59.1	76.0	87.7	95.2
同 上 —粉骸炭無し	—	20.1	62.9	76.4	89.4	95.7
No. 6 粉 炭—5%粉骸炭	6.7	19.7	66.6	83.2	92.2	96.9
同 上 —粉骸炭無し	—	12.5	59.4	79.2	91.7	97.0

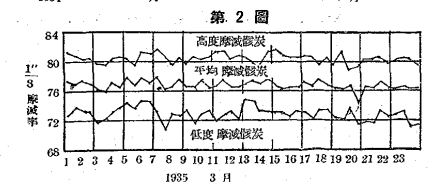
有効に大規模に行ふ爲に粉骸炭乾燥器、ロッドミル及びコンベヤより成る小型粉骸炭混合装置を作た。微粉炭に混合すべき粉骸炭の割合は4%にした。

小骸炭を乾燥して水分約12%となしたる後ロッドミルで粉碎しこの粉骸炭を小流にして微粉炭と充分混合させた。出來た骸炭を普通方法で試料採取してその破碎度試験を行た結果之は改良されてゐた。毎日の破碎度試験結果を第1圖に示すが之によると1 1/2" のものは改良され、1/2" のものはその率減少せるを見る。破碎度率の改良に伴ひ熔鑪爐で消費される燃料の減少を期待したのであるが、却て反對の結果を生じ、屢々棚落が起て狀況は一層悪化した。

粉骸炭を混合せる骸炭の摩擦抵抗をコックレーン摩擦試験機で試験せる結果は



第2圖



甚だ摩擦し易く 1/8" のもので 68.4%であつた。

その後標準コックレーン摩擦試験機が作られたが、之は骸炭の破碎度及び摩擦試験の兩方面に就て試験し得る様装置されたものである。骸炭の此の二性質は高爐操業上重要な事で、之等の試験結果として破碎度率の高い骸炭はその摩擦率低く、その逆も同様なる事が解た。この兩極端の骸炭は共に高爐用としては不適當であると思はれたので之を檢べる爲に2種類——一つは光澤ありて硬く銀色をなせるもの、他は多孔質で光澤なきもの——の試料を採り之等の破碎度率、摩擦率に就て實驗せる結果は第2表の如し。之より見てこの兩試験を行ふ事の必要性が解る。この外に尙三角摩擦試験と云ふも

第 2 表

骸炭の種類	破 碎 度 率			摩 減 率	
	2"	1 1/2"	1"	1/2"	1/8"
緻密で光澤あるもの	41.5	71.4	89.7	97.1	81.0
多孔質で光澤なきもの	64.7	81.4	90.8	96.3	66.0

のが行はれ始めたが、之は摩擦する骸炭の割合を示すものであつて第2圖にこの代表的摩擦試験結果を示す。

次に骸炭用微粉炭を分級する方法としては、之はボタン試験として知られてゐるが、その膨脹力で等級が定められる。即ち微粉炭1gを一定時間標準加熱状態の下に坩堝中で加熱し、出來た骸炭のボタンの大きさに依てその膨脹力を定めるのである。本方法に依ると總て使用せられる微粉炭の膨脹力を決める事が出来る。本方法に依ると總て使用せられる微粉炭の膨脹力を決める事が出来る。この應用として車型ティップラーのついてゐる4組より成る碎炭機が作られ之によると微粉炭はその膨脹力により4等級に分類される。

次でボタン試験の應用として Sheffield 膨脹力試験として知られてゐる方法が発見されたが、之に依ると微粉炭の眞の膨脹力を測定し得る。此の方法に依れば同一炭種の微粉炭でも或るものは膨脹力高く、又或るものはその率低いといふ事實も窺ひ得るのである。第3表に使用されたる各種粉炭の膨脹率の範圍を示す。之は各石炭に就て15~20回の試験を行ひ12ヶ月間に渡る結果を示してある。本表の下方では見掛けの膨脹と收縮との間の相違の爲に眞の膨脹は示されてゐない。實際にある種の石炭、特に眞の膨脹率が零である

第 3 表

骸炭用粉炭 No.	平均收縮率 %	見掛け平均膨脹率 %	眞の膨脹率 %	骸炭用粉炭 No.	平均收縮率 %	見掛け平均膨脹率 %	眞の膨脹率 %
1	22.2	125.3	103.1	14	22.0	59.8	37.8
2	23.3	117.7	94.4	15	22.8	55.3	34.4
3	17.6	98.3	80.7	16	23.1	57.3	34.2
4	26.6	104.4	77.8	17	26.9	61.0	34.1
5	24.6	100.6	76.0	18	22.5	41.7	19.2
6	20.6	92.1	72.1	19	20.9	39.2	19.0
7	23.1	92.9	69.8	20	19.3	32.0	12.6
8	19.8	75.7	59.9	21	18.3	28.3	6.5
9	26.8	79.6	52.8	22	22.1	17.4	2.8
10	24.6	73.7	49.1	23	21.7	8.9	0.6
11	20.7	67.4	46.7	24	23.5	—	—
12	25.2	71.9	46.7	25	23.5	1.8	—
13	21.9	66.8	44.9				

石炭を他の微粉炭と混合する時には膨脹率は零になる。即ち2種類の石炭を混合する時この膨脹率は個々の膨脹力の數學的平均値よりも小になる。この例を示すと第4表の如し。

次に骸炭に及ぼすベルト運搬の影響に就ては、之にはベルトコンベヤの各所の骸炭に就て分粒試験を行った。骸炭は振動式篩を 通料

	収縮率 %	見掛け膨脹率 %	眞の膨脹率 %
X 粉 炭	25.7	54.6	28.9
Y 粉 炭	23.5	1.8	0
50%X+50%Y	24.9	10.0	0

位 置	篩による骸炭率 %					
	4"	3"	2"	1 1/2"	1"	1/2"
クロスベルト	3.8	19.3	63.7	81.7	94.1	99.1
第1回垂直落下後	2.8	17.0	63.6	81.8	94.1	98.8
第2回垂直落下後	1.8	13.2	57.9	78.1	92.5	98.4
第3回垂直落下後	1.1	10.7	53.6	76.4	91.8	98.4
第4回垂直落下後	0.5	6.8	48.5	73.8	91.2	98.2
載炭器に落下後	—	1.9	30.8	60.9	84.6	95.5

つて後、水平に 560'~0' 垂直に 4 回 30'~0' 移動後載炭器に入るが、骸炭の試

試料採取の位置	破 碎 度 率			摩 減 率	
	2"	1 1/2"	1"	1/2"	1/8"
振動式篩の後	55.7	76.5	90.9	97.0	75.1
最終載炭器の前	62.1	78.8	91.3	96.8	75.9

は第5表に示す如く6ヶ所に於て採取し4'以下1/2'迄の篩で分粒試験を行ったが骸炭が爐に運搬される時には相當破壊されるのが解る。次に破砕度率、摩減率に及ぼす影響に就ても検べた。この結果を第6表に示す。

次に粉炭を基だ微細に粉碎する事に依て骸炭の性質が改良されはしないか否かを検べる爲、ロッドミルを用ひ大規模に多量粉碎する實驗を行った。全體で7種類の試験を行ったが、各試験で2個の爐を使用し、一方の爐には最も微細に粉碎せる微粉炭を他の爐には之より粗大なる粉炭を装入した。之等7種の石炭試験及び骸炭試験の各結果を第7表及び第8表に示す。之等の試験方法を簡単に説明すると1の試験では微粉炭を貯藏載炭器より取り出してロッドミルで粉碎して後之を充分一つの爐に装入し、他の爐には之より少し粗い粉炭を同様なる方法で装入したのであるが、二つの場合共に骸炭の性質は相當改良された。之等の試験では一方の爐には微細なる粉炭を他には之より粗大なるものを装入する所謂對をなせる試験を行ふ事が良く、總ての状態を成るべく同一にしなければならぬが各爐に充分なる同一の微粉炭を装入する事は決して容易な事ではない。故に第2の試験では試料は各時間に渡りコンベアベルト上の互ひに近接せる2つの場所に於て連續的に少量採取して試験した。併しこの方法は甚だ複雑せる故第3の試験では微粉炭の4個の車を撰び爐に装入すべき微粉炭が充分得られる迄等量を採取する如き方法で之等の車より人手で微粉炭をロッドミルバンガーに入れて、ミルで

第 7 表

試 験 番 號	粉 碎 結 果				ロッドミルに於けるバーの數	水 分 %	ボタの等級	装 入 石 炭 量		コークス化時 間 分		Sheffield 試験 膨 脹 率 %
	1/4"	3/16"	1/8"	1/16"				t.	Cwt.	14	23	
1 { 微 細	—	—	100.0	77.0	120	7.8	—	—	14	40	—	
	—	—	100.0	77.0	75	7.0	—	12	13	14		40
2 { 微 粗	—	—	94.3	54.7	50	8.5	5	13	11	14	23	計算値 45.2
	—	—	77.0	—	—	8.5	5	13	15	14	23	
3 { 微 粗	100.0	100.0	88.0	43.5	50	8.8	4	13	8	14	23	計算値 28.2 實際値 17.7
	97.7	94.0	80.2	31.2	25	10.4	4	13	12	14	38	
4 { 微 粗	97.2	91.3	76.2	31.4	28	9.8	4	13	8	14	38	計算値 20.0 實際値 9.4
	95.2	86.3	69.2	25.1	16	9.4	4	13	7	14	38	
5 { 微 粗	99.6	96.8	87.2	40.6	50	9.3	4	13	4	14	38	計算値 20.0
	97.4	88.2	70.6	27.0	16	10.0	4	13	9	14	38	
6 { 微 粗	98.6	95.3	81.3	50.8	50	9.6	5	13	6	14	38	計算値 41.0 實際値 35.6
	94.3	86.6	68.9	43.3	16	10.0	5	13	9	14	38	
7 { 微 對 象 試 験	99.7	98.0	89.5	64.1	60	10.5	4-5	13	6	14	0	計算値 38.5 實際値 27.0
	99.7	97.6	89.3	62.7	120	10.8	4-5	13	9	14	0	

第 8 表

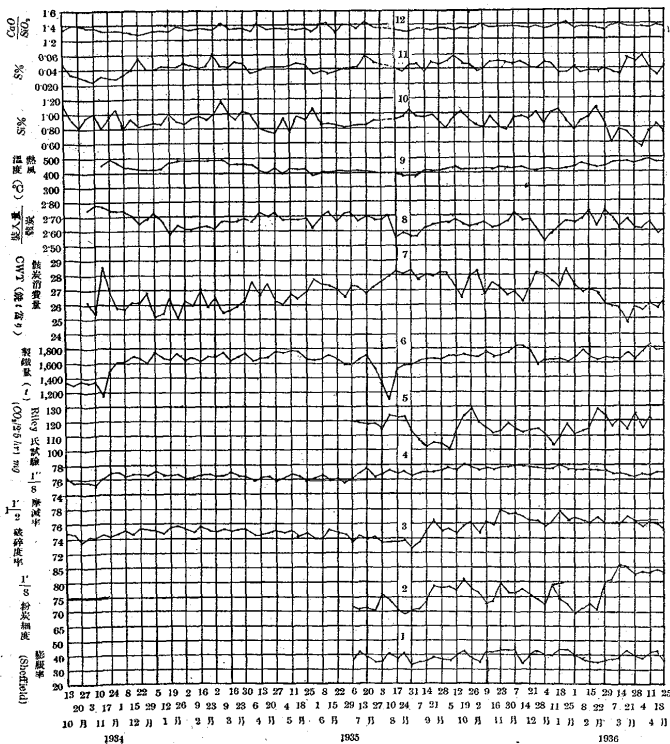
試 験 番 號	破 碎 度 率				摩 減 率			水 分 %	Riley 氏 濕 酸 化 試 験 CO ₂ /2 1/2 hr. Mg.	
					三 角 試 験					
	2"	1 1/2"	1"	1/2"	平均	高	低			1/8"
1 { 微 細	59.6	80.3	93.5	97.1	—	—	—	77.6	—	135
	61.3	83.6	93.8	97.4	—	—	—	76.9	—	143
2 { 微 粗	61.9	81.7	93.5	97.8	77.2	80.7	75.0	76.3	3.5	102
	60.8	79.1	91.5	97.4	76.6	79.2	73.4	76.6	3.5	103
3 { 微 粗	64.2	81.1	92.1	97.6	77.9	79.8	71.7	75.7	4.2	103
	60.2	77.2	90.4	97.5	77.5	79.6	73.4	76.1	4.4	106
4 { 微 粗	63.9	81.3	92.3	97.7	75.7	79.0	72.3	74.6	3.2	129
	63.2	80.3	90.7	97.3	75.9	77.7	73.2	76.1	4.0	125
5 { 微 粗	67.1	83.7	93.5	97.2	74.5	78.1	71.1	75.1	3.8	143
	62.0	80.0	91.6	97.9	74.3	77.7	70.3	74.9	4.4	147
6 { 微 粗	62.6	81.4	92.3	98.0	75.9	79.2	71.6	76.0	5.0	128
	57.6	78.6	90.4	97.2	76.1	79.8	72.1	76.1	5.2	118
7 { 微 粗	61.8	81.5	92.5	97.4	76.3	78.1	72.3	76.7	4.8	105
	64.9	80.2	91.6	97.1	75.2	80.5	69.6	74.7	4.0	104

粉碎し爐に装入した。この方法に依ると正確に同一の微粉炭を使用してその骸炭を比較する事が出来た。第4の試験方法は全く第3のものと同じであつて、唯粉砕度を減少し微粉炭の混合率を少し變更しただけである。第5の試験では同一の微粉炭を使用して第4の實驗を繰返したのであるが、この場合兩者の微粉炭は可なり細度の異なるものを用いた。第6の試験では混合物——之の膨脹力は前述の混合物よりも良好であつた——を微細に粉砕してその影響を檢べる爲に行つたもので、この結果は再び尙微細に粉砕した微粉炭はその破砕度率は増加した。第7の試験も上と同様の方法で行つたが唯異なる點は骸炭化の時間を14時間にした事である。

以上の實驗結果を考察するに、より微細に粉砕したる骸炭はその破砕度率は改良され得るけれどもその摩滅率の然らざる事が解り、又骸炭化する時間は一變更毎に餘分の爐を使用しなくても短縮し得る事を期待出来る。尙骸炭試験ではその細度は所期のものよりも小であつた事である。之に關して新式碎炭機を使用した、之は普通の混合微粉炭で1/8"を通すもの83~86%であつた。

最後に石炭、骸炭の諸性質と高爐操業上との相互關係を第3圖に示す。之では爐が吹入れを開始されてから18ヶ月間に於ける結果を示してある。曲線1は石炭の膨脹率、曲線2は微粉炭の大きさの程度を示す。之は周期的に上昇してゐるが、之は碎炭機の異なる爲で1936年2月22日よりの上昇は新式ハンマー碎炭機を使用せしに依る。曲線3は1 1/2"の骸炭の破砕度率で之は全期間を通じて明かに上昇してゐるのが認められる。曲線4は1/8"のものの摩滅率で可なり規則的に改良されてゐる。曲線5は骸炭のRiley氏試驗結果(濕式酸化試験)で使用せる微粉炭の多様性の爲他との關係を求め得なかつた。曲線6は製銑量、曲線7は銑t當り使用されたる骸炭量、曲線8は装入量と骸炭量の割合を示し、之は漸次降下してゐる。曲線9は一週期の平均熱風溫度、曲線10はSi量、曲線11はS量を示す。吹入れ當初のS量の少ないのは製産能力が未だ普通状態に達しなかつた爲である。S量は漸次減少せる傾向を示す。

第 3 圖



唯1936年3月14日より急激に増加してゐるのは不適當な鐵鑛を装入したのに原因してゐる。曲線12は鑛滓のCaO/SiO₂を示す。

上述の如く骸炭の性質と高爐の状態との間の相互關係を知る事は甚だ困難な事であるが、屢々起る種々の變化を注意すればその重要性を認め得るものである。(山本)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

平爐に依る特殊鋼の製造 (Foulkes, T. G: Metal Progr; Nov. 1936.) 平爐に於て特殊鋼を製造するには先づ原料が問題になるが使用鐵鑛は鹽基性に於てはMn 2%以上 P 0.35%以下 S 0.06%以下 Si 1.25%以下なるものを要す、Mnは最高2%としたのは脱硫作用を完全にせんが爲めである。Siは1.25%以下位では爐壁がSiO₂で犯される事が少いのである、酸性に於てはSi 1.75%位 P 0.035%以下、Mnは鹽基性の時の様に最低2%等と云ふ高い値は必要がない、合金劑として特殊鋼のスクラップを装入するがその成分は嚴格にしらべておくがよい。尙スクラップであるが酸性の場合にはP及びSは勿論低いのを撰ばねばならず0.035%以下を要す次に石灰石は成分均一のものでMgO/SiO₂少くCaO多きものを要す、燃料はガス、油、タール何れを問はずS低きものを使用する様にする。

