

抄 録

2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

熔銑爐のライニングに及ぼす媒熔劑の影響 (Donoho, C. K. and Mackenzie, J. T.: Bull. Amer. Ceram. Soc. August. 1938) 熔銑爐のライニングは高温による耐火物の軟化, 装入物の降下, 衝風, 装入物中の侵蝕成分等に依り損傷せられるものであるが, 主として羽口上部 2~3ft の熔融體に限られ, 各熔銑毎に新しいライニングをするか, 又は修理を行はねばならぬ. 著者の工場に於ける標準の操業としては熔解後の熔銑爐熔融帶の修理には羽口の周圍, 上部に附着せる滓, コークス, 銑鐵等を煉瓦の面の表れる迄削り取り9''並型煉瓦及び屑煉瓦を使用して, 間隙及び目地にはモルタルを薄く塗り熔銑爐の内壁の直線部分迄の厚さに戻すのである. 本試験では操業条件, 滓の流動性が如何にライニングの侵蝕を左右するかを明かにしたものである.

試験 No. 1; この工場に於ては標準の操業として某地産の苦灰石を媒熔劑として添加する. その量は銑鐵の約 3% でコークスと共に装入する. コークスの装入量は約 10% である. かくして流動性のよい滓をつくり耐火物に對して侵蝕作用が少い. かつて短期間ではあつたが苦灰石の供給がなく石灰石を試験に代用したことがあつた. その分析及び滓の成分は第 1 表の如くである.

第 1 表 媒熔劑及び滓の化學成分

	石灰石	苦灰石	石灰石滓	苦灰石滓
CaO	50.80	30.95	24.35	15.04
MgO	1.17	20.55	0.95	11.60
SiO ₂	2.60	1.32	45.88	47.05
酸化鐵	0.66	0.39	6.80	3.15
R ₂ O ₃ (主として Al ₂ O ₃)	0.80	0.33	22.02	23.16
灼熱減量	43.97	46.46		

石灰石滓は苦灰石滓よりも流動性少く屢熔銑爐内を上昇して故障を起し遂に羽口の一部が閉塞されることがある. 第 2 表に示す如く標準の粘土質ライニングは石灰石を媒熔劑として使用する場合は極めて損傷される. 熔解後ライニングを補修するに要した煉瓦の数は 9'' Equivalent として記録されて居る. これは 9'' 煉瓦の數と 9'' 煉瓦屑の半數との合計である. この表は 72''~102'' 熔銑爐を使用せる際の數値であり 8 時間操業で熔解能力は約 25t/hr である. 而

第 2 表 耐火物に及ぼす媒熔劑の影響

(72''~102'' 熔銑爐)

全熔解數	媒 熔 劑	
	石灰石	苦灰石
	20	20
(消費耐火煉瓦の數)		
熔解回数	9'' Equivalent	
150~200		2
200~250	"	10
250~300	"	5
300~350	"	7
350~400	"	4
400~450	"	1
450~500	"	2
500 以上	"	1
熔解 1 回當りに要する 9'' Equivalent の數	345	220

して装入物, コークス量, 風壓等は殆んど差がない故補修に要した煉瓦量の差は使用した媒熔劑に起因するものと考へられる.

試験 No. 2; 16 時間操業し, 熔解能力約 11t/hr の 69'' 熔銑爐に於ては操業時間の長いためにライニングの損傷烈しく操業時間全部に耐へるライニングをなすことは困難であつた. 媒熔劑として苦灰石の使用不可能の場合, 滓の流動性を大にするため螢石を 15%, 石灰石に混じて操業したのものもある. 結果は第 3 表の如くである.

第 3 表 耐火物に及ぼす媒熔劑の影響

(60'' 熔銑爐)

全熔解數	媒 熔 劑		
	石灰石	石灰石+15%螢石	苦灰石
	14	12	8
(消費耐火煉瓦の數)			
熔解回数	9'' Equivalent		
400~500	9	8	8
500~600	2	4	
600~700	1		
700 以上	2		
熔解 1 回當りに要する 9'' Equivalent の數	552	483	442

外部よりの觀察に依ても可成り明瞭に, これ等 3 種の媒熔劑を使用した場合の損傷を比較することが出来る. 即ち石灰石のみを使用した場合は熔解數の半數は損傷の烈しい部分では熔銑爐の外側が眞赤に過熱され 9'' Equivalent を 700 以上費消した場合は 2 回共, 熔解の終了せざる間に外側が熔解して仕舞た. 螢石を石灰石に混じて使用した場合は外部が赤熱されたのは僅かに 2 回だけであり, 苦灰石を用いた場合は 8 回熔解を行てライニングの損傷を見なかつた.

試験 No. 3; 熔解能力 7t/hr で 8 時間交互に操業する 42'' 熔銑爐を 2 基使用してライニングに及ぼす炭酸ソーダ(purite)の影響を試験した. この場合, 装入物は 40% の屑鐵を含み熔解温度も高く酸化され易くライニングの損傷は極めて大である. 第 4 表は 3 種の媒熔劑を使用して連続 7 回の熔解記録である. 熔銑爐の外部に表はれる赤熱部分は苦灰石のみを使用した場合は 3 熔解に於て 2 回表はれ, 10% の purite を添加した場合にも起て居るが 5% purite を混じて使用した場合はライニングの損傷を來さなかつた.

かくの如く熔銑爐ライニングの損傷は滓の流動性に依て著しく影響される故操業者は耐火煉瓦の品質を云々するよりは爐の操業法に留意すべきである.

第 4 表 耐火物に及ぼす媒熔劑の影響

(42'' 熔銑爐)

熔解番號	媒熔劑	消費煉瓦 (9'' Equivalent)	平均
1	苦灰石	188	
2	"	168	
3	"	185	
4	苦灰石+5%purite	120	121
5	" "	125	
6	" "	118	
7	苦灰石+10%purite	178	

(T. H.)

温度測定と製鋼用耐火物 (Robert B. Sosman, J. Am. Ceram. Soc. Feb. 1938) 20年前迄は製鋼用耐火物に關聯して温度測定はその製造過程に於てのみ利用せられたものであるが現今では主としてその保護のために役立て居る。温度測定方法は熱電高温計、輻射高温計及び光學高温計に3大別される。輻射高温計には輻射エネルギーを全部吸収する全輻射高温計と或る範囲内の波長エネルギーのみを吸収する光電高温計とがある。

平爐天井の温度測定として最も有效なるものは全輻射高温計及び或る種の光電高温計である。天井温度の測定は天井煉瓦の内側の温度を知るのが目的であるから内面からの直接輻射を受けるものが理想的である。故に爐の裏壁に設けた孔より天井に向けて高温計を設置し焔の直接輻射を受けしめないやうにすればよい。光電高温計も全輻射高温計も共に爐の周囲の高温度に耐へる保護装置を必要とするもので全輻射高温計に於ては多くの場合、爐内より輻射に曝される一端は水冷を施して居る。この器械は100°C以上の温度に於ても安全なもので輻射管は水蒸氣の凝結を防ぐため冷却するよりは寧ろ或る温度に保持する方がよい。光電池は温度の上昇に影響される故30°C以下に保たねばならない。従て輻射管に比し更に完全なる水套を附する必要がある水套内は温い空氣を通して水蒸氣の凝結を防止する。温度記録は自動式の電壓計に依て行ふものであるが全輻射高温計の場合は輻射管中の吸収熱電對の起電力を測るものであり光電池の場合は電池の起電力を記録する。補正は何れも標準の光學高温計に依てする。自動式電壓計の記録方法には圓狀記録計と帶狀記録計の2種がある。

天井温度を調節するため輻射高温計と光電高温計の何れを選ぶべきかは理論的には未だ決定されて居ない。輻射高温計は形状の小なることゝ過熱に對しても割合に安全であるといふ特徴を具へて居る。光電池は輻射高温計の如きタイムラグなく又最も重要な利點として高温に於ける感度が大きいである。

平爐用耐火物を保護しその耐久性を大ならしむる方法としてはこの他に蓄熱室の温度測定がある。蓄熱室上部の煉瓦の温度は天井の煉瓦と同様に輻射高温計或は光電高温計をその表面に向けて測定せねばならぬ。而してこの温度は明かに天井の温度より低いために光電池に作用する光の量も少く従て、より大なる表面積を必要とする。故に蓄熱室の温度測定に於ては光電池には短かく太い水套を用ひ、輻射高温計には簡単な水套を使用するか、或は全然水套を使用しない。

かく天井に於ても蓄熱室に於ても温度測定は耐火物の保護として役立つと同時に操業状態を順調に維持しこれに依て天井の持ちをよくし、或は燃料を節減せしめるものである。(T. H.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

高抗張力鑄鐵 (Timmon, Crosby, Herzig: Foundry, Vol. 66, No. 12, 1938) 抗張力 60,000 lbs/□" 以上の鑄鐵の製造が未だ實驗時代に在るとは言へ、連結桿、機關汽筒其他に使用されて居る合金鋼等に代て此の超鑄鐵が使用されるに至るであらう事は想像に難くは無い。

