

目 録

2) 耐火材並に燃料及び驗熱

製鋼用爐床耐火物 (Mac Caughey, W. J. and Lee, H. C.: Metals and Alloys. June 1937)

爐床耐火物としてのドロマイト 世界大戦中マグネサイトの不足は耐火物としてドロマイト特に高温焼成にしてフラックスを添加したドロマイトの廣汎な使用を促した このドロマイトクリンカーはその後大なる改良進歩を加へられ 鹽基性爐床の修理には特に貴重な材料となつた 新しく爐床を造る場合は今尙マグネサイトが使用せられて居るが 爐床修理の材料としてはマグネサイトに代てドロマイトクリンカーが用ひらるゝ様になつた ドロマイトクリンカーは 40% 以下の MgO と 50% 以上の CaO を含有する CaO は平爐ではフラックスとして作用するものであるから 爐床耐火物の一部分としていつ迄も存在するものではなく漸次消耗し去るものである ドロマイトがかく漸次分解するにも拘らず殆んど一般的に使用せらるゝ様になつたのは一面には經濟的な理由にも依るけれども多くはドロマイトクリンカーが急速に爐床に融着して速に修理の出来るためである

マグネサイトの使用を不可とするのはマグネサイトが焼結して爐床の一部を形成するに長時間を要するためである 大修理の場合は或る量の鋼滓を添加するのが普通であるがこのものは結合が遅いためパッチングが充分でない場合はそこから浮上る危険がある

製鋼爐床用としては MgO 含量の大なるマグネサイトが必要である このものはドロマイトクリンカーの如き急速に結合する性質を有して居る

爐床耐火物としてのペリクレーズ ペリクレーズの結晶をつくつて居るマグネシアは鹽基性爐床に使用して特に有効である ペリクレーズの熔融點は $2,800^{\circ}C$ で通常の酸化物系の耐火物の中では最高のものである 比重は 3.6 以上でこれは熔鋼中に浮上ることを防ぐに役立つて居る 硬度は 6 で常溫に於ける鋼のそれと等しく摩擦に對する抵抗性が大である 而して鹽基性平爐鋼滓への熔解度は小さくその重量の数倍量の酸化鐵を吸收する性質があるが然もその耐火物としての使用には大なる支障を來さない マグネサイト耐火物は平爐の高溫度に於ては マグネシア粒子の結合剤が漸次軟化するため強度は左程大でない この結合剤の軟化は適當に加減すれば爐床には有害ではなく反て耐火物に熱間粘性を附與し均質體となり易く耐火物中に孔の生じた場合パッチングの材料としてのマグネサイトやドロマイトの融着を可能ならしめる

天井修理の場合と同様爐を常溫に冷却したゝめ鹽基性マグネシア爐床に生ずる龜裂はマグネサイト耐火物の熱間粘性のため再熱することに依て融着する 高マグネシア耐火物中のマグネシアは顯微鏡下に於ては通常豌豆の如き圓形のペリクレーズになつて居る このペリクレーズ粒子には生長して粗大な結晶組織をつくる性質は見られない この粗大結晶をつくらずに圓形のペリクレーズの集合體となることは製鋼爐に長く使用された高マグネシア耐火物の特殊性質である かゝる組織は他の結合剤を必要とするものであつて一般に鹽基性マグネシア爐床は作業溫度に於て一部分溶解する他の礦物質のものに依て結合せられるものである

結合剤の重要性 高マグネシア耐火物の重要な點は結合剤の量と性質であると考へられる 結合剤はペリクレーズ粒子を結合して鹽基性爐床に直ちに融着せしめる かゝる結合剤は爐床用鹽基性耐火物に使用前最大の收縮を起させるものでなければならぬ 又高マグネシア耐火物にドロマイトクリンカーの如き急速な結合性を與へるものを必要とし更に主成分たる マグネシアと化學的に平衡を保ち又爐内に生ずる鋼滓とも平衡を保つものでなければならぬ

結合剤は適當に耐火物を融着せしむるに足だけの量が必要であるが過剰になつては不可である 又溫度の上昇につれて膨脹しないことが肝要である 而して緻密な均質體となるためには多少の熱間粘性が望ましい 過剰の結合剤を使用することは溫度の上昇につれて容易に爐床を侵蝕することになる

鹽基性爐床並びに鹽基性耐火物をよく岩石學的に研究し 同時にその平衡状態圖をも考究することに依て 適當なる結合剤の影響及びこれによる爐床の耐久度を知ることが出来る

結合剤としてのカルシウムフェーライト CaO は MgO とカルシウムフェーライトなる化合物をつくる このものは熔融點低く MgO と平衡を保つ カルシウムフェーライトがマグネシア耐火物の結合剤としての利點は熔融點が低く極めて短時間にペリクレーズを融着するため少量の添加量で足ることである

又このものはマグネシア耐火物から硬い緻密な粒子をつくる時にはミネライザーとして有効であり次にこの MgO 粒子で緻密均質な爐床をつくる場合は結合剤として働くものである

カルシウムフェーライトで結合した高マグネシア耐火物はドロマイトクリンカーの如き急速な結合性を有しこのために従來マグネサイト耐火物に加へて居た平爐鋼滓の添加が不要であり従てそのために起た耐火度の低下も最小に止め得る 結合剤としての他の利點は平爐々床に使用した場合 熔鋼と接觸し一分部は還元されて熔融點を高め爐床耐火物を固めるに有效なることである

結合剤としてカルシウムフェーライトを有効に使用するにはマグネシア耐火物中の珪酸含量を少くすることが必要である CaO は Fe_2O_3 とカルシウムフェーライトをつくるよりも SiO_2 と結合して珪酸石灰となる傾向が大である

高マグネシア耐火物の理想的結合剤をつくるに際して重要なものは通常不純物として存在する隨伴礦物である マグネサイトに隨伴礦物として一般に存在する蛇紋岩は含水礬土珪酸鹽であり耐火度を低下させるものである 又礬土珪酸鹽は平爐鋼滓と接觸せる場合は安定なものではない

カルシウムフェーライトを結合剤とせるマグネシア耐火物 結合剤としてカルシウムフェーライトを使用し 原料及び焼成を入念に行つて製造した高マグネシア耐火物の組成は次の如きものである

SiO_2	Fe_2O_3	Al_2O_3	CaO	MgO
2.5%	7.0%	1.0%	10.0%	79.5%

カルシウムフェーライトは硬い緻密な粒子をつくりその假比重は 1.25~1.35 $lbs/cu\ ft$ でその真比重は 3.6 以上である

礦物學的にはかゝる耐火物は約 79% のペリクレーズ 13% のカルシウムフェーライト 8% のカルシウムシリケートより成て居る 爐の操業溫度に於てはカルシウムフェーライトはカルシウムシリケ

ートの一部をとがして 16% の結合剤をつくる 而してカルシウムフェーライトの量は耐火物を速かに融着せしむるには充分である耐火度の低下を避けるためにカルシウムフェーライトもカルシウムシリケートの何れも出来るだけ少量にする マグネシアは出来るだけ多くしてペリクレーズの量を最大にして耐火物の持ちをよくして鐵分の多い鋼滓に対する抵抗性を増加せしめる

MgO の含量多く比重大でよく焼締るものは緻密均質は爐床をつくり低炭素鋼に必要な鐵分の多い鋼滓に對して最大の抵抗性を有する (T. H)

骸炭の脱硫 (Mirew, D. Brennstoff-Chem. 15 Aug. 1937, S. 313/6) A. R. Powells の研究に依れば骸炭化の際硫化鐵硫黄の一部が有機化合物としての硫黄に變形し 而も有機硫黄化合物の増加は硫化鐵の分解と同時に起らず其の間に約 100°C の差がある 故に此の有機硫黄化合物の増加は單純なる方程式の移行によりて説明し得るものに非ずして 他の因子によつて影響せられて居るものである F. Foerster u. W. Geister は硫化鐵硫黄の一部が有機硫黄化合物となるは最初に出来る硫化水素の仲介に依るものと假定して居る 然れども有機硫黄化合物の増加は大體瀝青の軟化する温度範囲に起る事實及び著者等の乾溜試験結果より見れば硫化鐵硫黄の游離せる部分が有機化合物となる原因は之を多分子の瀝青に歸着すべきであると云ふ假定に到達する 熔融混合物は硫化物分解によつて游離せる硫黄の軟化を防げ 硫黄の一部は溶解し 又一部は熔融瀝青と化學的に結合する 斯様に考へると加熱時に於ける石炭の融合が游離硫黄が硫黄に不飽和な有機化合物によつて捕へられることを容易ならしめる 斯くして殘溜せる硫黄及び初めより存在せる有機硫黄化合物の硫黄は温度の上昇に従て硫化水素として揮發する 然れども硫黄は全部除去せられない それは骸炭は骸炭化後水素が急に少くなり 従て急激な黒鉛化が起るからである かくて有機化合物として殘存する硫黄は固溶體として黒鉛中に含有せられる 此の假定は有機硫黄化合物と石炭瀝青の軟化との關係に依て一層強化せられる

此の假定を試験するために 木炭と硫化鐵に石炭タールピッチを加へたものと 然らざるものに就いて加熱時に於ける硫黄の状態を研究した 木炭を選びたるは之には有機化合物少く特に石炭瀝青類似の物質が少いからである 之によつて硫化鐵硫黄の殘留に對する瀝青(此の場合は石炭瀝青と色々な點で類似せる石炭タールピッチ)の影響を知り得るであらう 試験は第 1 表の如き配合原料を磁製ボ

第 1 表

原料混合物	S 全量 %	加熱時間 分	加熱殘渣 %	石炭タールピッチの殘渣 %	殘渣物の S %	分離 S %	タールピッチ中の殘留 S %	殘渣物中の S の増減 % (原料中の S に對し)
同上混合物 + 20% 石炭タールピッチ	1.50	30	71.00	6.1	1.76	17.30	8.40	+17.35

ートに入れて窒素氣中で 900°C に加熱し 加熱後の殘留硫黄は Eschka の方法によつて分析した (第 1 表参照)

此の試験結果に依れば瀝青が硫黄の骸炭中に殘ることに大なる影響ありとする假定を強調するに充分である

骸炭中に固溶體として存在する有機硫黄 (骸炭硫黄の大部分である) の除去は困難である 故に骸炭化作業中脱硫を行はんとすれば比較的低温に於て後に分解し易き形にして置くことに依り 硫黄が固溶せられない様にしなければならない

A. R. Powells の研究によれば骸炭の硫黄を除去するには出來上た骸炭に水素氣流を通ずるよりも骸炭化の際に之を通ずる方が遙に有效である 硫黄が固溶せられることを防止すべき原料として如何なるものを石炭に混合したら良いかと云ふことに就いても研究しなければならない 硫黄が固溶體を作らなければ 後水蒸氣 或は水素を作用せしむることに依りて容易に之を除去することが出来る 斯様な原料として炭酸ソーダ 石灰及び苦汁を選び又酸化鐵に就ても試験を行た

第 3 表

	炭坑より産出せる石炭		
	Badaste	Prinz Boris	Butura
I 石炭中;—			
全 S	1.90	1.86	1.27
硫化鐵中の S	0.716	0.207	0.225
硫酸鹽中の S	0.030	0.174	0.026
有機化合物中の S	1.154	1.479	1.019
II 通常骸炭中;—			
全 S	1.78	1.73	1.22
硫化物中の S	0.542	0.371	0.217
硫酸鹽中の S	0.020	0.021	0.019
有機化合物中の S	1.218	1.338	0.984
炭素物質の歩留	73.31	66.44	73.40
III 水蒸氣中に作れる骸炭中;—			
(1) 添加物を混合せず			
全 S	1.25	1.33	1.01
硫化物中の S	0.269	0.205	0.180
硫酸鹽中の S	0.016	0.017	0.018
有機物中の S	0.965	1.108	0.812
炭素物質の歩留	73.03	64.80	72.20
(2) 5% Na ₂ CO ₃ 添加			
全 S	1.16	1.40	1.02
(3) 5% CaO 添加			
全 S	1.42	1.41	1.10
硫化物中の S	0.554	0.431	0.376
硫酸鹽中の S	0.021	0.024	0.026
有機物中の S	0.845	0.955	0.698
(4) 5% NaCl 添加			
全 S	1.25	—	—
(5) 2% CaCO ₃ 添加			
全 S	1.40	—	—

第 2 表

石炭名	濕性水素氣中で骸炭化												
	普通骸炭化		添加物を混合せず										
			添加物を混合せず					添加物を混合す					
	全 S %	骸炭歩留 (除灰) %	全 S %	脱硫 %	骸炭歩留 (除灰) %	全 S %	脱硫 %	全 S %	脱硫 %	全 S %	脱硫 %	全 S %	脱硫 %
Badaste	1.78	73.31	1.13	36.52	73.21	0.63	64.60	0.60	61.24	0.85	52.25	1.06	41.39
Prinz Boris	1.73	66.44	1.18	31.79	65.34	0.76	56.07	0.80	53.76	0.93	46.24	1.12	35.26

上記の添加物 5% を Badaste 炭 Prinz Boris 炭に混合し 電氣爐にて熱し此の間 50°C に於て水分に飽和せる水素を通じ 900°C まで爐温を上げ且この温度に 1 時間保持した 試験の結果は第 2 表の如くにして又水素を通じ始める温度は 300~350°C より始めねばならない 然らざる時は硫黄が固溶せられる機会が多くなり除去が困難となる 少量の鹽基性物質の添加により脱硫が著しく容易に行はれ得るに至ることも明らかとなつた

次に過熱蒸氣に依る脱硫試験を行った 其の結果は第 3, 4 表の如く 炭酸化の際に水蒸氣を低温より送入すれば出来上た炭灰に水蒸氣を作用せしむるよりも一層脱硫作用が有効である この炭酸化時に水蒸氣を通ずれば硫化物硫酸鹽を除去するのみならず有機硫黄化合物の多量を分解す 更に低温でも脱硫試験を行った 此の試験では鹽基性添加物を混合しても 水素中に於ける炭灰製造の場合より効果が

第 4 表 水蒸氣中で炭化するもの普通炭灰に對する S の増減

原料別による炭灰	硫黄の増減%				
	有機硫黄	硫化物の硫黄	硫酸鹽の硫黄	全硫黄	
Badaste	添加物無し	-28.98	-50.38	-20.00	-29.78
	5% CaO 添加	-30.62	+2.21	+5.00	-20.22
	5% Na ₂ CO ₃ 添加	—	—	—	-34.83
	5% NaCl 添加	—	—	—	-29.78
	2% CaCO ₃ 添加	—	—	—	-21.36
Prinz Boris	添加物無し	-17.19	-44.75	-19.05	-23.12
	5% CaO 添加	-28.63	+16.17	+29.16	-18.50
	5% Na ₂ CO ₃ 添加	—	—	—	-19.08
Butura	添加物無し	-17.48	-17.05	-5.26	-17.21
	5% CaO 添加	-29.06	+73.23	+26.92	-9.75
	5% Na ₂ CO ₃ 添加	—	—	—	-16.40

不十分であつた それは恐らく水蒸氣の酸化作用によつて部分的に硫酸鹽が出来たからであらう

水蒸氣を通じながら作た炭灰と普通の炭灰との物理的性質の相異は僅少にして又炭素の損失も少い(第 3 表) Na₂CO₃, CaO, NaCl を加へると炭灰は緻密となる

水蒸氣々流中で炭酸化しても完全なる脱硫は不可能であるが 水蒸氣を通ずることは容易であり且つ特殊な設備を要しないから 工業的には水蒸氣中の炭灰化も重要となり得るであらう (F. K)

平爐の蓄熱室煉瓦について (Buell, W. C. Jr. The Bulletin of the American Ceramic Society. April 1937, 139.) 蓄熱室煉瓦が議論される時は平爐作業は いつでも一番重要な點を煉瓦の寸法と其の並べ方に置く 然し之よりもつと重要なことは格子積煉瓦に對して流體の分布を良くすることである

熱分布の因子— 爐の産出を多くしようとする爲の影響としては空氣を過度の速度で送るから不平衡な作業となる 風速が大きいと力學的效果によつて蓄熱室の先の方に許り風が入つてしまつてかなりの部分の格子煉瓦は働かずに残る 此の状態では少部分の格子煉瓦のみが爐のガスで加熱され 反對の方向から流れ入る空氣は其の冷たい部分のみを通ることとなる こんな作業だと爐のガスを高温で棄てる様に成り 空氣も亦不十分にしか加熱されない

治金的因子— King 氏は格子煉瓦や蓄熱室にたまる煙塵の平均重量を次の様に出して居る

燃料の種類	發生爐ガ	天然ガス	ター	コークス爐ガス
lb/ton 鋼塊	3.8	1.0	6.0~12.0	1.8

又煙塵の平均分析は

SiO ₂	FeO	Fe ₂ O ₃	MnO	Al ₂ O ₃	CaO	MgO
2.0-11.0	0.5-5.5	53.0-86.5	0.4-1.2	2.4-9.1	1.5-7.6	0.9-7.3

格子煉瓦の間を通して蓄熱室の床に煙塵が落ちる時は非常に細かい固體で 煉瓦積に對しては殆んど反應を起さぬ様にも考へられるが約 3,000°F の温度で入り 熔融して居るか 半熔融の状態にあるからガスの流れの速さで入り込むと煉瓦に固着し反應する

此の様に煉瓦積に附着しそれを蓋ふことは能率を大いに下げるものであるから困る問題である

或る工場に於て 數年間出鋼量と燃料との關係を記録したものを參考の爲掲げてある それに依ると鋼塊が格子煉瓦の新しい間には 9.75 ton/hr で 5,200,000 B.t.u. の數量であつたが 煉瓦が古くなると 8.75 ton/hr に落ち熱は 6,000,000 B.t.u. に上昇した

即ち産額の減少は格子煉瓦の古くなること 即ち煙塵が固着し汚れることにある

著者は結論として次の事を述べて居る

最も重要な蓄熱室設計は 吸入れガスの水平的均等分布であつてこれを良くすることは格子煉瓦の設計に依る

煙塵の沈積を適當な個所にさける様に設計することも 爐を長時間効率よく使用する上に於て重要な事である (T. M.)

