

## 抄

## 録

## —製 鉄—

鉄の存在下における 570°C 以下のピュスタイト分解  
(W. A. Fischer, A. Hoffmann & R. Shimada:  
Arch. Eisenh., 27 (1956) 8, S. 521~529)

酸素を含む溶鉄のピュスタイト生成については多くの研究があるが、570°C 以下のピュスタイト共析分解に関してはレポートが少ない。ピュスタイト・インクルージョンの抽出が困難であるから、鉄の凝固に伴う一次品金属鉄を多少含むピュスタイトについて研究を行った。

はじめに、これまでの文献を要約して述べ、実験方法として次のような5法を採用した。まず試料は、 $Fe_2O_3$  をアルゴン気流中でアームコ鉄ルツボ中に溶かし、1400~1450°C に保つてから銅モールドに鑄込んだ。ピュスタイトの鉄含有量は 76.70~76.80% で、他に一次金属鉄 1.2%、その他微量の C, Si, Mn, P, S, Cu を含む。10φ×30mm のサイズでステンレス鋼を標準試料として示差熱分析を行うこと、5φ×~30mm のサイズでディラトメータに掛けること、5φ×~30mm の試料の比電気抵抗を測定すること、0.06mm 以下の粉体について  $Co\ k_{\alpha_1, \alpha_2}$  でX線廻折写真をとること、さらに小片をダイヤモンド・ペースト研磨後 0.5% HCl アルコール液でエッチして顕微鏡組織(電子顕微鏡も併用している)を調べることなどの諸法によつている。なお試料の加熱は石英管かシリマナイト管中で行い、排気後アルゴンをおき換えて酸化防止を計つている。

これらの結果をまとめると次のようになる。示差熱分析では 290°C で発熱し、ピュスタイト分解の開始を示し、590°C の吸熱はその回復に相当する。ディラトメータでは 310°C で収縮した後膨脹をついけ、570°C で再び収縮する。なおこれを冷却すると、570°C でわずかに膨脹するだけである。比電気抵抗を測ると、前2法より約80~100°C 低い 200°C 位のところで抵抗増加が認められるが、ピュスタイト回復点には大差がない。また各温度に 2~5 日間保持してみると、250, 320, 350 および 420°C では最初抵抗が増すが次第に減少する。これに反し 475, 550°C では抵抗が一方向的に減つてゆく。X線解析の結果、180~450°C ではまずマグネタイトが生成され、ピュスタイトの格子常数は最高 4.327Å まで増し、ついで鉄が析出するが格子常数に変わりはない。500°C 直下ではマグネタイトと鉄が同時に析出し、未分解ピュスタイトの格子常数はもとのまゝである。500°C 以上では逆にはじめに鉄が析出し、ピュスタイトの格子常数は 4.299Å まで減つて、マグネタイトの析出がおくってくる。顕微鏡的にもこれを確かめることができるが、温度と保持時間の影響を受ける。

これらの現象はピュスタイトの不完全格子理論から解釈することができ、見掛上  $4FeO \rightleftharpoons Fe_3O_4 + \alpha-Fe$  とかくのは誤りであつて、 $4Fe_{1-X}O \rightleftharpoons Fe_3O_4 + (1-4Y)\alpha-Fe$  において  $X > Y$ ,  $X = Y$ ,  $Y > X$  のおのおのが、マグネタイトの先行析出、マグネタイトと鉄の同時析出

およびマグネタイト析出の遅滞というように考えることができる。(松下幸雄)

$CaC_2$  による溶鉄の脱硫 (E. J. Whittenberger, A. J. Deacon, L. C. Hymes: Blast Furnace. Steel Plant 44 (1956) No. 6. 644~647, No. 7 747~754)

$CaC_2$  の脱硫力については既によく知られているところであるが、近年に至り溶鉄の温度で Solid の状態にある軽い微粉体—例えばこゝで用いられる  $CaC_2$  とか  $CaO$  といったようなもの—を liquid metal 中に充分効果的に反応させるような方法が考案された。この一つの例は  $CaC_2$  を  $N_2$  気流で浮遊させ溶鉄に吹込む方法で工業的に極めて効果あることが確かめられている。(かような方法を “fluidized injection method” と呼んでいる。) 本法は U. S. Steel Co. の South Works で大規模に実験が行われた。

実験に用いられた装置は portable fluidizer で多数の細孔をもつ銅製の板の上に  $CaC_2$  の微粉を乗せ下から加圧  $N_2$  を送り gas-solid を浮遊状にして黒鉛製の管を通して溶鉄中に吹込む。 $N_2$  は 99.9% 150 psi を用いた。小規模な予備実験の後、酸性 30 t ladle で 25 t の溶鉄を、さらに 75 t B. F. ladle で 65 t を 82 鍋について  $CaC_2$  t 当り 4~8 lbs, 20~50 lbs/mn の割合で吹込み処理し概ねつぎの如き成果を得た。