50,000 lbs/□" 以上の抗張力を有する鑄鐵の工業的製造は最近に於いて鑄造業界の注目すべき事實であると言へよう。

高抗張力鑄鐵は製産費の低下をなす事が出来るので鍛造鋼等の代りに用ひられる。かくして鍛造出来ぬ形のものも鑄造出来る點で設計上大なる柔軟性が得られ、鑄鐵の特性である耐摩耗性の大きな事などの爲に鑄造部分の壽命は永くなる。

經濟的の見地から言て、鑄造の方に遙かに大なる利點を見出す。模型製作費は常に鍛造型製作費よりも低い。後で設計の変更が必要となつた時、模型の変更は容易であるが、鍛造型の変更は不可能ではないにせよ困難である。又、高價な鍛造設備は鑄造には必要なく、且つ熱處理爐等も必ずしも必要としない。

設計の見地から言て、高抗張力鑄鐵は鍛造物に對して優越せる性質を有する。不必要な部分が鑄造の場合非常に少なく、鍛造では仕上げに手間がかかる。

60,000 lbs/□" 以上の高抗張力鑄鐵を得る爲には次の3點を考慮する要がある。

1. フェライト又は炭化物を生ずる事なしに、黒鉛としてC量の低い鑄鐵を作る爲 C-Si の比を調節する事。
2. 黒鉛の分布、黒鉛片の形、大きさ等を調節する爲、黒鉛化促進剤後期添加をなす事。
3. (a) Fe の均衡を保つのを助ける爲、(b) 固溶體効果により基地を強化する爲、(c) 變態の反應速度を調節する爲——に合金の添加をなす事。

高抗張力、高衝擊値、耐摩耗性高く且つ切削性良好な爲に必要と認められて居る所の針狀組織を有する基地中に黒鉛片が均一に分布して居る組織を得る爲に上述の3點が特に注意された。而して、60,000 lbs/□" 以上の高抗張力鑄鐵を得る爲の操業及び其の結果は次に示すが如くである。且つ前述の3點につき簡単な説明を加へる。

A. 炭素含量低く、Si 含量高き事——Boegehold に依れば、全炭素量が低い時、鑄鐵の強度—硬度の比は大となる。基地の連續性を破るが如き黒鉛片が少ない爲に強度が高くなるのである。然し、全炭素量の低い鑄鐵は最高の強度—硬度比を得る爲には大なる炭化物又は遊離フェライトを含んではならない。此等の二つの生成を防止する爲に Si は普通の高力鑄鐵以上に含有されて居らねばならぬ。

流動性を増す事に依て、Si 含量高き時は薄肉部分の湯流れ不足を生ずる事なく、又ブローホール等の生ずる事も防げる。表面近くチルする事に依て切削性を害する事もなくなる。Si は黒鉛化促進剤であると共に Fe と固溶體を作て基地を強くする。其れは下表の如くである。

	成分	S: %	抗張力 lbs/□"
B. Si の後期添加—鑄鐵に對する Si の後期添加の影響は Crosby 等に依て論ぜられた。(鐵と鋼)	フェライト	0.001	36,100
	含 Si フェライト	0.820	45,150
	"	2.280	63,500
	"	3.400	77,400

抄録, Vol. 21, No. 3, P. 294) 而して此れに關し次の如き理論が提出されて居る。

1. Si の後期添加に依り熔金中に多くの黒鉛核が生じ、此れを中心として黒鉛が發達する事に依り黒鉛小片が均一に分布して強度を上昇せしめる。

2. Si の後期添加は鑄鐵に對し脱酸作用をなす事は確實である。熔融純 Fe は 2,700°F 迄は大して O₂ を溶解せぬが、2,750~3,100°F で溶解度は増加する。鑄鐵の抗張力の上昇は此の脱酸作用に依る。

實際作業の觀察から、過熱の結果 O₂ を多量に含有する熔融鑄鐵は凝固時に過冷却をする事が知られ、此の過冷却の爲に黒鉛が普通見なれた樹枝狀に現はれる。Si の後期添加に依り脱酸し、此の樹枝狀の組成の出現を防止したのである。

C. 合金の使用一切削性を良好し、物理的性質を上昇させる爲に Ni を鑄鐵に添加する事は既に衆知の事實で何等の説明も要しない。

Mo は硬く強い鑄物を得る爲に添加される。著者はかくして種々

の合金元素が鑄鐵に與へる影響を見、表と寫眞を以て説明して居る。(S. O.)

取鍋用套管 (Raymond A. Heindel, George J. Cook: Iron & Steel Ind. Vol. XII, No. 3, Nov. 1938) 底注ぎ取鍋には鑄込みに際し熔金の流れを調節する爲に stopper 桿を備へる。此の stopper 桿をなす金屬を熔金の作用から防ぐ爲に套管が用ひられる。使用される套管の数は取鍋の深さに依り異なるも大體 5~9 個を耐火セメントで結合して用ひる。耐火粘土製套管の製造は其の使用量が僅かな爲に小規模に行はれて居る。然し、此の様な套管は極めて大なる重要性を有するものである。如何とならば熱的衝撃に耐へず又は高温における要求に耐へる事の出来ぬものは鋼の鑄込に際し大なる障碍の原因となる。

最近に於て、米國の鑄鋼工場に於て、套管の破壊による故障があつた。此の原因の研究の爲に標準局に對して協力が求められた。而して研究所に於て得られた種々の性質と實際使用の際の套管の状態とを聯關づけようとしたのが本論文の目的である。

試料は七つの工場に於て製造された 8 種商標の套管である。此等の套管の性質を研究室に於て決定し、且つ鑄鋼工場に於ける此等の使用中の性質も記録された。

化學成分、高温圓錐耐火度、有孔度、ヤング率、強度、伸長性、線膨脹係數等が決定された。

かくして研究室に於て得られた値と、實際の使用時の性質とを比較して見て次の如き結果を得た。

1. 套管の軟化温度はそれを圍繞する鋼の温度よりも以下の點にあつた。但し、二つの試料に於てはさうではなかつた。

2. 鑄込の最中に熔滓による過度の切れ込み又は蝕化の生じたのは耐火度の低い套管の總べてに於てであつた。

3. 有孔度は 11.4~21.8 の間にあり唯 1 種だけが 9.2~20.6 の値を示した。然し此の最も有孔度の小さな套管は割れとか裂けとかを生じ故障の原因となつた。

4. ヤング率の範圍は 1,842,000~4,964,000 lbs/in^2 であつて、ヤング率の高いものは割れ等の故障を生じた。

5. SiO_2 含量は 55.42~65.99% で酸性平爐鑄滓に對してはいづれも満足すべき結果を與へた。

6. 25~1,000°C 間の線膨脹全量は 0.545~0.670% 程度で此の膨脹曲線には結晶シリカに依る屈曲點が見られた。

7. 實際に使用する際満足すべき結果を與へる套管は耐火度、有孔度高く、均一且つ大ならざる膨脹性を有し、比較的伸長性に富んで居る。

8. 或 1 種の商標の套管であり乍ら、製造が均一でない爲に各套管により性質の極めて異なるものが見られた。

参考の爲に鑄鋼工場に於ける使用状態を見るに、取鍋の容量は 8~30t で鑄込み時間は平均 18min であつた。然し、鑄物の数や型等により 12~15min を超過する事もある。套管は一度きりしか使用されなかつた。熔滓は鹽基性平爐の場合も酸性平爐の場合もあつた。平爐を離れる時の熔金の温度は 1,605~1,670°C である。鑄物を澤山作る時は温度を高くする方が宜しい。

桿、stopper、套管は組立後低温で乾燥した。取鍋は熔金を以て満たす直前に油バーナーで豫熱した。取鍋及び stopper 桿のあるべき壁から 6" の所の温度は約 675°C であつた。常温で組立てられた桿は取鍋の豫熱を終るや否や取附けた。而して爐の方へ運ばれ、熔金を以て満たされる。豫熱の停止と熔金の流れ込みの間の時間は 5~

6min 以上を出ない。耐火粘土製套管はかくして二つの熱的衝撃を受ける。即ち加熱された取鍋の中に入れられた時と、熔金が流し込まれた時である。(S. O.)