蓄熱室の熱交換に及ぼす格子煉瓦の材質 形 寸法の影響 (Keller, J. D: The Bulletin of the American Ceramic Society. 1937. 144.) 蓄熱室は長い間平爐 瓦斯爐 加熱爐に用ひられ 多くの研究がこれに關して行はれたが其の主なる點は未だ全く解てゐない 電流の如く熱の流れに於ても 吾々は傳導の逆作用である抵抗の觀念を用ひ得る 模範的平爐蓄熱室の状態を研究したものに依ると空氣の方は抵抗が非常に大きい 即ち煉瓦から空氣に熱を與へることは難しく ガスから煉瓦へ熱を與へ 又は傳導することはより容易であつて 平均して空氣の抵抗は全體の 2/3 ガスの抵抗は 1/4 煉瓦の抵抗は 1/12 即ち全體の 9% である

この 9% は 2 1/2" の厚さの煉瓦で 15 分切換の通常の蓄熱室に適用されるもので 厚い煉瓦で切換時間の長いものは 此の値が違ふ 4 1/2" 煉瓦で 30 分切換の時は 煉瓦の抵抗は全抵抗の 1/8 以上に達する

燃料が發生爐ガス又は混合ガスの時は 煉瓦面から廢ガスに行く熱交換係数は廢瓦斯から煉瓦に行く係数と同じ位高い それは燃料瓦斯は對流によつて熱が逃げ去るのみならず それに含まれる炭酸瓦斯や水蒸氣で輻射を吸収されるからである 此の際には抵抗の比は 2 1/2" の厚さの煉瓦で 15 分間隔のもので 燃料ガスの抵抗は 1/2, 廢ガスの抵抗 3/8, 煉瓦の抵抗は 1/8, 即ち全體の 12.5% となる 煉瓦の性質の影響としては 次の事が考へられる 即ち熱傳導度 密度 比熱等である これは次表に掲げる

材	料	傳導度 (1,600°F) B.t.u./ft ² hr.°F/in	比熱 (1,600°F) Cp	密度 lb/ft ³	耐火煉瓦に對する熱傳導度の比
耐火煉瓦		9.5	0.255	125	1
シリコンカーバイト		110.0	0.255	150	12
マグネサイト		27.0	0.278	162	3
絶縁煉瓦		2.5	0.255	33	0.25
鑄鐵		282.0	0.155	450	30

これ等の大部分は 格子煉瓦として用ふるに不適當である それは強度 耐久度 又價格の點からである

熱交換の點からのみ云ふと 傳導度 比熱 密度は出来るだけ高いがいい これには若し使へるなら鑄鐵が最良で 次はシリコンカーバイトで 通常の耐火煉瓦の 12 倍である

結論として次の事が述べられて居る

格子煉瓦として變つた材料を用ひる事 煉瓦の重量を増すより加熱表面を廣くすること 煉瓦面から空氣への熱交換抵抗を減ずること等に依て 尙少しの進歩が見られるだらう

現在に於ける最も發展の見込あるのは 煉瓦の形を中の氣流を攪亂する様な形にすること 尙これ以外に行ひ得る著しい改良は 格子煉瓦や其の設置にあるので ダウンテークとスラッグポケットの熱の絶縁を適當の方法でする事である この方法で現在の平爐で ポートと格子煉瓦との間の 300~400°F の温度低下を減少せしめるがよい (T. M.)

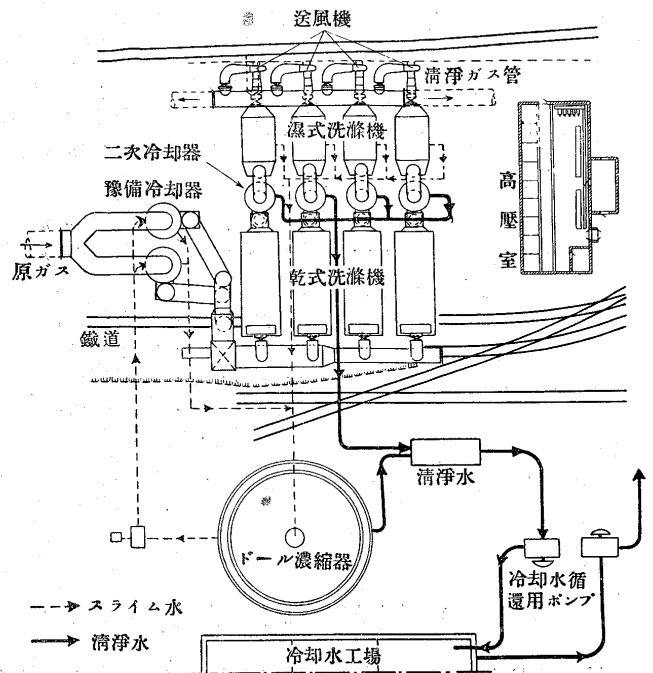
Cardiff, East Moors 高爐工場の電氣的瓦斯洗滌 (Guthmann, K. St. u. E. 19, Aug. 1937, s. 922) 1935 年 12 月に作業を開始せる Guest Keen Baldwin Iron & Steel Co. Ltd. の East Moors 工場に於ては 3 基の高爐より發生する瓦斯を熱風爐ボイラー 均熱爐 壓延材加熱爐 骸炭工場 平爐等に使用して居るが使用に先立ち Lodge Cottrell 式の 2 段式電氣洗滌機にかけて洗滌して居る

此の設備は電氣的洗滌機の最も新しいものにして下記諸工場に於ける經驗を參考にせるものである 方法及び構造は 1928 年 Lübeck に於て 40,000 Nm³/h の能力を以て建設せられたる 2 階梯式ルギー高爐瓦斯沈澱機と同様のものである 同様のものが 1932 年にスペイン Sagunto に 70,000 Nm³/h の能力のものが建設せられ 又 1933 年には南亞非利加の Pretoria に能力 120,000 Nm³/h のもの 又印度 Jamshedpur のタ、製鐵所には 400,000 Nm³/h 能力のものが設備せられて居る

Cardiff に於ては高爐瓦斯は 4 本の直立導管に導かれ 大きい煙灰の大部分は此處で爐に返り 各 2 本の導管が 1 管に連結して居る 煙灰の大きいものは渦巻式除塵器に入る 斯くて豫備洗滌を受けた I, II 高爐瓦斯は 2'13m 徑の共同導管を通過し III 高爐の除塵袋を通過せる瓦斯と共に 3'2m 管に入りて電氣洗滌機に導かれる 洗滌機は Lodge-Cottrell 社製のものにして乾 濕の 2 階梯より成る 乾式洗滌機に入る前に瓦斯は 2'43m 徑の 2 管に分れ 2 個の豫備冷却器に入る 豫備冷却器前の瓦斯は平均 3'8g/Nm³ の煙塵を有し 45°C の露點 (H₂O 84g/Nm³) を有す 瓦斯は冷却器の上より入りて水によりて直接に冷却せられ出口に於て 92~94°C となる この瓦斯は 54°C の露點 (H₂O 139g/Nm³) を有する 此處を出た瓦斯は 2 個の彎曲水閉塞設備を通過し 1 管に集り小ブンカーにて除塵せられ Lodge バルブを通つて電氣洗滌機に入る 電氣洗滌機 57,000 Nm³/h のもの 4 個にて計 227,000 Nm³/h の能力を有す 各機内には 6 個の磁場が直列に配置せられ瓦斯は水平に流れる 各磁場は別個の高壓線に依て高壓機に連結せられて居る 分離面上には電動打撃子ありて約 1 分に 1 度の割合で打撃し 分離せられたる煙灰を函の下方に在るブンカーに落し 混合用スクリーコンベヤーに送り水を以て濕度を與へ スライムとしてシュートを経てスライム車に到る 瓦斯の方は此の乾式洗滌機を出ると 更に二次冷却器に入りて水に依り 22~25°C 位に冷却せられる 此の冷却器内には木製格子ありて瓦斯と水が互に反對方向に流れる様になり 各器内には 8 本の冷却水管が設けられて居る

濕式洗滌器の方も瓦斯は水平に流れ 水にて洗滌せられる 洗滌除去せられた微粒煙灰はスライムとなりてドール濃縮器に入り 此處で乾式洗滌機にて除去せられたる煙灰と一緒に濃縮せられる これに要する水量は全用水の 1/10 である 二次冷却用水は清淨す

る必要なく従つて之は直接冷却水工場に送り連續循環的に使用せられる



濕式洗滌機を出た瓦斯は "Aerex" 送風機に依て所要の瓦斯壓を與へられる 送風機は 4 枚の羽を有し水柱 200mm の壓にて 80% の能率を有するものである 各送風機の前には壓蓋ストッパー付迅速バルブを有し且つ各機の入口には自動調節絞弁ありて常に送風機の入口の瓦斯壓を水柱 25mm に調節して居る

瓦斯洗滌機の側に高壓室ありて 400r を 60,000r にする設備レクチファイヤー等の電氣設備と各種のメーター類を設備す 送風機を出た清淨瓦斯は 3 管により 一つは熱風爐 一つはボイラーに送られ今一つの管は更に 3 管に分れて骸炭爐 瓦斯溜 製鋼及び壓延工場に送られて居る 高爐瓦斯溜は徑 43'2m 高さ 67m にして容量は 84,000 Nm³ である 瓦斯溜に 84,000 Nm³ の瓦斯があると温度 1°C 上昇する毎にベルは 210mm 上ることとなり従つて夏分の如く晝夜 15°C の温度差ある時は 3'18m だけベルが動くこととなる次に二 三の作業數値によつて設備能力を示さう

瓦斯量;

通常作業	227,000 Nm ³ /h
25% の過荷重作業	285,000 "
爐頂に於ける煙灰	8~11 g/Nm ³
豫備冷却器前	3'8g/Nm ³

原瓦斯の煙灰 8g/Nm³ の場合の瓦斯清淨度は 16mg/Nm³; 過荷重 25% の作業の時は 20mg/Nm³ まで保證されて居るが 實際作業の週間平均は 3'5mg/Nm³ 最高 8'4mg/Nm³ であつた 25% の過荷重作業に於ても 7'7mg/Nm³ に過ぎなかつた

高爐瓦斯温度;

爐 頂	270~375°C
豫備冷却器後	94~97°C
清淨瓦斯	28°C
二次冷却器前の水	22~23°C

瓦斯壓及び壓力損失

豫備冷却器前	+178mm 水柱
送風機前	75 "

壓力損失.....	103 mm 水柱
送風機後の清淨瓦斯.....	250 "
送風機による壓力増加.....	175 "

所要動力;

	保 證 1,000 Nm ³ に付	實 績 1,000 Nm ³ に付
電氣洗滌機(乾濕兩階梯合計)	0.573 kWh	0.56 kWh
補助機械	0.145 "	
送風機(280 mm 水柱壓となす)	1.470 "	
	~2.19 kWh	1.46 kWh
總計=	332 kWh	250 kWh

二次冷却(3氣壓の水を送るために);

ポンプ	0.45 kWh/1,000 Nm ³
煙突冷却水用	0.25 "
瓦斯壓 280 mm 水柱とするに要する動力を 含めたる合計	2.16 kWh/1,000 Nm ³

水;

2個の豫備冷却器 4個の二次冷却器	843 m ³ /h
洗滌用の保證量	15.5 "

(F. K)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

酸性平爐熔製作業が鋼中の非金属介在物に及ぼす影響
(Iwanow, P. N. Samatajew S. P. und Morosowa. E. A. Archiv f. d. Eisenh. Jahrg. 10. 1937. 501) 著者等は酸性平爐 15 吨容量のものにて C 0.2~0.5% の炭素鋼を熔製して實驗した 精鍊中 Si の還元量は 0.10~0.2% を超えざることとし 鋼抽出前にはフェロマンガン フェロシリコンを加え 時により Al を加ふること 0.15~0.7 kg 對 1t に達せり 斯くて45回に互れる精鍊を爲し毎回下の5段に區分して5つの試料を採集し其含蓄せる非金属介在物を調べた

試料 1 爐内裝入物熔け落直後 試料 2 鋼浴が盛に沸騰する期間 試料 3 脱酸剤を加ふる直前 試料 4 鋼の抽出直前 試料 5 鑄込期の半ば

非金属介在物を定量する方法は 現在4つの方法が存在するも著者等は鋼を稀鹽酸に溶解して其残渣を定量する方法を採用した 元來酸性平爐鋼中の重なる非金属介在物は珪酸にして 又他に硫化物又は珪酸鹽類を有すべきも 其の量僅かなるを以て本研究の目的には珪酸のみを目標として差支へなきことを知た 使用する鹽酸の濃度に就て試験せるが 10% のものにて満足なる結果を得た 今 25g の削り鋼粉を溶解するに其の際發生する水素ガスの量に依り新しき酸を追加した 所要日数は 15~70 日間にして平均 30 日とす 又試料を豫め燒鈍し置けば溶解に要する日数を半減することが出來た 残渣は大概ね 0.2~1.5g であつて 夫より珪酸を定量して 0.003~0.14% を得たが 珪酸の量を左右する種々なる障害もあることであるから 0.050% 以上の結果の場合を除外した

製鋼中の鋼中珪酸量の變化 最も普通に定量した珪酸の量は試料 1 及び 3 に於て約 0.012% 試料 2 及び 4 には約 0.008% であつた之を精鍊作業に當て認めると 沸騰期に於て鋼中の珪酸量は下るが他方に沸騰そのものに依り爐床を損傷して却て非金属介在物の量を増す 次にフェロマンガンの追加に依り珪酸マンガンとして浮揚せしめ得るので之を減ずることになる

熔落炭素量の影響 製品の清淨度は主に精鍊中に於て脱酸剤を附加する前 即ち試料 3 の鋼の清淨度に準據するものであるから 後者の量を基とし比較した 即ち熔落炭素量が 0.85% の時に鋼中の珪酸

量は最低位で約 0.008% であり 0.65% 又は 0.9% の場合は 0.030% にも達する

熔落マンガン量の影響 Mn 量が多ければ鋼浴中の FeO を減ずるを以て鋼中の珪酸量を少くなる 其の上に非金属介在物の熔融點を下げて之を減却せしむる効果がある 熔落後即ち試料 1 に於ては Mn 0.12% の時に鋼中の珪酸 0.030% なるに反し Mn 0.44% の時は僅かに 0.004% である 脱酸剤附加前試料 3 の珪酸量は同時に含有する Mn 量が 0.40% の時に 0.013% なるに反し其の 0.18% の場合鋼中の珪酸は 0.044% の多量に達する

脱炭速度の影響 適當なる速度に於て最低の珪酸量を示し毎時間脱炭量 0.025% の時 0.008% 同じく 0.15% の場合 0.030% なるに 0.43% の時は珪酸は約 0.02% に昇る

附加鐵礬石量の影響 脱炭速度に關係を有し 附加量 20% の時に鋼中の珪酸量は最低を示して 0.010% なるが その量 40% 及び 10% の場合には夫々 0.028% 0.038% を示した

沸騰期の長さの影響 此時期を全熔解精鍊期と比較する爲め 抽出前即ち試料 4 の珪酸を基とした 沸騰期 2 時間のもつ最低期を示して 0.005% なるに その期の短かきものは總ての非金属介在物を驅除する爲め不充分にして 1.2 時間のもの 0.02% を有す 又餘り長期に亙りしものは爐床を浸蝕せる爲め却て不良にして 3.7 時間のもの 0.018% を示した

熔落後の精鍊期間の長さの影響 同様抽出前の試料を基として比較するに全く同様の傾向であつて 2.5 時間の時に最低値 0.005% であつた

附加 Mn 量の影響 餘り少量なれば脱酸不充分なるべく鋼 1 吨につき 37 kg の時珪酸 0.040% となつた 之に反し過量なる時は異常なる精鍊作業となり 又附加剤中の不純物も加はりて増加すべく 135 kg の場合約 0.030% に達した而して最低値は 80 kg を附與せし時僅かに 0.008% に留まつた

仕上鋼材中の珪酸量 爐より抽出する前の鋼中の珪酸量が仕上鋼材の良否に直接關係を有するもので脱酸剤附加前即ち試料 3 の有する値に能く符合する 之に依り注目すべきことは精鍊中に起りし不良作業は脱酸法に依り之を救済すべからざる事實である

鑄塊期中の試料の珪酸含有量 抽出期間に耐火材料の爲め鋼は種々なる程度に汚損せらるゝことあるを以て 試料 4 と試料 5 との關係を明確に表示することは困難であつた 併し 100 回の實驗中その 60 回のものに於て試料 5 の有する Si 量は試料 4 の値より低かつた 之を以て觀れば抽出中鋼中の非金属介在物は分離し淨揚し除去せらるゝことを認むべきである 普通の爐より鋼を抽出するに要する時期は 5~10 分間に亙つたが之では尙不充分の感があつて約 15 分間になつた場合に充分に介在物を遊離せしむることが出來たやうである

總 括 以上の實驗により得たることを實地に應用して製品なる鋼材中の非金属介在物を減却せんとせば 脱炭速度は 1 時間 0.25% を宜とし 沸騰時間は 2 時間を採用すべきである 又脱酸前の鋼浴の炭素量は約 0.35% を良しとし 従て熔落炭素量は 0.85% と定まるのである 脱酸期は 30 分間を最良とす 併し此等の數は著者等の場合に於てのみ有效であつて 爐の大きさ 構造又は熱の與え方 裝入物の如何 目的とする鋼の種類等に依り變ずべきものと思はれる

結 論 著者等は下のことを重ねて擧げてゐる
a) 熔落の炭素量は 0.80~0.85% とし Mn 量は 0.35~0.45% 以下ならざること

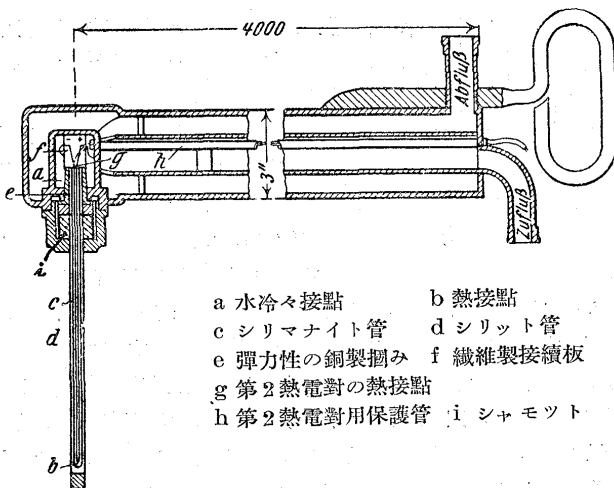
- b) 沸騰期は 2~2/4 時間の範囲に採る
- c) 脱炭速度は炭素 0.23~0.27% 毎時間とす
- d) 沸騰期中に加ふべき鐵鑛石の量は 1.8~2.2% とす
- e) フェロマンガンの量は 50~100kg とす
- f) 熔鋼が取鋼に滯溜する時間は 15分以上たるべきこと

(K. T)