脱硫は  $CaC_2 + S = CaS + 2C$  によるものと考え、その chemical efficiency (80%  $CaC_2$  を用い efficiency 100% では 2.5 lbs  $CaC_2$  が 1 lb S を除く) は initial S の高い程、温度の高い程よくなるが本実験範囲では最高 20% を示す。ことに湯の温度は脱硫効率におよぼす影響が大きく、2500°F 以上が望ましく高炉から出た直後が最も適当であろう。例えば始めの S 0.040~0.050% のものにつき高炉出鉄直後の高温 (2600°F) の湯を処理する場合に比べ、平炉工場へ運搬された比較的低温の湯 (2400°F) を取扱うときは約 2 倍の  $CaC_2$  を要する。

吹込み速度は本実験範囲内では efficiency にほとんど影響はない。また吹込深さは浅過ぎると効果は薄く大体湯面から 1/2~3/4 の深さが適当で 65 t 鍋 (深さ 80") で 40~60" の深さになる。

脱硫処理後、反応生成物を取除くことなく 48 h も保持したが S の戻りはほとんど見られなかつた。ただこれらのスラッグが鍋や混鉄炉のライニングの寿命に害があるかどうかはまだ資料がない。ただし酸性ベセマーによつて製鋼する場合は脱硫処理後生成スラッグを注意深く除かなければならない。

本法の如き  $N_2$  ガスを吹込むことにより N の吸収が懸念されるかも知れないが数回の実験によれば  $N$  0.003~0.004% で吹込前後に殆んど差異を認めず問題にならない。また吹込みによる湯の温度降下も 20~30°F でこれも問題になる程ではない。(井上道雄)

鑄物鉄の燐の除去について (R. I. Higgins: Iron & Steel, Aug. 1956, Vol. 29, No. 9, 373~378)

元来、英国の鑄物工業は高燐鉄を慣用しているため、国内鉱石による鑄物鉄の 1/3 は 1% 以上の燐を含有しているようである。従つて自動車用鑄物、マリヤブル、新ノヂュラー等の鑄物に使用されている低燐鉄は輸入鉱石に依存している現状である。もし国内資源で低燐鉄の供給が可能ならば各種の軍需製品や多くの技術的諸問題が解決出来るわけである。

この論文は低燐鉄の製造に国内鉱石が使用可能なるや否やの基礎的物理的考案を概説せるものである。

先ず燐は鉱石から銑鉄中に入る関係上、銑鉄の燐含有を減少させるには Fe/p 比の増大をはかることで、L. Reeve 氏は還元気 (700~740°C) 中で鉱石を焙焼、磁気選鉱により Fe/p を 58 から 91 に増大せる事を示している。他の方法によつても 1.7% P の銑鉄を生ずる鉱石を磁気選鉱すれば 1.1% P の銑鉄を生ずる鉱石とすることが可能である。また、瑞典で行われている方法であるが鉱石の化学的処理、すなわち、燐酸カルシウム塩として鉱石中に存在する燐を稀塩酸で洗滌する方法によつて 0.06%~0.01%迄に燐を減少することが出来る。

つぎに熔鉱炉内の脱燐として F. D. Richardson と J. H. F. Jeffes は炉内ガス中で還元遊離された燐が温度降下と共に、CO, C の存在においてもなお再酸化されて燐酸カルシウムに固化するので、この再酸化帯の堆積物を除去する事が燐を減少させる方法として示唆している。これはなお研究を要する事であるが、装入物を充分高温に保つことがその一歩である。しかしまだ最低温度への対策はない。また、スラグ/メタルの反応が燐を還元する可能性はあるが、Richardson と Jeffes の研究結果は、スラグ中の燐酸カルシウムの平衡濃度が僅かに 0.1% であるので大して期待も出来ないことになる。C. Goodeve と J. Pearson は脱燐の条件として塩基性スラグの充分な流動性と 1,250°C の温度を示唆しているが熱力学的には正しくとも、実際問題としてこの温度でのスラグの流動性はかなり困難と思われる。