6) 鐵及び鋼の加工

工具鋼の鍛造及び壓延 (Henry C. Bigge, Metal Progress, Dec. 1938) Co 38% の磁石鋼, Cr 11.50~18.00% の各種の高炭素高クロム鋼や自硬性のある高合金鋼の如き壓延困難なるものは普通上端の廣い四角な鋼塊鑄型に鑄込んで鋼塊をつくる。鋼塊の大きさは上端で 4½~13" 角で重量は押湯含めて 80~2,300 lbs である。又ある種の工具鋼は 16×19"~23×28" の矩型の鋼塊鑄型や 16~30" の波形鑄形を用ふ。鋼塊の重量は 2,000~13,000 lbs で鋼片や小鋼片に鍛造又は適當な分塊壓延機で壓延する。

鍛造壓延の際鋼塊及び仕上品の寸法を考慮すると共に鋼塊内の組織並に機械加工度や鍛造壓延の度を考慮せねばならぬ。これは鋼塊斷面積の變化を%によつて示し得る。例へば、9" 角の面積 81 in^2 の鋼塊から面積 71 in^2 の径 3" の丸棒をつくらんとする時は結局 81 in^2 から 71 in^2 即ち縮小度 91.2% といふ事になる。又これを 81:71 = 11.4:1 即ち 11.4-to-1 の縮小度として表す事もある。

最も適當な縮小度は鋼塊から仕上品迄に 90% 以上のもので小型の鋼塊から小型の丸棒をつくる際は此の數字は容易に出るが 13" 角等の大型の特殊鋼の鋼塊になると取扱ひが不便で適當な鍛造度にするに中々困難である。

高速度工具鋼等は鍛造前に豫備の熱處理を施すべきである。この種の鋼の鋼塊は柱狀結晶を有し極めて温度に敏感で容易に炭化物や不純物が結晶粒界に析出する傾向がある。

高速度工具鋼の鋼塊は鑄型中で完全に凝固を終らしめる必要がありこれに要する時間は鋼塊の寸法、重量によつて差異あり、鋼塊を引出した後は直ちに 1,150~1,200°F に適當に加熱せられたる豫熱爐に入れ 12~24 時間保持し次に 1,600~1,650°F の豫熱爐に入れ 12~24 時間保持する。然る後自働ガス分析裝置を有する無酸化性の 2,150°F の加熱爐に入れ酸化を出来るだけ少くする。

高速度鋼の鋼塊の寸法と加熱時間の關係を次に示す。

鋼塊の 大さ	豫熱 時間	高温豫 熱時間	加熱 時間	全使用 時間	ピレット 寸法
7½"	24時間	12	2	38	4"
9	28	16	4	48	4½
12	38	20	6	64	6
13	42	23	8	72	8

鍛造は主にスチームハンマーで行ひ初めは約 2,150°F で極く静かに鍛造する。鋼塊が鍛造されると共に高温で再結晶が起り更に強く鍛造してもよい様になる。或程度鍛造したら直ちに約 2,150°F の爐に入れ灼熱する。これに要する時間は前表の如し。

次にこれを取り出し今度は多少強目に鍛造し約 1,800°F に冷却したら更に 2,150°F に加熱する。斯くすれば内部の弱い部分が全部消失し割れぬ程度に強く鍛造出来る様になる。ハンマーによつて鍛造すると端のこまかい割れを時々除去し得るし又極く少しづつ鍛造し得る利點がある。一方壓延に於ては 1 回の壓延に於ては 1 回の壓延による斷面の縮小度は一定して居り各種の鋼塊に對し適當の壓延度を施さんとせば非常に多くのロールを設けねばならぬ事になる。若しロールによる壓延を行ふ時は出来るだけ 1 回の壓延度を小さくする様に設計する必要がある。小鋼片の急冷による内部應力及び破壊を防ぐには約 250°F 迄冷却する迄斷熱性の材料の中に埋込むか又は

鋼製容器の中に入れ保温劑で蔽ひ焼鈍爐へ移すとよい。焼鈍爐は 1,600~1,650°F で充分灼熱性のもので 1,000°F 迄爐冷する。

次に爐から容器を取り出し約 500°F 迄下つたら小鋼片を拔出す。

斯くしたものは鋸にも旋盤にも容易にかゝるし研磨による割れも防げる。小さい疵を除くには適當の磨耗用の車で研磨するのが最もよい。只この際餘り部分的に加熱せぬ様にせぬと割れる恐がある。尙焼鈍の際爐床は小鋼片の裝入中は 1,000°F 以上に上げぬ事が必要である。

出來た小鋼片の表面の疵を残し無く取り去る事は良い工具鋼をつくる上に是非必要な事でもないと焼入の際に割れを生じる。

次に一度焼鈍した小鋼片でも最後に仕上加工の際の加熱は極く徐徐に行ふ必要がある。これは次の二つの理由による。即ち一つは炭素含有量の高い高速度工具鋼や高合金鋼は焼鈍しても小鋼片の内部と外部の急激な温度差で容易に内部割れを生じる爲め、一つは高速度鋼は容易に脱炭し變形によつて割れ易い爲め壓延又は鍛造温度に長時間加熱出來ぬ爲である。

爐内雰囲気は強酸化性では表面状態が悪くなり加工の際に割れを生ず。炭化水素を含む火焰で 2,150°F 迄徐熱するのがよい。仕上壓延後の丸棒の内部割れを防ぐには加熱せるレトルトの中に入れるか又は保温劑で蔽つた鋼製の箱の中に入れる。

次に丸棒を焼鈍する際は脱炭を防ぐ爲め充分スケールを落す。然る後鋼管の中に一方を封じて裝入し木炭で蔽ひ木炭とパイプの間は耐火粘土で埋める。木炭はパイプ中の酸素及び冷却の際に入れる空氣と結合し丸棒の酸化、脱炭を防ぐ。斯く裝填したパイプを電氣爐へ入れ均一に正確な温度に加熱する。若し油やガスを使用する際は成る可く雰囲気電氣爐に等しくする。焼鈍條件は鋼の成分量、爐内の配置によつて異り例へば 18-4-1 高速度鋼の 10,000lbs を徑 12" のパイプにつめた場合は 1,650°F に加熱するに 8 時間を要し更に 8 時間この温度に保持し 1,200°F 迄 1 時間 20°F の割合で冷却せねばならぬ。パイプは 600°F で爐から取出す。この温度以上では硬度に影響がない。パイプ中の丸棒は取扱の便宜上室温迄取出さぬびよい。

高速度以外の他の工具鋼の焼鈍にはこの外に普通鋼製の箱を用ひる。酸化防止の充填劑としては粉コークス、木炭、石油、コークス半燃焼石炭、又は鑄鐵の削屑を用ふ。(K.)

アセチレン熔接に於ける熔接感受性と熔接棒 (Bardenheuer, P. Bottenberg, W. Mitt. K-W-I Eisenforsch 20(1938) Lfg 7, 87/89) 兩氏は先に熔接感受性と鋼の製造法との關係に就て研究を發表した。(Arch. Eisenhüttenwes. 11(1937/38, 375/83). 本報告に於ては Cr-Mo 鋼及び熔接時に必ずある程度の熔接クラックを伴ふ高力構造用鋼に就て、之等をアセチレンガス熔接をなした場合、熔接部分に何か適當な元素を添加したならば、どの程度にクラックの發生を防止し得るかに就て述べたのである。

熔接試験用鋼板として 1mm 厚さの材料を 8 種選んだ。これらの材料の熔接性はクラックの發生率が 19~86% であつた。鋼板は Müller の考案による方法で固定し、高周波爐で熔融製造した熔接棒を使用した。高力構造用鋼とは Mn 1% 程度で P が 0.07% に達するとクラックの發生率は 54% に達した。Cr-Mo 鋼に於ては P が 0.07% に達すると發生率は 83% に達した。

アセチレンガス、酸素ガスは何れもポンプにつめたものを使用し、熔接焔の大きさも普通であつた。焔は中性で熔接接手の長さ 50mm 肉盛り量約 1g、肉の厚さ 1.3mm であつた。クラック發生率 25% 以下のものは適當な熔接棒を用ひれば容易にクラックをなくすること

が出来る。熔接棒の Ni 含量が多ければクラック發生率は小となるが、炭化物を造る元素例へば Cr, Mn, Mo は反對である。クラック發生率 20% 以下の鋼板は 6% Ni 熔接棒で充分にクラックの發生を防止し得るがそれ以上の發生率の鋼に對しては多量の Ni を含むものを使用すべきである。Ni 16.7%, Cr なし、Mn 微量の熔接棒を使用すればクラック發生率 86% のものを 2% にまで減少させることが出來た。熔接部は機械加工例へば穿孔も可能で平均硬度はロックウェル C 34 であつた。(茨木)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

鋼の急冷時効 (Andrew, J. H. Trent, E. M. Iron & Steel Inst. advance copy. 1. Oct. 1938) 燒準鋼を Ac₁ 以下温度から急冷したものを時効せしめた。硬度増加は Vickers の硬度計にて測定した。先づ炭素の影響に就て詳細に實驗を行ひ時効硬化の大きさと速さを定めた。次に Si, Mn, Al, Mo の少量添加の影響に就て實驗を行った。炭素の影響に就ては試料として獨の I. G. Farben industrie. A. G. 製のカルボニル鐵を用ひた。これは粉状のカルボニル鐵を燒結したもので熔解せられなかつたものであるからむしろ不均一であるが酸素及び他の不純物の含量が低く少量の炭素窒素を含んでゐる。水素氣流中で焼鈍すれば以上の不純物は極めて容易に取除くことが出來、又均一にすることが出來た。切斷面 1/2" × 1/4" 寸法の棒を購入して實驗を行った。この場合試料として電解鐵の使用も考慮してみたが酸素が比較的少量含まれる故取止めた。然しカルボニル鐵の棒材は市販のままでは所謂 A₁ 下の急冷時効による硬度増加が區々であり、或るものはブリネルにて 100 より 130 に増加し他のものは殆んど變化しない。然し何れも水素氣流中で 950°C 4 日間焼鈍を行へばその硬度はブリネル 70~75 になり A₁ 點下急冷後 30 日常温時効による硬度増加も 10 以下となつた。斯くして得られた純化材料を 950° で 30 分滲炭を行ひ冷却後その表面を 1:10 の勾配で研磨した。然る時は研磨表面では 0~1.7% の炭素量を含む凡ゆる場所が表はれ、これを熱處理することによつて凡ゆる炭素量に就て鋼の時効化を實驗し得るわけである。その結果顯微鏡にて炭化物の見えなくなる部分の A₁ 點下急冷後常温時効による硬度増加が最大でブリネル硬度にて 120 より 210 に増加した。即ちパーライトを作る臨界の炭素量の部分—0.035% C—が最甚しく時効硬化する。同様の實驗方法にて Si, Mn, Al, Mo を鋼に少量添加した場合の影響に就て研究を行った。この場合はアルムコ鐵と夫々の元素を 15lbs の Ajax-Northrup の高周波電氣爐にて熔解し、鑄塊は 1" × 1/2" に鍛鍊した。6 日間 900~950°C 水素氣流中にて焼鈍した、之を滲炭し熱處理をなし機械仕上をする方法は全體炭素の影響を實驗した場合に準じた。