鹽基性平爐の熔鋼の温度測定 (Leiber G., Archiv. Eisenhüttenw. 11 Jahrg. Augst, 1937, S. 63/66) 鹽基性平爐の物理化學的過程の研究を行ふに當ては熔鋼の温度を出来るだけ完全に正確に測定しなければならない この目的には光學温度計では不充分である B. Osann, E. Schröder の研究に基ける W-Mo 熱電對が最も適當である 然れども熱電對の爐内挿入を爐壁を通じて行へば全裝置が過度の感受性を有することとなりて 1 熔解作業を通じて温度を測定するには適せず 且つ之には W-Mo 線の徑 2mm 長さ 2m の線と長い保護管を必要とし 又短き熱電對を使用して爐の戸口附近の温度を測定せんとすれば 此の附近の湯の温度は他の部分より下つて居るから不正確である

温度測定のコストを少なくする爲めには長尺の熱電對や保護管の使用を避けねばならない するために第 1 圖の如き装置を作つた 熱電對の長さは僅に 1/4m に過ぎない

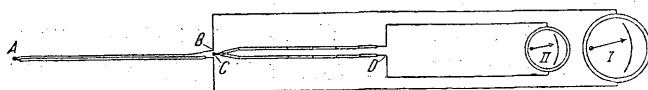
第 1 圖



- a 水冷々接點
- b 熱接點
- c シリマナイト管
- d シリット管
- e 弾力性の銅製摺み
- f 纖維製接續板
- g 第 2 熱電對の熱接點
- h 第 2 熱電對用保護管
- i シャモット

此の裝置の構造は 長さ 4m の水冷式管の先に熱電對を付け 熱電對の冷接點が丁度水冷室内に在る様に作られ 且つこの Mo-W 熱電對の冷接點の温度が Cu-コンスタンタン熱電對によつて測定せられる様になつて居る W-Mo 熱電對はシリマナイト製内管と更に外部をシリット管で保護せられ シリマナイト管は弾力性の銅製摺みによつて保持せられて居る シリット管は一端をシャモットで閉塞して居る 此の裝置は連續的な測定に適するものにして 熱電對を熔鋼中に突込む前に豫熱して直ちに保護管全體が灼熱される様にすれば保護管の壽命が長くなる 保護管は 3 回の使用に耐え 又壞れても數分間にて取換が出来る

第 2 圖



- A W-Mo 熱電對の熱接點
- B 冷接點
- C 銅-コンスタンタン熱電對の熱接點
- D 冷接點
- I W-Mo 熱電對用ミリボルトメーター
- II 銅-コンスタンタン熱電對用ミリボルトメーター

第 2 圖は熱電對を圖解せるものにして 第 1 熱電對 (W-Mo) の熱電壓はミリボルトメーター I に現れ 第 1 熱電對の冷接點温度は第 2 熱電對の熱電壓をミリボルトメーター II によつて測定する様になつて居る

使用法は簡單で 4m の長さの裝置を爐の中央戸口の所より爐内に挿入し 焔の端の方の最高温度の少し上又は下で豫熱したる後熔鋼内に沈漬する 斯くて 50~60 秒經過すると熱電流は一定となり温度を測定することが出来 同時に第 2 熱電對によつて第 1 熱電對の冷接點温度が測定せられる

此の裝置に依る温度の測定と光學温度計に依る温度の測定を行ひ 熔鋼表面の放射係数を決定することが出来た (F. K)

熔融鋼の温度測定用熱電對 (The Iron Age, July 22, 1937) 熔融鋼の温度を測定するに用ふる Fitterer 會社の C-SiC 熱電對 可動自由にして平爐或は其他の爐の扉或は側壁の孔から挿入し壁から 25in 位の所に熔鋼中に 6~8" 入れるのである 現在長さ 8in 位のものが作られて居るが要求に依ては望遠鏡の様に伸縮自在として 15in 位のものが作り得る 操作は先づ熱電對の Tip を Slag 面に置き potentiometer が 2,800°F 位に達するのを待て Slag を通して熔鋼中に入れる 此の豫熱時間は 3 分間位を要す 挿入した Tip が温度の平衡に達するには 1 分あれば充分である 依て 4 分で全部を終る譯であるが操作後は抜き出し足をたゞんで別の爐を測定する様にす 全重量 50lb. 持ち運び自由である處に利用性が多い 測定目的は平爐操業の基礎となるべき反應其他の必要な記録を取る

此目的の外に ladle 用の熱電對も作られて居る 之は各方面から要求少なからざるものがあり ladle 中の温度を知り又其處に保持する時間 一方 ladle の設計等に關聯し成品の品質に重大影響を及ぼす此の型のは折り曲げ式とし 10~12" の Slag を通して 6~8" 熔鋼に入れる様にす 此 ladle の温度を測定する以外に熔鋼の凝固温度を簡単に測定するのに良い 即ち熱電對を 2,100°F 位に豫熱して熔鋼に挿入し引き上げると 25lb 位の金屬が Tip に附着して来る これの凝固點は注意して potentiometer を讀めば容易に測れるもので ladle の温度其ものよりも ladle と凝固點との間の "Temperature head" を知るに便利である 此の事は鑄塊鑄造の際主要事項に屬し 良好な鑄塊は出来るだけ凝固點に近い温度から鑄造する時に得られるものである所から見ても必要な操作である

此熱電對の構造は損耗する Tip は交換し得る様にしてあり 交換は數分で済む 此の Tip の壽命は鋼に依て異り其平均數を示す事は困難であるが 或る酸性平爐で 40~160 回平均 58 回使用し得た鋼は C 0.25~0.75% で平均 0.45% であつた 又鹽基性電氣爐の ladle に用ひたもので 10~25 回平均 15 回であつた Tip が爐氣 slag 鋼等に侵されるのを防ぐ目的で種々之を被覆し壽命を増加する材料が考究されて居る 此熱電對に接續して使用する potentiometer は他のものと同様であるが Gear に依て直接温度を讀める様にせるものがあり補正表は不要である

終りに此の熱電對の特徴を摘記すると (1) Milli Volt と温度とが直線的に變化する (2) 同じ補正表で他の熱電對にも適用する (3) 最高温度 3,600°F 迄使用し得 (4) 起電力が大きく $p_t - p_t R_h$ のものに比し約 30 倍も出る (5) CO, CO₂ 等の瓦斯に對し安定で補正表に何等影響を及ぼさない 加之熱的衝擊に對し抵抗が大で冷いものを 3,000°F に入れても折れる様な事はない 挿入深さは 2" から 10" 位 同じ温度を示す 従て高爐の runner, 各種の鑄鐵の熔解 非鐵金屬の熔解に利用してよい (Y)

屑鐵加炭法に於ける鹽基性平爐滓問題に就て (Widawski, E., St. Eisen. 15, Juli, 1937, S. 781/9) Mn 添加劑として Mn 鐵或は鏡鐵を使用する屑鐵加炭法に於ては装入物中に Si の少い場合は平爐滓の鹽基性度は重要な問題となり 普通量の石灰添加によりて高鹽基性となる 鹽基性が過度に強くなれば惡影響のあることは E. Killing 以來多數の重要な試験報告が提出せられて居る 然れ共之等の試験は Mn の異なる状態に於て行はれたものであり 試験結果が全然一致するまでには至て居ない 著者は本問題を一層明瞭にするために試験を行ふこととした

試験溶解物は鑄鋼用に 20~30t の大鋼塊とした 此の目的に必要な溶解作業の適當なる状態は 鋼滓の鹽基性度が Mn の變化にどんな影響を及ぼすかを調べるに役立つ 試験爐は 30t の固定式平爐にして装入は第 1 表に示す如く 加炭には無煙炭を用ひた 屑鐵及び削粉の Mn は平均 0.6% 又 Mn 鐵及び鏡鐵中の Mn 含有量は夫々 75% 及び 20% であつた

第 1 表

試験番 號	金 屬 装 入 kg						装入物 中の Mn		溶 劑 kg						鑄滓量 kg/t 鋼	
	購入 屑鐵	工場 屑鐵	削粉	赤鐵鐵	マン ガ ン 鐵	装入 合計	kg	%	石灰	砂	無炭 煙	マン ガ ン 鐵	珪素 鐵	螢石		鍛鍊 粉
I	12,040	—	8,340	860	279	21,500	343	1.60	880	—	450	129	172	108	230	122
II	11,190	4,050	5,310	900	292	21,700	357	1.65	890	—	435	110	174	84	440	115
III	21,830	12,070	5,190	1,640	530	41,300	657	1.59	940	—	725	123	350	120	540	70
IV	7,270	6,030	6,640	860	93	21,600	219	1.03	604	48	400	173	180	108	—	94
V	9,140	6,830	3,200	760	75	20,005	181	0.90	520	107	300	100	160	96	—	75

試験 I 此の試験に於ては速に多量の石灰を加へ製鍊前半に於て強鹽基性となし 後半に於ては出鋼前 8 分の時に脱酸用 Mn 鐵を加へたのみで溶劑の添加を行はなかつた 斯くして鋼滓共に之を非常な高温に保つことが出来た 鋼滓の鐵分含量は漸次増加し脱酸時には 15% に達した 湯中の Mn は鋼滓の鐵分量に逆比例して脱酸時には 0.35% に低下した 取鍋の中に鋼 1t に付 8kg の割合で S 鐵を加へて脱酸した 出鋼後 12 分の後には鋼中の Si は 0.21% となり 即ち鍋に添加せる Si の 2/3 が滓化せられた譯である 更に鑄込の際に Si は 0.17% まで低下した 高鹽基性なる故一度も Mn 燃焼の停止を認めなかつた

試験 II 本試験に於ては製鍊時間中續いて石灰を加へた 従て製鍊の前大半に於ては CaO : SiO₂ の比は 2.2 以下にして其の後漸次この割合が大となり終りには 2.8 に達した 出鋼の約 7 分前に Mn 鐵を加へて脱酸した 鋼滓の流動性は試験 I より不良であつた 55~85 分の間に於ける脱炭速度は 0.5%/h の大速度なるに不拘 此の期間に於て鑄滓より Mn が還元せられた 同時に又鑄滓中の鐵分の低下が認められた 鋼滓の鹽基性度が 66~70 即ち CaO, SiO₂ 割合 2.0~2.4 の時は Mn の還元が低下した 鹽基性度 70 即ち CaO, SiO₂ 比 2.4 の時は Mn の還元は停止して Mn の急激な燃焼が始まつた 鹽基性度が更に高くなつて 74 即ち CaO SiO₂ 比 2.8 となりたる時は Mn の燃焼は益々大となり同時に鋼滓中の鐵分も著しき増量を招來した 此の試験に於ても取鍋中に於て鋼 t 當りに付き 8kg の Si 鐵を加へた 出鋼後 12 分後に於ける鋼中の Si は 0.41% で 即ち Si 鐵の 1/3 が滓化せられた 出鋼後 43 分後には Si は 0.32% となり又取鍋中に於て Mn が繼續的に低下したことは注意すべきである

試験 III 此の試験では最初から 70 分後に鹽基性度 66 即ち CaO

SiO₂ 比を 2 として作業し 湯出しの 48 分前に凡て必要な溶劑は添加を完了した 作業の後半に於ける鹽基性度は略一定して居た 作業は試験 I より石灰を多く使用せるのみでその他は同様である 作業開始後 70 分の時に 之より少し前に鍛鍊滓を添加せるにも不拘急激なる Mn の還元が起り 之は 90 分の時の Mn 鐵添加によつて多少相殺せられた 此の實驗に依り少量石灰添加の有利な影響と低鹽基性滓 Mn の還元に対する影響が分つた 爐内に於ける出鋼前の Mn 含有量に對し 取鍋中に於ける Mn の著しき増量は注意に値する 斯様に 出鋼後 Mn の増加することは 取鍋中で滓化する如き還元性溶劑作業に於ては常に認められる所である 更に鑄込中に於ても Mn の増加が認められた 鋼滓中の鐵分は相當低く 鍋内に於いて Si は試験 II の場合よりも高い値を示した 取鍋中に加へられたる Si の 25% だけが滓化せられ 鋼滓中の鐵分は非常に低かつた 鋼中の P, S は還元中に増加した

試験 IV 及び V 此の兩試験は Mn 1.03% 及び 0.9% 添加し

石灰を加へて作業した IV は V より石灰を多量に使用した 而して何れも石灰は作業の前半に装入を行つた 製鍊の初期に於て Mn の著しき還元が起り 後半期に於ては鹽基性度の高き試験 IV の方には Mn の燃焼を起したれ共 鹽基性度の低い V の方では最後まで Mn は還元を續けた

最等の實驗結果及び其の他の試験

結果より次の作業方針を建てる事が出来る 鑄鋼製造に當り屑鐵加炭法を採用する場合に於て鋼滓量が鋼 1t に付 60~90kg の時は鋼滓の鹽基性度を 66~68% 即ち CaO SiO₂ 比が 2.0~2.2 が最も良好の様である Mn 装入量が 1.4~1.6% の時は Mn 鐵を添加せずとも 0.65~0.75% Mn の鋼が製造せられる 若し Mn 鐵の添加を必要とする時は少く共出鋼より 20 分前迄に添加すべきである 普通の装入條件に於て鹽基性度を高くすれば鋼滓量は非常に多くなり Mn 使用費が高くなり鋼成品も高價となる 出鋼直前に多量の Mn 鐵を加ふれば熔鋼中に多量のガスを生じ 従て鑄鋼に氣泡發生の危険を多く與へる 薄肉物に對しては一層危険である Mn 使用量を少くして還元性製鍊を爲した鋼は流動性なる故稍低温で鑄込まなければならない これは鑄疵を生ぜしめない爲めである 袋入物中の Mn が約 1.0% で仕上鋼に Mn 0.6~0.8% を望む時は製鍊中或は最後に Mn を添加せねばならない Mn 0.4~0.5% の鋼ならば装入物中の Mn が 0.9~1.0% にても危険は重い 且つ硬鋼の場合には 0.7~0.8% でも差支なし

鹽基性度が高過ぎると Si の燃焼も著しく 且つ鋼と鋼滓の分離が不良となる危険あり Si は 0.2% 以下に低下することがある 斯くなれば薄肉鑄物は氣孔性となり軽くなる 弱鹽基性ならば過度の Si 燃焼を防止し それだけ鑄物の氣孔性を防止することとなる 出鋼時に鋼滓が流動性良好に保持せられて且つ弱鹽基性ならば P 及び S が低下せられる 還元性で作業し 最後に Mn を加へないか或は加へるにしても少量の場合は 此の時出來た鋼は鑄造時の充満性が良好である

實際作業に於て鋼滓の鹽基性度を調べるには特に鹽基性度が 66 に達したか否かは鋼滓試料の表面を見ることに依て解る 鹽基性度が 66 達すると 試料凝固の最後の褶が試料の全表面均一に平滑になる

様に消失する

(F. K.)

6) 鐵及び鋼の加工

型鍛造品の生産に影響する因子 (Steever, A. M. Trans.

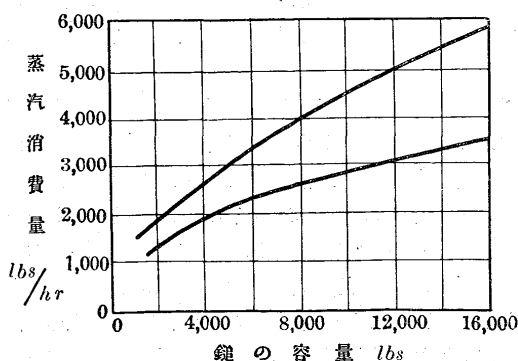
Ame. Soc. for Metals, Vol. XXV. 1937, p. 1~27) 著者は型鍛造品の製作に用ひられた機械發達の歴史 現代に於ける機械の性能を論じ 型製作 最高鍛造温度 仕上温度 粒の流動の重要性に就て述べてゐる 鍛造技術を知た當初は勿論手槌で加工したが其の後所謂 tilt hammer と稱せられる「米ツキバツタ」式のもが英國で發明された 最初の蒸汽槌は 1842 年佛國で考案されたものであつて これはピストン棒へ直かに槌を固定した堅型機械でピストンの下側へ蒸汽を送て槌を上昇せしめ蒸汽を遮斷して自然落下の衝撃のみで加工物を打つものであつたが 1,888 年には Pennsylvania の Midvale で始めて Double acting の蒸汽槌が考案されて打力は著しく増加した 鍛造は衝撃によつて行はれるから有效仕事量は落下質量と落下速度及下降運動が停止する時間に關係する これ等の因子を考慮して種々の容量のものが作られるのであるが 型式は 2 種即ち重力槌と Double acting の動力槌となつた 重力槌の有効エネルギーは落下重量と高さの積になるから摩擦を減少せねばならない 動力槌では落下重量と打撃の際に於ける速度を生ずる相當高さの積から摩擦を差引いたものになる 蒸汽槌の容量は落下總重量即ちピストン ピストン棒及ラムの和で 普通は 400~25,000 lbs である 第 1 表に各部の標準寸法を示す

第 1 表

容量 lbs	汽筒の径 in	衝程 in	ラム面とガイドの距離 in	ラム前面と後面の距離 in	ガイド内ラムの長さ in	ラム ロツド及ピストンの重量 lbs	アツパーウオークの重量 lbs	總重量 lbs
400	5½	30	12	8	14	450	6,000	14,000
600	6	30	14	12	16	670	9,000	21,000
800	7	30	15	13	18	1,000	10,000	26,000
1,000	8	36	16	14	23	1,400	15,000	35,000
1,500	10	42	20	16	27	2,200	20,000	50,000
2,000	11	45	23	17	28	2,800	24,000	64,000
2,500	12	50	24	24	28	3,400	30,000	80,000
3,000	14	50	26	26	35	4,600	32,000	92,000
4,000	15	50	28	30	36	5,200	39,000	119,000
5,000	17	50	28	30	36	6,600	51,000	151,000
6,000	17	50	28	34	36	7,200	52,000	172,000
8,000	19	50	30	38	40	8,525	64,000	224,000
10,000	21	50	30	38	40	10,650	66,000	266,000
12,000	23	50	30	40	44	12,400	70,000	310,000

大型槌を除いては金敷は落下重量の 20 倍に取り 12,000 lbs 迄は one piece にする 金敷の重量が 20% 以上減少すると効率低下する 著者は寫眞及圖面に就て蒸汽槌の各部構造及び作用の要點を説明してゐる 槌に供給する蒸汽は dry でなければならぬ 消費量は