次に直接熔鉱炉メタルの脱燐法が種々示唆されているが、その一つとして溶鉄中の C 量を高く保つことが C の酸化前に燐の酸化を完遂する方法として挙げられている。B. Yaneske による取鍋処理 (Perrin 法) は塩基性スラグを含む取鍋中へ約 21ft の高さからベッセマー鉄を注ぐことで、これによつてスラグに与えるメタルの衝撃で充分な混合が行われ、0.28% の燐が 0.035% になると言うことである。E. Morgan は溶融スラグ (成分は石灰:ミルスケール:螢石=10:50:2) へ溶鉄の注入効果を研究し、G. M. Yocom は取鍋中へ冷粉末スラグを供給してベッセマー鉄の燐を 0.2% から約 0.075% に減少させた (スラグ 75lb/メタル t) がこれはスラグが冷材でメタルが高温であることに効果があるようである。最近、英国で輸入された高速度回転混合転炉では英国の鉱石から 2% C 0.4% P の銑鉄が精錬出来るとのことである。

キューポラーでの脱燐は Richardson と Jeffes の理論からスラグ中へ燐を酸化するために遊離酸素を利用することが考えられるがキューポラー内での溶融メタルとスラグとの接触時間は非常に短いのでその脱燐は大して期

待することはできない。

最後に、スチールスクラップが安価な所では、それを塩基性キューポラーで溶解し、Si, Mn を適当に含有せる低燐鉄を造ることは最も簡単であるが、この点ではなお実験的段階にある。

結論として上述の脱燐方法はいずれも示唆の範囲を越えないが、他の重要な元素の一部または全部を除くことなしに脱燐を行う簡単な方法はない。この事は脱燐を複雑にしているが決して不可能なことでない。将来の研究は平和の条件下で経済的考慮を払うことによつて大きな役割を演ずることになるであろう。(谷 昌博)

## — 製 鋼 —

酸素・水蒸気法による溶鉄の精錬 (H. Kosmider, A. Weyel: Blast Furnace. & Steel Plant 44 (1956) p. 483~492, 502)

独の Klockner 工場 (Haspe AG) で塩基性転炉に酸素・水蒸気を用いて大規模な実験が行われた。実験の主目的は低 P, 低 N 鋼を得んとするものである。

実験は 26 t 炉 (20 t 装入) で普通の平炉鉄を最初から酸素・水蒸気の混合 (1:1) で羽口を通し底から吹く。反応は割合静かで酸素上吹法に見られる激しい褐色の fume は見られない。吹精時間は僅か 6.70~8.80 分で螢石を用いることにより一層容易に脱 P が可能で 0.020% 以下にすることが確実となつた。吹精時酸素の割合を 50% 以上にすることは炉底の寿命を短くするからよくない。本法により吹精するときの排ガスは主に CO と H<sub>2</sub> で、始めは CO が殆ど主であるが終りに近づくにつれ H<sub>2</sub> がふえ大部分を占めるに至る。このガスは発熱量 280 BTU/Cu.ft で大体銑鉄 t 当り約 5000 Cu.ft が出る。これを転炉の上部で酸素を送り燃焼させるとその熱量により直接スクラップを溶かすことが出来る。かくして全部で約 20% のスクラップを処理出来ることになる。

本報は吹精時間が短いのが特徴で 45 t 炉でも 9~10 分を要するのみで LD 法に比較すれば半分以下で 1 サイクル LD 法 45 分に対し 27.5 分にすぎぬ。転炉寿命 450 回、炉底の寿命 50 回として LD 法と比較するとつぎの表に示す通り年間生産量にすると LD 法の 1.4 倍になる。

	酸素・水蒸気法		LD 法
	22 t	45 t	45 t
1 回送風時間 (mn)	8	10	22
1 回全操業時間 (mn)	23.5	27.5	45.0
転炉寿命 (吹精回数)	450	450	250
年間操業時間 (h)	8,000	8,000	8,000
単位時間当り生産量 (t)	32.0	56.7	40.5
年間生産量 (t)	458,000	453,000	323,000

この方法により作られた鋼は P, S, N はいずれも低く普通の平炉鋼に少しも劣らない。のみならず C: 0.03~0.04% の低炭素鋼が容易に得られる点は平炉に優る。機械的性質も同じ化学成分の平炉鋼に比し事実上同等である。normalized condition で抗張力はやゝ低い降伏点は高く衝撃値は良好で、LD 鋼と比べると抗張力、降伏点、伸に差はなく衝撃値は優れている。(井上道雄)

## — 鑄 造 —

鋼塊組織におよぼす温度と注入速度の影響 (Iron & Steel, vol 29, No. 6, 6 June 1956, pp. 239~243)