C, Si, Mn, Al, Mo の影響に就て簡単にのべると 1) A₁ 點下急冷による時効硬化は過飽和 α 鐵より Fe₃C が析出に歸因するか若しくは析出に先立て生ずる特別な原子排列に歸因する。2) A₁ 點下急冷による時効硬化によつて得られる最高硬度は大體ブリネルの 210 である。最適の炭素量の鋼の時効の速さは 25°C で約 6~7 日で最高硬度に達する(但し Mo を含むものはやゝ速である)更に炭素量が減ると硬化速度も減少する。3) Mn の添加は Fe-C 系時効硬化量を減少せしめる。1% の Mn 添加によつて約 50% 減少する。4) 0.9% 以下の Si の添加は Fe-C 系の時効硬化に何等の影響を及ぼさない。5) 0.5% 以下の Al の添加はやゝ Fe-C 系の急冷時効の度を増加する。これは文獻に屢々表れる事實と反對であるが、時

效の意味が區々に使用せられるためであると著者は述べてゐる。即ち Al でよく“キル”した鋼は低温加工後放置すると降伏點を回復する特別な形の時效をやらないことは事實である。然し本實驗の示す所は單に A_1 點下急冷による時効硬化をブリネル硬度で測たときは 0.5% 以下の Al の添加は時効現象に何等の妨害的な影響を及ぼさないといふに止まる。6) 1% 以下の Mo の添加は $Fe-C$ 系の時効の度を減少させる。然し Mn 程大でない。

次に窒化した鐵を或る温度より急冷して時効せしめた所 $Fe-C$ 系より硬度増加は著しい。且つ Nitro-Martensite は $Fe-C$ 系の Martensite と異て常温で相當に時効硬化する。(筆者註: $Fe-N$ 系の平衡圖を見れば明な如く 1.5% N_2 で α と Fe_3N とが共析 Braunite を作る。共析温度は約 580°C で、 α の熔解度は共析温度で 0.5% 常温で 0.015% に減ずる。従て窒化試料の表面は Braunite, その内部は $\alpha + Braunite$, $\alpha + Fe_3N$, α の順で組織を示す。共析温度以上で γ を含むものは急冷されると Nitro-Martensite が表れる) 又 α と Fe_3N の共析である Braunite も急冷温度の適當なときは時効硬化現象を呈するのは當然である。 $Fe-N$ 系の時効現象に就ての實驗結果を簡単に述べると 1) 時効による最大硬度は 580~700°C の間の温度から急冷せられたときに得られる。Nitro-Martensite は急冷直後では比較的軟いが時効硬化状態でその硬度はブリネルの 500 に達する。この成分のものを 580°C 以下で急冷すると時効による硬度の増加は小であるが尙 350°C で急冷したのもでも時効に依てブリネルで 40 硬度増加をなす。2) 窒素含量の最適のものは 25°C では 10 時間、100°C では 5 時間で最大硬度に到達する。時効の速さは窒素量の減ると共に減少する。3) 50~100°C で長時間加熱すると最大硬度に到達後軟化し初める。25°C で時効せしめたものは顯微鏡組織は何等の變化をもおこさないが 100°C で 390 時間保持したものはフェライト粒子中に窒化物の微小析出物が現れてゐる。150°C で保つと微小析出物が段々明瞭となり針状を呈する。300°C 以上になると結晶粒界又は既存の窒化物の方に移行する。

本研究に於て特に興味を感じたのは Vickers のダイヤモンドの押込みの影響である。即ち急冷後直ちに硬度を測定した部分と急冷後相當時効させたものの硬度測定部分の顯微鏡組織を検するに前者では微粒析出物に何等の變化も表れないが後者に於てもダイヤモンド押込みの直ぐ近くでは炭化物 窒化物の何れを問はず皆固溶體中に再溶解をなし、押込み痕の直ぐ近くは析出物は現れず少し離れた場所に初めて析出物が現れる。これは明かに常温で與へられた機械的な歪は單にそれだけで炭化物 窒化物の再溶解を促すに充分であることを示す。これが迂り面に沿ふ温度の影響であるか否かは未だ言明の時期でなく更に詳細な研究を現在續行中である。(英木)

熱處理用鋼の結晶粒の大きさと硬化性 (Bain, E. C. Journal of the Iron and Steel Institute. Advance Copy. 2. Oct, 1938)
本文に於て取扱れた結晶粒の大きさは高炭素鋼に關するもので然も A_1 點以上の温度に於ける焼入硬化作業の直前に保持されるオーステナイト粒の大きさに就て述べられたものである。顯微鏡によつて常温で粒の大きさを決定するときには勿論オーステナイトは最早や存在しない。而して低炭素鋼の場合には組織は殆んどフェライトであるがフェライト粒子の大きさから變態直前のオーステナイト粒の大きさを測ることは不可能でないまでも甚だ困難である。共析鋼の場合にはパーライト集團はオーステナイトの粒子の大きさと全然無關係に成立するが然も適當に加熱せられた材料に關する限りこれよりオーステナイトの粒の大きさを推測することは可能である。例へば A_1 點

以上で proeutectoid がオーステナイト粒界に析出するとその組織は Proeutectoid とオーステナイトの變化したマルテンサイトとよりなる。これを (315-425°C) に焼戻して適當に腐蝕するとマルテンサイトを圍んで proeutectoid が粒界を形成してゐる。又純マルテンサイトでも 5cc HCl 1g ピクリン酸, 95cc アルコール溶液を以て腐蝕すれば一次の組織が表れオーステナイト粒の大きさが判定出来る。又完全に焼の入らなかつたものの組織を顯微鏡で觀察すると元のオーステナイトの粒界を黒く腐蝕された部分が點綴してゐる。元のオーステナイトの部分はマルテンサイトに變化する故殆んど腐蝕されない。以上の三つの場合を比較すると粒の大きさは大體に於て等しい。即ち冷却速度が多少異てもオーステナイト粒の大きさは變化しない。温度が數度下でも粒の成長速度は著しく小となり従て冷却の間には假令へ緩冷却でも殆んど粒の成長は停止するからである。注意すべきは酸化性又は脱炭を起す氣圈で、これは材料の表面に酸化物を作り又脱炭して表面の化學組成を變化せしめ従て内部の結晶成長と歩を一にせしめない恐れがある。

鋼を所謂臨界點以上に加熱すると Fe_3C とフェライトは多數の核を中心として離れ離れになりオーステナイト域を広げる。この核は焼準鋼に於てはパーライト領域に、球狀化鋼に於ては Fe_3C に存在する。而して全部がオーステナイトになつた時の結晶粒の大きさはオーステナイトの初期品の大きさ (initial grain size) といふ。この初期品は更に温度が上がると炭素が擴散し結晶粒の成長をおこす。酸性平爐鋼で初期品の大きさは 815°C で No. 6, 1,035°C で No. 0 か No. 1 となる。(但し結晶粒の大きさの番號 N は A. S. T. M. に従ふもので 100 倍に擴大した時 1 平方時に存する粒の数を n とするとき N と n の關係は次式で定められる $n = 2^{(N-1)}$)

酸性平爐鋼以外の鋼に於ては通常初期品の大きさは 925°C までは No. 5 以下を保持す。而して一般に粒子を粗大にすべき温度に於ても短時間であれば組織の全部又は大部分を元の微細の状態のままに變化せしめない。長時間加熱した後に初めて粒子が粗大になる。又温度上昇と共に徐々に粒の大きさを増加するものより或温度に至て突然に粒子を粗大にする傾向をもつ鋼の方が多い。初期品を微細にし粗大化する温度を高くするには熔湯に Al を巧妙に添加すれば差せられる。又 0.2% 以下の V を加へれば粒子の成長を甚しく妨げ得る。