合金鐵は品位の高いもの程よい。

扱て装入であるが石灰石を全装入量の10%加へる、石灰石は過量では熔解時間延び爐の壽命も短縮される。

鋼滓試料は精鍊中時々採取し速かに分析し、尙粘性を簡單なる何らかの方法で檢査し鹽基度と酸度を適當に調節する。

脱酸は最後の脱酸が特殊鋼製造上最も大切な仕事である、脱酸生成物は熔湯面上に浮び鋼中の介在物を除去し熔湯を清淨にする働きあり、14%の珪素鐵又はシリコスビーゲル或はスピーゲルを普通單獨に又は混合して用ふ。最初脱酸劑を加入すると一時沸騰するが次に又同脱酸劑を加入すると止む、又シリコスビーゲルを多量に一時に熔湯に加へて沸騰を起さしめぬ方法もある。最後の脱酸が終了した後は炭素量は適當になりこゝで初めてクロム鐵、マンガン鐵を加入して出鋼する、酸性鹽基性を問はずNi、Moは爐中に加入する。Niは金屬NiをMoはモリブデン鐵或はモリブデン鹽を加へる。此等の合金劑は酸化による損失がない爲め装入の時に初めに加へるか又は熔解或は精鍊時に加入する。クロム鐵は出鋼前約20分マンガン鐵は出鋼前約10分に加入する、これより早く加へると酸化による損失大となる。尙此等の合金劑は取鋼中に加へるより爐中に装入する方がよい、何故なら後者の方が一様に合金される利益がある、然しマンガン鐵は時には取鋼に加へる事もある。酸性の場合は珪素鐵は屢々爐中に加入するそれは鹽基性の時程酸化による損失が少ない爲めである。鹽基性の場合にはSiの規格に入り易い爲めに取鋼中に加へる、高珪素の鹽基性平爐鋼に於ては湯の均一性を得易い爲めに二重に取鋼にとることあり、珪素鐵を鹽基性平爐の爐中に加へると爐壁が時々著しく犯され酸化による損失も大である。鋼滓の鹽基度と酸度の比は適當のPを熔湯に保たしめる様に調節せねばならぬ。これには鹽基度と酸度の比を充分小ならしめねばならぬ、尙珪素鐵を取鋼に加入すると、鋼滓に邪魔される事がない利益がある。

ワナヂウム鐵も同様取鋼に加へた方がよい、Vは容易に酸化するから爐中に投入しては殆んど酸化されてしまふ、酸性の場合も矢張取鋼中に加へるが鹽基性の時程爐中に加へても損失が少ない事は確

かである、扱て何れの場合に於ても添加した合金剤の歩留如何は主として鋼滓の如何特に FeO の % 如何に原因する若し FeO が鋼滓中特に多量にある時は結局熔湯にも FeO が多い事になり合金剤の歩留は非常に低くなり、熔湯の脱酸も從て困難になる。然るに鋼滓中の FeO が余り低い時は鹽基性の場合には熔湯に P が戻る恐れがある。

精鍊の方が上手にいつたら次は造塊技術である。先づ造塊に於ては鑄型の清淨なる事を要す、鑄型の周圍はこれを保護する目的で適當の材料で塗布する事が必要である。

出鋼温度、鑄込温度は何れも光高温計で測定して適當の温度に於て行はねばならぬ。鋼塊鑄型は主として上部の大きいもの特殊鋼の造塊に使ふ鑄型の上には加熱された煉瓦製の部分をつくり鋼塊の下部が凝固しても上部の押湯の部分の湯が除々に冷却する様にする。

前述の鑄型の保護用塗布剤は普通タール、黒鉛、アルミニウム、ペイントである。此等の塗布剤を用ひないと鑄型の壁のスケールと熔湯とが化學反應を起す。尙熔湯のはねるのも防止する役目をする。

次に鋼の結晶粒の大小であるが從來種々議論されて來て居るが結局脱酸生成物の微細なる粒が固溶體の中に入つて結晶粒の微細化を起すものと考へられる。結晶粒の調整は微細のみならず粗粒の場合についても必要である。種々の物理的性質上粗粒を必要とする事が屢々ある、結晶粒の調整には Al が最もよく用ひられる、 Al を少量使用すると一般に粗粒のものを得るし多量に使ふと細粒組織のものが得られる、然し此外實際上は Al を加へる前の熔湯の酸化の程度及び Al 添加より鑄造迄の時間、熱間加工の程度等種々の條件が影響する、扱て最近迄は軸受鋼、耐熱用特殊鋼、自動車用辨用鋼等は次の様な理由の爲めに電氣爐のみでつくられ平爐では製造しなかつたのである。

- | | |
|-------------------|--------------|
| 1. 材料の清淨さ | 3. 熔融温度の高き事 |
| 2. P 及び S の規格 | 4. 製品の寸法小なる事 |

1. 材料の清淨さは酸性鹽基性何れの平爐でも作業に従事する人の熟練さと適當な鋼滓の調節と適當な脱酸剤使用とに俟てば充分電氣爐に匹敵出来る。
2. 電氣爐に比れば到底 P 及び S は低下し難いがこれも酸性平爐で材料を選択すれば相當の所迄匹敵出来る、尙適當の材料を選び特殊の精鍊法を用ふれば鹽基性平爐でもこれ又電氣爐に匹敵し得る。
3. 熔融温度は平爐でも充分上げる事は出来る。
4. 製品の小さい點も検査を厳しくし、成分の均一性を常に保持すれば平爐は製鋼費が安い爲め充分採算がとれるわけである。

以上の諸點により考へれば此等の特殊鋼は充分平爐で製造し得るのであると信ずるのである。(K. N)

鹽基性平爐滓の酸化能力 (Iwanow, P. N. u. Romodin, G. A: Archiv, Eisenhüttenw. Dez. 1936, s. 229/32) 鹽基性平爐滓の化學成分に關する研究は非常に多いが、此の成分が酸化能力に及ぼす影響に就いては其の研究は割合に少い。C. H. Herty は平爐滓中に於いて反應力の有る FeO の量を決定するために次の式を出した。

$$(\Sigma FeO) = (FeO) - 1.35 \times \% (FeO) / 5$$

式中の (ΣFeO) は平爐滓の活性 FeO , (FeO) は平爐滓中に含有せられて居る FeO 全量を示す。

此の式は全く一般的な考へ方から普通の流動性滓の場合に適用する事が出来る。實驗作業に於ては平爐滓中の CaO が増加すると

FeO の量も増加し且つ鑄滓が流動性を減ずる結果 FeO の鑄滓より熔鋼中への擴散速度が熔滓表面に於ける FeO の生成速度より小となる。斯様にして鑄滓の粘性が増すに從て FeO , Fe_2O_3 の量が増加することとなり、Herty の式に依て計算すれば活性の FeO が多くなる譯である。然るに CaO 量が或る定量を超せば鑄滓の粘性が高くなる結果酸化能力が低下し始まる。故に Herty の式は單に常態の流動性滓にのみ適用出来るものである。

茲に於て平爐滓の成分と酸化能力の關係を研究する必要を生じ次の如き試験を行た。

90 t 平爐で 70 種類の試験を行た。加熱は高爐瓦斯と發生爐瓦斯の混合瓦斯を使用し尙タール又は原油を混和して使用せしめ、爐熱が不充分であつたから試験結果の判斷には此の事をも考慮に入れねばならない。鑄滓の酸化能力は C の燃焼平均速度 dc/dz 及び $(MnO)/(Mn)$ の値に依て之を示すこととした。而して鑄滓試料を採取する前には 1 時間何物をも装入せざる様にした。温度は 1,600 ~ 1,620°C とす。

實驗の結果は次の如し。

a) 鑄滓の鹽基性度と C の燃焼速度の關係;— $CaO/SiO_2 = 3.0$ までは鹽基性度の高くなるに從て dc/dz も直線的に増大し $CaO/SiO_2 = 3.2 \sim 3.3$ までは dc/dz は略同じ値を示す。 FeO 及び Fe_2O_3 の量は CaO/SiO_2 の大となるに從て増加せるにも不拘、 dc/dz が之と平行に進行せず、上記の如き關係を示せるは、鑄滓の流動性の影響に基因するものである。即ち Herty の式が普遍的のもので無いことが解る。

b) 鑄滓の鹽基性度と $(MnO)/(Mn)$ の關係;— $CaO/SiO_2 = 2.5 \sim 3.3$ の値を取る範圍に於ては $(MnO)/(Mn)$ の値は鑄滓の鹽基性度の増すに從て直線的に大となり、酸化能の直線的増進とよく一致する。故に $CaO/SiO_2 = 2.5 \sim 3.3$ の間では $Al_2O_3 = 5 \sim 11\%$ ならば鑄滓は普通の流動性範圍であるから、此の範圍に於ては鑄滓中の遊離の FeO 濃度が高ければそれだけ酸化力及び $(MnO)/(Mn)$ が大となることが明らかである。

$CaO/SiO_2 > 3.3$ の範圍に於て鹽基性度の増加する割合に $(MnO)/(Mn)$ 値の増加率の少きは鑄滓の粘性の高くなること及び反應性の降下に依て説明することが出来る。又鹽基性度の低い部分に於ては $(MnO)/(Mn)$ の値は鹽基性度が増しても略同じ値を採つて居る。これは $(MnO)/(Mn) = (FeO)/K'Mn$ の影響を受けるからである。(F. K)

5) 鐵及鋼の鑄造

鑄物砂にセメントの應用 (Paschke, M. Giesserei, July 31, 1936) 著者は 2 種の鑄物砂と 2 種のセメントを用ひ鑄物砂に對する凝結剤としてセメントを應用し得るや否やを試験した。試験に供したセメントはポートルランドセメント及び高アルミナセメントで其の添加量を 6~14 %迄 2 %宛變化させ且水分を色々に変へて乾燥時間を 3, 5, 7, 10, 24, 28, 72 時間にし夫々強さ通氣度及び耐火度を調べた。其の結果を要約すれば次の如くである。

(1) 抗壓力。抗壓力 $13.9 w/in^2$ の原砂に (イ) ポートルランドセメント 6 %水分 6 %を與へ 5 時間乾燥にて $102.4 w/in^2$ 10 時間乾燥にて $116.7 w/in^2$ 72 時間乾燥にて $142.2 w/in^2$ と成り、(ロ) 高アルミナセメント 6 %水分 6 %を與へ 5 時間乾燥にて $71.8 w/in^2$ 10 時間乾燥にて $142.2 w/in^2$ 72 時間乾燥にて $165 w/in^2$ に増加した。

(2) 通氣度。ポートルランドセメントよりも高アルミナセメントの

方が大きい通氣度を與へる。(イ) ポートランドセメント 6%水分 6% 10 時間乾燥して $103 \text{ cm}^3/\text{min}$, 水分 8%にて $96 \text{ cm}^3/\text{min}$, 水分 10%にて $101 \text{ cm}^3/\text{min}$ と成り其れ以上水分を増せば通氣度が急激に悪く成る、又(ロ)高アルミナセメントの場合は水分 6%にて $140 \text{ cm}^3/\text{min}$, 水分 8%にて $130 \text{ cm}^3/\text{min}$, 水分 10%にて $121 \text{ cm}^3/\text{min}$ と成り其以後は水分を増すに従て通氣度が急に低下する。

而してセメントの添加量を増せば通氣度が減少し例へばポートランドセメント 14%水分 6%にて通氣度は $80 \text{ cm}^3/\text{min}$ と成り高アルミナセメント 14%水分 6%にて通氣度は $112 \text{ cm}^3/\text{min}$ と成る。

(3) 軟化點。鑄物砂にセメントを添加すれば其の軟化度が原砂及び原セメントよりも低く成る。例へば軟化温度が $1,480^\circ\text{C}$ の原砂にセメント 4%を添加すれば $1,425^\circ\text{C}$ にまた 8%を添加すれば $1,390^\circ\text{C}$ に低下し、又軟化温度 $1,670^\circ\text{C}$ の原砂にセメント 4%を添加すれば $1,600^\circ\text{C}$ に 8%を添加すれば $1,540^\circ\text{C}$ に低下する。

著者は以上の試験に依りセメントは鑄物砂の通氣度及び耐火度に實用上大した害は無く且其の強さを非常に増すを以て鑄物砂の凝結劑として好適なる事を結論して居る。(南)

高級鑄鐵のキウボラ熔解 (Dudouet. M. Bull. de l'Associ. Tech. de Fonderie, Feb. 1936) 本文は C 2.8%前後を有する黒鉛の細かいパーライト鑄鐵をキウボラに依り定つて作り得る方法を述べてゐる。其の方法の重點は (1) キウボラの適當なる操業 (2) Si 添加の時期及其の濃度 (3) 装入地金の物理的化學的性質及び (4) 滓の影響に在る。

一般に高級鑄鐵はキウボラ又は電氣爐で造る。電氣爐には冷材から熔かす場合とキウボラと電氣爐を併用する場合と有る。併しキウボラだけでも鋼屑を使用して操業に充分注意すれば確實且容易に高級鑄鐵を造り得るもので而も之が一番安く付く。

曾て Lemoine はキウボラ中の地金の加炭が (イ) 熔解前の滲炭作用と (ロ) 熔湯と骸炭の直接々觸に依る炭素吸収の二段に行はれる事を指摘したが、實際問題として (イ) の加炭量は熔帶温度を上げて 2%位迄に抑止され (ロ) の加炭量も前床を設くれば低下し得るから結局全炭素 3%以下の熔湯を造る事が出来る。従て鋼屑を使用すれば前床付のキウボラで C 2.0~2.8%の高級鑄鐵を作るのは樂で有る。此の場合 C が 2%前後の地金を装入すれば操業が最も順調に行くが現場作業としては鋼屑 30%低炭素銑 40%戻屑 30%の配合で充分で有る。併し地金は總て其の履歴を調査する事が必要で又 Si は珪素鐵の形で取鍋に加へる。

著者は此の方法で C 2.85~3.00, Si 1.80, Mn 0.80, S 0.09, P 0.25 の成分を有し鑄造性に富み組織が均一で所要の機械的性質を持つ高級鑄鐵を現在多量に造て居る。尙注湯に際して種々の注意が要るので本文に其の概要を列記して有る。又前記の如く装入地金は其の選擇が肝要であつて著者に依れば二重式の場合は専ら P に注意し P 0.25 以下のものさへ使用すれば宜いがキウボラのみ場合は更に低炭素銑を多量使はねばならぬ。低炭素銑は工場内で自製するが外部から購入する。自製の時鋼屑の成分及び大きさを適當に選び更に Si 及び Mn を添加して後の熔解作業に便ならしめる。銑鐵の大きさは成る可く薄く鑄造する。Si の一部は前記の様にキウボラの出湯口から取鍋へ添加し又曹達灰を入れて脱硫を行ふ。(南)

フォード自動車のカムシャフトの製法 (Cone, E. F. Metals & Alloys Nov., 1936, 275) 自動車に用ふるカムシャフトの製造方法は、その製造者に依て變つて居るが現在では合金鑄鐵が鑄造に依て用ひられて居る様である。もし合金鋼が用ひられるならば、その

成分自身も廣範圍に互る譯であるし必ず熱處理を施さなければならぬ。フォード自動車のカムシャフトは、所謂合金鑄鐵が用ひられ、合金鋼の如く熱處理を施す事なく、カムの先端は所謂白銑で、中心は灰銑である。依てこれらの組織を同一材料で得る事は特種の技術と熟練を要する譯である。

Ford 會社は、この合金鑄鐵を作るには、一定した注入温度砂型混合物に特種の注意を拂ひ、銑鐵の吟味、熔銑爐の操業の注意等を行て居る。

最もカムシャフトに適當な成分としては、次の如きものである。

C 3.30~3.65 Mn 0.15~0.35 Si 0.45~0.55 Cr 0~0.25
Cu 2.50~3.00 P > 0.05 Fe 殘餘

熔銑爐操業に當り、装入に用ふる銑鐵は出来る限り燐の少い 1% Si を含む Bessemer Pig を用ひこれと鑄物の際殘た押し湯、上り湯及び少量の屑鋼と屑銅とを装入する。この装入は出来上つた製品が所定の成分になる様に豫め正確に決定して置く。ヨークスは high Coke ratio のものを用ひ、送風壓は 16~18 oz である。操業中所定成分と相違するものになる事は避け得られぬ事であらうが、この際、直ちにこの成分の變化を訂正する方法を講ぜなければならぬ。

装入して製品に鑄込む前に、先づ、熔湯を $1\frac{1}{2}$ ~6' の乾燥型に鑄込んで、經驗ある職工がその組織と破面とをよく検査する。出来たカムは、よく検査して Chill の深さ及びその破面を見る。カムの先端の硬さは、ブリネル硬度 418 を標準にし、この際、軸受の硬さ及びカムシャフトの他の部分はブリネル 255 に保たなければならぬ。

上記の検査以外に化學分析をも行ひ、試験片の試験に於て材料の成分が、カムの先端になるだけの硬さに白銑化せず、灰銑化する時は、0.25% Cr を入れてやる。もし、餘り白銑化して困る時は灰銑化する爲に ferrosilicon を入れる。