第 1 圖



機械各部の作用状態によつて異なり主なる原因は衝撃の長さと大小 打撃回數 使用時間及槌の機械的性能である 實驗による

蒸汽消費量を第 1 圖に示す 圖中上方曲線は悪い状態 下方は良好な状態の場合である

蒸汽の代りに壓縮空氣を用いた空氣落下槌では 空氣に水分を含有せしめてはならぬ 空氣壓縮機は毎分取扱ふ空氣容量で格定されるから槌の方もこれに従ふ 通常槌 100 lbs 毎に大氣壓 18~25 psi の空氣を要する 動力に電動機を用ふる槌は近年非常な勢で弘まつて來た これは電動機直結式と中間軸驅動式とあり維持費少なく運轉も極めて容易である 次に實際の鍛造作業に當て必要な事柄は先づ被加工物加熱の速度であるが 0.5% C 以下の鋼では 3 in dia. 迄では毎時 5 分以上を必要とする 3 in 以上になると更に長く熱する 炭素量が 0.5% 以上では上記よりも徐々に加熱し 合金鋼では豫熱操作が必要である 最高鍛造温度は一般に固相線以下 200°F と言はれ 最低温度は形状及大きさによつて異なる Dr. W. H. Hatfield は最高温度を次の如く示してゐる

第 2 表 最高鍛造温度

0.10% 炭素鋼	2,400°F	0.90	2,150
0.20	2,375	1.00	2,000
0.30	2,350	1.50	1,900
0.40	2,325	モネルメタル	2,100
0.50	2,300	銅	1,800
0.60	2,250	黄銅	1,400
0.70	4,225		

最後に鍛造品結晶粒の流動は極めて重要な問題であつて 特に衝撃を受ける部分品には注意を要する (I. K.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

Kovar 合金に就て (Hessenbruch, W. Z., Metallkde, 29 (1937) s. 193/195) Kovar なる合金は Fe-Co-Ni 合金で 其の温度に依る膨脹が 所謂硬硝子程度である 第 1 圖は第 1 表に示す如き組成の合金の膨脹曲線である

第 1 表

符號	% Ni	% Co	% Ni+Co	% Mn
A.	29.6	17.4	45.0	0.64
B.	28.5	23.3	51.8	0.58
C.	23.6	29.6	53.2	0.81

第 2 圖は Kovar (27.3% Ni, 19.0% Co, 0.6% Mn) の膨脹曲線と硬硝子のそれとを冷却した場合に就て比較したものである

次に上記の合金で焼鈍せる 12mm 直径の棒を 8mm 直径迄冷間壓延し 100~1,300°C 迄各 100° 毎に 15 分宛加熱し 一つの試料を爐中徐冷し 他の試料を急冷し プリネル硬度を測定した 第 3 圖は其の硬度變化を示すものである

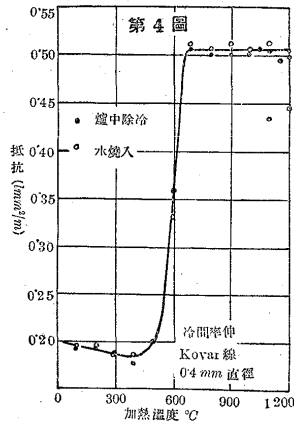
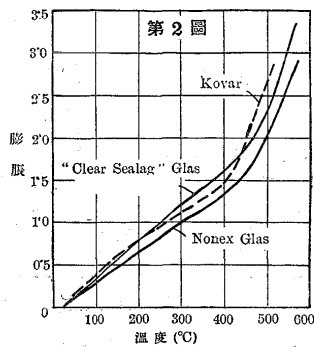
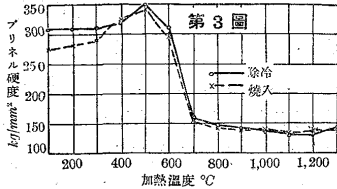
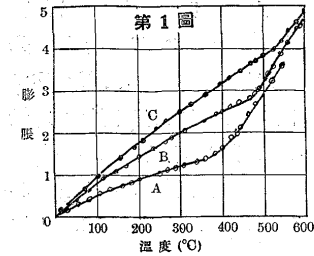
この合金は 900° で數時間焼鈍すれば均一な固溶體となるが 焼鈍時間短き時 或は鑄造状態では 二つの固溶體が出てゐる 冷間加工した試料は明に纖維組織が見られ 100°C で之を焼戻したのでは其の組織は殆ど變らぬ 500°C で焼戻した場合は 明に析出を現して組織は不明瞭になる 700°C で初めて再結晶が起るが尙纖維組織は残る 1,000°C では著しく組織が變り 明に二つの固溶體を區別し得る 1,300°C になるとマルテンサイトの如き針狀組織が現れる

X 線分析に依れば前記の二つの固溶體はマルテンサイト及オーステナイトであり 著しく高い温度で焼鈍したものは γ-鐵の面心立方格子を示す 之を焼戻した時は 硬度の上昇と共に α-鐵がマルテン

サイトの針状組織となつて現れる

900~1,100°C で焼入した試料は 500°C で焼戻しても硬度は上昇せぬが之を 1,200°C 以上で焼入した場合は著しく硬度上昇し 焼戻時間の長くなるに従て再び低下する

顯微鏡組織では 色の明い針状結晶が焼戻に依て炭素鋼のマルテンサイトに見られる如く 暗色になる



之等の組織及機械的性質の變化と共に物理的性質も亦變る

第4圖に示す如く 500~700°C の間で電氣比抵抗が著しく變化し冷間加工した状態では 0.19 ohm mm²/m であるが 700°C 以上に加熱した場合は 0.5 ohm mm²/m となる (佐藤)

鋼の靜的及び動的な高温硬度 (Walzel, R. Archiv f. Eisenhüttenwesen. 577 Heft 12 Juni 1937) 第1表は試験片の化學成分及び熱處理を示す

第1表

鋼 No.	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cr%	Ni%	熱處理
I	0.09	—	0.43	0.011	0.031	—	—	15分 920°C 焼鈍
IA	0.08	—	0.49	0.027	0.048	—	—	" " " "
II	0.52	0.16	0.67	0.011	0.036	—	—	" 840°C " "
III	0.83	0.19	1.00	0.047	0.050	—	—	" 780°C " "
VI	0.30	0.12	0.46	0.005	0.012	0.80	3.47	840°Cより油中焼入 680°C 30分 焼戻

20°C 乃至 900°C の温度範囲に於て押込式硬度測定法を用ひた靜的押込硬度試験法は Mailänder 氏の方法と大體同様である 即ち押込み球は徑 10mm の Widia 球でこれを試験中加熱しておいた荷重は 3,000kg で最大荷重に達するまで 6秒を要した 而して最高加重に到達すると直ちに荷重を取除いた 動的押込硬度は徑 10mm の鋼球を用ひ落下振子式を用ひた 著者の方法 (Stahl u. Eisen 54 (1934) S. 954/57) により動的硬度をブリネル硬度で表した 上記の

第2表

No.	鋼 化學成分	負荷速度			
		普通		極小	
		250°	500°	250°	500°
A	0.15% C	130	108	140	92
B	0.31% C 0.24% Si 0.76% Mn	141	133	154	105
C	0.50% C 0.15% Si 0.77% Mn	185	169	208	133
D	0.71% C 0.20% Si 0.80% Mn	232	223	245	195

試験速度; 普通 6秒で最大荷重に達す

試験速度; 緩 120秒で最大荷重に達す

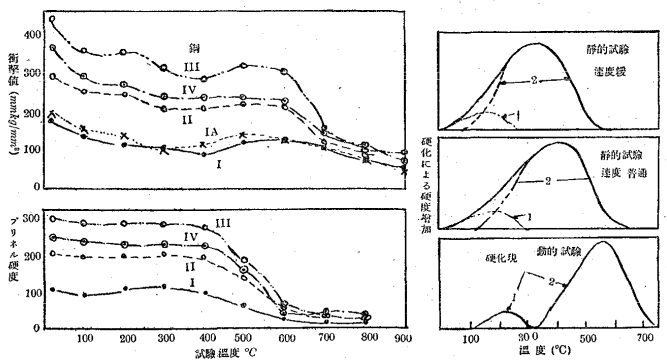
250°C.....鋼球 500°C.....Widia 球

試験片に就ての結果を第1圖に示した

次に靜的押込硬度試験に於て負荷する速度を緩にした場合と速にした場合を比較した

硬化なる現象には2種類あり即ちその一は發生が容易で衝撃の如く短時間内に起る現象に於ても充分表れる 而して 150~200°C に於て最大値をとる 他の一つは發生が困難で短時間で最大値を示すためには 500~600°C の温度を必要とする 第2圖には概括的にこれを示す 圖中靜的試験に於て第一硬化と第二硬化の別不明なるは試

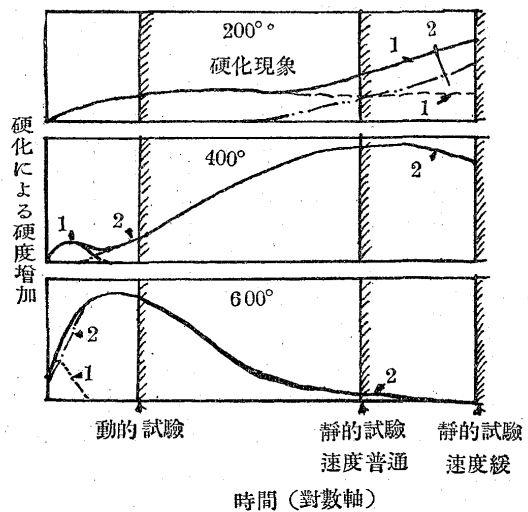
第1圖



第2圖 種々の試験速度に於て2の硬化現象による硬度増加

験時間の長きため2個の硬化現象が重なつて最早別々に表れざるためである

第3圖



第3圖は時間と硬度變化との關係を示す 横軸は時間を示し對數軸を用ふ 圖は 200°C 400°C 600°C に於ける試験法の硬度變化を示す (茨木)

合金鋼中の非金属介在物の新試験法 (Hare W. A. & Gilbert Soler, Metals & Alloys June 1937) 鋼の中の非金属介在物は脱酸の際に出来る酸化物或は珪酸鹽 礬土鹽 鍍滓 耐火物の微粒及び原料より入るもの等から出来るものであり普通肉眼で見へるもので極く微粒のものは結晶粒の大きさ 硬化性 衝撃値等に重要な影響がある 尙介在物の性質は種々の物理的性質にも大に關係がある 熔融點の高いものは壓延中にもその形を保持してゐるが低いものは壓延により紐状に延ばされ材質に悪影響を與へる この壓延中の延びの程

度は介在物の鑛物學的條件に支配されるのである。非金屬介在物の從來の普通の試験方法は金屬組織學的試験及び化學分析によつて居たものであるがこれでは介在物の性質を決定的にしらべるには尙不充分の點が多く最近は金屬組織學的試験、化學的試験、岩石組織學的試験及びX線試験等を適當に組合せて行ふ様になつたのである。

金屬組織學的試験は介在物を速かに見付け得る特徴があるが眞の化學的性質に對しては誤りが多く且つ偏析等の爲めに全體を考へる場合に間違ひが起り易い。若し介在物の平均が徑 0.001" であるなら厚さ 0.001" 以内の全部の介在物は部分的に表面に露出して居る事もあるわけである。表面が 1/2" sq なら容積は 0.00025 in³ で約重量は 0.032 gr となる。化學試験の場合は試料として 20 gr 採る。分析は或程度偏析の影響を避け得るし相當正確に定量出来る。然し定量のみでは化學的結合状態を明に知る事が出来ぬ。岩石學的試験は酸化物の種々の結合状態を正確に決定する事が出来る。

次に最近の定量方法について述べる。試料は鋼塊の中央の部分で壓延した棒の全断面を使用した。試料採取に當つて錐モミは不適當で錐モミによると細い時は酸化物が多く出て粗大の時は少く出る傾向がある。従て各試料を鋸で切削し奇麗な鑛で鑛をかけた介在物の分離方法としては炭素鋼の介在物分離法として Inland Steel Co. の F. W. Scott 氏の發明になる方法を改良したものが Timken Plant の特殊鋼に採用して最も優良な結果を得たのである。この方法は沃化マグネシウムの電解液に陽極に電解析出せしめるものである。電解液としては Fitterer の溶液、硫酸銅、酒石酸鹽及びクエン酸鹽等を含む溶液、沃化カリウム溶液等がある。但し Scott の溶液に限り殘渣と錯合する事なしに鋼を溶解する事が出来る。我々はこの Scott の方法を改良し電解中に空氣で鐵鹽が酸化するのを防止する様にした。即ち中性の瓦斯を試料及び電解液上に通じたのである。尙電解液の洗淨法も介在物が衝突するのを防ぐ様に工夫した。

この改良法の外廓を述べると電解液は沃化マグネシウムの 7% 溶液に 1 l につき 3 gr の沃度を加へたものでこれを圓い硝子の蓋のついた硝子の容器に入れる。容器と蓋の間には 50" のベークライトを入れる。こゝに中性瓦斯の窒素を通す管及び電極のワイヤー等の管が通つて居る。試料は 30~60 gr 採りビーカー中に懸垂しその底部は切離し、硬い濾紙を置き適當にゴムのバンドでしめる。圓垂状にした定量の濾紙を試料の下に置き電解中に落ちて來る粒を受取る。電解液の面は試料を充分蔽ふ様にしこれが陽極になり銅の膜の圓筒が陰極になるわけである。電解に際して全然酸素の影響がなく又鐵鹽及び酸化物が沈澱しない。使用電壓は常に 2~3。で一回の試験に 2~3 日を要する。

電解完了後は殘渣を取除き水でビーカーの中に洗ひ落し電解されぬ分を秤量し初めの試料の目方から計算して介在物の量を出す。

ビーカー中の殘渣は徐々に熱し濾過し温水中で洗ひ濾紙から初めのビーカーに洗ひ落し 5% の酒石酸ソーダ 50 cc を加へる。この場合 Scott 氏は酸化マグネシウムに反應がないからクエン酸鹽を推奨して居るがクエン酸鹽は MnO を溶解する様に思はれる。殘渣を濾過し同じく濾紙の上で洗ひビーカーに移し炭化物を分解せしめる爲めに沃度のアルコール溶液で一晩以上處理する。この際使用する沃度は炭化物の量の如何によつて變化し 2~5 gr 程度で多少過剩氣

味に加へるをよしとす。極低炭素鋼の場合を除き炭化物の分解に必要な量の約 2 倍を加へる。殘渣を初めの濾紙を用ひて又濾過し沃度カリウム溶液及び温水中で充分沃度を洗ひ落し次に酒石酸鹽溶液及び 5% の炭酸ソーダ溶液で洗淨し膠質狀の SiO₂ を除き最後に水洗ひする。殘渣を灼熱し普通の化學分析法で Al₂O₃, SiO₂, MnO, FeO 等を分析する。岩石學的試験の爲めと同じ試料を別に分けておく。扱へ上記の方法は C と Cr が特別に多い場合を除いて殆んど何れの鋼にも適用出来るのである。即ち各種の炭素鋼、Ni-鋼、低モリブデン鋼 SAE 3115 3312 等のクロム鋼は皆この方法で分析出来る。SAE 3135 の場合は殘渣と不溶解のクロム炭化物とが錯合し SAE 52100 の場合はこの方法は不適當で鹽素瓦斯で鋼を分解せしめねばならぬ。以上の Scott 氏の改良方法による化學分析は相當の正確さを有し極く狭い範圍内の酸化物の定量にも成功して居る。

次に Timken の 8 種類の合金鋼について化學分析及岩石學的試験結果を示す。

- 1—SiO₂
- 2—屈折率 1.59 のガラス
- 3—屈折率 1.52~1.56 のガラス
- 4—屈折率 1.53 のガラス
- 5—屈折率 1.65~1.66 のガラス

試料	鋼種	介在物の重量%				岩石學的相						
		Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	FeO	1	2	3	4	5	6	7
A	1,015	0.0049	0.0123	0.0036	0.0092	5	90
B	4,615	0.0082	0.0061	0.0030	0.0109	80	10	10
C	4,615	0.0107	0.0047	0.0033	0.0120	90	10
D	4,620	0.0102	0.0031	0.0042	0.0112	10	15	10	65
E	1,065+Mo	0.0085	0.0023	0.0038	0.0127	15	25	..	60
F	4,615	0.0163	0.0031	0.0029	0.0095	10	..	5	85	..
G	1,065+Mo	0.0159	0.0020	0.0043	0.0145	5	..	60	..	10	25	..
H	1,065+Mo	0.0210	0.0026	0.0036	0.0133	10	90	..