工具鋼の % 角材の相隣れる部分をとつて 840° 990°C に加熱すると前者は No. 7 後者は No. 1 の粒の大きさとなる。次に兩者を 815°C より急冷すると粒の荒いものは心部迄堅く外部ロックウェル C で 67 内部 64, 微細なものは外部 69 内部 43 で心部までは焼が入り難いが衝撃値は却て高い。次に 1" dia の 0.75% C 鋼をとり先づ 1,050°C に短時間加熱し組織を均一ならしめ次に 980, 920, 855, 785, 745°C に適當な時間熱した所粒の大きさが夫々 2, 3, 3.5, 4, 5 のものを得た。更に皆 745°C より急冷しその硬度分布を測た所上記の事實一荒い粒子をもつた鋼程中心部まで焼が入る一を確認することが出来た。粒の大きさと衝撃値の關係を定量的に知るために 0.180" dia の細い棒を適當に加熱焼入して種々の粒の大きさのものを作りそれを焼戻して硬度を C の 50 に揃へた。結局その關係は粒の大きさが 3, 4, 5, 6, 7, 8 となるに従ひ 3.5, 4, 4.5, 6, 9, 11 $ft-lbs$ となつた。以上の實驗事實を纏めると微細オーステナイト結晶粒は

1. 冷却の際變態を速かにし従て硬化せしめるためには大なる焼入速度を必要ならしめる。即ち如何な成分の鋼に對しても低い硬化性を賦與する。

2. オーステナイトの變態の結果出來たマルテンサイトに存する歪が若し小なるときはそれは微細粒子をもつた鋼の靱性が卓れてゐることにその原因の大部分を歸せねばならぬ。

以下著者の基本的考察に就て略述して見よう。

核數と變態速度: 著者は硬化性を支配する眞の要素は Nucleation-オーステナイトの變態に與る單位體積中の核の數一であると考へてゐる。オーステナイトが變態溫度にまで持ち來され所謂“Dormant period”(休止期)を經過すると多數の散亂状態に分布したフェライト又はフェライト+ Fe_3C (パーライト状になつて表れるもの)の島が表れる。就中パーライトの島は急激に膨脹してバラ状の恰も水溜りの如きものがオーステナイト中のあちこちに點々と出来る。この水溜り部分がオーステナイト地の蠶喰速度は同一と考へてよいから結局核數の多い程即ち水溜り部分が多い程變態は速に終了する。又粒界に核が存在する故オーステナイト粒子が微細な程核の數は多く存在することになり變態が速かに終了して從て焼が入り難い。

不溶解性微粒子の分布: かゝる粒子の分布は粒の成長を妨げる。而してある溫度に達するとかゝる微粒子も終には粒の成長を妨げきれなくなつて粒が粗大になり初めるが粒子そのものは健全である故變態を起すときは依然として核の作用をなす。從てオーステナイト状態で粗大な粒子をもつた鋼も變態後は微細粒子の鋼となる。從てある成分の鋼に對してはオーステナイト粒の大きさは必ずしも硬化性の標準とならない。

微細オーステナイト粒をもつ焼入鋼の靱性: マルテンサイトは100°C以下に於てオーステナイトが變態して生じたものでその際フェライト面が瞬間的にオーステナイトの結晶面に點々と表れる。一般にこのフェライト面はオーステナイトの粒を横切るが貫通しない。故にフェライト面の最大限もオーステナイト粒の範囲内にある。又フェライト面はオーステナイトより大きな體積を占める。例へば長さの方向に於て變態點に於て約 $\frac{1}{2}$ %膨脹する。故に残留オーステナイトは彈性限内に於てこの歪に應じ得ないで流れる(flow)必要が生ずる。斯くの如くマルテンサイト組織のものは甚しき内部歪をもつ故僅かな外力を加へることによつて容易に破壊歪に達せしめ得る。この際微粒子であれば内部歪がお互に釣り合つて粗大粒子のものは釣合ふことが不能でその爲に材料に曲りを生ずることさへあるから僅かな外力で容易に破壊する。

最後に注意すべきことは結晶粒の大きさを支配するには適當にAlを熔湯に添加することが必要であるが酸素を含まない鋼に對しては粒の微細化にAlは役立たない。酸素を含む鋼に用ひて初めて有効で Al_2O_3 の微小粒子が粒子の成長を妨げる。

硬化性に差異の生ずる原因として粗粒鋼と微粒鋼の炭素の熔解の速さの差を擧げる向もあるが870°Cに於ける加熱時間と不溶性炭化物量との關係を見たが兩者間に豫期した程の差異はなかつた。即ちオーステナイト中への炭化物の熔解の速さは硬化性の相違の原因ではない。又 α 鐵中への炭化物の熔解度の差が硬化性の相違の原因と考へれば兩者の焼入せるものを種々の溫度で同一時間焼戻せば硬度が異て來る筈であるが殆んど差異が表れない。(茨木)

鐵及び鋼中のガス (Eliss, H. E.: Iron & Steel Ind. Vol. XII, No 3. 1938.) H_2 ガスは直接に、 O_2 , N_2 ガス等は窒化物、酸化物等を形成する事に依て間接に鐵及び鋼の脆性を招來せしめる。此れに關しては Tschischewsky, Wimmer, Braune 等の研究がある。

近年に至ては真空熔解によつて、完全にガスを除去したものを以てガスを吸収せしめたものと機械的性質を比較して居る。著者は H_2 , N_2 , O_2 等のガスの影響を比較する爲に真空熔解法を用ひた。次の組成の5種の鋼が真空熔解され、此の機械的性質を見、更に H_2 , N_2 , O_2 等の中で熔解してその機械的性質を前者と比較したのである。試料No. 3, No. 5は坩堝鋼で他は酸性平爐鋼である。真空度は0.001mm程度で高周波爐を用ひた。

真空熔解に就て興味ある點を言へば金屬が完全に熔解するや否や10~15secの間にガスは急激に發散する。その後高周波電流に依る攪拌作用以外に金屬表面は平靜で時々ガス泡が出て來る。而して其の數は時間と共に減少する。此れは Chaudron の觀察とよく一致するもので彼等に依れば假令熔解した鋼又は鐵に於ても相當時間経なければガス全量が放散されぬと言はれて居る。熔融金屬は本實驗に於て其の量に依り異なるも30~45min保持された。

電解鐵に就ても同様の實驗を行たが良好な鑄塊が得られなかつたので實驗は中止した。此の困難には多くの原因がある。其の1は鐵の熔融點近くに於けるガスの放出は極めて急激であるので金屬を吹き上げ、それが壁等に附着した儘で殘て充分大なる鑄塊を得る事が出來なかつた。ガスの除去により金屬は遂に粘稠になる如くであつて、從て出來た鑄塊もsoundではない。

熔解中には必ずCとMnの減少が起る。Cの減少に就ては次表に示すが如くである。

試料 番號	熔融前 C%	熔融後 C%	減少	熔融保持 時間 min	%減少	40minに對 する減少
No. 1	0.31	0.135	0.175	45	56.45	50.1
No. 2	0.45	0.23	0.22	40	48.83	48.88
No. 3	0.72	0.59	0.13	40	18.0	18.0
No. 4	0.94	0.70	0.24	35	25.0	29.1
No. 5	1.26	1.15	0.11	30	8.75	12.0

此の場合、Cの減少は次の2原因に依る。

①使用された鋼の種類即ち坩堝鋼、平爐鋼、電氣爐鋼或ひはBessemer鋼の區別。

②原料に存在するC%

此の最初の原因を考へて見るに平爐鋼即ち試料No. 1, 2, 4の場合Cの減少は坩堝鋼の場合よりも大である。それは前者の有する不純物に起因するものであつて、其の不純物は次の如き事實に由來するものと考へられる。1.原料の純度の相違 2.爐内雰囲気 3.熔解の條件高炭素鋼に於てCの減少は12%、低炭素鋼では50%にも達する。Mnは真空熔解に依り殆んど完全に失はれるもので此の減少は蒸發に依るものである。種々の處理に依りMnが減少するので機械的性質の比較の場合困るのであるが、其の變化が單にMnの減少によると考へられない程大きいので、ガスの影響と推論する事が出来る。例へばガスの除去に依て降伏點の値は明らかに減少して居る。然し掲載されて居る曲線は不明瞭である。著者は断面減少度曲線、硬度其他衝擊値、疲勞度試験等に現はれたガスの影響を見て居る。(S. O.)