溶鋼温度の測定方法が最近著しく進歩したので、英国鉄鋼研究会の鋼塊委員会は温度がその主たる因子である鋼塊の組織と偏析についての研究部会を設立した。

この部会が提案し実行した研究では、同じ溶解の湯 (Ni-Cr 肌焼鋼) を異つた温度で注入し、注入速度はノズルの径を以て調節し、つぎの4段階を処理条件とする4つの試験鋼塊を造つたのである。A, 低温緩徐注入; B, 低温迅速注入; C, 高温緩徐注入, D, 高温迅速注入;

鋼塊A, Bの注入温度は 1,535~1,538°C, 注入所要時間はそれぞれ 70s, 30s でそのノズルの径はそれぞれ 1 in, 1<sup>1</sup>/<sub>2</sub> in であつた。また、鋼塊C, Dの注入温度は 1,572~1,578°C, 注入所要時間はそれぞれ 69s, 30s で使用せるノズルの径は同じく 1in, 1<sup>1</sup>/<sub>2</sub> であつた。しかして鋼塊重量はいずれも 19<sup>1</sup>/<sub>2</sub> cwt (約 1t) であつた。

これらの鋼塊表面状況は、A鋼塊にあつては亀裂はないがスラグの多い表面、B, C鋼塊にあつては普通工場製品の代表的表面のもので、D鋼塊は亀裂の多い表面という状態であつた。

つぎに鋼塊の中心線を通つた縦断面のサルファプリントとマクロエッチを行つた。サルファプリントではいずれの鋼塊も異常な硫黄の分布なく、小さな点偏析はどれにも見られ鋼塊表面から約 1in の深さの所に不規則に配置されてあるが4つの鋼塊に著しい相異は見られなかつた。また、マクロ腐蝕 (10% 冷過硫酸アンモニヤ水) による4鋼塊の組織はいずれも3つの柱状結晶帯に大別され相似の組織を示した。

さらに、A, D鋼塊より頂部から2片、底部から2片真中から2片と厚さ 1in の横断試片を採り、いずれも 925°C でノルマライズを施し、各種の蝕剤で腐蝕し、後中心線を通つて破壊してその破面を検べた所、いずれもその採取位置および腐蝕剤の種類によつて特徴ある組織を示した。この腐蝕試験より高温迅速注入の鋼塊は低温緩徐注入の鋼塊より柱状デンドライトが長いことがわかつた。

結論としていえることは、40°C の注入温度の差が示す唯一の著しい組織上の相異といへば柱状デンドライトの長さに少し現われただけである。また、鋼塊表面は高温迅速注入のものは亀裂が多く、低温緩徐注入のものにはスラグが多いことであつた。一つの興味あることは、硫酸アンモニヤ腐蝕で示された組織がδ鉄 (0.1~0.5% C) の包晶変態の結果を示唆していることで、包晶変化の起ることとこれから由来する組織については目下この部会でも研究中とのことである。(谷 昌博)

化学工業用鑄物製造の際の砂管理 (Edwin Bremer; Foundry, 84 (1956) Sept. p. 129~133)

この論文は Duriron Co. Inc. における化学工業用高珪素鑄鉄および高合金鑄鋼製造の際の砂管理について記したものである。

造型: 造型は手または機械で行われる。小物の鑄型は

圧縮型の造型機で作られるが、大物の鑄型は手で作られる。下型と上型にそれぞれ砂込めをしたならば、まず上型の砂搗きをし、反転して模型を抜きベルトコンベア上におく。その間に下型も砂搗き、型抜きをしてベルトコンベア上におく。つぎに上型と下型を組合せ締めつけてベルトコンベアから下し鑄込む。冷却後の鑄型は振動によつて砂を落し枠をはずす。

古砂の処理: 型抜きからの砂は地下ベルトで屋外へ運ばれ、隣接した建物内の回転篩上に放出され、そこで不純物を除去し conveyor belt, bucket elevator, conveyor belt, sand cooling bin, screw conveyor, bucket elevator, conveyor belt を経て貯蔵庫内へ貯えられ、必要に応じて混砂機へ送られる。(本論文では図によつて説明してある。)

砂の調整: 砂は高温の溶湯の流れによる飛ばされや洗われに耐えられるだけの十分な強度を溶湯が凝固し始めるまで保持し、その後鑄物が自由に収縮できるように壊れるかあるいは硬さが減少しなければならない。そこでこの会社では古砂の性質を一様にするために水分、殻類およびペントナイトの含有量を自動的に調整しているが、1500lb の砂に添加する標準量はペントナイト 30oz 殻類 12oz, 水 3<sup>3</sup>/<sub>4</sub> gal および油類 1 qt である。

(平野見明)

## — 加 工 —

鋼塊熱管理 (II) (M. D. Ashton, R. F. Perkins & L. H. W. Savage: Iron & Steel, Vol. 29, No. 6 6 June 1956, pp. 232~235)