鋼はカムの先端の薄き部分の白銑化は妨げぬが中心部の白銑化を妨ぐる唯一の Graphitizer として Ford には盛んに用ひられて居る事は注目に値する。

かかる操業を所要の目的通り終了すれば、カムシャフトは機械及びグラインダー仕上にかけるのである。(高瀬)

6) 鐵及び鋼の加工

鋼線のバテント處理と調質處理 (Walzel, R. u. Mitsche, R: St. u. E. 3, Dez. 1936, S. 1,480/4) 鋼線を引抜く場合に、作業を容易ならしめる爲めにソルバイト組織を與へんとして、バテント處理が其の行程中に 1 回乃至數回行はれる。併し此の外にも油又は水は焼入して、之を更に焼戻する所の調質法も講ぜられる事が度々ある。バテント法と調質法とは技術的にも經濟的にも應用範圍が區別せられて居るが、經營困難の際には殆んど常にバテント法に代つて調質法を安全に適用し得るや否やと云ふ事が問題になる。

茲に於て第 1 表の如き普通の鋼索材料に就いて實驗を行ひ、500 倍以下の倍率に於て同じ組織を示す様なバテント處理及び調質處理の條件を調べた。先づ 6 mm 徑の鋼線を 120 mm の長さに切り、

第 1 表 試験材(普通鋼索)の成分

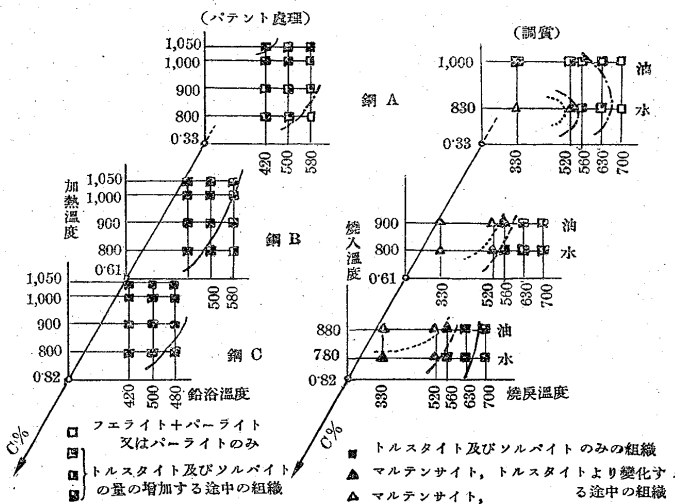
鋼	C %	Si %	Mn %	P %	S %
A	0.33	0.23	0.50	0.018	0.020
B	0.61	0.26	0.57	0.017	0.024
C	0.82	0.20	0.57	0.017	0.025
D	0.78	0.18	0.50	0.011	0.034
E	0.66	0.18	0.50	0.014	0.044

之をマッフル爐内にて焼入温度に加熱し、その中一部分は 10 分間保温したる後鉛浴に焼入して更に空中に放冷し、他の部分は 20°C の水又は油に焼入したる後、一方が閉塞して一端より他端へ向つて略平均に温度の降下せる爐に 5 分間入れて焼戻しを行ひ、次に空中放冷を爲した。工場作業と同様パテント處理に際しては焼入温度を 800~1,050°C とし鉛浴 420~580°C とし、又調質するためには豫備實驗を參考として全組織がマルテンサイトとなるべき最低温度にて焼入を行ひ、焼戻は 330~700°C に選定した。

第 1, 2 圖はパテント處理及び調質處理による組織を倍率 250 倍で檢鏡せる結果を示す。

第 1 圖

第 2 圖



第 1 圖によりて明らかなる如く低炭素鋼 A に於ても尙パテント法によりて純ソルバイト組織が得られ、B, C に於てはソルバイト組織を得るための處理温度の範圍が擴げられる。然るに第 2 圖の如く調質法に在りては全ソルバイト組織は僅かに高炭素鋼 C に於てのみ狭い熱處理範圍内にて得られたるに過ぎない。油焼入に依て鋼 B, C が持つた所のマルテンサイト組織は水焼入して得られたるマルテンサイト組織よりも焼戻しに對する抵抗が大である様に見えるけれ共、此の組織は最早マルテンサイト組織の性質を有せず寧ろソルバイトに近い性質を持て居る。是等の實驗に依て次の事が云へる。即ちパテント處理と同じく調質處理に依て實用上の純ソルバイト組織を得ることが出来るけれ共それは炭素量、焼入温度並に焼戻温度に關し非常に狭い範圍に於てのみ可能である。

次には此の實驗を基礎として第 1 表鋼 D, E に付き工業的の試験を行た。徑は 5.5 m である。半分は工業的にパテント處理を施し、残り半分は工業的に油焼入を行て調質した。而して鋼 D に在りてはパテント處理及び調質處理に依り異なる組織を作り、鋼 E に在りては 250 倍にて同じ組織に見える程度の組織を出す様に處理を施した。斯くて是等の機械的性質を比較せしに、鋼 D の如く組織の異なるものは勿論のこと鋼 E 即ち同様の外見的組織を有するものに於ても、パテント處理に依るものと調質處理に依るものとは引抜作業に當り著しき相違がある。其の差は鋼 E にありては鋼 D よりも甚しい。つまり組織が同じに見える場合に於ても倍率を著しく大にして見れば異なる組織となつて居るのであらふと考へるべきである。2,000 倍にして檢せる結果 250 倍にて同様に見ゆる組織も 2,000 倍にては相違して居ることが分た。此の結果より見るに顯微鏡組織を基礎として引抜作業を行ふ工場に於ては從來のものより一

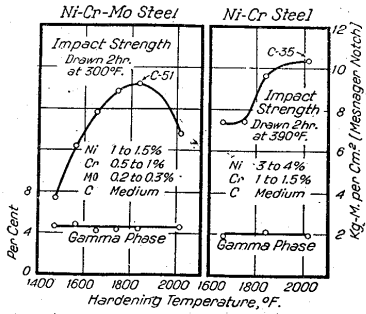
層倍率高き顯微鏡を有することが必要條件である。(F. K)

合金鋼の靱性の改善 (Akimow, G. W: Metal Prog., Nov., 1936) 合金鋼の高抗張力、高靱性を得る爲に普通よりも寧ろ高い温度から焼入れ比較的低い温度で焼戻する事がある。一般に焼入温度を Ac₃ 點より著しく高くする事は鋼を脆くすると信ぜられて居るが之は或場合には適合しない。Chabachpasher & Sheinin に依ると衝擊値の増加を残留 austenite の増量と結び付けて居る。此 austenite は低い焼戻には分解しない。即ち残留 austenite と Martensite の不均一の混合により高靱性と高抗張力とが得られると。然し硬化した炭素鋼の残留 austenite を磁氣法に依て觀ると hypo-eutectoid 鋼は焼入温度を上昇しても變化を示さないが、唯 hyper-eutectoid 鋼に限り此現象があり、夫が或處で max. に達し夫より減少する。然し他の研究に依ると少量の特殊元素を含む hypo-eutectoid 鋼は焼入温度を變へても残留 austenite は殆んど一定の様である。

之を明確にする爲に中位の C を含む合金鋼に就いて研究した。即ち Ni 3~4, Cr 1~1.5 % 鋼, Ni 1~1.5, Cr 0.5~1, Mo 0.2~0.3 % 鋼, Ni 3~4, Cr 1~1.5, W 1 % 鋼及 Cr-Si 構造用鋼である。處が焼入温度を 1,475~1,830°F 迄變へても残留 austenite には變化を示さず、換言すれば合金鋼も炭素鋼と同様であつた。然るに衝擊値は一般に焼入温度の上昇と共に増加した。Ni-Cr-W 鋼, Ni-Cr 鋼は焼戻せずとも焼入状態で此の現象が見られ、又 Ni-Cr-Mo 鋼は試片を 300~400°F で焼戻した時に初めて結果に現はれて來たのであつた。然るに残留 austenite は殆んど不變化であつた。附圖は残留 austenite と焼入温度並に衝擊値の關係を示すものである。Ni-Cr-W 鋼は 1,825°F 油焼入 300°F 5 hr 焼戻にて硬度 C-44, 衝擊値 9.8 kg-m である。

以上の如く硬化温度の上昇に伴ふ衝擊値の増加は前述の様に残留 austenite と結び付けて考へる事は適當でない様に思はれる。衝擊値の増加は炭化物のより一層均一に溶解せるか或は結晶粒界に存在する不純物の溶解に起因するものと想像したい。此考は總ての鋼に高靱性高抗張力を附與せんとする場合應用してよい。(Y)

附圖



靱化物による表面硬化 (Thews. E. R. and R. W. Snelling, Heat Treat. & Forg., XXII (1936), p. 517/520). 溶融靱化物に依る表面硬化は普通約 0.2 % C 迄の鍛鐵及鍛鋼に行ふもので、一般に機械及齒車等の部分品例へば車輪、車軸等並に工具等に此の處理を施す。

1914~1916 年頃は主に靱化加里を之に用ひたが、最近靱化曹達を用ふ。最初は純靱化物の槽に依たが之が經濟的及技術的の效率を高める爲に 45~50 % より 75 % 迄の純靱化曹達を含む混合物に置き代へられて來た。然し特殊の場合には尙純靱化曹達溶融を用ふ。

靱化物を他の藥品で混合せしむるのは主として滲炭劑を安定せしむる效を以てするが、然し其の他その速度及滲炭層の深さを減せしめ、混合物を薄め且廉價ならしむる等の二次的の理由をも考へてゐる。

る。此の種の表面硬化混合物には食鹽及炭酸曹達が最も有効であり最近の混合物は、青化曹達を主體として之に前記の2種を含むのが普通である。

一般に炭酸物も鹽化物も共に實際は同じ因子となるものと考へられてゐるが、食鹽は炭酸物よりも遙に青化曹達を安定せしむるに有力なりと論ずる者もある。然し炭酸物はこれ等2種の中、より重要な要素なるのみならず、之を除外する事は不可である。

之等の滲炭混合物の成分は多くの因子に依て左右される。

1. 表面硬化すべき材料の形及性質
2. 滲炭部の用途（摩耗の量及種類並に要求される機械的及物理的性質）
3. 滲炭層の深さ
4. 一時に滲炭さるべき材料の量即ち大きさ
5. 滲炭速度

青化曹達 75%、炭酸物、鹽化物適當量なる混合物は 1,100~1,125°F で溶解し、滲炭力も比較的大であるが、經濟的關係からあまり使用されず、普通は 5% 青化物に等量の鹽化物及炭酸物を加へたものを用ひ、更に薄き混合物を要する時は、35% 青化物、35% 炭酸物、30% 鹽化物を含むものが最も良い。後者は 1,150~1,200°F で溶解し、安定性及滲炭効率も良好である。

青化物の安定度が時間のみの函數なりとすれば、稀薄混合物程實際的に安定な筈であるが、然し槽の分解度を滲炭効率を以て測定するものとすれば、50% 青化物の混合物は之より稀薄なものよりも更に安定でなければならぬ。

最近の研究及實驗の結果に依れば、表面硬化處理で最も良好な表面が得られるのは、單なる滲炭作用のみならず、青化物に含まれる窒素に依る著しい窒化効果にも依るものである。理論的には鋼の中の窒素含有量が増加する時は、伸が減少し、硬度及脆性を増すものとされてゐるが、滲炭操作の場合は然らずして、鋼内へ炭素の滲入と共に、青化物の窒素の窒化効果を伴はない時は、充分に満足な“強靱硬度”を得る事は不可能である。

青化法の特長を擧ぐれば

(1) 青化槽中に浸した部分は、滲炭及窒化剤と非常によく密着し粉末固體に依る場合よりも遙に強く均一な表面硬化効果が得らる。青化法の特性的な温度調節の迅速なことは、表面硬化効果を一層均一ならしむるもので、これに依て表面硬度及硬化層の厚さ或は鋼の内部へ向ての炭素及窒素量の漸進的減少をより均一ならしめらる。

(2) 槽内で迅速且均一に温度の調節せらるる爲に、鋼材の歪曲或は彎曲を防ぎ得る。

(3) 青化槽内の温度は温度計に依て連続的に調節し得る故、非常に正確に温度を合せることが出来る。従て最良の滲炭條件がより均一に保持される。

(4) 青化混合物で表面硬化することは、硬化層内の C 及 N_2 量を適當な比率に調整することが出来る。勿論固體表面硬化剤に依ても或る程度迄の調整は出来るが、青化槽に於る如く、調整を細くする事は不可能であつて、青化槽の場合は、青化物に含まれる N_2 の量が一定なる事とは別個に、温度を適當ならしめることに依て、窒化及滲炭効果を調整出来る。溶解青化物の温度が低い程、滲炭効果に比して、窒化効果はより顯著となる。混合物の溶解點では窒化効果は滲炭効果よりも、可成優勢であるが、1,550~1,570°F では滲炭効果の方が大である。然し乍ら更に高温度に於ても窒化作用が全々止

むことはなく、1,775°F で得た硬化層の窒素含有量は、約 0.03% であつた、もつとも之は鋼の成分、青化混合物の成分及表面硬化操作の時間にも依る。

(5) 青化槽で表面硬化せる部分は槽より上げた後はきれいで滑かであるが、固體混合物の時は表面が粗く、きたない。

(6) 青化硬化せる部分は槽から取り出した場合に尙青化物の薄膜を保持してゐる故、高温度で焼入する途中に酸化されることを防ぎ従て青化硬化後容易に且效果的に清掃研磨し得。

(7) 青化槽では如何に小なる物でも有効均一硬化出来る。

(8) 青化法は固體混合物法よりも遙に時間が經濟である。

第一に、各部品を注意して箱或は壺に入れる必要なく、均一な滲入を得るために、滲炭剤を手にて詰める等の手数を要せず、第二には各部品は、之を混合滲炭剤と共に反應温度まで加熱してやらねばならぬ固體法よりも、滲炭温度へより急速に加熱し得られる即ち青化法では單に各部品を高温度槽に浸し、數分を出でずして反應温度に加熱される。

次に青化法の缺點に就て述べんに、之は主に經濟的方面に關することである。青化法に對する主なる技術的短所は、他の方法にて得らるる硬化層の深さ、滲炭度 ($C\%$) に達せられない事である。しかし之は多少理論的性質に於てのみの差であつて、普通の青化物混合液では硬化層の $C\%$ は 0.8% 以上有効に到達することは出来ぬが固體表面硬化剤に依れば 0.95~1.02% C まで得られる。しかし青化物の量を 70~75%、殘部鹽化物とすれば、1.5~1.10% C 迄容易に上げ得る。しかしてかゝる高炭素量は普通の目的には多少高過ぎるもので、著しく硬いセメントタイトを形成し、硬化層の脆性を増し、硬化層の外部より内部の柔軟部への均一な移り變りを妨げることとなり硬化層の剝離及熱的並に機械的影響に依る龜裂の傾向を大ならしめる。

滲炭のみに依て (0.8% C まで) 得られる程度以上に表面の硬度を増す必要のある場合は、上述の如く、 C 及 N_2 の比を適當に調節することに依りかゝる硬度を得ることは非常に有利である。 N_2 に依て追加される硬度は、 C 量を更に増加することに依る程には、脆性を伴はず、且大體に於て、硬化層の C 量の作用を制限し改善する。硬化層の N_2 量及 N_2 と C の割合を調整すれば、危険性を伴ふ程の脆性をもたらずことなくして、實際上如何なる程度の硬度でも得ることが可能である。

青化混合物の特性的な硬化層の深さが限定せることに關しても前記と同じ様なことが云へる、0.024"~0.028" の深さは多くの場合に硬化層の深さとして充分ではあるが、要すれば更に深くすることも出来る。

青化槽を連続的に使用する時は、毎日新に青化物を補給してやらねばならない。しかし一定の作業條件で何の程度に青化物が失はれるかに就ては、實驗的並に經驗から直に知り得る故、新しい青化物を補給するに當つて、液を分析する必要はない。

青化物の分解或は蒸發に依る消失を或る程度に止めるには、操作温度を最低にし、炭酸物或は之と鹽化物とを以て青化物を稀薄ならしめるか、或は青化槽の上に鋼板を以て覆をすればよい。注意すべきは、青化物を薄めても、その分解温度には影響ない事である。

(佐藤)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

Fatigue Crack は何時如何にして起るか (Moore, H. F.)