8) 非鐵金屬及び合金

航空機用 Mg-Al 合金 (Le Coeuvre, R. Metal Progress. Dec. 1938.) 航空機構造用材として獨逸では殆んど數%のMgを合

む可鍛Al合金を充分焼鈍した状態に於て使用して居る。Mgは845°Fで15.3%迄Al中に固溶體として溶け込みこの溶解度は温度と共に低下し70°Fで約3%となる。従てMgとAlの二元合金は800°Fで焼鈍し急冷すれば容易に組織を均一化出来6%以上のMgを含むものを更に再加熱すると Al_3Mg_2 なるβ相が析出し延性を害する。この種の合金は次の二大特徴がある。即ち一つは可鍛性にして強度大、一つは少くとも應力のかゝらぬ状態では海水に絶対に侵されぬ。7%以下程度のMgを含むものは焼鈍後極限強45,000~25,000psi伸25%の性質が得られる。焼鈍後冷間加工、引拔、曲げ等可能で特に細線迄引拔き得る。この合金は又熱間加工も可能で冷却すれば再び元の焼鈍状態の性質にかへる。熔接の際は多少熔劑を必要とし熔接後は充分この熔劑を除去せぬと後で腐蝕される憂がある。7~9%Mgを含むものは抗張力はデュラルミンに似て居り850°Fから焼鈍急冷により極限強は約60,000psi伸びは約25%で300°Fと650°Fの間でこの合金は脆くなる。この性質が構造用材として極めて不便な點で實際の場合この程度の温度に加熱する場合が極めて多い。急冷したものも冷間鍛造、引拔可能であるが出来れば熱間で行た方がよく加工後最後に焼入を行ふと性質極めて良好となる。熔接容易であるが熔接箇所が強さは母體よりも劣る。

Al-Mg合金は他の元素例へばTi等を加へると、たとへば極少量でも性質が改良される。この種の合金は未だ餘り實際上使用されて居らぬ。耐海水性の可鍛輕合金は航空機建造者にとつて誠に都合のものであるが現在ではこの目的に適ふ合金はどうしても普通の輕合金より性質が劣る。

電氣熔接の見地から見ればAl-Mg合金はデュラルミンより遙かにすぐれて居る。熔接によつて變化した組織は熱處理によつて充分回復出来る。輕合金の構造物を澤山一つの加熱爐に入れて加熱するとどうしても300°F以上の温度に長時間加熱する事になり機械的性質を害する事になる。ラック特に加熱による異量化したベークライトレジンの使用は不可能である。然しこの危険は低MgのAl-Mg合金には起らない。8%Mgのものは300°Fと650°Fの間に脆い層を有す。

構造物の工具用には熱處理と同時に自然に固着性の薄い保護膜が出来て耐蝕性を與へる様にするのがよい。

この種の合金は鋼等と接觸するとその部分から容易に腐蝕されるから注意を要する。(K)

Tiの生産及び工業的用途 II. (George F. Comstock, Metals & Alloys, Nov. 1938) 純粹の金屬チタニウムはチタン鑛石をAlで直接還元したのではどうしても出来ない。勿論SiやCでは駄目である。然しCa又はNaを使用すれば可能である。ドイツのKroll氏は最近Tiの鑛石をCaで直接還元して金屬チタンの粉末を得る事に成功して居りこの粉狀の金屬チタンを真空中で焼結し熱間壓延して薄板に延した。現在ではTiの熔融點以上でTiと反應しない耐火性の坩堝がない爲めこの粉末狀金屬チタンは熔解不可能である。Be, Zr, Th,等の酸化物さへも真空中で熔融チタンには還元されてしまふ。Krollは尙この焼結せる金屬チタンの粉末から種々の高チタン合金を製造しその組織や性質について研究發表して居るが實際的の應用に迄は進んで居らぬ様である。このKrollの方法以外に比較的純粹の金屬チタンを製造する方法をP. P. AlexanderがMetals & Alloysに最近發表して居る。本法は水素化チタンで酸化チタンを還元し多少水素を含有する粉末狀の金屬チタンを得るものである。この方法は又純粹のCa-Ti合金を製造するのにも用ひられて

居る。更にこの外に純粹の金屬チタンをつくる方法としてチタンの鹽化物を高壓密閉容器中にてNaで還元する方法もある。この法はM. A. Hunterが金屬チタニウムと題しRensselaer Poly. Inst. Eng. & Science Series No. 1 Feb. 1911に述べて居るがTi合金をつくるに適當な純粹のcoherent metalが出来る方法である。本法によつて既に工業的に相當多量に製造されCu, Ni, Al, Hg等と合金して使用された。金屬チタンで處理したHgを使用すると腐蝕性の水銀ボイラーが餘りいたまぬ爲鋼製の容器を屢々取換へずに済む。

次に非鐵金屬とTiの合金について述べる。CuにTiを添加するとBeの如く多少硬度を上昇せしめる。時效硬化性に關してはHeusel & Larsenの平衡状態圖に於けるα固溶體の曲線によつて明らかにわかる。CuにTiやBeを入れたと焼入、焼戻により硬度が上昇すると共に第3表に示す如く電氣傳導度が増加する。この

第3表

二種のCu合金の各種熱處理後の硬度及び傳導率

合金%	熱處理	ロックウエル硬度	電氣傳導率%
Be 204	鑄放	90	220
	1,475°Fより焼入	74	188
	700°F×5時間焼戻	118	328
	700°F×35時間焼戻	115	368
Ti 087	鑄放	80	273
	1,650°Fより焼入	49	269
Si 035	850°F×24時間焼戻	85	401
	850~950°F×48時間焼戻	87	465
	1,000°F×24時間焼戻	79	662

種の合金は焼戻處理により固溶體から微細な化合物が析出しこれが變形に對する抵抗大となり硬度上昇し一方固溶體が更に純粹化され電氣傳導度が増加するのである。

Tiを含むCu合金の最良の焼入温度は普通1,650°Fで焼戻は約850°Fで24時間行ふ。最良の性質を出すにはTiと共にSiを含有する方がよく約Ti 0.8% Si 0.35%が適當である。適當に熱處理したCu-Ti鑄物は電氣傳導度約45%ブリネル硬度85降伏點25,000psiで純銅より強度大で同時にこの程度の強さの外のCu合金より遙かに電氣傳導度良好である。

Ni及びNi合金もCuと同様にTiで硬化される。最近の特許でNi 16%, Co 28%, Ti 11%の永久磁石鋼があるがこれは1,250°Fで焼鈍後“Alnico”の保磁力の約2倍Co-Cr-W永久磁石鋼の約5倍を示すが残留磁氣は少ない。この種の強磁石合金を第4表に示す。

第4表 永久磁石鋼の性質

	C	Mn	Cr	W	Co	Ni	Al	Ti	残留磁氣	保磁力	積×10 ⁻⁶
Cr	1.00	0.35	6.00	—	—	—	—	—	9,000	72	0.65
W	0.70	0.30	0.20	5.5	—	—	—	—	10,000	65	0.65
Co-W	0.85	0.50	3.50	8.7	17.0	—	—	—	9,000	165	1.5
高Co	0.90	0.60	4.50	5.5	38.0	—	—	—	9,700	235	2.3
Alnico	—	—	—	—	7.0	27.0	11.0	0.5	9,000	400	3.6
三島	—	—	—	—	—	30.0	12.0	—	9,500	430	4.1
本多	—	—	—	—	28.0	16.0	—	11.0	7,500	830	6.2

Niに對する合金劑としてのTiの主なる用途は熔接の際の脱酸劑及び脱ガス劑である。從來氣孔を含まぬ完全なNiの熔接は殆んど不可能と考へられNiの熔接棒の被覆に或種の合金の粉末を使用して居た。

TiはAl合金にも良い影響を及ぼしこの方面に盛んに利用出来

る。主なる特徴は結晶粒の微細化作用大なる點で Ti を含む Al 合金は従て強度、延性、健全性何れも極めて優秀である。

Ti は Al と化合物をつくる爲冷却の際にこの化合物が微細な結晶として熔金から分離しこの微細な結晶が他の熔融せる Al の凝固の際の核となり凝固終了迄この結晶が餘り成長しない。 Ti は僅か 0.1~0.2% で結晶粒を微細化し強度を 15~20% 増加せしめる。この程度の Ti なら Al 100 lb s につき 5~6% Ti を含有する $Al-Ti$ 母合金を約 2 $1/2$ lb 添加すれば充分である。高 Ti の $Al-Ti$ 母合金をつくる事も出来るが却て擴散困難となる。

鋼に對する合金劑として Ti は餘り脱酸力強い爲容易に鋼中に残留しない缺點がある。即ち製鋼温度程度で容易に酸化し凝固後鋼に合金する Ti は極く少くなる。

平爐製鋼法では 0.25% 以上の Ti を入れる事は不可能で鹽基性電氣爐法では更に高 Ti 鋼をつくる事が出来る。鋼中に Ti を可成含有したものには微細な桃色又は橙色の角形の窒化チタンの結晶がありこれは適當に研磨して顯微鏡で見られる。

Ti 鋼をつくるには Ti を添加する前に充分完全に脱酸する必要がある。鋼滓は流動性に富み還元性の酸化物を含まぬ様にし Ti 添加後直ちに鋼を出せばならぬ。現在では鋼に合金せしめる Ti の主なる用途は C を活潑性状態から不活潑な炭化チタンの状態に變化せしめる點にある。 Ti は斯かる作用を有する爲炭化クロムに原因する不銹鋼の貫粒腐蝕を防止する役目あり。含 Ti 及び無 Ti の二種の 18/8 の同じ熱處理したものの組織を比較するに無 Ti の方は炭化物が粒界に析出して居り含 Ti の方は炭化チタンが結晶粒内に細かく散在して居る。

Cr 鋼のマルテンサイトの形成に原因する自硬による脆性化も Ti を入れれば防止出来るこの種の鋼は熔接可能で切削性、延性等を害せず急冷出来る。

含 Ti 及び無 Ti の 5% Cr 鋼の組織をみるに無 Ti の方はマルテンサイト組織で含 Ti の方は自硬性のないフェライト組織であり C は全部不活潑性の炭化チタンとなつて居る。

この種の鋼に於ては Ti は少くとも C の 6 倍を必要とし冷却の際炭化チタンを形成するに充分の時間を與へねばならぬ。 Ti は他の合金劑よりこの種の目的には効果大で然かも低廉で炭化物の調整には持て来いである。