6—圓形又は圓形に近い少量のムーライト (3Al₂O₃·2SiO₂) を含むコランダム (Al₂O₃)

7—純粹のコランダム (Al₂O₃) (K)

黒鉛化に及ぼす數種の金屬元素の影響 (Schwartz, H. A., Johnson H. H. and Junge C. H., Trans. of the American Society for Metals, June 1937, 609.) 鐵に於ける黒鉛粒の單位容積に存在する數及びγ鐵への黒鉛の溶解速度に及ぼす Cr, Mn, Mo 及び V の影響につき研究した報告である。

上記の元素は いづれも黒鉛化を遅延せしむる作用を有し單位時間で上記元素の少量による黒鉛化の影響及び黒鉛粒の大きさ及びその配置等の貴重なデータが與へられて居る。これによると Mn は黒鉛の粒を多くし 900°C でその黒鉛の成長を起さしむる。他の元素は黒鉛の數を減ずる。γ鐵へ黒鉛のとけこむ速度はいづれの元素も遅延せしむる。勿論この速度は添加元素の濃度の function であつてこれは上記元素各自が相當異なつて居る。これによると Cr は速度を最も遅延せしむる。但しこの速度も鐵の炭素含有量によつて異なるものであるから研究に當ては使用材料は製造の際の同一状態のものを用ふる必要がある。(高瀬)

鐵の結晶粒の大きさに及ぼす不純物の影響 (Wassermann G., Archiv f. Eisenhüttenwesen 55 Heft 1 Juli 1937) 電解鐵が再結晶及び變態をなす時通常他の純鐵と趣を異にするはよく知られた事實である。即ち電解鐵は變態後屢々大結晶粒を示すのである。こ

れは900°C以上の温度より適當な速さで冷却する時に得られる然し同一の操作を行つても低炭素平爐鋼及びアームコ鐵は非常に微細な結晶粒を生じ殆んど再結晶組織と撰ぶ所がない。その他の試料に就ても同様の操作を施した結果上の事實は γ 相から生じた結晶の核數の多少が原因と考へられる。即ち電解鐵の核數は明に少く他の試料は多數である。この核數の多少は試料中の少量の不純物量に關係があると思はれる。これは電解鐵中の水素の影響とは信ぜられぬ。何となれば水素中で加熱冷却せられた電解鐵は他のものと同様の微細な結晶粒を示す。更に又水素は900°C以上に加熱することによつて殆んど全部放出せられるからである。

如何なる元素が結晶の微細化の原因となるかは未だ確められてゐない故にこの問題に關して改めて實驗を行つた。

實驗は温度勾配のある圓筒中で30cm長さの鐵板をA₃點以上の温度より靜かに冷却した。その結果先づ端部から變態温度に達し次いで中央部もその温度に達する。爐の中央部の温度は最初は1,000°Cであつた。爐は1/10mm Q. S. までの眞空度が得られ且つ加熱中ガス例へば水素で眞空におきかへることも出来る。眞空中で高温より適當な速さで冷却する時は電解鐵は熱の流れる方向に延びた細長い板狀の結晶が得られることはよく知られた事實である。試料の中央部は約8cmに亘つて同時に變態温度に達し形狀の揃た大結晶粒を示す。これは電解鐵が新しく製せられたものが數年間放置されたものが完全焼鈍、壓延再結晶等の處理を受けたものなり否やには無關係である。何れも900°C以上に加熱することによりこの差異は除き得る。而して板の厚さには全然無關係である。

電解鐵を水素氣流中で加熱冷却するとその組織は驚くべき程微細である。これは變態の際核の數が著しく増加したために相連ない40mm Q. S. の壓の水素氣流中でも猶結晶粒の擴大は認められぬ。これは眞空中で加熱緩冷却せられて一度大結晶粒を得た試料を上記の水素氣流中で再加熱冷却せられたものである。即ち水素の結晶微細化の影響は著しく急で且つ效果的である。10mm Q. S. の壓でも微細化を起すに充分である。5mm Q. S. では結晶の擴大は認められるが眞空中加熱冷却のものに比べれば猶水素の影響は著しい。故に水素氣流の壓を適當に撰ぶ。即ち鐵中に溶ける水素量を適當に加減することにより一定の結晶粒のものを得る。

以上の結果より高温度で鐵に溶解度のあるガスは微細化の作用を有するであらうと推測される。依て酸化を防ぐため銅の薄片を詰めた爐に99.5%の窒素ガスを通じた。この爐中に電解鐵板を装入し水素の場合と同様に處理した結果窒素ガスも水素と同様の作用を有することが明になつた。100mm Q. S. の壓の窒素氣流中でも猶微細な結晶粒が得られた。

電解鐵以外の鐵は眞空中で處理しても結晶粒の擴大は起らない。焼結及び壓延を行つて得たカルボニル鐵板は電解鐵と等しく熔融しないで製せられたものであるが常に微細な組織を呈した。水素窒素等は核を作る作用が大であるから酸素や炭素等も同様にこの作用を有すると考へて差支へない。又水素は高温に於て炭素を取除き得るから電解鐵以外の鐵でも先づ水素中で加熱し次に眞空中で加熱緩冷却することによつて結晶の擴大したものが得られる。即ち出来る限り純粹と思はれる10mm厚さの焼結カルボニル鐵板を水素氣流中で100°Cで長時間加熱し水素を通じながら冷却した。この組織は微細な結晶を示してゐた。翌日眞空中で1,000°Cに加熱し靜かに850°Cに冷却した。又熔融カルボニル鐵板は不純物が焼結せるものより多い。従て水素を以て不純物を除く時間は長くなるがとに角

これも結晶を擴大することは可能である。又アームコ鐵も結晶粒を大きくすることが出来る。

結晶速度と核數の兩影響を區別することは困難であるが核數が不純物によつて高められるとの考へは結晶速度が容易に變換するとの考より實驗と一層よく一致する。兎に角核數は均一な固溶體中に見られる元素例へば水素等によつて高められる。從來の見解即ち溶解度の不均一混合物のみ即ち珪酸鹽の如きものみ核數の増加に役立つとの見解は止揚されねばならぬ。

次に結晶粒の大きさと磁氣的性質の關係に就て少し述べて見よう。粒の大きさは磁氣的性質の差異の直接的原因でなく結晶界域に於て歪を受けた部分のためである。然し單に原因はこれだけではない。大きな粒子は内部格子は著しく純で歪を受けてゐないためである。

(茨木)

金屬薄膜の成長に伴ふ組織の變化 (Quarrel A. G.: Proc. Phys. Soc., 49, 1937, 279.) 面心立方格子を持つ金屬薄膜の示す電子廻折線には本來の面心立方格子により廻折される廻折線と異なる異常廻折線が現はれ、又面心立方の(200)面が帯狀反射をする。上述の異常廻折線はグリース、水銀、アマルガム等より惹起される廻折線とも異なる。かゝる異常廻折を説明する爲に金、銀、銅、コバルト等の薄膜の示す電子廻折線を測定した。

薄膜のは、蒸溜、電氣分解、化學的沈澱、置換の四方法によつて得たものを使用した。

異常廻折輪は金屬の特性に關せず、面心立方格子に特有なものであつた。即ち異常廻折輪の示す面間距離は、概金屬の面心立方格子の面間距離と一定の關係にあつて、計算の結果異常反射輪の示す廻折線は原立方格子の有効原子半徑と等しい有効原子半徑をもつ稠密六方晶の示す廻折線とよく一致する。更に廻折帯の最内部と最外部は夫々稠密六方晶の(100)及面心立方の(200)面と一致する。又蒸溜して得た金屬膜のあるものは厚さが薄く間は六方晶及立方格子の中間の反射線を示した。以上の事實は六方晶から立方晶への變化が突然に行はれるものでなく中間状態を通つて連続的に變化するものであることを示す。

以上の假定は次の實驗事實から證明される。

(i) 電氣分解によつて得た銀のあるものは完全な稠密六方晶の廻折線のみより成る。

(ii) 上と同様にして得た金の試料が六方晶及立方晶の一變形と思はれる、六方晶の廻折線を示した。

(iii) 蒸溜したCo膜は主に六方晶を示し、弱い面心立方格子の反射線をも示した。

(M. H.)

ばね鋼の内部歪と疲勞限に就て (Becker, M. L. & Phillips C. E., Jour. Iron & Steel Inst. 133, 1936) N. P. L. に於ては鋼材表面附近の條件がその疲勞抵抗に如何なる關係を持つかといふ問題に就て極めて廣汎な研究を行つてゐるが、本報告は其の一部分であつて鋼を調質した場合その表面附近にどの程度の内部應力が發生するものか、又この應力が鋼の疲勞抵抗を如何に左右するかを知らんとし行つた實驗結果である。先づ種々の條件の下に於て表面附近に發生する内部應力をHeynの方法によつて測定してゐるがこれにはSi-Mn鋼及0.6%炭素鋼の1 1/8"丸棒に就てロールをかけたものでは5ton/in²以下の應力、850°Cから水焼入したものでは9ton/in²、850°Cから油焼入したものでは7ton/in²以下の應力が存在することを確めた。この應力は可成り大なるものであつて注意を要する所であるが本研究の目的に對しては未だ不充分

であるから 更に大なる應壓力を生ぜしむる處理を施した それには 5% Ni 鋼より試験部直徑 0.4" 丸の廻轉彎曲疲勞試験片を作り 950°C 青酸苛里浴槽内で 3 時間加熱後槽内で 830°C 迄冷却し 油焼入をなし次に同一槽内で 760°C に再加熱して水中焼入した試験片に就て前と同様 Heyn の方法で測定した結果は表面の 0.04" 厚の部分の平均應壓力 10 ton/in², 最大値 24 ton/in² であつた 次に Cr-V 鋼の 6"×1.25"×0.34" なる平鋼を 2 枚重ねさせたものを種々の温度より焼入すると内部應力の爲に彎曲する この彎曲度合から表面の應壓力を計算して見ると 500~700°C 間の焼入温度では應壓力は焼入温度の上昇と共に直線的に増加する かくの如く高温より焼入して材料の表面に應壓力を生ぜしむることを temper-stressing と呼んでゐる さて上記の temper-stressing を施した試験片に就て疲勞抵抗と表面附近の應壓力との關係を精細に調べてゐるが その結論として“ばね”鋼を適當に temper-stressing させたものは明かに疲勞限を向上する その理由として著者は材料の引張力を受ける側の内部應力が temper-stressing の爲の應壓力に作用されてその集中を妨げられる結果であるとしてゐる 一般にはロールした材料では マツフル爐中で滲炭したものと青酸苛里浴槽内で滲炭したものとでは temper-stressing なしで後者の方が疲勞抵抗が大である 更に temper-stressing を施すと兩者共に一層抵抗を増加する 但し疲勞抵抗を増加せしむるには必ずしも大なる應壓力を必要としないことが證明されてゐる それは低 Cr 鋼と Cr-V 鋼ではその焼入温度は前者の方が低くてよいから 焼入による應壓力も小であるに拘らず temper-stressing による疲勞抵抗の増加は却つて前者の方が遙かに大であることである 又實際問題としてばねを使用状態に取付ける爲には一度絞め付けて大きな變形を起させるものであるが この爲の内部應力は實際使用時の變形によつて起る應張力と反對に生ずる故に“ばね”鋼の疲勞抵抗は増加する結果となり此の絞め付けは良い結果を與へるものである (I. K.)

金屬表面の磨耗 (Levan E. E., Metals & Alloys, 8 (1937), 206/209) 磨耗には少く共 3 種の型式があり次の如く定義し得る

1. abrasion に依る磨耗: 金屬の表面が機械的に損傷され この損傷を受けた層が磨擦力に依て除去される
2. erosion に依る磨耗: 金屬の表面が化學作用に依つて變質し此の變質せる層が磨擦力に依て除去される
3. galling に依る磨耗: 二つの金屬の接觸面が局部的に粘着し兩金屬面間の相對運動に依て一方の表面から小片がむしり取られる

之等 3 種の磨耗型式には更に二つの段階があり 第一段階は金屬表面の機械的或は化學的變化であり 第二段階に

於て之等の變質層が磨擦面から實際に除去される 多くの磨耗は之等 3 種の型態が單獨に起る結果

でなく寧ろ 2 種 或は 3 種の結合せるものである

而して單なる abrasion は磨耗の初期に起り之と同時に或は引き續いて erosion 及 abrasion の結合に依て磨耗が進むものである

硬度及靱性は或る條件に於て磨耗に重要な影響を與へるものであるが 硬度はある條件に依ては

abrasion に依る磨耗に對する抵抗を表すものであり 靱性は galling に依る磨耗に對する抵抗

を示すものと考へ得やう 然し乍ら材料の磨耗抵抗を明にするには 一般に硬度の測定 特に常温で

測定せる硬度のみでは不充分である 更に磨耗に重要な影響を及ぼす他の因子としては 金相學的組織 材料の均一度 壓力 速度 摩擦係數 潤滑及摩擦面の最初の平滑度等である

N. N. Sawin は之等の見地から單なる abrasion に依る磨耗のみを測定する裝置を考案した

Sawin は高硬度の表面を有するものとして使用される多くの材料は次の 4 種に分類出來るとした

- (1) W, Ta, 及 Mo 等の重金屬の炭化物
- (2) ステライトの如き高硬度非鐵合金
- (3) 工具鋼の如き硬化せしめたる合金鋼
- (4) 硬化せる炭素鋼或は表面硬化せる鋼

之等に就て一定時間の磨耗量の比を取ると (1):(2):(3):(4)=1:15:25:40

となる

内燃機關の弁及弁座としては 排氣熱に依て酸化せられず 使用温度に於て軟化せず ガソリンの燃焼生成物に依て化學的作用を受ける事なく 更に燃焼時に氣筒壁或は氣筒頭から遊離する高熱炭素粒を吸着する事なく 且 galling を極力減ずる爲に接觸面は磨擦係數が低くなければならぬ

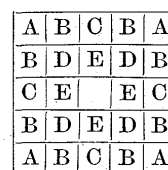
之等の要求に對して近時 Co-Cr-W 合金が用ひられ 之を酸素-アセチレン熔接に依て接觸面に接着する

Sawin に依れば硬度のみに依て本質的に異なる材料の磨耗抵抗を比較することは出來ないが實際の使用温度に於る材料の硬度を測定することに依り其の材料の磨耗抵抗を或る程度迄は批判し得るであらうとしてゐる

僅かな磨耗でも熱を發生し 從て鐵合金の場合は之に依て組織を變じ 表面の硬化組織は分解軟化して磨耗を容易ならしめることになる 然るに硬度の高い非鐵合金は其の溶解温度以下に於ては組織の變化を來たさず 從て高温に於てもよく磨耗抵抗を維持することを豫期出來る (佐 藤)

鋼の鑄造組織と機械的性質 (K. Kornfeld K. St. u. Eisen August 1937) Ni-Cr-Mo 鋼を鍛造せる際の内外部の機械的性質の發達に關する研究 試験材は C 0.30, Mn 0.60, Si 0.28, Ni 4.60,

第 1 圖 Cr 1.10, Mo 0.18% の成分を有す 240×240



mm の斷面を有する鑄塊を 80×80 mm に鍛造し 之を 850°C から空中放冷し後 650°C で 3hr 焼鈍し 300°C 迄 18hr を要して徐冷し後 空中冷却し 之を第 1 圖に示す様に切斷し 夫々を 650°C にて 3hr 焼鈍して試片を採取し

第 1 表

硬化温度	性質	空氣焼入 180°C, 2hr 焼戻					600°C 迄空冷後油中冷却 180°C, 2hr 焼戻				
		A	B	C	D	E	A	B	C	D	E
795	抗張力 kg/mm ²	172.2		173.3	167.0		174.9		174.9	171.0	
805		173.2		173.4	169.2		174.5		174.5	169.1	
815		173.6		174.5	167.7		174.1		174.1	167.4	
825		174.2		174.1	169.2		173.2		173.2	166.5	
835		174.5		173.4	168.5		171.9		171.9	166.9	
845		173.1		172.5	168.2		171.4		171.4	175.0	
795	衝擊值 (Izod) mkg/cm ²	2.9;2.9	2.8;2.8			3.6;3.9	2.8;3.1	3.1;2.9			4.0;4.0
805		3.1;2.9	3.5;3.5			3.7;3.7	3.2;3.2	3.3;3.2			4.1;4.0
815		3.1;2.9	3.2;2.9			3.7;3.9	3.5;3.5	3.5;3.3			4.3;4.4
825		3.1;3.2	3.5;3.1			3.7;3.7	3.5;3.5	3.7;3.7			4.0;4.1
835		3.1;3.1	3.2;3.3			4.0;3.9	3.7;3.6	3.6;3.9			4.5;4.7
845		3.2;3.2	2.8;2.8			3.2;3.7	2.8;3.1	3.1;2.9			4.0;4.6

たのである 次で是等を 795~845°C 間 10°C 置きに焼入温度を違へ一部は空気焼入し一部は 600°C 迄空冷し後夫より油中急冷した次に兩者共に 180°C で 2hr 歪取り程度の加熱を施した 第1表に抗張力及衝撃値のみを示すがピレットの内部は抗張力及抗張限は稍々外部より低いが衝撃値は 20~25% 位大きい 而して空冷したものは 600°C から油中冷却したものより稍々脆い傾向のある事も認められ様 然もピレットの外側から採た A,B に於て兩者の差が大きい事である 更に試料を 850°C に加熱し空気焼入し後種々の温度で焼戻(歪取り程度)をしたものゝ抗張力及衝撃値は第2表に示す様で明瞭に試片の場所の影響が見られる 即ちピレットの内部から採つたものは焼戻温度の上昇と共に靱性の増加が著しい 是等の内外の結晶粒の大きさの差を McQuaid-Ehn 法に依て 試験したが靱性に示される粒の差違を想像し得なかつた

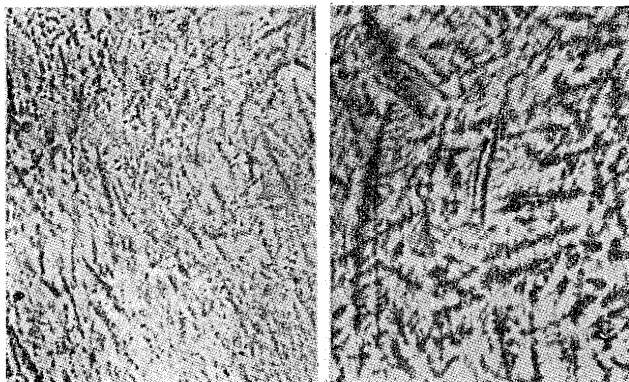
第 2 表

焼戻温度	焼戻時間	抗張力 kg/mm ²				衝撃値(Izod) mkg/cm ²			
		A	B	C	D	A	B	C	E
焼入の儘	—	180.1	180.1	179.1	171.5	2.7		2.7	2.9
140	2	179.3		179.1	172.3	2.9	2.9		3.6
160	2	176.2		176.1	165.8	2.5	2.8		3.5
180	2	174.2		174.1	169.2	3.1	3.1		3.7
180	4	174.1		173.3	167.8	3.1	3.0		3.7
180	8	173.3		173.3	166.6	3.3	3.3		3.7
200	2	173.5		173.3	166.4	2.9	2.9		3.9
220	2	171.7		171.1	165.0	3.1	3.3		3.7
250	2	167.5		167.5	164.2	2.7	2.5		3.1

次で鍛造温度範囲を 1,100~880°, 1,050~830°, 1,000~780°C の三通りとし且鍛造後の冷却を空冷 乾燥砂中冷却 650°C 迄空冷し後砂中冷却の三種に變化し是等の影響を見た 即ち前述のものを 46×46 mm に鍛造せるものを後 650°C に 2hr 加熱し毎時 25°C の速度で徐冷した 之を前と同じ様に 9個に切断し 825°C から空気焼入し後 180°C で 2hr 歪取りを行ひ其機械的性質を見た 其結果は鍛造温度範囲及其後の冷却は殆ど性質に影響を與へなかつたが唯鍛造後砂中冷却したものは靱性が稍々大であり且低温度で鍛造したものにも同様の傾向が認められた 試片採取位置の影響は顯著で内部は抗張力抗張限共に外部より小さかつたが靱性は大であつた

顯微鏡組織を検するに外部はウィットマン組織が針状であるのに内部は粒状ソルビティツクであつた 又其最初の鑄造組織は外部が若干繊維組織を示すに對し内部は不規則な樹枝状組織であつた 鍛造せるものの縦方向の組織を見ても内部の繊維が平行で外部は斜の處があり變形抵抗の大である事を示し 従て抗張力の異なる理の存