Metals & Alloys, 1936) Fatigue Crack の成因を考察する事は現今未だ作圖的に金屬の結晶的、原子的構成を考へねばならぬ。今日の金屬の基礎構成分子として一群の原子が幾何學的に一定に配列した Space lattice Unit cell なるものが知られて居るが、之は α 鐵の體心立方格子、或は多くの非鐵金屬に見る面心立方格子である。前者は 9 個、後者は 14 個の原子より成る。結晶の粒は之等の unit cell が一定の方向に數多く相並び、重なつたもので、金屬は此粒の各自各個の方向を以ての集合により構成せられて居る。結晶界は grain の塑性的の Slip の進行に對し多くは稍々抵抗が大である。ある一定の應力が加へられると Slip が起るが此の Slip する面は unit cells の内を通り單一面積に最も多くの原子を含むのを普通とする。slip により原子と原子との關係位置の移動が起り所謂永久變形を伴ふが其結果爾後の slip に對し抵抗を増加する。此の slip の結果内部的には結晶格子の廻轉と結晶粒が破壊して應力を受けない粒と稍々異なる orientation をもつ “crystallite” になる。此 crystallite の境界に於て原子結合の局部的破壊を起し之が crack の最初となり繰返應力の下に擴大傳播して行くのである。

多結晶集合の金屬が繰返應力を受ける場合 2 つの相反する傾向を考察せねばならぬ。即ち Slip に因る強化と crack の傳播に因る弱体化とである。更に Slip は最初應力を受ける事の少なかつた部分により多く應力を受ける様に應力を移行する傾向を持つ爲に crack の發展する前に應力は澤山繰返さねばならぬ。而して若し應力が小さいと原子的變形も全く crack として發達し得ない事になる。或る研究者は金屬の結晶粒中に自然に弱い面があり “crystallite” は此面に形成されると述べて居るが之は爾後の研究に俟たねばならぬ。著者は此 Fatigue crack の問題は非常に複雑して居り之が何時起り何處に發達するかに就ては豫言し得ないものと結論したい。

次に Fatigue Crack を其初期に於て或は少くとも全部の破壊前に發見すべき方法に就て述べよう。第 1 は肉眼に依る觀察である。即ち表面に油を塗布すれば crack に汚み込む故其處で油を拭き取り更にノロと稱する白色塗料を塗ると汚み込んだ油の爲に之が着色し crack の發見を可能とする。第 2 の方法としては表面を酸で腐蝕して crack を擴大し低倍率の顯微鏡により發見する方法で crack の擴大段階に在るものは殆んど發見されるが唯表面を豫め研磨して置く事を必要とする。第 3 の改良した方法は鐵鋼ならば磁化し、非鐵金屬ならば高電流を通ずると crack の位置に磁極が出来る故此處に鐵粉を散布すると crack の線に沿ふて吸着する。之は A. V. De Forest により “Magnaflux” の名稱の下に普及されて居る。

間接的な方法であるが Fatigue Crack の初期の發見の爲めに french による豫想破壊圖なるものがある。即ち此方法により Virgin metal の耐力限よりも低める様な crack の發生を決定し得る。先づ耐力曲線は數個の試片により種々の應力の下に荷重して

定められる。次に耐力限より稍々上の荷重で一定數 (N) の繰返を與へ其試片を更に virgin metal の耐力限に荷重して破壊するか否かを見れば最初の N の繰返により強化されたか、或弱化されたかが分る。N に代つて N', N'' の數に對する試験を經れば所謂豫想破壊曲線が得られる(圖によりて見るべし)。之を決定する事が最も實際的な且近似的な Fatigue crack の初まりを意味するものと思はれるが試験には可成の困難がある。X 線に依る Fatigue crack の研究は種々あるも唯得られたる所は廻折輪が更に連續的になり破壊の段階に入ると輪の線が擴大されると。然し之も更に研究を俟つべき問題である。

要之 Fatigue crack 發達の機構は結晶粒内の Slip による變形から出發して結晶粒の破片化と crystallite の生成に次ぎ grain の結晶格子の變形に伴ふ最後の crack の侵入となり、之が擴大し遂に全體的破壊を起すものと考へられる。(Y)

析出硬化鋼鋼の疲勞破壊抵抗 (Russell, H. W: Metals & Alloys, Dec. 1936) Metals & Alloys, Nov. 1936 に French の提議になる金屬の耐力曲線に對する Probable Damage line (豫想破壊曲線) なるものが Moore に依り紹介された(抄録)。本研究は此破壊曲線を合銅鋼に就て求めたものである。試料は第 1 表に示す

第 1 表

材 料	化 學 成 分 %					
	C	Si	Mn	S	P	Cu Cr
1. 合 銅 鑄 鋼	0.23	0.38	0.61	0.031	0.044	1.20
2. 合 銅 可 鍛 鑄 鐵	2.26	0.90	0.28	0.019	0.15	1.12
3. Ford 鑄造曲柄軸	1.66	0.89	0.70	0.030	<0.03	1.78 0.65

第 2 表

材 料	降伏限 psi	抗張力 psi	伸 %	斷面收縮 %
1 a	57,500	88,100	30.5	53.8
1 b 硬化處理	79,400	106,300	24	48.4
2 a	38,000	57,250	19	22
2 b 硬化處理	46,100	65,000	17.5	19.5
3 a	—	78,250	なし	なし
3 b 硬化處理	—	79,000	なし	なし

第 3 表

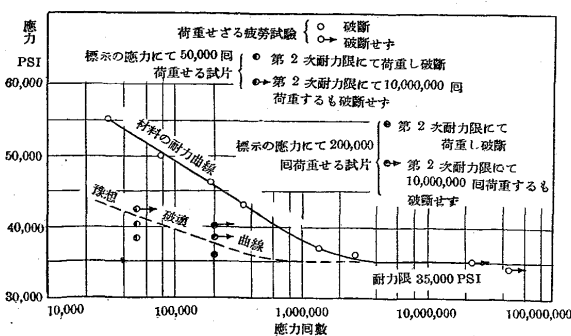
	耐力限 (psi)		耐力比		破壊比	
	標準試片	溝付試片	標準	溝付	標準	溝付
1 a	49,000	28,000	0.56	0.32	1.14	1.07
1 b 硬化處理	58,000	28,000	0.55	0.26	1.21	1.57
2 a	32,000	21,000	0.56	0.37	1.00	1.00
2 b 硬化處理	33,000	22,000	0.51	0.31	1.18	1.75
3 a	44,000	31,000	0.56	0.40	1.21	1.00
3 b 硬化處理	44,000	34,000	0.56	0.43	1.43	1.74

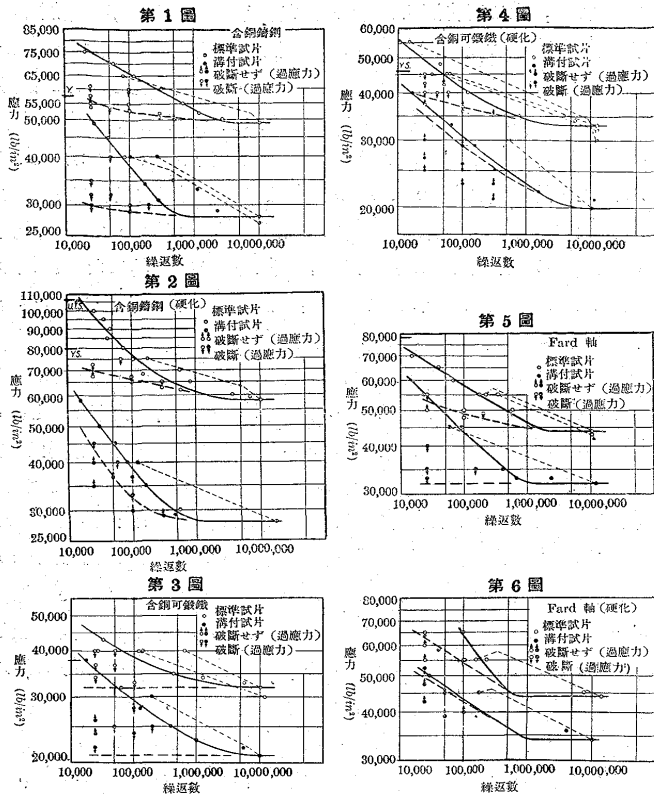
耐力比 = 耐力限 / 抗張力

破壊比 = 25,000 〰 に於ける破壊應力 / 耐力限

如くで其熱處理は 1a は 1,630°F, 1 hr 空冷, 1b は更に之を 930°F 3 hr の硬化處理をなす。2a は 1,650°F, 50 hr 可鍛化、2b は之を更に 1,350°F, 1 1/2 hr 空冷、930°F, 3 hr の硬化處理をなす。3a は Ford の處理の儘、3b は之を 2b と全く同様の處理をせるもので之等各材料の機械的性質を第 2 表に示す。之等に就て普通の標準試片と 90° の溝付試片に就て耐力試験の結果は第 3 表に示す如くである。更に前述の豫想破壊曲線を求めるときは第 1~6 圖の點線の如きものとなり析出硬化處理せるものと然らざるものとに若干の差違が見られる。次に之を略述する。

合銅鑄鋼に於ては硬化せざるものは過應力に對し抵抗が少い。(第





1 圖) 即ち破壊曲線は殆んど水平に近い。然るに析出硬化處理せる材料に於ては過應力に對し抵抗が稍々大で殊に溝付試片に於ては著しく、曲線は殆んど耐力線に近い(第 2 圖)。第 2 表に示せる如く硬化處理に依て靜的抗張力及耐力限の上昇を來したのみではない。合銅可鍛鐵に就ては第 3~4 圖に示す様に析出硬化せざるものは破壊曲線が殆んど水平で過應力に對し全く抵抗のない事を示して居るに拘らず、硬化せる試料に於ては其耐力限こそ僅かに 1,000 psi の上昇に過ぎないが、破壊曲線の上昇は著しく殊に溝付試片に於ては驚異の上昇を來し耐力曲線に殆んど近い。Ford の鑄造曲軸材は第 5~6 圖に示す如くで硬化處理しないものでは標準試片にて僅かに過應力に耐へ、溝付試片にては全く過應力に對し抵抗はない。溝付試片の耐力限は 31,000 psi で其抗張力に比し著しく高い。然かも之を析出硬化處理する場合は更に 34,000 psi 迄上昇するのみならず破壊曲線も之亦驚異的に上昇し來る事は圖に依ても明らかである。

以上 3 種の鋼鉄に就ての結果から綜合すると析出硬化處理の爲に過應力に對する抵抗は著しく増大し、殊に溝付試片に於て其影響の極めて大である事が注意される。第 3 表の破壊比=1 なるは過應力に對する抵抗のない事を示すものであるが、斯の如きは硬化處理せるものでは全く見られない。Ford の鑄造曲軸材を見ると靜的の ductility は殆んどないにも拘らず過應力に對し抵抗の大なるは繰返應力に對し靜的の ductility が重要な役目を有せぬ事を物語るものである。

要之析出硬化材の過應力に對する抵抗増加は析出する Cu 粒に起因するものと考へられるが、Ford の曲軸材に見る様に析出硬化に依て過應力に對する抵抗を著しく増大するにも拘らず何故に靜的機械的性質が殆んど影響されないので別の疑問は生ずる。(Y)

C0~1.0% Mn 5~15% Cr 15~30% の Cr·Mn 鋼の組織及び性質に就て (Brühl, F: Archiv, Eisenhüttenwes, Nr. 6, Dez. 1936.) 試験材の成分は次の如し、C 0.0, 0.25, 0.50, 0.75,

1%, Mn 5, 10, 15%, Cr 15, 20, 30%, Si 0.3~0.8%, 試料の熔製には目的の成分に近いものを得易い爲めに 50kg の鹽基性高周波電氣爐を使用した。鋼塊は一部徑 25mm の丸棒に一部 27×7mm² のものに鍛造した C の高くなる程鍛造困難となり従て C1% のものが最も困難であつた。鍛造温度は 1,050~1,080°C から 1,000~1,020°C 迄で行た。Mn 15%, Cr 30% のものは初めは鍛造不可能かと思はれた。爐中で加熱して既に割れを生じた事さへあつたので鋼塊は鑄型の中で 950°C 邊になつた時に直ちに 1,020°C に加熱された爐中に入れ然る後鍛造しなければならぬ。尙鍛造中温度が 900°C 以下に下らぬ様に注意が必要である。鍛造後の冷却は水冷却を行ふ。27×7mm² の方は 1,000°C 以上の温度から水焼入する。然る後硬度磁性等の測定用に 25×5×5mm³ の試験片に仕上げる熱處理は 0.1mm 以上の真空中に於て行ふ。1,000, 1,100, 1,200°C の各温度より冷却したものを 500, 600, 700, 800°C に於て各々 8 時間焼戻する。腐蝕試験片、衝擊試験片も同様な方法で製作する。此等の試料の温度による膨脹曲線は既に E. Stäblein 氏に依て示されて居り X 線試験は F. Wever 博士に依て行はれて居る。1,000, 1,100, 1,200°C で各 1 hr 加熱し然る後水焼入したものに就て硬度、磁氣飽和等をしらべた。尙此等の熱處理後の組織は何れもオーステナイトとなる。第一表は Cr 15~20%, C 0.1~1% の硬度及び磁氣飽和の値を示す。

第 1 表

成分 C% Cr%	5% Mn		10% Mn		15% Mn	
	ブリネル 硬 度	磁氣飽和 ガウス	ブリネル 硬 度	磁氣飽和 ガウス	ブリネル 硬 度	磁氣飽和 ガウス
0.1 15	278	15,400	211	5,980	183	500
0.28 15	216	285	208	45	183	40
1.0 15	257	21	272	12	260	12
0.1 20	192	13,380	198	7,800	189	7,800
0.5 20	252	925	229	263	224	130
1.0 20	283	28	294	15	299	12
0.1 30	214	11,690	242	10,420	295	9,200
1.0 30	225	10,770	231	9,580	285	7,800

Cr 15%, C 0.30% のものは Mn の値の如何に拘らずオーステナイト組織で磁氣飽和の値も高い様である。Cr 20% のものは C 0.5% で特に高い様である。Cr の含有量が増加する程磁氣飽和の値は下り C も増加すると炭化物をつくる爲めに矢張下る。W. Tofaute C. Küttner. A. Büttlinghaus 氏等の研究に依れば Cr 15, 20, 30% の Fe-Cr-C 系に於て 1,200°C でオーステナイト組織にするには Cr 20% の場合は C 0.60%, Cr 15% では C 0.30% でよい。Cr 30% で C 1% では大抵 α-γ 範囲に入るのである。Fe-Cr-Mn-C 系と Fe-Cr-C 系とは一致する點が多い。クロム鋼に Mn を加へても C が低い時は γ の範囲に多少又は何等の變化もない。Mn はオーステナイトを形成する上に此際何等の働きがないが。然し一度出來たオーステナイトを比較的低温で長く焼鈍しても變化を與へぬ爲には役立つ。C 0.38%, Mn 15.4%, Cr 15.1% のものを 1,200°C から水焼入したが全部オーステナイトを形成した。

C 0.57%, Mn 10.6%, Cr 19.8% のものではオーステナイトと一次炭化物である。Fe-Cr-C 系では Cr 20% で純粹の γ 相は現れず γ+炭化物となる。C 0.15%, Mn 14.6%, Cr 19.9% では α+γ 組織になり此組織の大部分は α 鐵の共晶から成立て居る。C 0.28~0.35%, Mn 5.2~10.7%, Cr 29.9~30% では焼入状態に於て炭化物と α 鐵の共晶とよりなる。C が低く C 0.03%, Mn 5%, Cr 15% のものはオーステナイトは全く存在せず焼入して出來たオーステナ

イトはマルテンサイトに變る。次に 1,000°C, 1,100°C, 1,200°C に 1 hr 加熱し水焼入した各試料を 500, 600, 700, 800°C で 8 hr 焼戻して焼戻試験を行った。試料は 3 種で成分は次の如し。

	I	II	III
C	0~1%	0~1%	0~1%
Mn	5%	10~15%	5~15%
Cr	15~15%	15~20%	30%

I. に屬するものは焼入でオーステナイトをつくり焼戻に依て變化なし。II. は焼入でオーステナイト或はオーステナイト及びフェライトをつくりこのオーステナイトは焼戻で變化なくフェライトの方は $FeCr$ とオーステナイトに分解する。III. に屬するものは焼入組織はフェライトでオーステナイトは全然なく焼戻により多かれ少かれ完全に $FeCr$ と結び付のである。

I. の焼入焼戻したものは C が低くても磁気飽和の値は殆んど變らぬ。硬度は C 0.03%, Mn 5%, Cr 15% のものが最初下るが焼戻温度 500°C からぐつと上る。他は全部焼戻温度高くなる程硬度は増加する。但し C 0.07%, Mn 5.4%, Cr 19.6% のものだけは次第に硬度減少する。

C の高い即ち C 1.02%, Mn 5.5%, Cr 20.3% 或は C 1.01%, Mn 5.7%, Cr 14.9% のもの等になると焼入組織が焼戻に依て變る故磁気飽和の値は 20 から 1,200 ガウス位迄高くなるのである。従て硬度も上る。Mn 5%, Cr 15% のものは 800°C 迄焼戻温度が上るにつれて硬度が増加し Mn 5%, Cr 20% のものになると 700°C で最高値に達しそれ以上は再び低下する。尚硬度は C の含有量の如何に依ても變化する。

Mn は 5% 位加入したのではオーステナイトは焼入に依て出来難く焼戻しても組織の分解は起り得ぬのである。C の低い C 0.03% Mn 5%, Cr 15% のもの等に於ては焼入組織と焼戻組織は殆んど變らぬ。