Ti 鋼のこの他の用途は普通の方法では熱處理により硬化出来ぬ處の高合金オーステナイト鋼の硬度及び、強度を高める方面である。この際は普通 Ti は 5~6% 以上を要し $Cu \cdot Ti$ 合金に用いた様な焼戻し時効硬化處理する。時効硬化の程度は $Cu \cdot Ti$ の状態に似た $Fe-Ti$ 状態圖の溶解度曲線から容易に解る事である。 $Fe-Ti$ 状態圖は 1914 年 Lamort 氏の製作後未だ實際は變化して居らぬ氏が當時不純な原料を用いた爲試験に不確實な點が多々あると思はれる。最近唯一つ 1932 年に Seljesater & Rogers の兩氏により固態溶解度曲線を加へたものが出来た。含 Ti 不銹鋼を焼戻しにより Ti 化合物を析出せしめると抗張力 150,000~200,400 psi 迄高められる。

Ti は Ni 合金にもこの析出硬化の作用大なるものがある。

最近合金鋼に對する Ti の影響の研究結果窒化チタンを高クロム鋼の結晶粒の微細化及び諸性質改良の爲めの窒素の原料として用ひる事が考へられた。この種の鋼に對する窒素の良影響は屢々云はれて居る事であり窒化チタンとして窒素を使用すれば氣孔等を生ぜしめる心配は全くなくなるわけである。24% Cr 鋼に Ti を添加したものとしないものとは破面の粗細に非常な差がある。

$Cr \cdot Fe$ 合金は窒化チタンとして加へたものの N_2 を容易に吸収し N_2 をとられた Ti は脱酸に働き鋼を清淨にする爲結晶粒の微細な健全な氣孔のない鑄物が出る。

次に 25% $Cr \cdot Fe$ 合金の窒化チタン及び高窒素フェロ・クロムによつて窒化したものの諸性質の比較を示す。

	處理せず	3.8% 窒化チタンで窒化する	17% の高窒素フェロクロムで窒化する
C %	0.12	0.17	0.15
N %	0.081	0.234	0.272
降伏點 psi	52,400	65,800	70,500
抗張力 psi	66,400	94,300	104,200
伸び %	4.5	29.5	7.0
絞り %	3.9	35.9	12.8

尙この外に Ti の用途として炭化チタンの焼結工具鋼、エナメルとしての酸化チタン等について述べたいが次の機会に譲る。(K)

$Al \cdot Mg$ 合金の焼戻しの X 線の研究 (Paul Lacombe, George Chaudron: C. R. Acad. Sci. 207 (1938) 860) 著者等は既に $Al-Mg$ 固溶體の各種温度に於ける焼戻しに依る分解を電離溶壓の測定及び腐蝕試験に依り研究した。本報に於ては X 線を用ひ、背面反射法に依て以上の實驗結果を確めんとしたのである。

精密度を高める爲に試料に標準となるべき $NaCl$ を附けた。合金の 511 ($Cu K_{\alpha 1}$) の線と、 $NaCl$ の 320 の線とを同一條件にて同時に撮影し、それに依て精密度を 0.0003 Å 以上にした。合金の偏析等に依る誤差を防ぐ爲に試料の同一點を常に撮影する如くにした。然し用ひた試料は 24h, 445°C で焼鈍し、常温鍛造をなし、此の操作を數回繰返して充分均一化はしてある。原料は 99.996% Al と、再蒸溜 Mg である。

Mg を 13.5% 含む合金及び 12% Mg 合金に於て、格子常数は數分間の焼戻しに依り maximum に達し前者は 4.116 Å, 後者は 4.106 Å になる。然し顯微鏡では何等の析出物も見られない。此の maximum の點で 511 線の幅は極めて狭く鮮鋭となる。故に此の maximum の出来る現象を近傍の結晶から Mg をとつて幾つかの結晶が Mg に富んだものになると言ふ説明は適用出来ない。それで著者等は假説として、焼戻しの初期に Mg 原子の移動があり原固溶體格子中の特殊な點に入り込むものとする。かくして所謂析出なる現象に先立て order の状態になるのである。此の配列の生成速度は Mg の増加と共に大となる。かくして 11% Mg 又は 9% Mg の如き Mg が餘り高からざる合金の場合相當長時間格子常数は不變に止まる。然し顯微鏡によつて析出物の存在は明瞭に見られる。(9% Mg 合金にて 7h の焼鈍)。故に此の order の配列に依る格子常数の變化は析出に依て相殺されるもの如くである。所が、析出を遅延せしむる如き元素である Zn を添加すれば格子常數曲線に maximum を見る事が出来る。特に此の maximum が 280°C 以上で焼戻した時には出現せぬ事を注意すべきである。

以上の如く、格子常數曲線の maximum の存在により明らかにせられた order の配列に依て、著者等が既に指摘した所の、固溶體の近温における焼戻しの初期に出現する極めて負性強き電離溶壓を説明する事が出来る。同様にして膨脹計或は電氣傳導曲線中に見出された 280°C に於ける曲線の異常とよく一致する。

最後に、511 線の鮮鋭度の點から言て次の事が言へる。即ち、焼戻しの初期に於ける order の配列に依り線は鮮明となる。然し或時間後、線の最高強度に於て對稱ではないばけの生ずるのを見る。此れは Mg 含量高き方向に線の端部が鮮明であつて、此れに依り格子常數の決定を續行する事が出来た。

焼戻時間が永引けば、ばけは焼戻温度に於て平衡に在る固溶體の Mg 量に對應する限界へ段々と擴がつて行く。此のばけは、固溶體の格子常数が1種ではなく多數の線の集合より成る事に起因するものである。此のばけの幅の測定から化學的不均一度を測定出来る。而して不均一性の maximum は著者等が既に觀察した酸への溶解速度の maximum に對應する。

以上の非對稱のばけは内部歪の増加に依り起るものではない。何故かと言ふに、工業上に使用されて居る所の合金に見出された事實を超純合金に於ても見出して居るからである。即ち、超純 $Al-Mg$ 合金固溶體の分解は著るしい構造的硬化を伴はない。(S.O.)

Al の熔解の潜熱 (Awbery, J. H.: Phil. Mag. Vol. 26, No. 178, 1938) 既に行はれた Al の熔解の潜熱の値は 10 ばかり出て居るが其の間に相當の差があり、 $64 \sim 94 \text{ cal/gr}$ の程度である。然し此等の値は 77 cal/gr と 93 cal/gr の2群に分つ事が出来る。此等測定は全部 calorimetric な方法で行はれたのであるから、calorimetric な方法を繰返へすは無意味であるとし、著者は特殊な装置を考案した。

使用した Al は 99.99% 以上の純度を有し、坩堝は結合剤を含みぬ焼結アルミナ坩堝を用ひた。其の結果は次表の如くである。

金屬溫度	爐の溫度	熔解 M 又は凝固 F	潜熱 cal/gr
5830 _{mv}	5710 _{mv}	M	90.3
5825	5718	F	90.9
5829	5789	M	95.6
5825	5769	F	84.0
5830	5749	M	95.9
5825	5750	F	90.1

平均 91

此の平均値は 93 cal/gr の値とよく一致する。故に純 Al の潜熱は 91 又は 92 cal/gr としてよい。それで既に行はれた實驗の中の第2群に屬する値をとり、其等に等しい weight をつけて Al 溶解潜熱は $92.5 \pm 0.4 \text{ cal/gr}$ とする事が出来る。

第1群の低い値の出てる理由は恐らく不純物に原因するのであらう。その不純物は主として Fe である。(S.O.)

耐壓眞鍮鑄物 (Patch, N. K. B.: Foundry. Vol. 66, No. 12, 1938) 多くの鑄造業者は既に數年前に發達した合金成分のものを用ひて居て、進歩が可能なりや等に就て考へる人は少ない。然し最近工業の發展に伴て、種々の新なる要求が起て来る。

最近の發展の一例として、耐壓鑄物に對する要求の高まつた事で又は、鑄型から出た鑄物表面が出来るだけ優良なる事の要求の多い事が此れである。

更に、機械加工性が今までのものよりも遙かに良好で螺齒切機中に於て面倒を起さぬ合金の發達も餘儀なくされた。それであるから、今日非鐵合金鑄物を製造して居る人は、興味ある時期に在るものと言へる。

水道用器具製造者は水道口に眞鍮を使用し、かくして此の廉價な合金の使用によつて多くの利益を得たものと信じて居た。71% Cu , 2% Sn , 3% Pb , 24% Zn と言ふ合金は比較的廉價であるが、それは必ずしも製品が廉價で、より多くの利益を齎すものとは言へない。近年合金學の發達に依て、僅かばかり高價な合金を鑄造に使用する事によつて、或る部分に於て節約をなし、かくして製産原價を低める事が可能となつた。

従て水道器具製造業者は Pb を含む赤銅を使用し、此れに鍍金をして居る。此れは赤銅と言はれる代りに半赤銅と呼ばれるが、別に

普通の赤銅と異なる所はない。78% Cu , 2% Sn , 10% Pb , 10% Zn なる赤銅が、此の種の目的に使用されるのである。此の成分は單に代表的な一例を擧げたもので實際各所で使用されるものには幾分の差異は存する。