A 第 2 圖 B



× 75

する所が分明する 又此繊維の交斜即ち松葉状結晶間の破壊が低い衝撃値の説明になるであらう

如上の説明を更に明確にする爲に Cr 鋼 Ni-Cr 鋼 Ni 鋼等が焼戻脆性でなく よく發達した松葉状組織を示す時低い衝撃値を示すや否やに就て試験した 即ち C 0.3, Cr 0.9, Ni 0.6, Mo 0.8% 鋼から採つて二種の試片の組織を第2圖 A,B に示すが兩者を同様に鍛造し熱處理せるに其結果は第3表に示す様に衝撃値に大なる差を見たのである

第 3 表

性 質	第2圖Aに示すもの	第2圖Bに示すもの
抗張力 kg/mm ²	89.0	92.2
伸 %	23.4	23.3
絞り %	62.2	62.2
衝撃値 mkg/cm ²	10.0	4.7

然るに C 0.3, Ni 3.4, Cr 0.6, Mo 0.25% 鋼に於て縁より中心迄殆ど一様な松葉状組織を有するものに於て其性質を見るに第4表の

第 4 表

性 質	角隅部 (A)	角隅部 (A)	邊の中心部 (C)	中 心
抗張力 kg/mm ²	180.0	180.6	179.2	178.6
抗張限 "	166.2	166.2	163.2	163.2
伸 %	14.0	14.3	14.6	15.3
絞り %	47.1	50.7	52.7	52.7
衝撃値 mkg/cm ²	3.7	3.9	3.9	4.1

如く殆ど内外共に同様の衝撃値を示してゐる事から前述の鍛造材の内外の靱性の差違の理は稍明瞭にされたと思ふ (Y)

タンタラム鐵及び鋼 (Genders and R., Harrison R., Metal Progress, July, 1937) タンタラム鐵合金は Fe と Fe₂Ta とより成立ち Fe₂Ta の α 鐵に對する溶解度は低温では小で γ 鐵に對する溶解度は温度と共に上昇し 1,220°C で共析で Ta 約 3% に増加する 硬度は Ta の量と共に次第に高くなり Ta 7% でピッカースの硬度は焼鈍で 170 焼入で 200 となる 焼入して得た過飽和の固溶體は 1,100°F 迄安定でありこれ以上の温度では Ta の少いもので 1~5 時間焼戻する事によつて硬度が増す Ta の量が増すと鐵の炭化物中の炭素の割合が次第に減少し Ta の量がある程度になると鋼は不溶解の硬い炭化物を含む Ta-Fe 合金となる 例へば C 0.40% の炭素鋼では僅か 1% の Ta はパーライトの量をかなり減少せしめ他の微細な粒を分布せる主にフェライトの結晶粒に變化するのである 3% 鋼に於て極く小さいパーライトが見出され 6.6% 乃至はこれ以上の Ta を含むものでは殆んど C を含まぬ合金と類似の組織となる 2,100°F から焼入したものは 1% の Ta 鋼ではマルテンサイトの組織になるが 1% 以上では絶対にこの組織は得られぬ Ta を約 10% 含む Ta 鋼では 950°F で試験すると強さがやゝ減少するが加工の難易の點は疑問である

1,850°F 以上では急速に酸化が行はれ厚い離れにくいスケールが出来る Ta のみを含む鋼では間歇的鹽類の噴霧試験及び外氣に於ける曝露試験では何等耐蝕性の増加を見ない 少量の Ta は低 Mn Ni 鋼に多少の影響があるが Ta を増しても効果はない 1.75% Ta の性質は Mo 0.5% 加へてやるよりもやゝ良好の程度である Ta は Ni 鋼に自硬性を與へない焼入によつて得られる最大硬度を減少せしめ徐冷の際の硬度を多少増加する 然し焼戻による硬度の減少程度を少くする 又 Ni 鋼に於ける焼戻脆性を起し易くする 窒化の程度は Ta が含有せられる時は可成窒化の深さが増加するが特に高い硬度は得られぬ Ta 或は Nb と共に少量の Al が含有せられる時

は窒化の深さを減少せしめず硬度を増加する タンタラム炭化物は非常に硬いもので一般に焼結工具に使用する 従て鋼の切削性は Ta の炭化物によつて多少改良される事と思ふ 筆者は白銑を使用してこれにフェロタンタラムを加へて Ta 鋼を試作した Ta の炭化物は鋭角の結晶を形成する Ta 25% でフェライトの地に多数の Ta の炭化物の粒が見られる 斯くの如き合金は鋭い硬い刃が附けられるが壓力のかかる所には使用出来ぬ 然し地の強さは各種の方法で改良出来る 試験鋼は普通の工具鋼の代りに使用して良好な切削性を得たのである 若し逆に熔融せるフェロタンタラム中に炭素を添加すると炭化物は出来るが合金は糊の様になる 完全に炭化されたものは固態では脆く容易に細粉状に破壊される 鐵と他の不純物を 50% の鹽酸で溶解し後に不溶解の Ta の炭化物を残す事が出来るこの方法は實驗室では經濟的に Ta の炭化物を得る方法として成功して居りこれより得た Ta の炭化物で焼結工具を製造して居る (K)

鋼の標準組織に及ぼす Al の影響 (Brophy G. R. and Parker, E. R. Trans. Ame. Soc. for Metals, Vol. XXV No. 1) McQuaid によると鐵に少量の Al を添加すると異常組織と微細結晶粒生成の原因になるといふ 然るに Bain は $Fe-Al$ 合金に於ては 0.4% 以上の Al の場合 O_2 の存在する炭化に限り異常組織を生じ同一成分のもので O_2 を含まない炭化水素ガス内での炭化では完全な標準組織を得るといふ 然らば 0.1% Al 迄の低 Al では如何なる結果になるかを調べてある 試料には完全に O_2 を含有せざる低炭素鋼に 0.001, 0.01, 0.10 及 1% Al を添加したものを用ひ炭化剤と O_2 を含まざる炭化水素内で炭化した 試料を作るには水素瓦斯内で電解鐵を熔かして 15 分間保ち鋼塊に冷却した 鋼塊は表面を研磨して取り去り 0.1% C と共に高周波真空爐内で熔解し次に上部に吊された Al を落下させて熔け込ました 次に炭化は 930°C で市販炭化剤では 6 時間 炭化水素瓦斯では 10 時間加熱した 後者の時間が長いのは厚い炭化層を得る爲で兩方共爐内で同速度に冷却した 炭化水素は純水素瓦斯を Benzene 中を通して作つた 著者は滲炭層の寫真 8 種を示してあるが それによると炭化水素中での滲炭では完全な標準パーライト組織を表し 市販炭化剤では過共析範圍内にある高度の異常組織が出た 尙腐蝕させない試料でも擴大率を大にして見ると無数の小粒が見える特性がある 然し前者には全く認められない 又異常組織は Al 含有量の少いものに甚しい Grossmann によれば固體炭化剤での炭化中には O_2 を吸収するが Bain はこの O_2 が Al と化合して上記の可視微粒を生ずるとしてゐる 然らば Al 含有量の少き鋼は O_2 が内部深く迄侵入してすべての Al と結合するが 多い場合には比較的表面上で止まる譯である 測定の結果 Al 含有量と滲炭の深さは次表の様である

Al	0.001%	0.01%	0.1%	1.0%
	=0.018 in	=0.015	=0.012	=0.0045

即ち McQuaid の説は否定されて Bain の主張が確かめられた 即ちもし O_2 が侵入すれば低 Al 鋼は高度の異常組織を示し Al 量の増加と共に異常層の厚さを減少する (I. K.)

高温蒸氣に依る鋼の脆化 (Monypenny, Metal progress, July, 1937) 過熱蒸氣の使用が盛になり 多種の鋼が 800~900°F 或は夫以上の温度に長期間曝す事により甚だしく其靱性を消失する 然もボルトの様な大きい内力を受けるものに多い 此等は合金鋼で作られ 初めは 50ft-lb 位の Izod 値を有せるものが 僅々數ヶ月の使用中に僅かに 5ft-lb 位に減てしまふ 此原因は何であるか そし

て如何にして避けるか 低い衝撃値は實際上如何なる意義を有するか

此脆化の狀況が $Ni-Cr$ 鋼に見る焼戻脆性に極めてよく似てゐる事であるが これに關しては尙研究の餘地がある 即ち $Ni-Cr$ 鋼は 900~950°F に 2~3 hr 加熱しても其有溝衝撃値の大部分を消失するのであるが 此場合は何ヶ月かの後に起る事である 此差は脆化速度の差に因るもので 其基礎的原因は同一であるかも知れない 若し $Ni-Cr$ 鋼に Mo を添加すると焼戻脆性は著しく減少し 0.3% で殆ど認め得なくなる 然るに 800~900°F で連續使用する場合には更に多くの Mo を要する 即ち 0.61% (Ni 2.27~ Cr 0.66%) の Mo を含んだものでも 770~806°F に 15 ヶ月使用した時 60% の衝撃値を消失した

此處で有溝衝撃値に依る脆性の實際的意義に疑問をもつて來る脆性が衝撃試験にのみ顯著に現はれる事は材料の眞實を表はしてゐない 唯脆いものと粘靱のものとの區別が溝の附かない抗張 屈曲 疲勞試験等では測定出来ないから行ふのであるときへ云へる 従て溝付試片では屈曲 衝撃 抗張試験に於ても同様の脆化現象が見られる 故に脆性は溝の存在に依る内力の局部的増大と關聯するもので之はネジを有するボルトに起る事と重大關係をもつ譯である

更に重要な特徴は試験温度である 著者は且て焼戻脆化した $Ni-Cr$ 鋼の高温衝撃値を求めたが 250°C 迄は徐々に衝撃値を増し 250~300°C の間で急増し 350°C では同じ鋼の脆化させない粘靱な質のものと同じ値を示した 蒸氣に依り脆化した材料に就ても同じ結果が與へられてゐる 然も脆化がボルトの様に 250°C 附近より以下迄冷却される部分で特に顯著であつて 常に蒸氣温度に曝してゐる部には現はれない事である 此事實は重要であるが實際の脆化の危険の防止にはならない 其處で材料の抗力の方面から述べると Mo 鋼 $Cr-Mo$ 鋼は脆性を起さず高温でも抗力が充分ある故使用が望ましい (Y)

鐵-ニッケル合金の X 線的研究 第 3 報 鐵側合金の膨脹係數 (Omen E. A. and Yates E. L.: Proc Phys. Soc. 1937, 49, 307, 315, 323) $Fe-Ni$ 合金の α 相範圍の合金 3 種 (No. 3, 3.1 原子 % Ni No. 9, 8.8 原子 % Ni No. 16, 16.4 原子 % Ni) につき常溫から 600°C までの各温度に於て格子常數の變化を測定してこの値から各温度に於ける各合金の膨脹係數を算出した 測定の結果は第 1 表に示す通りであつた

第 1 表

温度	No. 3		No. 9		No. 16	
	格子常數	膨脹係數 $\times 10^6$	格子常數	膨脹係數 $\times 10^6$	格子常數	膨脹係數 $\times 10^6$
0	2.8616 ₂	10.9	2.8629 ₀	10.9	2.8625 ₀	10.3
15	2.8621 ₂	11.0	2.8633 ₃	10.9	2.8629 ₀	10.4
100	2.8649 ₄	11.7	2.8661 ₇	11.5	2.8655 ₂	11.2
200	2.8684 ₅	12.8	2.8695 ₂	12.1	2.8689 ₃	11.9
300	2.8722 ₇	13.7	2.8730 ₃	12.7	2.8725 ₀	12.7
400	2.8763 ₉	14.8	2.8767 ₉	13.3	2.8763 ₃	13.5
500	2.8809 ₂	16.0	2.8806 ₂	13.7	2.8803 ₃	14.2
600	2.8857 ₀	17.0	2.8845 ₄	14.2	2.8845 ₀	14.9

即常溫に於ては試料 9 は 16 より小さな格子常數を持つが 温度の上昇と共に膨脹係數が大きくなつてそれにつれて格子常數も大と

第 2 表

温度°C	0	15	100	200	300	400	500	600
格子常數	2.8600	2.8605	2.8633	2.8671	2.8711	2.8755	2.8803	2.8854
膨脹係數 $\times 10^6$	10.5	10.7	12.0	13.5	14.7	15.8	16.9	18.0

なる

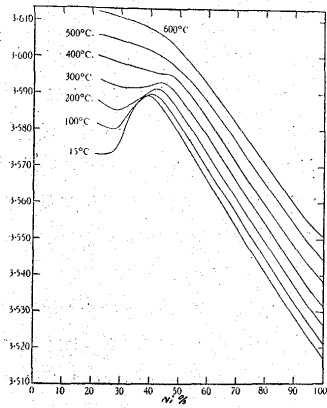
更に純度 99.986% の鐵について同一の實驗を行つて第 2 表に示す如き結果を得た

第 4 報 組成による格子常數の變化

Ni 23~97 原子 % を含む γ 相 Fe-Ni 合金を 20 種類及 Ni 3~16 原子 % を含む α 相合金 4 種類につき 種々の溫度に於ける夫等の格子常數を測定した

γ 相合金の格子常數を 15°~600°C 間の種々の溫度で測定した結果を總括すると第 1 圖の如くなる 即格子常數が極大値をとる點が溫度の上昇に従つて Ni 側に移動し 且その曲率が小さくなる

第 1 圖



α 相の格子常數を 600°C 迄の各溫度で測定した結果 曲線の傾向は高温に於ても常溫同様であつたが 格子常數の最大點が溫度の上昇するにつれて鐵側へ移動する

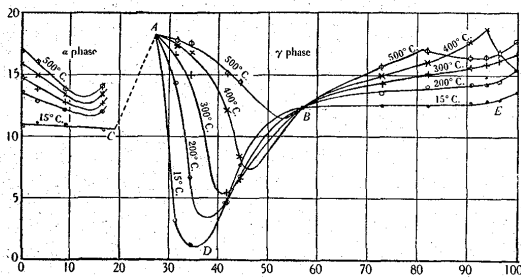
更に測定した格子常數を用ひて $C = n/a^3 \{ 58.69x + (100-x)55.84 \} m / 100$ より合金の密度 C を算出した (但 a: 格子常數 n: 單位體積中の原子數 x: Ni 100 分比 m: 1.649, gr) 上述の方法によつて得た

結果は 常溫に於ては密度は Ni 含有量が少くなるにつれて小となり Ni 37.5% (原子量) で最小値 8.12 gr/cm³ を示し 更に Ni の減少に従つて増大して Ni 約 27.5% で極大値 8.18 gr/cm³ をとる 又 α 相の合金は Ni 含有量の増加と共に増大する (M. H.)

第 5 報 組成による膨脹係數の變化

種々の組成の Fe-Ni 合金に對し種々の溫度に於て著者等が測定した格子常數の値から得た膨脹係數の變化を圖示すると第 1 圖の如くなる

第 1 圖 鐵=ツケル合金の膨脹係數



上の結果を Guillaume, Chevenard 等の得た結果と比較すると大きな差は認められないが Guillaumre の結果との差異は不純物の差異に基づくと思推される 尚 α 相合金の膨脹係數は 試料をあらかじめ 600°C 以上の高温から常溫まで過冷して後各溫度に於ける格子常數を測定した結果であることを附記する

A, C は夫々 γ 及 α 相の固溶限界であつて A 點に相當する組成の合金の膨脹係數は一定である (M. H.)

8) 非鐵金屬及合金

非鐵合金鑄物に於けるニツケルの用途 (Hitchcock, J. O. The Metal Industry, June 25, 1937, 710.) 本報告は The Metal

Industry, June 11, 1937 の續きである 少量の Ni の添加によつて重要な範圍を開拓して居る合金は 何といつても Al 輕合金である Ni が時効性 Al 合金に添加される最も大なる目的は その添加によつて 高温に於ける物理的及び機械的性質の改良にある

第 1 表より第 3 表迄に主として Ni を含む鑄造 Al 合金の物理的性質及び熱處理方法を示す

第 1 表 Ni を含む Al 合金の成分

合金	Cu,	Ni,	Mg,	Fe,	Si,	Mn,	Ti
Y	4.0	2.0	1.5	<0.5	<0.6	—	—
R. R. 50	1.3	0.9	0.1	1.2	2.25	—	0.18
R. R. 53	2.2	1.3	1.5	1.2	1.25	—	0.07
R. R. 53C	1.15	0.8	0.5	1.1	2.5	—	0.16
Ceralumin C	2.5	1.5	0.8	1.2	1.2	—	Ce 0.15
Lo-Ex	0.9	2.0	1.0	—	14.0	—	—
Birmasil Special	>0.1	3.5-3.5	—	<0.6	10.0-13.0	<0.5	—
P. 2	3.0-4.5	1.75-2.5	<0.5	2.0-4.0	4.0-5.0	<0.5	—

第 2 表 Al 合金の熱處理

合金	焼入			焼戻	
	焼入溫度	加熱時間	焼戻液	燒戻溫度	時間
Y	510-520°C	2	沸騰水	100°C	2-3
Y	510-520	2	常溫	120	空中又は水
R. R. 50	—	—	—	170	10-20
R. R. 53	525-535	2-4	沸騰水	170	15-20
R. R. 53C	525-535	2-6	—	165	15-20
Ceralumin C, 515-535	4-6	冷水	175	16	水
Lo-Ex	515	2-3	—	180	2

第 3 表 Al 合金の物理的性質

合金	比重	熱傳導度 (c.g.s 單位)	線膨脹係數 (20°-100°C)	縮み代 (時につき)
Y	2.8	0.42	0.000022	0.155
R. R. 50	2.73	0.415	0.000022	0.125
R. R. 53	2.73	0.43	0.0000224	0.140
R. R. 53C	2.73	0.415	0.000022	—
Lo-Ex	2.65-2.75	0.28-0.4	0.000019	0.048-0.085
Birmasil	2.65-2.75	—	0.000019	0.156
P. 2	2.7-2.9	—	—	—

次に Cu-Ni 合金としては Ni を 10% 以下含むものがあり 之等の合金は Slip-rings や他の電氣機械に多く用ひらる Cu に Ni を入れると耐蝕性を増加し 鑄物もやり易くなる モネルメタルは Ni 67%, Cu 28% その他 Fe, Si, Mn などを含め鑄物としてバルブその他の化學機械に用ひられて居る事は周知の事實である これは極めて耐蝕性すぐれ 又 Si を含む Si モネルは熱處理によつて Monel よりもよい機械的性質を與へ 特に蒸氣バルブの部分品に用ひらる

Ni-Cu-Sn 合金は Ni 20~60%, 5~15% Sn 残り銅であるが他に Pb, Al, Cr, Fe, Si を含む事があり 特に 蒸氣バルブ部分品に用ひらる 之の合金は硬度高く 蒸氣の腐蝕及び erosion に強い 多少脆くはあるが 上記 Si を含む Monel に比して磨耗には弱い Si は最も硬化剤の一つであり Pb 5% 這入ると有用な軸受合金になる