オーステナイト組織のものは焼入焼戻により著しく結晶粒界に炭化物の析出を見一部分マルテン組織を生ずる。

次に II に屬するものであるが Cr 15%, Mn 10~15% のものは 1,200°C から焼入してオーステナイト組織になるには C 0.3% 以上を要し Cr 20%, Mn 15% のものでは C 0.50% 以上を要す。低炭素のものでは α 鐵共晶とオーステナイトの混合組織である。オーステナイト組織の鋼の磁気飽和の値は焼戻に依て何等變化がない。硬度は炭化物の析出するに從て高くなり焼戻温度は 700°C で硬度最高に達し其以上は微細な析出炭化物が集結する爲めにやゝ下る。焼戻時間は Cr 15%, Mn 15% のものでは 8 hr 位では明瞭な變化は見られず 100 hr 位を要す。此場合硬度は 600°C で最高になる。

以上の様な熱処理方法はオーステナイト組織の Cr-Ni 鋼にも適用出来るわけである。C 0.05%, Mn 9.7%, Cr 14.8% の α 共晶組織のものを焼入して出来た $\alpha+\gamma$ 組織のものは相當高い磁気飽和の値をもつが焼戻に依ては著しく低下して此處では硬度の上昇と共に上昇するとは云へないのである。即ちこれは C が低い爲めに焼入に依て出来たオーステナイトが不安定の爲め焼戻に依てマルテンに變るわけである。尚焼戻温度 600°C で磁気飽和の値は著しく低下し 700°C で最低になり 800°C で再び一寸高くなる。これは Mn 15%, Cr 20%, C 0.15% のものに就ても同様である。C 0.15%, Mn 14.6%, Cr 19.9% の磁気飽和の値は 700°C で 8 hr 焼戻する内に 8,000 ガウスから 100 ガウスに迄低下するのである。硬度はブリネル 190 から 385 位迄上る。次に C 0.15%, Mn 15%, Cr 20%

のものを 1,200°C から水焼入し 700°C で 24 hr 焼戻し其間の時間と磁気飽和の値をしらべた處 15 min で 2,000 ガウス低下し 4 hr 後には極く低く約 200 ガウスになつてしまつた。硬度は 24 hr 後に Firth の硬度で 200 位上昇した。硬度の變化は初めの 30 min 後にやゝ著しき變化あり約 40 位上昇した。此の磁気飽和の値が減少するのはオーステナイト組織による爲であると云はれるがこれでは硬度の變化が説明出来ず α 共晶の變化して出来た新しい組織即ち γ 共晶による爲めと考へられ尙此場合 $FeCr$ の形成も同時に考へられるわけで従て一方に於て磁気飽和の値下り他方に於て硬度の上昇がある事は容易に説明出来るわけである。同様な事が Cr の高い Ni-Cr 鋼に於て E. C. Bain, W. E. Griffiths 氏等に依て發表されて居る。此等の説を確定する爲めに 1,200°C で 1 hr 焼鈍し水焼入し 500°C で 8 hr 焼戻し爐冷せしものと 1,200°C で 1 hr 焼鈍し 700°C で 8 hr 保持し爐冷したものとに於て X 線試験を行った處前者は X 線で α 及び γ 共晶の線を示し後者は示さなかつたのである。恐らくこれは焼戻 hr が短かつた爲であらうと思ひ 300hr から 600 hr に延長して試験した處 γ 共晶と $FeCr$ との結合を明に示したのである。Koster 氏の試験によると此の様な Cr-Mn 鋼の組織は Cr の少い γ 共晶と Cr の多い α 共晶が存在し α 共晶の方は Cr 28% 位含有する。又 Tofante, Küttner 氏等は Cr 30% の高 Cr 鋼に於て $FeCr$ の存在を述べて居り Cr の多いものには必ず α 共晶と $FeCr$ と考へて間違ひないと信ずる。Cr の高い α 共晶をもつものは 500°C~700°C で $FeCr$ の析出が起り γ 相をつくり出す。高温から焼入した Cr の高いものは焼戻すると $\alpha+\gamma$ 共晶を生じ 600°C 以下では $\alpha+\gamma+FeCr$ の平衡が成立つが 600°C 以上では二相即ち $\gamma+FeCr$ のみとなる。800°C を越へると又 α 共晶の變化が起る。こゝで硬度が下り磁気飽和が増す。

III. に屬するものは焼戻に依て著しく硬度が上昇する。焼戻に依て脆くなる爲ブリネル硬度計では破壊する恐がある爲荷重 30kg の Firth の硬度計を使用した。焼戻温度 600°C 以上では著しく硬度が増加し従て磁気飽和の値は大に減少する 700°C で硬度最高となり磁気飽和最低となる。即ちこの鋼に於ても $FeCr$ の形成が考へられ 700°C に於て變態速度に著しき變化が起るわけである。

低炭素のものでは α 共晶の速かな且つ完全な變態が起き特に硬度の上昇著しく磁気飽和の値は減少する。C 0.1%, Mn 16.2%, Cr 27.6% のものは焼戻 1hr 後には 9,250 ガウスから 20 ガウスに下り硬度は Firth で 250 から 850 に上昇する従て α 共晶 + $FeCr$ の變態は完全に行はれるわけである。Mn, Cr の含量等しく C が 1.0% になると 24hr 後に 7,500 ガウスから 20 ガウスに硬度は 320 から 800 に上る。Mn の含量を減少すると變態速度著しく減少する。Mn 5%, Cr 30% のものは $FeCr$ を安定につくるには焼鈍時間 100hr を要す。

Mn 10% と 15% の變態範囲をしらべた 1,200°C から焼入した試料を 300°C 以上 100°C 乃至 50°C おきの各温度で 8 hr 焼戻し硬度と磁性をしらべた。C が増す程或は Mn が減少する程變態速度減少すると共に變態の領域は少くなる。従て Mn は $FeCr$ の形成にあづかつて力あるものである。次に X 線の試験結果であるが試料は C 0.11, Mn 15.6, Cr 30.1 及び C 0.94, Mn 15.8, Cr 31.1 のものを用ひ 1,200°C に 30 分加熱後水焼入し 700°C で 96 hr 焼戻した處が寫眞には $FeCr$ の存在のみ判り γ 鐵の存在は見られなかつたのである即ち焼戻により α 共晶と $FeCr$ が出来たわけであ

る。1,200°C から水焼入した Mn 15%, Cr 30% のものは C が低い時特に 710°C 位で FeCr を形成し初め 970°C で再び變化する。變態温度は硬度及び磁性の方から明らかに確定出來膨脹曲線から考へられるものとよく一致する。C 1.04%, Mn 5.5%, Cr 29.7% のものを 1,200°C から水焼入し 700°C で焼戻したものはフェライト組織で多量の炭化物を有し所々に黒く腐蝕された FeCr がみられるが Mn Cr の量等しく C が 0.05% に下たものは焼戻前は純粹のフェライト組織で焼戻により部分的に新しい結晶粒が成長する。

C 0.96%, Mn 15.9%, Cr 30% になると上と同様に熱処理した組織は微細な析出で満たされてゐる。焼戻 800°C になるとやゝ析出が元へかへる。C 0.11, Mn 16.2, Cr 30.1 の如く Mn が高くなると α + FeCr 組織が完全に出る。焼入組織は結晶粒界が極く細い線しか現さぬが焼戻するとこの粒界に析出が起り非常に脆性が増すわけである。

次に Cr 20, Mn 15, Cr 15, Mn 15 の試料を 1,200°C から水焼入し 700°C で 16hr 焼戻して各試料の C の量の變化による機械的性質の變化をしらべた。700°C で焼戻すると FeCr の變化の爲めに機械的性質が著しく變化し Mn 15, Cr 20 のものが特に顯著である。伸び、收縮率、衝撃値は減少するが降伏點は大に上昇する。C 0.15, Mn 14.6, Cr 19.9 のものは特に衝撃値が C が増すと共に減少し C 0.2% で 20mk/kg/cm² のものが C 1.1% で 0.4mk/kg/cm² に下る。C が高いものはオーステナイトに炭化物組織である故焼戻すと降伏點は上るが伸び收縮率衝撃値は減少するわけである。然し此場合の減少程度は FeCr の變化によるものより遙かに小さい。

次に同じ成分の熔接金で瓦斯熔接したものの機械的性質をしらべた處 C 0.15, Mn 14.6, Cr 19.9 のものの機械的性質は降伏點 42kg/mm² 抗張力 61.7kg/mm² 伸び 11.2% 尙熔接後は熱処理を別に施さなかつた。これと同様な結果が P. Schafmeister に依て示されて居る。次の如し。

成分 C 0.15 Si 0.59 Mn 9.26 Cr 20.5

1. 壓延せしもの降伏點 75kg/mm² 抗張力 85kg/mm² 伸 15.2%
2. 1,200°C より水焼入せしもの。降伏點 53~49kg/mm² 抗張力 68.3~64.3kg/mm² 伸 22.6%~15.7%
3. 壓延状態に於て熔接せしもの。抗張力 70.2~71.8kg/mm²
4. 熔接後 1,200°C より水焼入せしもの。抗張力 57.9~62.2kg/mm²

次に腐蝕試験を行った。腐蝕液は 50% の温硝酸。10% の温醋酸 2% の硫酸を使用し又同時に濕氣中に於ける腐蝕試験も行った。比較試料として C 0.09, Cr 15%, C 0.09, Cr 17.6, Ni 9.83%, C 0.3 Cr 32.6% の 3 種の Cr 及び Ni-Cr 鋼を用ひた。各試料 1,200°C より水焼入し 700°C で焼戻し爐冷した。この腐蝕試験結果は第 2 表の如し。

各試料とも焼入儘のものより焼戻した方が腐蝕され易い結果を示し特に C 1% のものが甚しい、これは炭化物の析出によるものであると思はれる。低炭素のものに於ては先に述べた α + γ 又は γ + FeCr 共晶組織は腐蝕にはあまり良い結果を與へない。尙 Mn が高くなる程腐蝕には結果悪く特に硝酸、硫酸に於て然りである。結局炭化物の析出は腐蝕に悪く FeCr の形成はあまり影響がない事になる。

短時間の硝酸に對する腐蝕試験に於ては Cr 又は Ni-Cr 鋼に比較して劣らぬ結果を示したが、長時間に於てはやゝ劣る。

醋酸及び硫酸に對しては Cr-Mn 鋼は Cr 鋼 Ni-Cr 鋼より腐蝕抵抗は相當低い、Cr-Mn 鋼に於ても Cr 30% 含有するものは腐

第 2 表

Cr-Mn 鋼の腐蝕試験
(1,200°C 水焼入 700°C 焼戻)

成分			處理熱	腐蝕減量 g/m ² h				
C	Mn	Cr		5% 温硝酸 2hr	8hr	10% 温醋酸 1hr	1hr	2% 硫酸 2hr
0.07	15.1	15.0	燒入	1.22	0.95	132	117	22.75
			燒戻	1.65	2.06	173	136	148.75
0.18	14.8	14.7	燒入	2.53	2.81	44.5	7.26	43.25
			燒戻	4.89	9.87	69.2	92.80	140.50
0.28	14.9	14.7	燒入	2.21	3.36	53.6	14.80	40.35
			燒戻	0.68	7.39	119	213	165.35
1.07	15.5	15.3	燒入	5.55	18.50	33.3	62.5	69.3
			燒戻	135	—	178	887	286.5
0.07	5.4	19.6	燒入	0.25	0.20	219.9	174.5	11.35
			燒戻	0.27	0.15	92.6	105.6	13.30
1.02	5.5	20.3	燒入	0.60	2.15	2.16	4.43	31.72
			燒戻	5.95	13.27	63.75	116.4	36.7
0.15	10.4	19.7	燒入	0.55	0.95	8.23	57.8	71.75
			燒戻	0.50	0.46	18.5	212	55.4
1.09	10.9	19.4	燒入	2.09	8.90	4.71	9.10	62.5
			燒戻	24.2	22.70	34.7	509	252.5
0.15	10.9	19.9	燒入	0.45	0.43	169.8	173.9	48.05
			燒戻	1.49	2.40	243.5	181.4	112.45
1.10	15.8	20.2	燒入	2.36	16.38	0	0	89.8
			燒戻	48.65	73.85	353.5	53.05	282.0
0.11	15.6	30.1	燒入	0	0.32	0	0.16	0
			燒戻	0	0.43	0	0.75	0
0.94	15.8	31.1	燒入	0.70	0.81	0.90	0.56	96.0
			燒戻	0.82	1.66	7.83	1.60	—
A 0.09	0.45	15.0	燒戻	1.64	0.88	2.07	0.80	5.13
B 0.09	0.45	17.6	燒入	0.98	0.32	2.11	4.83	0.25
C 0.30	0.58	32.6	燒戻	0.25	0.07	0.40	0.40	12.8

A は 750°C で焼戻後空冷。

B は 1,100°C より水焼入焼戻せず Ni 9.86% 含有す。

C は 850°C で焼戻後空冷。

蝕に對して非常に良結果を示す。濕氣中に於ける試験は 150hr 後も焼入したものは何等腐蝕されぬ。尙比較に用ひた試料の方も同結果である。然るに焼戻したものは相當腐蝕されたのである。

P. Schafmeister 氏の C 0.15, Si 0.59, Mn 9.26, Cr 20.5% のもので瓦斯熔接したものを硫酸銅の硫酸溶液で腐蝕した試験結果によると Cr-Mn 鋼は貫粒腐蝕が相當甚しいが Ni-Cr 鋼に於てはかゝる事がない。

次に高温酸化試験を行った電氣爐で 1,000°C に加熱して試験した

第 3 表 1,000°C に於ける酸化試験

化學成分%			加熱時間 hr	酸化減量 g/m ² h		
C	Mn	Cr		平均	平均	平均
0.10	15.6	30.1	165	3.68	—	—
0.94	15.8	31.1	"	13.2	4.28	8.7
0.30	05.8	32.3	"	1.13	1.07	1.1
0.15	14.6	19.9	"	4.6	4.5	4.6
1.1	15.8	20.2	"	3.85	6.74	5.3
0.3	0.7	19.6	"	2.4	1.62	2.0
0.15	10.4	19.7	"	8.25	5.87	7.1
1.09	10.9	19.4	"	9.52	9.15	9.3
0.07	5.4	19.6	"	5.58	3.91	4.7
1.02	5.5	20.3	"	7.58	5.9	5.8
0.07	15.1	15.0	75	52.3	52.3	52.3
0.18	14.8	14.7	"	99.0	90.4	95
0.28	14.9	14.7	"	103	108	106
1.07	15.5	15.3	"	44.8	47	46
0.04	5.3	14.6	165	58	62.7	60
1.01	5.7	14.9	"	50.0	51.4	51
A 0.09	0.45	15.0	44	100	106	103
B 0.09	0.45	17.6	165	10.3	10.6	10.5

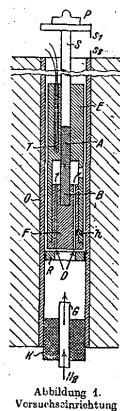
尙試料は 1,200°C から水焼入したものである。試験時間は 165hr、比較試料として Cr, Ni—Cr 鋼を使用した。

Cr 15% のものは酸化量特に大である Cr 含量この程度のものに Mn を加へると結果は良くなるが Cr 20% では Mn 10% 加へても餘りよくなりず Cr 30% のものではむしろ悪い結果を示す。C は多くなる程悪い比較試料の方は何れのものより優秀である。O. Hengstenberg の試験結果によると電気爐で 1,100°C 又は 1,200°C で 198~206hr 行たが C の量の變化による酸化減量の變化はあまり明でない様である。(K. N)

鐵の溶解速度に及ぶ炭素の影響 (Gustav Tammann und Hartmann, Archiv, Eisenhüttenwes. Nr. 5, Nov. 1936.) Fe と C の棒を共晶温度以上 Fe の溶解温度以下で加熱すると C 棒の中の純 C が Fe の中に溶解し C 4.25% の共晶をつくる。

温度を上げると先づ両方の棒の端が溶解し初め次第に棒が短くなるが此の長さの變化を時間と共に測定し各温度に於ける長さの變化により溶解速度を推知するのである。試験装置は圖の如し。

E は長さ 10cm の鋼の圓筒で中央に徑 4mm の大きな穴があり炭素棒 A が入居。鐵の棒 B は F に支へられて居る。F はネジ h が弛むと容易に圓筒 E の下部から離れる鐵筒 E 及び F は陶器製の圓筒 R の上に置かれてあり O は電気爐である。棒の酸化を防ぐ爲めにコルク K を通じて硝子管 G から H₂ を送る。この H₂ は D を通して A 及び B に導かれる。T は熱電對である。A 及び B の長さの變化は上部の針 S₁ S₂ の間隔ではかる S₂ は固定してゐる。