此の赤銅の使用によつて齎された利益の一つは、鑄造工場内の煙害を減少し、かくして工人の爲衛生上に宜しい。

以上の成分に Sn を増加させれば合金は硬化する。 Pb を減らせば硬度の變化は少ないが Zn の増加は合金をより黄色にする。

Pb によつて切削性は左右される。 Sn は高價であるから出来るだけ少なくするを要する。又、 Sn 量は δ 相を生ぜぬ様な範圍内に止めるを要する。合金中に硬成分として析出するのは Cu と Sn とで、此れは軸承合金の場合によく知られて居る。

蒸氣青銅又は弁青銅として知られて居る成分即ち A. S. T. M. 規格 B 30-36 (4) の範圍のものの中で Sn 量は丁度 δ 相を生ずる直下の所に在る。此の合金は Zn と結合する爲に要せられた Cu 以外に猶充分の Cu が殘存して Sn を溶かして居るので固溶合金と呼ばれるものである。 Pb は實質全體に散在する。何故かと言へば Pb は Cu と合金しないからである。此の Pb の故に、本成分合金が中程度或は低い程度の壓力下に於ける漏れに耐へるのである。

所が製造業者に依ては Zn を 2% 位にして Cu を上げるのである。又或所では 4% Zn , 88% Cu が最良なりとして居る。此等のどれも、上述の規格内に在るものである。それで Zn の量は規格内にあれば合金の耐壓性に大差なしとして此の種合金成分は、88~90% Cu , 2~4% Zn , 6½% Sn , 1½% Pb と言へる。

或製造業者は Al 青銅を同じ目的に使用して居る。 Al 青銅は强度高く、比較的高溫でもその強度を減じない點が賞用される。普通の赤銅の代りに Ni 青銅を使用すれば、言ふ迄も無く良好な結果を與へる。此の場合 Ni は粒子を微細化するのである。(S. O.)

高溫に於ける Sn の脆化と不純物との關係に就て (Homer C. E. Plumer, H.: J. Inst. Metals, 1939, 64) Sn は約 $200^\circ C$ に於て脆化し、粉末に迄する事が出来るとは周知の事實である。著者も最近脆化に依る故障を體驗した。其れは Sn を連続的にストリップの形に鑄造し、未だ熱い内に捲胴へ捲つけた。此の時甚だしい割れを生じたが、常溫に於ては此の Sn は正常の可塑性を有するものであつた。比較的爲に 99.99% Sn を同様の條件で試験したが、此れは熔融點までその可塑性が保たれた。此れから、脆化は主として不純物に依るものである事が推測され、事實、脆化した試料の化學分析から此れが特に Pb に富んで居る事を知た。

此の割れと脆化の現象は純 Sn に關してのみならず Sn 基軸承合金の場合に於ても極めて興味あるものである。

加熱に際し Sn が脆化する事は數年前から知られ、その原因は高溫に於て安定な、脆い同素變態生成物に依るものとされて居る。此の $\gamma-Sn$ は斜方晶系に屬し、普通の Sn は正方晶系に屬するとされるが、 $\gamma-Sn$ の存在は確定したのではなく此の點をも著者は研究して居る。

著者は約 $200^\circ C$ に於て屈曲試験をなす装置を考案し 99.99% Sn に對し Pb の影響を詳細に考察し顯微鏡に依り Pb の Sn 中に於ける分布を調査し、次いで Cu , Bi , Cd , Zn , Ag , Sb , As , Fe 等の影響も調べ次いで種々の文獻の調査等から $\gamma-Sn$ は存在せず、 $200^\circ C$ 附近の Sn の脆化は Pb 等の不純物に依るものなる事を證して居る。(S.O.)

$Al-Cu$ 時效性合金の X 線的研究—中間相の構造 (Preston,

G. D.: Phil. Mag. Vol. 26, No. 178, 1938) 此の論文は2部に分れ、第1部に於ては室温及び200°Cに於てCu 4%を含むAl-Cu合金を時効せしめた場合その各時期に於けるX線圖型の變化と合金硬度の變化を關係づけたものである。此の結果はguinierに依り著者とは獨立に見出された事實(鐵と鋼 Vol. 24, No. 8, p. 766に於けるguinierの論文の抄録参照)とよく一致した。第2部に於ては200°Cに於ける長時間の處理により結晶より分離する相の構造を述べて居る。

第1部の實驗のdataを示す爲に著者は合金單結晶の(110)方向が入射X線に平行なLaue寫眞を以て示した。結晶は小さなAl製の支持臺に乗せられX線分光器のゴニオメーターに附けられる。それで、熱處理後試料は直に寫眞撮影が可能である。500°Cに於ける固溶處理後試料は急冷されて寫眞が撮影された。勿論結晶の方向は豫め決定されてある。露出時間は15hである。同様な寫眞が4h, 24h, 6日後にも撮られた。其の寫眞は掲載されて居る。此れには普通のLaue斑點の他にguinierの指摘した圖型が中心附近に見られる。此の圖型は急冷後直に撮影されたものに存在するが強度も小で幅も廣い。此れは固溶體に特有のものか又は露出中に現はれるものか決定する必要がある。常温にて4h後、guinier圖型は強く且つ鋭くなつて24h後には充分の強度になつて居るのは寫眞によく見られる。15日間の放置では、guinier圖型に大した變化は起らない。

常温に於ける硬度の變化を多結晶合金に就て調べた。それに依ると4日後Brinell硬度90に達してそれより後は硬度は不變である。此の場合最初の1日は硬度増加が急激で此れから増加は段々と緩徐になるのである。此れより知られる事は硬度増加に伴ひguinier圖型が段々と強度を増し、その幅も狭まつて鮮明になるのである。

常温で充分時効させた合金を200°Cで處理すれば數分間の處理により硬度は焼入直後の値となる。更に加熱すれば最初の2hでは硬度は急激に上昇して5hではmaximumの97近くの値を示し、次いで徐々に減少する。此の200°Cの處理でLaue寫眞には大なる變化の起るのを見る。その有様は次の如くである。

- (i) 200°C, 10min—常温にて生じた硬度は全然失はれ、guinier圖型は消失。
- (ii) 200°C, 20min—硬度増加、guinier圖型再出現。
- (iii) 200°C, 30, 45, 105min—硬度増加、guinier圖型が段々と強まる。
- (iv) 200°C, 3h.—硬度はmaximumに近づきguinier圖型中

に明瞭ならざる斑點出現。

かくの如き變化を著者は漸次追及して居る。著者が既に發表した論文中に於て、結晶中にはAlの(100)に平行なCu微小塊が析出して居る事を指摘したが其の大きさ等が問題になる。その推定を著者は次の如く行て居る。即ち、X線廻折斑點のぼけは結晶の大きさが $10^{-4}cm$ 程度になつた時に認められるとは一般に是認せられて居る事實である。200°Cに於て19日間の焼鈍により生じた状態に於てLaue斑點の鮮明度は充分でないから、此の場合に生じた微小塊は $10^{-4}cm$ 程度のものである。同様の處理を行たAlのLaue斑點の鮮明さと比較して、此の新らしい斑點のぼけは廻折粒子の微小に依るもので結晶内に存在する至によるものではないと考へて宜しい。

更にguinier圖型を生ずる部分の精密な厚みの測定も別の方法により可能である。然しCuに富んだ部分の面積は推定が困難である。然し大體、常温に於ける數時間の時効によつて生じたものは10原子距離の程度であり、200°Cに處理した場合 10^3 原子距離程度である。

常温に於て生じたguinier圖型が200°Cに於ける數分間の處理により消失し、後に再び出現する現象は、常温に於て生じたCu微小塊が加熱に依り一度溶解し、それが再び析出するのだと説明して居る。

第2部に於て著者は次の如くに述べてゐる。200°Cで19日間時効させた後に結晶中に現はれる相の構造を研究したが、此の處理によつて得たX線寫眞が充分の鮮明さを示して居るのでこれを基礎とした。wasserman等は此等合金中に中間相の存在を指摘し、此れは正方晶系に屬し $a=8.1\text{\AA}$, $c=11.4\text{\AA}$ なりとして居る。著者の研究はこれとは異なるものを得たが、然しwassermanの指摘したのも或る時期には存在すると見て居る。

寫眞の解析は極めて複雑である。試料は廻轉結晶法で檢し、其の廻轉軸はAl結晶の(001), (011), (111)に平行にして居る。著者はその結果を詳細に述べ、結論として次の如く述べて居る。

新相の構造は弗化カルシウム型で正方晶系に屬する如くに見え、 $a=5.71\text{\AA}$, $c=1.015\text{\AA}$ 、單位胞中には4個のCu原子、8個のAl原子を含む。即ち $CuAl_2$ 4個を有する。此の構造は一般に得られて居る $CuAl_2$ と異なる。此れが準安定中間相と見るか又は低温に於ける $CuAl_2$ の安定な構造と考へるかは明瞭でない。新相はAl結晶と緊密に結合し、Alの(100)面は新相の(001)面と接觸して居る。此の3個のものが各々Al結晶面上に存在して居る。Laue寫眞の解析から、結晶廻轉法によつて得られた結果が確められた。

(S. O.)