Ni-Cr 及び Ni-Cr-Fe 合金 これには 80% Ni, 20% Cr と 60~70% Ni, 10~15% Cr, 残り Fe の合金がある

之等合金の特徴としては 酸化特に高温に於ける酸化に強く 且強力である事で 電熱その他に使用されて居る事は周知の事實である

Ni-Mo-Fe 合金 之の合金は耐鹽酸性合金として有名で Hastelloy の商品名は餘りに有名である 之等が化學工業用材料で重用されるは言を俟たず

第4表 Cu-Ni 合金の物質的性質

合金	最大抗張力 t/in ²	伸び %	ブリネル硬度 (2mm, 40kg, 30sec)	比抵抗 μΩ/cm
Cu 90%-Ni 10% (金型)	16.1	52	75	14.8
同上 (砂型)	12.8	17	62	15.0
Cu 96%-Ni 4% (金型)	14.2	50	64	7.4
同上 (砂型)	11.6	22	61	8.3

第5表 モネルメタルの機械的性質

降伏点 t/in ²	最大抗張力 t/in ²	伸び (4√面積)	ブリネル 硬度
14	24	18	120

第6表 Si を含むモネルメタルの機械的性質

合金	降伏点	最大抗張力	伸び	ブリネル 硬度
2.75% Si を含むモネル	23	38	16	210
3.75% Si	40	45	5	270

第7表 Hastelloy の種類及び成分とその硬度

合金名称	成分	ブリネル 硬度
Hastelloy A	Ni 60%, Mo 20%, Fe 20%	262
Hastelloy C	Ni 58%, Mo 17%, Fe 6%, Cr 14%, W 5%	217
Hastelloy D	Ni 85%, Si 10%, Cu 3%, Al 2%	364

以上が Ni を含む非鉄合金の主なるものであるが Cu-Ni 合金モネルメタル Hastelloy の各性質を第4~7表に纏める。之の表によつて大體の性質が比較出来ると思ふ。(高瀬)

Cd-Ag-Cu 軸受合金 (Smart C. F., The Metal industry, July, 1937) Cd に Ag を合金すると Ag 2.5% にて硬度ブリネル 23~24 から 36 に急増し更に Ag を増すと硬度の増加度は少くなるが若干硬くなり Ag 6% にて 38 である。展延性は Ag 3% 迄は極めて良好で組織は固溶體の地に Massive な粒が現はれ焼鈍で餘り變らない安定なものである。

Cd に Cu を合金すると 0.125% 位は溶け之を越ると CuCd₂ 化合物が現はれる。共晶成分は Cu 1.20% で更に Cu が加はると共晶の地に化合物が Massive な粒として現はれる。然し此共晶は凝固度及冷却度に依り粗にも微にもなる。硬度は Cu 0.125% にてブリネル 34.5 に増し共晶成分では 44.2 を示す。展延性は Cu 0.5% 迄は良いが夫以上では減ず。焼鈍すると共晶の組織は大きい球状となるが之は Cu 0.1% 以下を含む Cd の地に CuCd₂ が現はれたものであつて化合物の析出は 210°F でも完全に行はれる。其結果硬度は減じ Cu 1% でも展延性は良好となる。

Cd-Ag-Cu 三元合金になると Cd-Ag 固溶體は Cu の添加に依り硬度を増し強さを増す。焼鈍は軟性靱化の効果があるが二元合金より組織變化に對し抵抗が大きい。Cu 0.125, Ag 2.50% の一次晶の硬度は 42 位で Cu を加へると硬度は増し靱性は減ず。Ag は増しても硬度の増加は僅少である。Cu 0.5%, Ag 1.75% 合金の硬度に及ぼす温度の影響を見た結果は第1表に示す様である。

第1表

温度(°F)	室温	225°	260°	310°
凹痕徑 mm	3.80	4.70	5.40	5.90
ブリネル硬度	42.5	27.0	20.1	16.5

此三元合金に Ni 及 Zn を加へると Ni 0.25, Zn 0.50% 迄は靱性に影響は及ぼさないが夫以上では脆化する。Sn は少量でも脆くなる。即ち Sn 0.05% でも曲らずに折れ粗な結晶性破面となる。Pb は 5% 以下では脆いが 10.8% 入ると良い展延性を示すが軟くなる。即ち Pb の爲に Ag の溶解度が減ずる爲であらう。Li も少量で脆化する。

Cd-Ag 合金に Sb を加へると脆化するが Ni は 0.5% 迄は脆化せず硬度を増す。従て Ni は Cu の代りに使へるが特別の利益はない。Cd-Ni 合金は硬度の割合に脆く、焼鈍で軟化するが脆性は除き得ない。然し Ni 1.25% の Cd-Ni 合金を軸受として使用せる例はある。Zn を Cd に入ると 17~17.5% (505~507°F) で共晶が現はれ Zn の幾分は Cd に溶ける様に思はれるが焼鈍すると析出する Zn 17% 迄は硬度は増すが焼鈍で軟化する。又急冷すると硬脆なものとなり寧ろ Zn は 5~6% の低いものの方が良い。高 Zn-Cd 合金に Ag を加へると比較的展延性に乏しいが Zn 12.5% では Ag の Cd への溶解度は著しく減ず。Cd-Cu 合金に Hg 0.4% を又 Ag 1.5, Cu 0.25% 合金に Hg 1.6% を加へるものも殆ど効果はなかつた。

Cd-Mg 合金は良好な性質を有するが處理に敏感である。Mg 0.10% 合金は鑄造の儘で靱性があるが焼鈍 (550°F) 後徐冷すると展性大で軟化を伴ふ。焼鈍後焼入すると軟いが脆い。Mg 0.38% 合金は鑄造の儘で脆く硬度 54 であるが室温に 45 日置くと硬度 45 に減じ脆い。Mg 2.7% は硬度 58 で 90° も曲げられる。30 日室温に放置すると硬度は 50 となり脆くなる。575°F より水焼入すると硬度 60.5 になり 50% 冷間加工すると 32.5 に減じた Mg 5% 合金は 50 で 575°F より焼入すると 64.5 に増す。Cu 0.12, Mg 0.10% 合金は鑄造の儘で硬度 36~38 で 210°F に 16 日間焼鈍後 23 に減ず。斯様な低 Mg 合金の變化は固體に於ける一つの變態で高 Mg 合金にはない。Cd 96.7, Cu 3.1, Mg 0.2% の軸受合金は m.p. 610°F で硬度 48 である。

Cd-Ag-Cu 合金の軸受として良好なる性質を與へる範圍殊に疲労破壊に耐へるものは Ag 量は一次固溶體の上限に置き Cu は脆化しない限り多量を加へ硬化強化の目的を達す。従て好適成分は Cd 97.5, Ag 2.25, Cu 0.25% である。此合金の熔解に際しては適當に被覆しないと高温で酸化する傾向が多い。合金は 610°F で熔け 750°F にすれば充分流動性あり遠く鑄造も可能である。鹽化亜鉛は被覆用に良く、又次の様なものも使はれる。無水鹽化マグネシウム 896, 鹽化加里 320, 弗化カルシウム 40, 鹽化曹達 6) の混合物。此合金は鋼に直接付ける事は出来ない故適當な結着剤を用ふ。即ち Cd-Zn 合金(共晶成分) Cd-Ni 合金 Cd-Ni-Zn 合金(Zn 5, Ni 1%) は何れも良好である。(M)

時效硬化銅合金 'Trodaloy' (T. S. Fuller, Metal progress, July, 1937) G. E. 社にて研究せし Be を含む新合金である。Cu 97, Co 2.6, Be 0.4% の成分を有す。即ち Co 及 Be の比は Be の 1 原子に對し Co 1 原子の割合である。本合金は鑄造状態にて硬度ブリネル 80, 然し之を 900°C より水焼入し 500°C に再加熱すると硬度 220 を示す。電氣傳導率は鑄造状態にて Cu の 26% 900°C 焼入状態にて 20% 500°C 焼戻状態にて 45% であつた max. の電氣傳導率は此の 900°C 焼入 500°C 焼戻にて得られ。同時に第1表に示す様な max. の機械的性質も得られる。一旦析出硬化したものは 500°C 迄加熱しても常温の性質には變化を來さぬ。冷間壓延すると硬度も増し抗張力も 110,000 psi 位になる。然し其硬度及靱性

第1表

性質	鑄造後熱處理	鍛造後熱處理
抗張力 psi	90,000	100,000
比例限 psi	45,000	45,000
伸 %	10	20
絞 %	20	24
硬度	220	220

から熱処理したものは冷間加工しない 弾性率は $E=17,000,000psi$

第 2 表

性 質	温 度		
	20°C	350°C	475°C
抗 張 力	90,000	68,000	56,000
伸 長	10	4	1
絞 り	20	4	2

$G=7,190,000psi$ で後者は $400^{\circ}O$ になると $6,960,000psi$ に減る。鑄造材料の焼入焼戻したものと、高温の性質は第2表に示す様である

第2の合金は Co の代りに Cr を加へたもので成分は $Cu 99.5, Cr 0.4, Be 0.1\%$ で Cr と Be との比は前と同様兩者1原子宛で Cr は是以上加へる事は好ましくない 鑄造材の硬度は 68 を示す之を $925^{\circ}C$ より水焼入し $500^{\circ}C$ にて $1hr$ 再加熱すると 80 となり電気傳導率も Cu の 73% であつた 鑄造棒の斯様に熱処理せる

第 3 表

性 質	(A)	(B)	(C)
抗張力 psi	30,000~35,000	46,200	49,400
比例限 psi	15,000~16,000	27,000	35,200
伸(2")%	10~15	20	12
硬 度	80	108	125
電気傳導率%	72~75	73	67

もの、機械的性質は第3表(A)に示す 今徑 $1\frac{1}{4}"$ の鑄造棒を $900^{\circ}C$ に $1hr$ 加熱し焼入して後 徑 $1"$ 迄冷間加工し更に $500^{\circ}C$ で $1hr$ 再加熱すると硬度は 108 迄増し 其機械的性質は第3表(B)の様になる 又徑 $1\frac{1}{4}"$ 棒を熔解及析出硬化処理したものを徑 $1"$ 迄冷間加工すると第3表(C)に示す様になる

以上2種の合金の實際的に利用さるべき點は其良好な機械的性質を有すると共に高い電気傳導率及熱傳導率を有する事で Co 合金は Trodaloy No. 1 と稱し Soldering tip として普通のものに比し 3~5 倍の壽命を有し 又不銹鋼の抵抗熔接電極 或は發條に用ひ得らる。又高温でも比較的抗張力の高い所から電弧熔接の電極支持具として用ひられる Cr 合金は Trodaloy No. 7 と稱し鋼の抵抗熔接用電極に主として用ひる (M)

Al 合金の鹽化物處理 (Mann G., The Metal industry, July 23, 1937) 鹽素ガスを Al 合金の熔融状態に在るものに作用させると溶解ガスを良く除去し得る事が知られてゐる Al 鹽化物(Al_2Cl_6)

第 1 表

合 金	生 砂 型			乾 燥 砂 型		
	鑄造棒 (1")	鑄造棒 熱處理	ピンホール 試験	鑄造棒 (1")	鑄造棒 熱處理	ピンホール 試験
Y. 合金	$9.4t/in^2$	$12.6t/in^2$	著しく 點在	$9.8t/in^2$	$12.8t/in^2$	稍點在
"	5%	1%		1%	1%	
(鹽化物處理)	$9.2t/in^2$	$14.2t/in^2$	稍改善	$11.2t/in^2$	$13.6t/in^2$	良好
"	5%	1%		5%	1%	
R.R. 50	$10.4t/in^2$	$10.8t/in^2$	著しく 點在	$10.4t/in^2$	$10.4t/in^2$	不良
"	5.5%	5.0%		5.5%	5.5%	
(鹽化物處理)	$11.2t/in^2$	$11.4t/in^2$	殆とな し	$10.4t/in^2$	$12.0t/in^2$	良好
"	3%	3%		6%	2.0%	
ヒドロ ナリウム	$7.0t/in^2$	—	極めて 悪し	$7.6t/in^2$	$9.2t/in^2$	極めて 悪し
"	1%	—		1%	1.5%	
(鹽化物處理)	$11.0t/in^2$	$14.8t/in^2$	殆とな し	$11.0t/in^2$	$14.6t/in^2$	殆とな し
"	1%	5%		1%	5%	
23	$10.4t/in^2$	—	稍點在	$10.0t/in^2$	—	稍點在
"	2%	—		1%	—	
(鹽化物處理)	$9.6t/in^2$	—	良好	$9.6t/in^2$	—	良好
"	1%	—		1%	—	

を flux として用ひても實用上殆と同じ効果が見られる 抗張力及

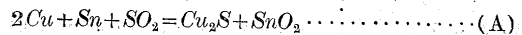
伸に及ぼす結果は第1表に示す様である

Y 合金に於ては鹽化物處理により熱處理材は其抗張力を改善する所がある 即ち生砂型鑄物にて $1.6t/in^2$ 乾燥型にて $0.8t/in^2$ の増加を示すものにして伸は處理しないものと同じ値であつた R.R. 50 合金に於ては Al_2Cl_6 にて處理せるものは抗張力平均 $1.0t/in^2$ を増加するが伸は 5.5% から 3% 迄 50% の減少がある ヒドロナリウムは鹽化物處理により伸を減せずして抗張力を $4t/in^2$ も増加する然も熱處理すると $5.4t/in^2$ の増加となり伸も 3.5% 増す 23 合金は鹽化物處理に依て抗張力 $0.8t/in^2$ 伸 1% を夫々減少した

要之 Al -鹽化物を flux として作用させる時は Al 合金の機械的性質は著しく改善され pin-hole は減少し殆と除去される pin-hole の原因は種々あるにしても此結果から鹽化物を flux として用ひる事は好ましい事で輕合金の鑄物に是非用ひてよい (M)

Sn, Ni, Al 及 Zn を含む熔融銅と SO_2 の反應に就て

(Raub. E. & Schall. A., Zeit. Metallk. 29, 1937) 一般に熔融純銅は SO_2 瓦斯を可逆的に吸收及び放出するものであるが 銅に不純物を含有する場合此の現象が如何になるかを實驗せるものであつて 添加元素には Sn, Ni, Al 及 Zn を用ひてゐる 先づ $Cu-Sn$ 合金では $Sn 2.5\%, 5\%$ 及 10% のものに就て SO_2 瓦斯中に於て $1,130^{\circ}C$ に 3 時間保持したものをそのまま $750^{\circ}C$ 迄徐々に冷却し 此處で SO_2 瓦斯を N_2 と入れ換へ其の後は常溫迄冷却した 此の場合に起る化學反應はモル比 $Sn:SO_2=1:1$ にて



であつて $Sn 5\%$ 及 10% 合金では此の反應が完全に左より右へ進行してゐるが $Sn 2.5\%$ のものはさうでない 次に上記試料の顯微鏡試驗の結果 金屬中に SnO_2 及 Cu_2S のみを析出してゐることを確かめたから SnO_2 は slag として表面に浮び出る以外に幾分金屬中に溶け込むことがわかる 又 Cu_2S は 10% 迄は可溶であると言つてゐる

次に前と同一成分の試料を $1,130^{\circ}C$ にて SO_2 瓦斯中に 3 時間加熱後その溫度で N_2 と入れ換へ 1.5 及 5 時間保つて後常溫迄徐々に冷却した 冷却後の SO_2 の含有量は 1.5 時間のものでは $Sn:SO_2=0.3\sim 0.4$; 1, 5 時間のものでは 0.1 ; 1 程度で非常に少なく明かに (A) 式の反應は可逆的なことを示してゐる 尙 Sn 含有量の異なる程 SO_2 壓は小になるから 2.5% Sn の如く Sn 量の少い場合には (A) 式が完全に進行しない理由も説明出来る 次に $Cu-Ni$ 合金では前記の $Cu-Sn$ 合金と同様の處理をなし 化學分析及顯微鏡試驗を行った その結果によれば Ni と SO_2 の比は $0.2\sim 0.3$ であつて此の數値は正しく一致してゐないが $1,130^{\circ}C$ で SO_2 瓦斯と N_2 と置換したのも $750^{\circ}C$ 迄溫度を下げて置換したのも共に上記の比内にあり 檢鏡の結果 NiO と Ni_2S は見られたが Cu_2S は存在しなかつた 又銅の SO_2 に對する親和力は Ni の多い程大となることは Ni と SO_2 の比が一定の場合 Ni 含有量の多い程 SO_2 壓が小なることより結論出来る

次に $Cu-Al$ 合金に就ても前と同様の實驗方法であるが 唯 Cu に Al が 0.1% 入ても Al_2O_3 の被膜が熔融合金の表面を覆ひ SO_2 瓦斯の吸收が妨げられるから 液を攪拌して被膜を破りつゝ SO_2 氣流中で加熱してゐる 本合金の場合に起る化學變化は $6Al + 3SO_2 = 2Al_2O_3 + Al_2S_3$ であることを示してゐる Al_2O_3 は熔融金屬中に溶け込まないが Al_2S_3 は可溶でありやはり Cu_2S は生じてゐない $Cu-Zn$ 合金では同様の實驗に於て冷却後組織中に Cu_2S 及 ZnS が析出してゐる 然しこれは Zn の含有量によつて異なり $Zn 8\%$ 迄

は Cu_2S のみ 8~12% では Cu_2S 及 ZnS の両者を 12% 以上では ZnS のみである事實より次の反應式を決定した



最後には Sn 5% の Cu-Sn 合金に O_2 と親和力の異なる諸元素 Mg, Mn, Be, Li, Al, P の 6 種を夫々 0.2% 添加した合金に就て實驗してゐる 1,160°C に 3 時間 SO_2 氣流中で加熱しそのまま徐冷して 750°C で N_2 と入れ換へその後は常溫迄冷却したものと結果は次表の通りであつて表中何れも SO_2 含有量を減少してゐることがわかる これは Mg, Mn, Be, Al を添加したものはそれ等の酸化被膜で表面を覆ひ SO_2 瓦斯の吸収を妨害するからで P はメタ燐酸錫の被膜を生ずる爲である 唯 Li のみはこれがない

合金の成分	$SO_2(M)$, Sn: 1M に対して
94.8% Cu, 5% Sn, 0.2% Mg	0.29~0.33
" " 0.2% Mn	0.20~0.22
" " 0.2% Be	0.81~0.85
" " 0.2% Li	1.12~1.14
" " 0.2% Al	0.08~0.10
" " 0.2% P	0.48~0.62

(I. K.)