此の試験装置に依て鐵とセロイン黒鉛とを共晶温度 1,152°C 以上即ち 1,185°C, 1,194°C の 2 種類の温度に於ける時間と長さの變化の關係曲線を求めた處何れの場合も直線を示した。減少速度は 1,185°C の場合は 5.4mm/min 1,194°C の場合は 7.6mm/min である。次に電解鐵とセイロン黒鉛、分光炭素、弧光燈炭素等との 1,152°C 以上の各温度に於ける減少速度の關係曲線を求めた鐵棒の端はセイロン黒鉛或は分光炭素棒により 7kg/cm² の壓力で壓縮され弧光燈炭素の時は 21kg/cm² であつた。セイロン黒鉛の棒の減少速度は温度の上昇と共に幾分増加して居り分光炭素の方は 1,152°C に近い比較的低温では線圖上の點が散在してゐるのが目立つ。弧光燈炭素は共晶温度 1,200°C 以上 50°C 迄は殆んど速度が變化せず。此等の違ひは炭素棒の中に含有せられて居る灰分及び氣孔性の如何に原因するのである。セロイン黒鉛は灰分 0.5% 分光炭素は殆んど灰分なく弧光燈炭素は 0.5% 含む尙セイロン黒鉛が最も氣孔が少ない故鐵と比較するには適當である。

鐵と黒鉛又はセメントとと共に溶解する時はそれぞれ C 1.3% 又は 1.7% を吸収するがこれには相當の時間を要するため純鐵と C と接觸して溶解する場合は C 1.7% 含む鋼の方が遙かに溶解速度大である。此處に電解鐵に C 1% 含有せしめた鋼と電解鐵と分光炭素を接觸して溶解した各々の場合につき調べた處 1,195°C 邊では減少速度は殆んど等しき事を示した。電解鐵と弧光炭素の場合と C 1.7% の C 鋼とも比較したがこれも殆んど違はなかつた。

C 1.7%, C 0.14% の C 鋼 C 0.05% の軟鐵と分光炭素を接觸溶解し温度と減少速度の關係を曲線に描いてみたが根本的差異はみとめられなかつた。従て此等各種の鋼に及ぼす C の影響は此點餘り差異はなく且つ重大視しなくてもよいと思ふ。(K. N)

偏光による鐵鋼の組織の研究 (Schafmeister, P. u. G. Moll. Archiv, Eisenhüttenwes. Nr. 4, Okt. 1936.) 鐵は誰しも知る如く等軸晶系に結晶する故に等方性である従て偏光は主として鐵中に含有せられて居る非等軸のものに試験に應用され又内部歪の状態非等軸の金屬の被覆膜等に付ても試験出来るのである。本試験にはツアイスの顯微鏡“Neophat”を使用したのである。鐵或は鋼中の非金属含有物は主として Fe 又は Mn の珪酸鹽類と考へられて居りこれ等は暗灰色又は黒色を帯びて居り温度が高いと比較的容易に變形出来る。十字ニコルに依てしらべると明らかに重屈折する。Cr の珪酸鹽は普通の光線では見分けられぬがこの十字ニコルによる偏光にて明に重屈折する事がわかる。

次に偏光に依て識別出来る鐵及び鋼の組織、成分を挙げると下記の如し。

成分 (非金屬含有物)	結晶構造	成分 (非金屬含有物)	結晶構造
(FeO MnO)nSiO ₂	六方晶系	Fe ₂ O ₃	六方晶系
MnS	等軸晶系	Fe ₃ O ₄	等軸晶系
CoS	六方晶系	BeO	六方晶系
MoS ₂	"	AlN	"
NiS	"	Fe ₄ N	等軸晶系
CrS	不明	Fe ₂ N	六方晶系
Al ₂ O ₃	六方晶系	TiN	等軸晶系
FeO·Cr ₂ O ₃	等軸晶系	ZrN	"
FeO	"		
(鐵鋼の組織) 成分	結晶構造	(鐵鋼の組織) 成分	結晶構造
(黒鉛) C	六方晶系	V ₄ C ₃	等軸晶系
Fe ₃ C	斜方晶系	FeSi ₂	正方晶系
Cr ₄ C	等軸晶系	(Fe—Cr 系に於ける金屬間化合物) FeCr 不明	
Cr ₇ C ₃	三方晶系	(マルテンサイト) 等軸又は正方晶系	
WC, W ₂ C	六方晶系	(Fe—Mn 系の ε 相) 共晶 六方晶系	
TiC	等軸晶系	(コバルト) α-コバルト "	

(鐵の保護膜)

成分	Cd	Sn	Zn
結晶構造	六方晶系	"	"

18~8 に於て硫化 Cr 又は Mn は偏光に依てしらべると暗色を示し珪酸鹽は十字ニコルを 360° 廻轉すると交互に明暗を示す。即ち鑄造状態に於ては珪酸鹽は球状を示し硝子状に凝固し普通相當歪がかかつて居りこの状態のものが十字ニコルを通ると閃光を發し又消滅する。此の状態にある珪酸鹽はよく鋼鑄物やクロム鐵にみられる現象である。然し壓延鍛造するともはやこの硝子状のものはなくなり結晶質のものになり十字ニコルを通しては異方性を示す。

次に硝子状の珪酸鹽を含有するアームコ鐵の試験片を一度 1,200°C で 2 hr 加熱し次に真空中で 850°C で 8hr 焼鈍して珪酸鹽の變化をしらべたのであるが何等の變化を見なかつたのである。硫化物としては先づ MnS が問題になるが MnS は形成され易く褐色を呈して居り十字ニコルを通して偏光でみると等軸なる故薄黒くみへる。S が多く Mn の少ない時は FeS を形成し性質は大體 MnS に等しい Fe, Co, Ni, Mo の硫化物は S の含有量が多く然も Mn が無い時に存在し得るものでありこれ等の硫化物を試験的に得るには電解鐵と 0.5% の S 及び 5% の合金劑とを混ぜて溶解し S を加へる前に 0.1% の Al で脱酸するとよい。此等の硫化物は通常光線では網状の規則正しい組織で黄色がかつた灰色乃至褐色を呈す。偏

光でみると六方晶系の結晶の爲めに強く重屈折する。電解鐵に O_2 0.05%, S 0.1% 加へたものに於ては硫化鐵と酸化鐵の共晶の部分と酸化鐵の部分と偏光を通してみると明らかに區別出来る即ち共晶の部分と重屈折する爲めに酸化鐵の周囲で光てみへるのである。

Cr と S を添加して溶解する網状でなく球状の硫化物が出来偏光を通してみると大部分は等方性で一部分細い球状の異方性を示す。

Fe と Cr の硫化物の時は細い異方性の球状の Fe 硫化物と多数の等方性の Cr の硫化物とが出来る爲めに結局等軸の結晶が形成される。

Cr の硫化物は未だ偏光の上では明らかにその結晶構造がわからぬ。 Al 2.5% 含有する鍛鍊鋼は通常光線では暗灰色に光り十字ニコールを通すと規則正しく並んだ紐状の含有物がみへるが試片を廻轉しても明暗の差がない。 Cr の酸化物は M. Baeyer 氏によると反射光線では赤色の緑色のと區別する事が出来るそうである。緑色の方は純粋の Cr の酸化物で赤色の方は鐵の酸化物が多く含まれて居る Cr 鋼、 $FeCr$ 金屬 Cr 等は灰色又は暗灰色の非金屬介在物が見出される而してこの介在物は偏光でみると前に述べた様な色彩は見られず反對に等方性なる事を證明する。

アームコ鐵及び O_2 0.05% 含有する電解鐵中の球状の明灰色の酸化鐵は十字ニコールを通すと何處でも眞暗である。N. Ahmad 氏は鐵鋼中の酸化鐵は十字ニコールを通すと暗赤色を示し重屈折すると云て居る。又酸化第一鐵は十字ニコールを通して試片を廻轉すると明暗を示すが磁性酸化鐵は暗色である爲明らかに區別出来る。

低炭素で Be 4.7% 含有するものは微細な明るい稜形の含有物が見出され十字ニコールで重屈折を示すこれは酸化ベリリウムであり大して考慮すべき價値はない。鐵及び鋼中の窒化物は極く稀であるが電氣熔接表面窒化又は空氣中或は窒素氣流中で高温で焼鈍せる際には考へられる事である。

Cr 20~30%, Al 5% の鋼を高温で長時間空氣中又は窒素氣流中で加熱すると灰色の規則正しく結晶せる窒化アルミニウムが出来これを偏光でみると強く重屈折し十字ニコールを通すと黒色と白色が多種多様に錯列する。窒化アルミニウムは通常光線で見ると先に述べた Cr の酸化物に似通ふ點が多い。偏光では重屈折の點が異なる。S. L. Hoyt, M. A. Scheil の兩氏は $Fe-Cr-Al$ 合金に於ける異方性の含有物は Al の窒化物で複雑せる酸化物ではないと云て居る。

鋼の窒化の際に出来る鐵の窒化物 Fe_2N Fe_4N は前者は六方晶系で後者は等軸であり Fe_2N が表面に Fe_4N がその下に出来るのである。偏光でみると Fe_4N は等方性を示し Fe_2N の面は光るが結晶が微細なる爲め面を廻轉して何等變化がないのである。

Ti 或は Zr を含む鋼はばら色又は淡黄色の角張つた窒化物を含んで居るのが寫眞でよくわかる。然しこれ等を十字ニコールを通してみると等軸の爲め暗色を呈して居る。

次に非等軸の鋼の組織に就て述べる。銑鐵中の Fe_3C 即ちセメントタイトは十字ニコールを通してみると強く重屈折する。 Cr 2.5%, Ni 3.5%, Mo 0.5% を含有する特殊鋼中の各種の炭化物を普通光線と偏光とに依てしらべた處通常光線では周知の如く明らかに見へぬが偏光によると非常に光て出るのである。普通複雑な炭化物は到底化學的には明に分離してしらべる事が出来ないがこの偏光によれば相當の所迄しらべ得るのである。パーライトの太い縞の組織をもつた共析晶の鋼は明に重屈折を示し顯微鏡的に極く小さく廻轉すると明暗交互に至り一帯のオリエンテーションが明にわかるのである。

A. Westgren, G. Phragmen 及び T. Negresco 氏等によると Cr_7C_3 なる Cr の炭化物は三方晶系に、 Cr_4C は等軸に結晶し等方性又は異方性で村上氏の腐蝕液で明に區別出来る。

W は WC W_2C なる 2 種の炭化物をつくる。何れも六方晶系で偏光でみると異方性を示す。研磨面は通常光線では組織は判らぬが十字ニコールを通してみると微細な結晶で光れる部分と暗い部分に明らかに分れる。尙 W の炭化物は非常に脆く研磨の際に容易にかけるので他の炭化物とも區別出来る事もある。 W の炭化物は重屈折性大である。

C 0.54%, V 9.1% の鋼に於ける炭化物の所は偏光で等方性を示す。尙 V の炭化物即ち V_4C_5 は等軸に結晶すると考へられる。 $Fe-Si$ 系に於て Si 50% の $FeSi_2$ は六方晶系なりと考へられる。

Si 53% のものを通常光線で見ると完全に一樣であるが十字ニコールでは異方性の部分が出る。従て $FeSi_2$ なるものが存在すると考へられる。尙 $FeSi$ Fe_3Si は等軸である。 Cr 25%, Ni 20% の $Ni-Cr$ 鋼に於ては $FeCr$ とおぼしき針状又は球状の化合物がみられ偏光によると明らかに異方性なる事を示す。尙炭化物及び $FeCr$ は十字ニコールでは暗くなる故 $FeCr$ は等軸だと思はれる。H. Hanemann, K. Herrmann, U. Hofmann 氏等によると偏光によると正方晶系のマルテンサイトは腐蝕後明るく、等軸のマルテンサイトは暗い針状を示すとは云れて居る。何れのマルテンサイトも同様に弱い重屈折を示す。

H. Masumoto 氏は Fe 2% の $Fe-Co$ 合金に於ては大部分六方晶系で極く僅に等軸の結晶が残て居り Fe 5% になると明らかに等軸の部分が存在すると云て居る。偏光に依てこれをしらべると Fe 2% のものは明に異方性を示し重屈折は極く弱い Fe 7% のものは完全に等方性である。 $Fe-Mn$ 系に於ては Mn 12~30% のものは六方晶系の共晶 ϵ 相を有して居る。 C 0.06%, Mn 15% のものに ϵ 相を出すには 1,300°C に 15 min 間加熱し 1,000°C に下げて 30 min 保持し後油焼入し 500°C で焼鈍し後空冷する。この試料を腐蝕せずに偏光でみると明な針状の ϵ 相の異方性を示す。

N. Ahmad, M. V. Schwarz 氏は鐵及び鋼の内部應力は偏光によれば明らかに見出す事が出来ると云て居る Ahmad 氏は種々の冷間加工程度の異なるもので大なる弾性應力の存在する試料を腐蝕後偏光に依て検査した其結果によると内部應力のある所は無い場所より遙かに光てみへたのである。尙此場合腐蝕液は硝酸のアルコール溶液を用ふ。次に鋼の保護膜として用ひられる Sn , Zn , Cd 等の検査には偏光が最も適して居る。この膜の極く薄いのにも拘らず樂にしらべ得るのである。即ち極く僅かの明暗の差を廻轉に依て知るのである。鐵に亜鉛鍍金した場合硬い鐵と亜鉛の合金層が出来ることがこれを偏光に依て見ると等方性なる事を示し亜鉛のみの層は明るく光てみへるのである。(K. N)

8) 非鐵金屬及合金

$MgZn_2$ を含む Al 合金の機械的性質 (Bergmann, P: Metallwirtschaft, 27, Nov., 1936, s. 1146) $Al-Mg-Zn$ 三元系は、擬二元系状態圖として次の各系に分つ事が出来る。



$MgZn_2-Al$ 系は San' er und Meissner 兩氏の研究によると、 $MgZn_2$ の Al に對する溶解度は共晶温度で 28% 常溫で 4~5% に急減して居る。依てこの合金系の熱處理と機械的諸性質との關係

は今迄相當研究されて居る。

著者は、第1表の如き合金を次の処理方法を行つてその機械的性質を見た。(試験片は 15mm 直径、75mm 長さである)

1. 砂型に鑄込んで其儘冷却
2. 300°C 迄砂型で冷却後型からとり出して空冷
3. 490°~510° から水中焼入後 130° で 14 時間焼戻し

第 1 表

記號	Fe%	Si%	Mg%	Zn%	MgZn ₂ %	その他%
I	0.23	0.22	1.29	6.39	7.60	
II	0.35	0.20	1.63	8.02	9.54	
III	0.28	0.21	1.30	6.30	7.50	1.01 Mn
IV	0.34	0.37	0.71	6.37	4.53	0.21 Th
V	0.94	0.64	1.13	6.35	7.21	0.16 Ce

第 2 表

MgZn ₂	状態	抗張力 kg/mm ²	延伸率	ブリネル硬度 5/250/30
7.60%	1	14.5	0.4	82.1~83.4
"	2	14.1	0.5	77.7~85.6
"	3	17.0	0.2	92.2~105.7
9.54%	1	13.9	0.5	75.7~81.7
"	2	16.9	0.4	94.1~93.8
"	3	25.2	0.4	120.0~124.0
7.50%+1.01%Mn	1	17.7	0.4	91.6~95.1
"	2	17.6	1.0	87.5~95.6
"	3	25.7	0.4	127.5~126.7
4.53%+0.21Th	1	13.4	0.9	70.6~72.8
"	2	13.4	1.3	70.1~73.0
"	3	14.5	0.6	75.6~80.0
7.21%+0.16Ce	1	13.5	0.3	74.6~78.2
"	2	13.8	0.6	75.5~77.1
"	3	15.3	0.3	84.1~95.0

研究結果は第2表より知る事が出来るが、總括すると次の如くなる。

- (1) 抗張力、硬度は一般に MgZn₂ の増加と共に増大するが延伸率は減少する。
- (2) 上記2の状態のものは MgZn₂ の増加につれて、抗張力、硬度、延伸率を増加する。
- (3) Ce, Th は機械的性質に殆んど影響を及ぼさぬが、Mn は抗張力、硬度、延伸率を増大する。
例へば 300°C で空冷した上記2状態のものは Al-7.60% MgZn のものでは延伸率 0.5% であるが、Al-7.50%、-1.01% Mn では 1.0% で 100% 増加して居る。
- (4) 上記3状態のものは、14.5~26 kg/mm² 硬さ 76~128 になつて居て、1状態のものに比すれば、抗張力 8~80%、硬さ 10~50% に増加して居る。然し延伸率は 0.2~0.6% で 1状態のものは 0.3~0.9% であつて減少して居る。(高瀬)

Alpax (Silumin) の精製 (Scheur, E: Metal Ind., Dec. 4. 1936) Alpax の精製 (Modification) は 1920 年 Pacz の発見せるもので Al-Si 共晶合金に約 900°C で NaF 或之を含む鹽を作用させ其組織と機械的性質を改善するもので、精製しない粗合金の Si 結晶の針状であるに對し精製せるものは丸い粒となつて現はれ、Si 12~13.5% 含むものでは共晶點が Si 12% から 13% に移行した様な結果となる。此處理の結果 Si 結晶を含む Al の粒の大きさは寧ろ大きくなる。然し機械的性質は第1表に見る様に改善され、抗張力 33%、伸 400%、耐力限 15%、硬度 10% の夫々増加を來す。此 NaF の作用は初めは flux として働き不純物、熔滓を熔湯から除くものと考へて居た。然し同様に Al の flux たる ZnCl₂

NH₄Cl, NaCl 等には此組織的變化を起させる所がない爲精製の機構も複雑に説明せねばならなくなつた。

第 1 表

状態	0.2%耐力限 ton/□"	破斷抗力 ton/□"	伸 %	ブリネル硬度
粗合金	4.5~4.6	8.3~9.5	1.5~2.5	50~55
精製合金	4.9~5.4	11.4~13.9	4~10	55~60

NaF に代り Na-oxide 或 NaOH を用ひても同様改善され其原因が Na に在る事が確かめられた。Alpax の組織の改善の度と Na の量を見ると全く處理せぬものでも Na 0.003% は含まれて居り精製合金には 0.005~0.015% 位はある。然し 0.005% では精製が不足で逆に 0.05% も含ませると其組織は全く變てしまふ。此試験では Na の添加の量を變化し、又反應温度及使用する鹽を變へる事に依つて Na の作用度を變化し種々の Na 含量のものを作つて見た。然し同量の Na に於ては常に同様の組織が得られた。最後に若干強めに精製した合金を 20~60 min 空氣に觸れて放置すると全く Na は燒失する。今假りに Na の純化作用を認めると此攪拌せずして放置の儘燒失する事と相反する事になるが、Na の oxide の存在が精製に役立したなれば Na が燒失して Na-oxide となる事が精製作用を意味すると見てよからう。H₂ ガスを作用させて置くと 2hr 位置にても完全な精製組織を示し、Na の燒失さへなくば其精製効果に變りのない事を證して居る。500 kg の大量熔湯では 5hr 空氣中に放置しても其効果の見られた事は如上の事實を裏書する。

然し Na が合金中に如何なる形で存在するかは未だ不明で、Na を澤山含むものでは Na に富む結晶が認められるが Na の Al-Si 合金に對する飽和量は 0.12% である。Alpax に金屬 Na を其融點以下で擴散させると淡い灰色の相が認められる。過精製 Alpax の断面に水滴を落とすとガス (H₂) の出る事が組織中に Na に富む相の在る事を證するものである。

Na の作用を識別する爲に他の純化作用をもつ元素を加へた例がある。(1) アルカリ金屬 (Li, K), アルカリ土金屬 (Ca, Mg), (2) 蒸發性元素 (As, Te), (3) 熔湯に低溶解元素 (Fe, Sb, Cd, Pb)。此内 Li 及 K は僅かに改善し他にも多少改善の性はあるが Na の如き特徴ある組織は現はれなかつた。Li の作用は特記すべきもので、此場合冷却速度を大にすると Li 0.1% で完全な精製作用がある。又他の研究者により Cu, Mn, Ti を含む合金に Na を加へ其結晶組織に變へず良好な機械的性質を得た。全然別であるが Fe を含む Al-Bronze に Si を加へ NaF にて精製し組織の改善を見た例がある。

以上の Na と全く別に冷却度からの研究に依ると冷却度を普通の Chill-casting 位のもので Na を加へる事なく精製組織を得たもので、更に此場合 Na を使用する事に依つて一層其効果の強化される事は第2表に示す如くである。

第 2 表

Chill-casting に及ぼす精製の影響				
状態	0.2%耐力限 ton/□"	破斷抗力 ton/□"	伸 %	ブリネル硬度
Na なし	6.9	14.1	3.6	63
粗合金	6.9~7.9	14.8	3.8~5.3	63~64
精製合金	7.9	15.9	7.7	72

更に熱分析的研究の結果に依ると精製合金の凝固點が粗合金の夫より 10°C 位低いと言ふ事で、此凝固點の移行は Na 0.02% 添加から分子の移行にて説明し得る約 100 倍に當るものである。然るに精

製合金と雖も熔點は粗合金の夫と變りはない處から見ると此凝固點移行を過冷現象に因るものと説明する事も出来る。一方成分から見ると *Na* の添加に依り共晶點は *Si* の高い方に移動した如く觀られるもので實驗結果に依ると粗合金の共晶點は *Si* 11.7% なるに精製合金にては *Si* 13~13.5% に達し、最も大きい過冷の場合には *Si* 14% のものを記録して居る。又冷却速度の過大による精製效果に關しては共晶析出の溫度が冷却度大なる爲に *Na* を含むものに近づく結果であると説明して居る。

然らば此精製 (Modification) の機構は如何と考察するに未だ完全なる説明は困難であるが第一に *Alpax* の場合 *Si* の様なものが eutectic の凝固を妨げる爲であるとすると、又迅速なる冷却或 *Na* の如き少量の添加物に因り凝固に對する妨害に基くものと認めるものがある。第二に *Al-Si-Na* の共晶を作る爲とするもの及び熔融 *Na* と *Al* との限られたる混和性に基礎を置くものである。之に依ると *Na* の様なものを加へると之がコロイド状となつて沈澱し其結果 *Si* 粒が微に出るものである。之に對し *Li, Ca, Mg* 等精製に稍々効果的な元素があり、又 *Pb, Bi* の様に限られた混和性を有し乍ら效果なきもの等の矛盾が生ずる。第三は *Na* 夫自身ではないが *Na* から作られる異つた物質 protective colloid の假説がある。然し之は現在證明の道がない。最近 *Lorig & Dayton* に依ると微細な非金属性介在物の生成を提議して居る。即ち *Silumin* に於ては精製添加物により脱酸の爲に結晶核生成粒を減じ從て *Si* の過冷現象が説明出来る。

以上の如く精製效果に關する機構は尙未知と稱さるべき範圍にあり結晶晶出の調整に關する所も僅少であると見られる。唯添加物が著しく合金の擴散を妨げる事から *Al* は妨げられず *Si* のみが大きい影響されると説明するも亦一つの假説に過ぎない。之を證する爲に精製及粗合金に就て凝固點附近の熔湯の内部抵抗の比較測定をした所精製 *Alpax* が鑄型の中で抵抗が大であつたと。

機械的性質に及ぼす影響は既に第 1 表及第 2 表に示したが、之は精製に依て硬い *Si* の結晶が *Al* の中に入り變形に對する抵抗を増加せるに外ならぬ事で、伸の増大も同様に考へられる事であるが一方結晶粒夫自身の形及大きさからも分明する。要するに *Modification* は共晶の相の一つの結晶粒を極端に減少する現象で凝固に際し之が晶出を妨げられるものであつて、之は少量の添加物或迅速冷却に依り起る。特に凝固に際し過冷の現象を起し共晶の成分が移動するものである。結晶は微となり機械的性質は抗張力 伸 共に増加する。(M)

Ag-Cu-Si 合金の成熟 (Garrett, T. C: *Metals & Alloys*, Dec., 1936) *Ag* を多く含む合金に於ての成熟硬化に關する一研究。試料は第 1 表に示す如きもので比較の爲に貨幣用 *Ag* に就ても研究せり。之等の合金を 700°C より水冷し 100°, 200°, 300° 及び 400°C

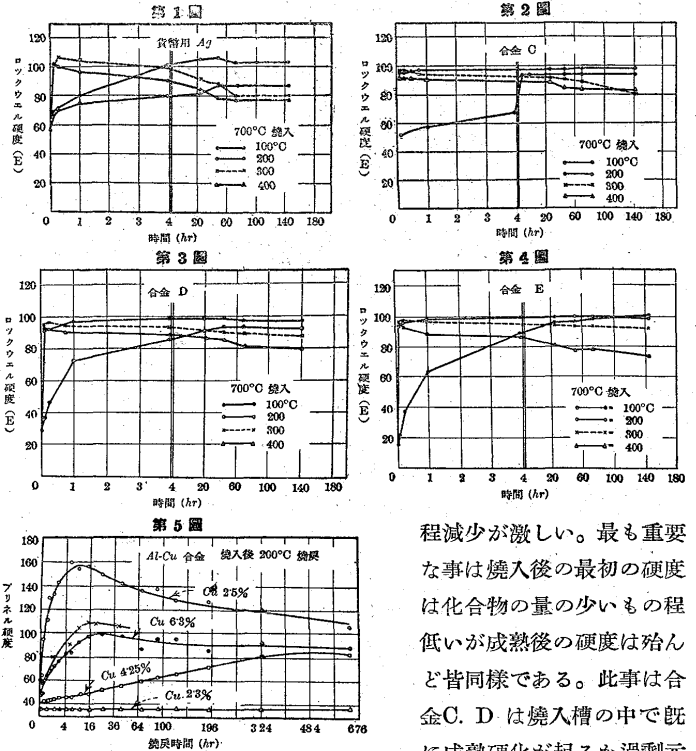
第 1 表

	*Ag%	Cu%	Si%
貨幣用 Ag	90.00	10.00	0.00
合金 C	92.14	6.99	0.87
" D	93.52	3.16	0.32
" E	98.00	1.86	0.14

* 差

にて加熱しつゝ 硬度-時間 の關係曲線を求めた。結果は第 1~4 圖に示す如し。各合金に就て見ると貨幣用 *Ag* は 100°C では硬度の増加が極めて徐々に最大硬度は他の溫度のものに及ばない。此事は他の C, D 合金とも同様で唯合金 E のみは 200°C の夫に等しい。

溫度により最大硬度を比較すると何れの合金でも 200°C に於て最も大なる硬度が得られた。然も硬度の増加度はより以上の溫度の場合程迅速でないが、144 hr 成熟の後にも尙其硬度を保持した。200°C 以上では迅速に最大硬度に達し爾後時間と共に減少し、溫度の高い



程減少が激しい。最も重要な事は燒入後の最初の硬度は化合物の量の少いもの程低いが成熟後の硬度は殆んど皆同様である。此事は合金 C, D は燒入槽の中で既に成熟硬化が起るか過剰元素の少い合金 E では硬化が起らないとも考へられる。

此處で成熟硬化が何に因るかの疑問が起る。即ち *Si* を含まぬ貨幣用 *Ag* でも起る故 Cu_3Si に因らず寧ろ *Cu* に因るものではあるまいか。*Si* を含まぬ *Ag-Cu* 合金に就ては *Ageew, Hanson & Sacks* の結果があり第 5 圖に示す。之に依ると *Cu* 量の減少は硬度の増加度を減じ 2% *Cu* 合金では硬度の増加が殆んどなく、本研究に於て合金 E が中間化合物を 2% 含むのみで硬度は貨幣用 *Ag* の夫に等しい所から見ると *Ag* の極めて多い合金は此化合物の沈澱で硬化する様に見える。

燒入後の冷間加工材の成熟硬化は常溫にても高温 (300°C) にても認め得るものがなかつた。抗張試験は完全燒鈍、700°C 燒入状態、300°C 1hr, 成熟 (完全成熟) のものに就き實施したが化合物の増加と共に抗張力を増加し伸 斷面收縮 を減ず。

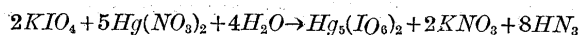
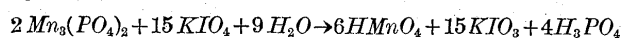
線に就ての電氣傳導率測定の結果は導電率は時間と共に増加し又成熟溫度の上昇と共に増加す。貨幣用 *Ag* は 100°C では導電率の増加はなく又 200°C でも 40 hr 迄は増加しない。他の合金では 100°C でも徐々に増す。前述の硬度の結果と比較すると高温成熟の場合時間と共に硬度の減少を來したが導電率は全く減少は示さず唯増加するのみである。而して化合物の量の減ずる程導電率は溫度と共に増加する。此結果は最も少い化合物を含む合金 E で最大硬度を得られた前の結果によく似て居る。顯微鏡試験からは組織的の變化は何も捕へ得られなかつた。(M)

9) 化學分析

W 及び *Fer-W Fer-W* 中の *Mn* の定量 (Smith, F., J. A. McHard & K. L. Olson; *Ind. & Eng. Chem.*, Sept. 15,

1936.) W 又は FeW $1g$ を $500cc$ の三角フラスコに入れ、 72% の過鹽素酸一部と 85% の磷酸二部を混ぜる溶液 $30cc$ を加へ徐々に熱して $190^\circ C$ に昇げる。 $155^\circ C$ に於て溶液中の水分は驅逐され、 FeW の場合は $190^\circ C$ にて溶解が始り溶液は綠色を呈する。加熱を持續し $200\sim 215^\circ C$ に保て試料を完全に溶解せしめる。 FeW の場合には溶解に $45\sim 60$ 分、 W はそれより若干長時間を要する。此處より Mn の定量法に使用する酸化剤の種類に依て異なる。 Si はこの際全部又は一部珪素タングステン酸として溶液中に存在する。溶解せざるものと雖も次の操作に何等の影響を及ぼされぬ。

(1) 過沃素酸曹達法: 一上記の如くして得た溶液を暫時冷却し水を以て $200cc$ に稀釋する。過沃素酸曹達 $0.3g$ を加へ Mn を酸化する爲約 15 分間徐々に煮沸する。冷却後過剰の過沃素酸及び沃素酸を沈澱せしむる爲硝酸中へ第二水銀を $4\sim 5g$ 水に溶解して加へる。



次に石綿を以て沈澱せる沃素酸鹽、過沃素酸鹽を濾過し、濾液には充分の硫酸第一鐵溶液を加へ過剰の硫酸第一鐵を $KMnO_4$ 溶液にて滴定する。此の方法に於て過沃素酸曹達の量 $0.3g$ は $15mg$ の Mn を酸化するに充分である。若し $0.5g$ の過沃素酸曹達を用ふるならば上記の 2 倍量の Mn を酸化し得るが、濾過すべき水銀鹽の量が増加する故少き程良好である。本法に依て分析を行ふ場合には試料を溶解する場合に生じ得る鹽素又は鹽酸の根跡は Mn を酸化する以前に煮沸して驅逐又は酸化せねばならぬ。

(2) 蒼鉛酸曹達法: 一前項の如く試料溶液を冷却し濃硝酸 $20cc$ を加へ徐々に加熱し溶液中の鹽素又は鹽酸を分解驅逐し次に硝酸が蒸發するに至らしめる。溶液を冷却し赤色の消失する迄硫酸第一鐵溶液を加へて還元する。之に濃硫酸 $15cc$ を加へて煮沸し、赤色を呈する迄蒼鉛酸曹達を少量宛加へる。5分間徐々に煮沸し再び硫酸第一鐵溶液を赤色又は褐色の消失する迄加へ更に沸騰温度まで加熱し充分攪拌しつつ $1g$ の蒼鉛酸曹達を加へた後冷水浴中に置き尙數分攪拌する。暫時放置しゲーチ坊にて濾過し、濾液には一定量の硫酸第一鐵溶液を加へ、反應にあづからざる硫酸第一鐵を標準硫酸第二セリウム溶液を以て滴定し Mn 含有量を決定する。この際指示薬は Diphenylamine Sulfonic Acid を用ひる。

著者は本法による分析は試料の溶解に長時間を要するけれども従來の分析方法の如く白金器具或は HF を用ふる必要なく且不溶性のタングステン酸の生ずる困難を除去し得優秀なる點を有する事を述べて居る。

(W. T.)

18-8 耐鏽鋼中の Mn の定量 (Silverman, L: Ind. & Eng. Chem., Sect. 15, 1936) 18-8 (Cr, Ni) 鋼は硫酸には徐々に侵されるが王水には速かに溶解する。この硝酸及び鹽酸は過鹽素酸を加へて煮沸すれば容易に驅逐し得。試料溶液を冷却し水を加へ酸化亞鉛乳液を以て中和すれば Cr は沈澱する。このマンガン溶液を滴定すれば結果は常に若干低く出る。これは Mn の一部はクロム酸鹽として分離し或は過鹽素酸によつて三價の形となり酸化亞鉛乳液を加へた場合に水酸化物となる事に歸因する。著者は亞硫酸を加へる事により是等の缺點を除去し得た。

即ち試料 $1g$ を秤り、水 $1,000cc$ 硝酸 $250cc$ 及び鹽酸 $750cc$ の混合液 $25cc$ を加へ完全に溶解する迄加熱する。次に過鹽素酸 $10cc$ を加へ Cr が酸化し且過鹽素酸が器壁等に凝結し始める迄煮沸する。冷却し器壁を洗滌し約 $30cc$ に稀釋し SO_2 の飽和溶液 $10cc$ 或

は亞硫酸曹達の 25% 溶液 $10cc$ 液を加へて Cr を還元する。次に $2\sim 3$ 分間煮沸し冷却す。これに新に作た酸化亞鉛乳液を加へて中和し尙小過剰に加ふ。冷却後 $250cc$ のメスフラスコに入れ標線迄稀釋。 $400cc$ のピーカーに移し攪拌すれば Cr は暫時にして沈下する。 $50cc$ をビベットにて取り、硝酸 $3,600cc$ 、硫酸 $810cc$ 、正磷酸 $300cc$ 、硝酸銀 $232g$ 及び水 $13,860cc$ の割合にて作れる混合液 $30cc$ を加へ溶液が清澄となる迄熱する。次に過硫酸アンモニウムの 6% 溶液 $20cc$ を加へ酸素の泡が液の表面に生ずる迄注意して加熱し後冷却す。この溶液を亞硫酸鹽溶液にて滴定し Mn を定量する。

(W. T.)