アルミニウム反射鏡の陽極處理 (Pullen N. D., Monthly Jour. Ins. Metals, 3, 1936, and 59, 1936, Advance Copy No. 744)

市販のアルミニウム鍍は材質柔軟で反射率が左程良好でなく且つ磨き面は容易に酸化して曇りを生じ反射率を低下させるからこれを反射鏡として使用する爲には適當な處理を施して Al よりも高い反射率と此の面を不變に保つ被膜を得ることが絶対に必要である此の目的の爲に種々の鹽類溶液中で陽極處理をなし表面に酸化被膜を作れば大氣中の腐蝕には耐へるが其の反射率は普通の Al 鍍を磨き上げたものよりも悪いから陽極處理に於ても特殊の鹽類と作業方法を研究せねばならない 陽極處理を行ふには先づ表面の酸化被膜を取去らねばならない 著者は Na_2CO_3 15% Na_3PO_4 5% の水溶液中で 80°C に液を加熱して表面被膜を除去し次に同一液中で陽極處理を施した その條件は電壓直流 9~12V 電流密度約 35 amp/ft² 時間 6~9 分であつた その結果表面には Al_2O_3 の薄膜を形成して反射率は著しく良くなつたが膜は非常に薄く磨耗すれば直ちに取去られるので此の保護被膜が必要である 反射率を低下せしめずに保護被膜を形成せしむることは可成り困難なことであるが著者は前記處理をした Al を陽極として $NaHSO_4$ 2% 溶液中に於て電壓直流 10V 電流密度 5amp/ft² 溫度 35°C 時間 12~15 分で處理した所その目的を達したと言つてゐる 唯技術的には乾燥後指をふれると白點が残るから第 2 處理の乾燥前に清水を浸したゴムのスポンジで洗ふことを必要とする 此の酸化層に就て耐蝕性を調べて見ると酸及アルカリの稀薄液に對しては良好な結果を示し通常の方法で陽極處理した被膜よりも耐蝕性は強い

此の反射面の持つ特色はそれを殆んど熔融溫度附近迄加熱しても全反射率を殆んど變化しないことであつて その一例として瓦斯焰加熱器の反射に用ひたもので 焰の上方へ反射器を置いて焰が直接反射面に當る状態で 1,000 時間使用して見たが 此の部分にのみ微かな乳狀の曇りが認められたのみで明確な腐蝕はなく他の部分には何等の影響をも與へなかつた 又電熱反射器に 1kW に 1,500 時間使用したのもでも 5% 以上の反射率の減少を示してゐない 次に Al の純度と反射率との關係であるが 勿論純度の高い程反射率も良い 著者の實驗によれば Al 99.8% 迄は直線的に増加するがそれ以上では増加の度合が減少する 99.8% Al に處理したものと

と Ag Ni 及 Cr 面との反射率を比較して見ると銀鏡を 100 として Ni 72 Cr 72 に對して Al は 86.0 を示して相當優秀である 尙著者は防護被膜として第二處理に液を硫酸 蔞酸及クロム酸に變へて實驗してゐるが $NaHSO_4$ を使用した場合が最良の結果を示してゐる (I. K.)

Al-Cu-Mg 合金 DM 31 の冷間加工に依る機械的性質及耐蝕性の變化に就て (Bungardt K., Metallkde Z, 29 (1937) s 234/235)

Al-Cu-Mg 合金 DM31 の同一熔解より種々の厚さの板を壓延し共に時效せしめて更に冷間壓延に依り板厚の減少率を 0.25 5.010 20 及 36% として最終厚さ 4mm なる板を作た 他の試料として引張試驗で 2.4 及 5.3% だけ冷間率伸した之等の試料に就て引張試驗に依り機械的性質 DVL-平板彎曲試驗機に依り繰返彎曲抗力及 DVL-攪拌裝置に依り腐蝕關係を求めた 第 1 表は靜的機械試驗の成績で 第 2 表は加工せざる状態の性質に對する變化の割合を示せるものである

第 1 表

加工	加工度 %	試験片の方向	彈性限界 $\sigma_{0.02}$	降伏點	抗張力 σ_B	降伏點抗張力	伸 δ_5
				$\sigma_{0.2}$ kg/mm ²			
壓延	0.0	縱	25.1	30.1	47.4	63.5	22.0
		橫	23.0	29.8	47.2	63.5	22.0
	2.5	縱	27.8	33.8	46.2	73.0	16.8
		橫	25.3	30.5	45.6	67.0	16.3
	5.0	縱	30.3	38.6	48.7	79.5	16.3
		橫	28.6	36.0	48.3	75.0	15.5
	10.0	縱	33.4	43.1	50.4	86.0	14.1
		橫	32.5	40.8	51.1	80.0	13.4
	20.0	縱	34.6	45.8	52.3	87.1	10.5
		橫	34.4	42.7	52.5	81.3	10.4
	36.0	縱	38.1	46.5	55.3	83.0	8.3
		橫	38.1	46.9	54.8	85.0	9.1~3.6
牽伸	2.4	縱	36.0	37.6	47.1	80.0	19.1
		橫	24.9	32.5	47.1	69.0	5.7
	5.3	縱	40.9	43.5	48.9	89.2	15.9
		橫	26.0	36.1	48.4	75.0	4.4

第 2 表

状態	變化量			
	彈性限界 0.02	降伏點 0.2	抗張力	伸
壓延 %	2.5	+ 10.7	+ 12.3	—
	5.0	+ 20.7	+ 28.2	+ 2.7
	36.0	+ 52.0	+ 54.5	+ 16.7
牽伸 %	2.4	+ 43.5	+ 24.9	—
	5.3	+ 63.0	+ 44.6	+ 3.2

第 3 表

加工 0	壓延 %					牽伸 %	
	2.5	5	10	20	36	2.4	5.3
疲勞抗力 σ_w kg/mm ²	15.4	13.1	13.7	17.1	16.0	16.2	13.7

之等の結果に依れば冷間加工度の増加に伴ひ抗張力 彈性限界 降伏點上昇し 降伏點と抗張力の比も亦増加するが伸は減少する 而して之等の變化は比較的加工度の低い場合に最も著しく現れる 尙冷間壓延は冷間牽伸に比して同じ程度の性質の變化を得る爲にはより高い加工度が必要である

試験片採取の方向は壓延の場合には左程影響は著しくないが冷間牽伸の場合は彈性限界 降伏點 及伸に於て特に顯著な差異を現す 第 3 表は繰返彎曲疲勞試驗の成績である 疲勞抗力は壓延度の増す程幾分増加する傾向があるが實驗誤差大なる爲確定的のものでない

第 4 表は腐蝕試驗の成績で 第 5 表は抗張力及伸の減少率を示したものである

第 4 表

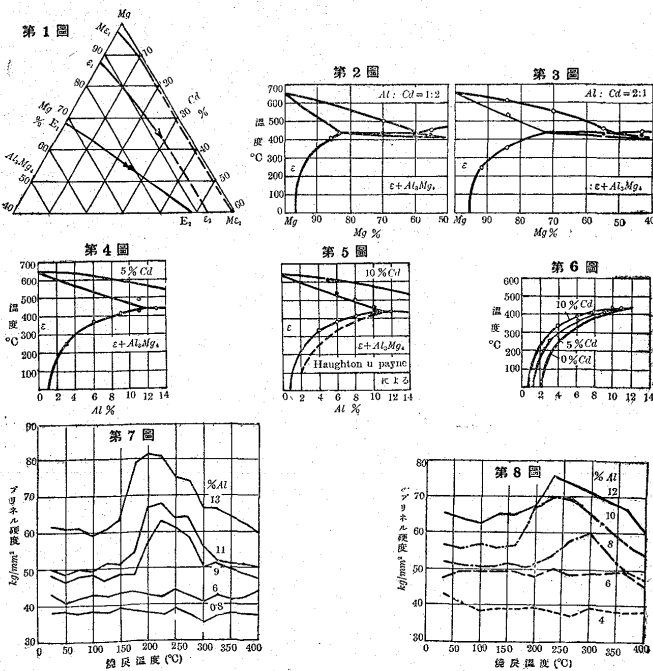
加工	加工度 %	腐蝕後の抗張力 (kg/mm ²)				腐蝕後の伸 (δ ₅) (%)			
		0日	7日	10日	13日	0日	7日	10日	13日
冷間 壓延	2.5	46.2	37.9	37.1	36.3	16.8	4.6	3.9	3.6
	5	48.7	39.6	39.0	38.8	16.3	2.0	2.9	1.7
	10	50.4	43.3	41.8	41.2	14.1	1.8	0.8	0.5
	20	52.3	47.8	47.1	45.8	10.5	2.7	1.3	2.4
	33	55.3	51.2	49.0	48.3	8.3	2.4	1.7	1.0
冷間 牽伸	2.4	47.1	37.3	34.3	32.1	19.1	2.9	1.7	1.5
	5.3	48.9	43.8	42.5	39.4	15.9	4.4	2.4	1.9

第 5 表

加工	加工度 %	抗張力減少率 %			伸減少率 %		
		7日	10日	13日	7日	10日	13日
冷間 壓延	0	13.7	15.2	18.1	68.2	71.0	75.0
	2.5	17.7	19.7	21.4	72.9	77.0	78.8
	5	18.7	19.9	20.4	87.8	82.4	89.8
	10	14.0	17.0	18.3	87.3	94.5	96.5
	20	9.5	10.0	12.4	74.3	87.5	77.2
冷間 牽伸	3.6	7.4	11.1	12.6	71.2	79.5	88.0
	2.4	20.6	27.2	31.9	85.0	91.0	92.0
	5.3	10.4	13.0	19.4	72.5	85.0	88.0

之等の結果から腐蝕に依る抗張力及伸の減少率と冷間加工との間の関係を明にする事は出来ない (佐藤)

Mg-Al-Cd 系の Mg 側 (Köster W. u. Dullenkopf W, Metallkde Z., 29 (1937). s. 202/204) 著者等は融液 = Mg-固溶體 + Al₃Mg₄ なる Mg-Al 二元系の共晶點の Cd を加へた場合の経路を Mg40% の範圍迄實驗し更に Mg 固溶體の共晶溫度から常溫迄の溶解度の變化を Al : Cd = 1 : 2, 及 Al : Cd = 2 : 1 の断面更に 5% Cd 及 10% Cd なる Mg-Al 側に平行せる断面に就て電気抵抗の變化を測定して決定した 第 1 圖は Mg-Al-Cd 系の平衡曲線で E₁-E₂ 曲線は共晶線 e₁-e₂ 曲線は共晶溫度に於る溶解度 m_{e1}-m_{e2} は常溫に於ける溶解度を示す 第 2 及 3 圖は Al : Cd = 1 : 2 及 Al : Cd = 2 : 1 なる断面 第 4 及 5 圖は 5% Cd 及 10% Cd の断面であ



る 第 6 圖は Mg-Al 側に平行な三元固溶體の溶解度面の断面を示す

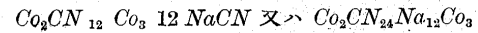
更に Mg-Al-Cd 合金の析出硬化性を實驗すべく 5% Cd, 10% Cd の鑄造試料を 420°C で均一化して焼入し 25°C から 400°C迄

25° 毎に焼入した 焼入時間は 5% Cd の合金は 2 時間 10% Cd の合金は 1 時間とした 第 7 圖は 5% Cd 第 8 圖は 10% Cd で何れも 6% Al 以上で明瞭な硬化を示し Al% を増す程最高硬度を示す 焼入溫度は低くなる (佐藤)

9) 化學分析

鋼中のコバルトの新急速定量法 (Jabonlay, M. E.: Nouvelle méthode pour le dosage rapide du cobalt dans les aciers: Revue de Métallurgie, 1937. 166) コバルトは特殊鋼磁石 高速度鋼に用ひられ その使用の一般化は極く最近である爲 分析法は未だ数が少ない それ故に今はニトロソ β ナフトールで沈澱さす方法に基礎をおいてゐる これに通常 Co に伴ふ少量の Ni を分離する 特長がある これは中申良い方法であるが 分析にかなりの長時間を要し その上あまり正確な結果も與へず 且つ作業者の熟練を要するのが缺點である

著者はこれらの缺點を除き工業的に利用せられる方法を發表した 本法の原理は Co 鹽を次の如き形に變へるにある



これは強い黄色であつて Co 鹽に過剰の青化アルカリを加へ次に少しづつ苛性アルカリを液がアルカリ性に成る迄加へると生成するものである 此の液中の過剰のシアンは指示薬として沃度カリウムを加へて 硝酸銀で逆滴定する

反應式次の如し

- (1) $CoCl_2 + 4NaCN = Na_2CoCN_4 + 2NaCl$
- (2) $2Na_2CoCN_4 + 4NaCN + H_2O + O = 2Na_3CoCN_6 + 2NaOH$
- (3) $3CoCl_2 + 2Na_3CoCN_6 = Co_2CN_{12}Co_3 + 6NaCl$
- (4) $Co_2CN_{12}Co_3 + 12NaCN = Co_2CN_{24}Na_{12}Co_3$
即ち $24NaCN = 5Co$
- (5) $AgNO_3 + 2KCN = KAgCN_2 + KNO_3$
即ち $24NaCN = 12AgNO_3 + 5Co$
2040 295

又滴定に用ふる硝酸銀は 5.79 gr を 1,000 cc の水にとかす 此の 1 cc

$$\frac{295 \times 5.79}{2040 \times 1000} = 0.0008373 g \text{ Co に相當する}$$

以上 (T. M.)

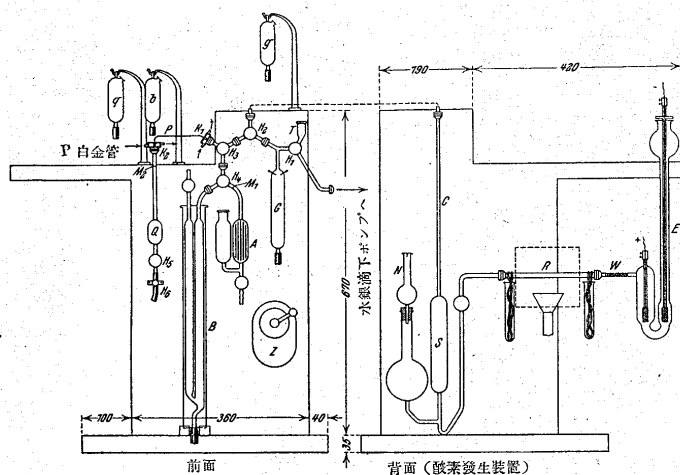
高温真空抽出法による鋼中のガス定量に就て (Thanheiser G. u. Ploum. H. 107, Lieferung 8, Band XIX 1937) Oberhoffer u. Beutel 氏は H₂ ガスを決定するために必要な O₂ ガスを得るために苛性曹達溶液の中にニッケル板を浸しこれを電解した この時苛性曹達は豫め H₂ で飽和しておかねばならぬ 故に電解酸素の發生に伴て H₂ が出てくる恐れがある 又陰極に出た H₂ が電極ガス泡出のため生じた攪拌作用のため まきこまれ陽極に送られる この 2 の缺點は O₂ 發生器の構造如何によることが大である 且つ又苛性曹達は炭酸ガスを吸収し炭酸鹽を造てゐる 苛性曹達溶液に ある程度炭酸鹽が生じると電解の際ガスと炭酸ガスを放出する 鋼中のガス決定に際して重大且つ根本的な缺點は explosion pipette を使用することである この方法に於ては explosion の際に N₂ を酸化して酸化窒素を造る缺點がある これは O₂ が explosion に必要な範圍内で多量である程この現象は起り易い そのため explosion による容積の減少著しく眞の H₂ 量より多量の H₂ 量分析値が得られる 第 1 表は H₂ 酸化炭素を略等量になし N₂

第 1 表

試料ガス混合割合			添加 O ₂ 重 cm ³	試料ガス と添加O ₂ 量との比	分 析 値			差					
H ₂ cm ³	CO cm ³	N ₂ cm ³			H ₂ cm ³	CO cm ³	N ₂ cm ³	H ₂ cm ³	CO cm ³	N ₂ cm ³	H ₂ %	CO %	N ₂ %
1.34	3.42	0.64	2.58	0.48	1.41	3.38	0.61	+ 0.07	- 0.04	- 0.03	+ 5.22	- 1.17	- 4.68
1.50	3.57	0.52	5.47	0.98	1.60	3.57	0.42	+ 0.10	± 0.00	- 0.10	+ 66.7	± 0.00	-19.23
1.48	3.51	0.45	10.66	1.96	1.63	3.48	0.33	+ 0.15	- 0.03	- 0.12	+10.14	- 0.85	-26.67
1.42	4.40	0.36	15.71	2.54	1.58	4.36	0.24	+ 0.16	- 0.04	- 0.12	+11.27	- 0.91	-33.33

量を少量宛減少せしめると同時に O₂ 量を順次多量にとつた試料の分析結果である

分 析 装 置



第 2 表

抽 出 ガス全量 cm ³ /100g	N ₂	
	explosion 法 cm ³ /100g	酸化銅上燃焼 cm ³ /g
41.2	9.4	10.0
40.3	9.9	10.2
41.0	10.1	10.6
40.3	9.5	10.0

又銅より抽出したガスを二部分に分ち 1 は explosion により他は酸化銅上にて熱し Azetometer で分析した ガス中 N₂ 量の分析結果を第 2 表に示す即ち直接法は explosion 法より N₂ 量が高い

著者は依て Dreschmidt の白金管 (plation kapillare) を應用しガス分析を行つた その結果を第 3 表に示す 次に著者は白金管及び酸素清浄装置をもつて著者考案の分析装置及びその取扱法を説明し

第 3 表

試 料	分析 方法	分 析 値			
		H ₂	CO	N ₂	
A	酸化銅	2.2	90.3	7.5	O ₂ は清浄せず
	白金管	2.7	90.4	6.9	
B	explosion	3.7	91.6	4.7	O ₂ は清浄す
	酸化銅	1.8	86.5	11.7	
C	白金管	1.8	86.1	12.1	O ₂ は清浄す
	explosion	2.2	87.7	10.1	
D	酸化銅	9.8	77.0	13.2	O ₂ は清浄す
	白金管	10.2	76.5	13.3	
E	explosion	10.6	77.6	11.8	O ₂ は清浄す
	酸化銅	35.9	49.9	14.2	
F	白金管	35.4	50.4	14.2	O ₂ は清浄す
	explosion	36.6	50.9	12.5	

た 次いでこの二の方法によつて得た N₂ 分析結果と溶解法によつて得た N₂ 量と比較した (茨木)