アルミニウム及亞鉛の分離と定量法 (Fish, F. H. & J. M. Smith; Ind. & Eng. Chem. Sect. 15, 1936) Dobbins 及び Sanders は純粋な溶液に於て Al を Lithium Aluminate として定量的に決定し得る事を示して居る (Dobbins, J. T., and Sanders, J. P.; J. Am. Chem. Soc., 54, 178 (1932)). 同法は純粋のアルミニウム鹽の溶液に鹽化リチウムを過剰に加へ、次に溶液をフェノールフタレインを指示薬として、稀アンモニア水にてアルカリ性とする。生じた沈澱を洗滌し乾燥後灼熱し $2Li_2O \cdot 5Al_2O_3$ として秤量する。彼等は本法の優秀なる事を述べて居るが、他の金屬の存在する場合に就ては全然觸れて居ない。著者は同法を Zn と Al の分離に使用し Zn の存在に於てアンモニウム鹽 (鹽化物、醋酸鹽、酒石酸鹽) が Lithium Aluminate の生成に對する影響を研究して居る。

分析方法は Al 及び Zn を含有する溶液の一部をビベットにて採り約 $100cc$ に稀釋す。Lithium Aluminate として沈澱せしむる必要なる量以上の鹽化リチウム、數滴のフェノールフタレイン及び醋酸アンモニウムを $5g$ 加ふ。次に稀アンモニア水を滴下し絶へず攪拌しつつ薄赤色を呈するに至らしむ。10分間程靜置し、生ぜる房狀の沈澱の沈降せる後濾過し 2% 醋酸アンモニウム溶液にて洗滌する。この濾液は Zn の定量に使用する。沈澱は洗滌出來得る限り少量の熱稀硝酸に溶解し、濾紙は更に熱稀硝酸にて充分洗滌し沈澱を完全にピーカーに取る。この溶液は更に前記の如き處理を施し Al を沈澱せしめ、濾液は上記の濾液に加へて Zn の定量用に供する。斯の如き事を數回繰返へし Al の沈澱中に機械的に含有せられる Zn を除き、最後に Lithium Aluminate の沈澱は 2% 醋酸アンモニウム溶液にて、次に蒸溜水を以て充分洗滌し乾燥後 $900\sim 950^\circ C$ にて灼熱し秤量する。 Al は $2Li_2O \cdot 5Al_2O_3$ なる式より計算し得る。

濾液は蒸發濃縮し従來の磷酸鹽法によつて Zn を定量する。本分析法に於て Lithium Aluminate の沈澱は毛房狀の容積大なるもので之が $0.1g$ 以上生ずる場合は處理困難となる故、適當に試料溶液の量を採る必要がある。

著者は Al を Lithium Aluminate として沈澱せしめる場合に Zn の沈澱するを防止する爲數種のアンモニウム鹽を使用した。(1) 醋酸アンモニウムは Al の沈澱に何等影響を及ぼさず、 Zn の沈澱するを防止する。(2) 鹽化アンモニウムも醋酸アンモニウムと略同様である。(3) 酒石酸アンモニウムは Al 及び Zn 共に沈澱するを防止すると述べて居る。尙本法により Al と Zn とを完全に分離し定量し得る事を研究した。

(W. T.)

10) 雜

機械工業に於ける材料の新用途 (Machinery. Nov., 1936,

pp. 206~207) (a) *Ni-Cr* 鋼製鑄造ダイス:—ニッケル鑄鐵 News に依れば、*Ni-Cr* 鋼鑄造ダイスで熱處理を施せるものは薄板の Stamping に Drawing に非常な好成績を示してゐる。此の合金鋼の成分は *Ni* 2~4%、*Cr* 0.75~1.0% であつて、熱處理に困難もなく、組織は細かく、良く磨きが利き、加工材料に條痕が發生しない。Ohio の Youngstown 鑄工所の Paraloy No. 2 と稱する材料が大體上記成分のものであつて、此れの鑄造ダイスで圓筒形の洗濯機械用桶を 176,000 個製造してゐる實例がある。合金しない鑄鐵製型では精々 10,000 個迄を型を修理せねばならず、場合に依ては 2,000 個程度で不良を發生するに到ることもある。Paraloy No. 2 のブリネル硬度は熱處理前に於て 250~300、抗張力 40,000~50,000 ws/in^2 、熱處理後は硬度 450~550、抗張力 30,000~40,000 ws/in^2 である。

(b) 高温用低炭素鋼:— 二種の低炭素、低合金鋼 Sieromo 及び Sifmo は最近 Timken Steel & Tube 會社で研究、發表され、高温度が問題となる動力及製油工業方面に先づ利用されんとしてゐる。Sieromo 鋼は強い腐蝕抵抗を要求する場所に適してゐるが、高價な 4-6 *Cr-Mo* 鋼以上の能力がある様である。用途の主なるものは、分溜爐の管類、蒸氣及熱油管線、過熱器の管類その他熱と腐蝕に曝される部分である。Sieromo の含有成分は 0.15% *C* 最高、0.5% *Mn* 最高、*P* 0.03% 以下、*S* 0.03% 以下、*Si* 0.50~1.00%、*Cr* 2.25~2.75%、*Mo* 0.4~0.6% である。1,550°F にて焼鈍した試験片を 85°F で試験した結果に依れば抗張力 74,400 ws/in^2 、降伏點 40,650 ws/in^2 、標點距離 50mm での延伸率 38.5%、断面收縮率 72.6% であり、順次に温度を上げて 750°F では夫々 62,450 ws/in^2 、26,600 ws/in^2 、30.5% 及 67.4%、1,100°F では夫々 36,500 ws/in^2 、20,000 ws/in^2 、50.3% 及 85.4%、1,400°F では夫々 12,900 ws/in^2 、7,500 ws/in^2 、75% 及 96% である。

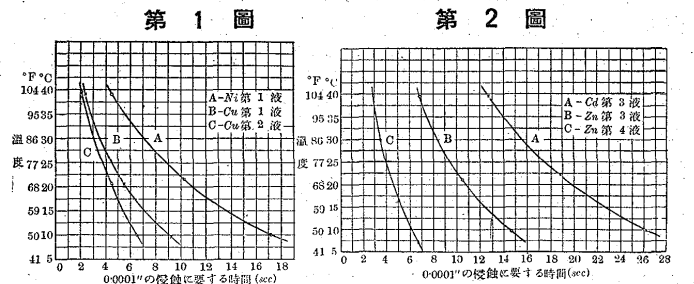
(c) 航空機關用モリブデン鋼:— 航空機關が今日の發達を見た最大の原因は合金鋼の進歩改良にある。飛行機用機關は材料中最上級のものを選んで製作される現狀である。Wright 航空機會社では *Mo* 鋼を機關の主要部分に採用して居り、出力の大小に應じて氣筒材料を大體 2 種類に分てゐる。500 *hp* 迄の Whirlwind 機關には SAE 4,140 の *Cr-Mo* 鋼を使用し、750~1,000 *hp* の Cyc'one 式には Nitralloy を用ふる。此の目的に使用される Nitralloy 鋼の成分は次の通りである。*C* 0.38~0.45%、*Mn* 0.40~0.70%、*P* 0.4% 以下、*S* 0.4% 以下、*Cr* 1.40~1.80%、*Al* 0.95~1.35%、*Mo* 0.30~0.45%。かかる成分の鋼は表面硬度高く、磨耗に耐へ、窒化後の曲りが最小である。他に減速齒車、ナックルピン、油ポンプの驅動齒車其の他の部分品に使用される。一般に曲軸及驅動軸は *C* 0.35~0.45%、*Mn* 0.60~0.80%、*Cr* 0.70~0.90%、*Ni* 1.25~1.75%、*Mo* 0.15~0.25% の鋼を用ひてゐる。連桿の材料も亦同様である。油導管、座金類には SAE 4,130 の *Cr-Mo* 鋼が採用されてゐる。 (I. K.)

鍍金の厚さの新測定法 (Clarke, S. G. The Metal Ind. Oct. 23, 1936.) 鍍金の厚さを測る方法としては dropping method (滴下法) と稱せられるものがある。之は一定の腐蝕液を一定の速度で表面に滴下させ下地の表はれる迄の滴の數或は要せし時間から其膜の厚さを知るのである。本方法は更に之を改良したもので小さい jet から腐蝕液を連続的に流す。之は滴下の調節の要もなく又滴下よりも腐蝕度大なる爲に *Ni* の様な抵抗大なるものにも利用出来る流れは時々止めて表面を検査し下地の出る迄續ける事は滴下法と同

様である。此方法に依ると普通の鍍金は 1~2 分で検査出來、精度も 15% 以内で此試験により鍍金の取れた部は更に磨いて再鍍金すれば良い。

装置の詳細は約 100ml の呑口型の漏斗と之に管に依り連結した burettejet である。jet の大きさは一定せずともよしが標準は 30 秒に 10ml を通すものとす。漏斗は更に別の容器から液を供給し漏斗の液面は常に一定の head に保つ。jet と液面との距離は 10" とす。液温は此漏斗にて測定し時間の測定には Stop & go. 型の時計がよい。

試験に於ては先づ被験物の表面の grease 及 *Cr* 鍍金を取る。*Cr* は 2% *Sb*-酸化物を含んだ *HCl* でやれば下地の *Ni* 或鋼を損せず取る事が出來、*Cu* 及 *Cu* 合金でも *Cr* が無くなつたら機敏に酸から出せば大して損する事もない。*Sb* の沈澱は水で洗ひ落す。装置に腐蝕液 (後掲) を入れ jet の下に面を水平に對し 45° に品物を取り付け次に時計と共に流下を始める。時々流下を止めて表面を検し下地の表はれる迄續く。斯くして 2 時間及温度と又第 1 圖及第 2 圖に示す 0.0001" の侵蝕に要する時間とから鍍金の厚さを知るの



である。第 1 圖は *Ni* 及 *Cu* 第 2 圖は *Cd* 及 *Zn* 鍍金の侵蝕に要する時間と温度との曲線である。

試験に際しての注意は (1) 侵蝕の終點を正確に見る爲に先づ豫想厚さに對する時間だけ流下し後 2 秒毎位に止めて検査する。(2) 装置及試片は堅く締め振動を最小とする。(3) 試片に大小あるも要するに液が溜る事なく流れ去る様にする事が肝要である。

腐蝕液:—*Ni* 鍍金に對しては第 1 液がよい。鹽化第二鐵を主成分とし *Cu* は *Ni* に代つて沈澱する爲下地が現はると其點は *Cu* 色の點となる。然し此點は流下を止めて後數秒後でないといふと現はれないから注意すべきである。醋酸は終點を鋭敏にする。此第 1 液は *Cu* 鍍金にもよい。然し下地が鋼の場合は同色で終點の判別が附かぬ故鹽化 *Sb* を入れる (第 2 液)。すると下地の鋼に沈澱した *Cu* は黒化する故區別が明らかになる。此第 2 液は鋼の上に bronze 鍍金したものにも用ひられる。*Cd* 及 *Zn* には硝酸アンモンを *HCl* で酸性にしたものを用ふるは後掲の通りであるが、*Zn* は *Cd* より溶け難い爲に第 3 液 (*Cd* 用) よりも濃い第 4 液を用ふ。

Ni 鍍金:—鋼 *Cu*, Brass, *Al*, *Zn* 合金の *Ni* 鍍金

第 1 液 (侵蝕度は第 1 圖)		第 2 液 (侵蝕度は第 1 圖)	
鹽化第二鐵	150g/l	鹽化第二鐵	150g/l
硫酸銅	100g/l	酸化アンチモン	20c/l
氷醋酸	250ml/l	鹽酸 (S.G.=1.16)	200ml/l
		氷醋酸	250ml/l

Cu 鍍金:—(a) *Ni*, *Al*, *Zn*, 合金の *Cu* 鍍金には第 1 液を用ふ。

(b) 鋼, *Ni* の *Cu* 鍍金には第 2 液を用ふ。

Bronze 鍍金:—第 2 液を用ひ侵蝕の終點は *Cu* の場合と同じ。但し *Sn* 15% 以上のものには試験せず。

Cd 鍍金には第 3 液を、*Zn* 鍍金には第 4 液を用ふ (何れも侵蝕度は第 2 圖)。

第 3 液

硝酸アンモン 17.5g/l
HCl (S.G.=1.16) 2.0g/l

第 4 液

硝酸アンモン 70g/l
HCl (S.G.=1.16) 8.1g/l

各腐蝕液に依る下地の現はれる侵蝕の終點に於ける狀況は次の如し。

第 1 液 に依る Ni 鍍金		第 1 液 に依る Cu 鍍金		第 2 液 に依る Cu 鍍金	
下地金	終點狀況	下地金	終點狀況	下地金	終點狀況
鋼	銅色の點	Ni	白 點	鋼	黒 點
Cu	"	Al	黒 點	Ni	白 點
眞鍮	褐黄色の點	Zn合金	"		
Al	黒 色	鋼	銅色の點		
Zn合金	"				

(M)

最近發達した金属材料 (I) (Machinery, Oct. 1936. p. 138~144.)

(1) 強磁性合金。Alnico. 特性:-Fe, Al, Ni 及び Co を含む。通常鑄造し研磨して成形する。此の合金にて作られた磁石では自己の約 60 倍の重量を昇げ得る吸引力を持つてゐる。

用途:-リレー、開閉器、制禦器の磁石に應用される。従來電磁石の作用を以て動作した小型モーター或は制禦器具に本合金を用ふれば價格が非常に安くなる。

(2) 非磁性モネル。Aluminium Monel. 特性:-普通のモネルメタルに Al を少量添加すれば非磁性體となり抗張力を増加する。

用途:-主として飛行機用材、例へば、羅針儀の周圍にある部分品梁或は Guide Wire 等に利用されてゐる。

(3) 薄鋼板。Armco H. T.-50. 特性:-抗張力は熱間壓延物で約 67,000lbs/in², 冷間壓延物で 70,000lbs/in² である。前者の延伸率は標點距離 50mm で 28% である。大氣中での腐蝕に異常な抵抗力を有す。

用途:-No. 20 又はそれ以上の鐵板で高抗張力を要求される様な場合によい。低炭素なる故熔接は容易であり、仕上り熔接部分はその物理的性質に於て熔接せざるものと殆んど同一である。

(4) Cd-Ni 合金。Asarcoloy No. 7. 特性:-軸承合金であつてその硬度は 82°F でブリネル 33, 390°F で 7 を示す。降伏點 11,700 lbs/in², 延伸率は 82°F で 19%, 390°F で 111%, 抗壓力は 82°F で 21,800lbs/in², 390°F で 4,400lbs/in² である。

用途:-高速度、高壓縮機關用の軸承合金に適合する。本合金は鐵材と直接良くなじむ爲に軸承の目的のみならず Bond として有用である。化學變化は起らないが、Ni が多少鐵を侵す。

(5) 薄鋼板。A. W. 70~90. 特性:-最低降伏點 70,000lbs/in², 最低抗張力 90,000lbs/in², 50mm 標點距離にて最小延伸率 20% を持つた鋼板である。軟鋼同様容易に熔接出来る。常溫加工も易く 180° 曲げても局部に龜裂が入らない。

用途:-高強度を要求される場所、大氣中での腐蝕に耐へるべき用途に應用される。

(6) 合金鋼。Bakadie. 特性:-熱處理をなせば表面硬度ロックウエル 63~65 に達し而も中心部は非常に靱性に富んでゐる。磨滅に抗することは勿論である。

用途:-ベークライト製作用型材料に適してゐる。

(7) 非鐵合金。Basaloy. 特性:-熔融點僅かに 255°F の熱膨脹率極めて小なる合金である。

用途:-小形の親型を作るによい。

(8) 非鐵合金。Bendalloy. 特性:-ピスマス、錫、鉛及びカドミウムを含有し、熔融温度は 160°F に過ぎない。

用途:-管類曲げ作業の充填物に良い。本合金を用ふれば 0.007in 厚の管も小半径に曲げ得る。

(9) バビット。Bunting Genuine. 特性:-錫系のバビットメタルで高壓力と高温度に耐へる。

用途:-高速度、激しき震動、衝擊的荷重を受ける軸承に利用されてゐる。

(10) ニツケル鐵。Cecolloy. 特性:-Ni-Mo を含む空氣爐鐵で、極めて均質な粒子より成り抗張力 40,000~60,000lbs/in² である。

用途:-50t 以上に及ぶ大型鑄物に適する。曲げ型、強力機械の臺、蒸汽機關汽筒の内張り、粉碎機等に應用される。

(11) アルミニウム合金。Ceralumin. 特性:-輕比重で比較的強力な合金である。冷剛鑄物で熱處理を施したものは抗張力 46,000~54,000lbs/in², 砂型鑄物で熱處理をなせば 38,000~40,000lbs/in² を示し、ブリネル硬度 130~140 である。

用途:-輕重量で高抗張力を希望し、而も疲勞限界の高いことを要求する機械部分品に広く應用されてゐる。(續く) (I. K.)