この論文はつぎの目的を以て掲げられた。即ち①ソーキングピットの燃料消費とその利用度を改良し、8t および 15t 鋼塊について実際作業で得た結果を検討するため、② 15t 鋼塊と 8t 鋼塊の結果を比較検討し各種重量の鋼塊についてどの程度の外挿および内挿が得られるかを見るため、である。

Savage と Fowler, Sarjant と Slack 等の研究により、鋼塊が長い軌道時間を持つことはそれだけ長いソーキングピットの加熱を必要とし、圧延製品の品質にも影響をおよぼすのであるが、軌道時間の改良企画はピット中の加熱時間を短縮し、ピット利用度を著しく増大するものであることがわかつた。

つぎに、経験的方法から鋼塊がその中央高さ断面から約 3 therms/ton の熱量を失つた時、総ての鋼塊が型抜出来るものと仮定すれば、モールドの前回型抜と注入開始間の時間から、注入開始と型抜開始間の時間を推定出来るわけで、3t および 15t 鋼塊について型抜迄の最低推定時間を図に示すことが出来る。他の鋼塊重量のものについてもこの図に内挿出来る。(図は省略)

鋼の凝固速度はモールドの最初の温度が増加すると共に減少するもので、各工場での注入から型抜への時間は経験的にその工場で最高加熱されたモールドの安全時間に基礎を置いている。

また、鋼塊の加熱時間の限定は粗圧延製品(中心が未凝固の鋼塊圧延による)の防止にも役立つソーキングピットの燃料消費量を規定し、その利用度を高めることになる。

15 t および 8 t 鋼塊についての試験結果を総括すると先ず鋼の熱損失  $H_s$  は注入の開始からの時間  $t$  と最初のモールドの温度  $\theta$  の函数であることからつぎの如く示される。

$$\frac{H_s}{\sqrt{t}} = 9.37 \left( 1 - 0.96 \frac{\theta}{1000} \right) \text{Cal./g. [15t 鋼塊]}$$

$$\frac{H_s}{\sqrt{t}} = 11.1 \left( 1 - 0.75 \frac{\theta}{1000} \right) \text{Cal./g. [8 t 鋼塊]}$$

また、鋼塊の冷却速度は、鋼塊寸法が増加すれば、表面積の容積に対する比が減少するために低下することが期待されるものである。そして最初のモールド温度が増せば鋼の熱損失の割合は減少し、その効果の大きさは鋼塊寸法により増大するものである。

つぎに鋼塊が  $t$  時間に凝固する平均厚さを  $S$  とすれば

$$S = K \left[ 1 - a \left( \frac{\theta}{100} \right) \right] \sqrt{t} \text{ cm となる。}$$

ここに 15 t 鋼塊の時  $K = 3.3$ ,  $a = 1.0$

8 t 鋼塊の時  $K = 2.95$ ,  $a = 0.54$

(谷 昌博)

## 一 性 質

### 低合金鋼中の炭化物の組成に関する二、三の実験

(J. E. Bowers: J. Iron Steel Inst., 183 (1956)

July, p. 268

6 種類の低合金鋼について等温変態の温度による生成炭化物の化学組成の変化を研究し、また特に 3% Cr を含む 2 種の鋼については焼戻に伴う炭化物の挙動も併せ報告している。先ず膨脹計を主とし、硬さ、組織検査を補助として各鋼の恒温変態図を決定し、それにもとづいて各鋼の 300~700°C の各温度で恒温変態を完了させた試片から、5% HCl を用いて炭化物を電解抽出し、化学分析および X 線によつてその炭化物残渣中の各種金属元素の相対的割合を求めた。(炭化物の量の変化については触れていない)。

**Bainite 段階**—本研究に用いた鋼ではいずれも鉄の炭化物のみを生じ、特別な合金炭化物は生成せず、Cr, Mo, Mn などの合金元素は鉄炭化物中にもごく僅かしか含まれないが、変態温度の上るにつれて炭化物中のこれらの元素の濃度は若干増加する。

**Pearlite 段階**—合金元素含量のごく少ない鋼ではやはり鉄の炭化物のみを生じ、変態温度の高くなるにつれて合金元素の濃度を増す。2.4% Mo または 3% Cr を含む鋼ではそれぞれ  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  を生じ、炭化物の合金元素濃度は変態温度に関せずほぼ一定値を示すが、用いた 2 種の 3% Cr 鋼ではその一定値は平衡組成より小さい。

**焼戻**—0.2% C 及び 0.5% C の Cr 鋼 (Cr: 3%) のみについて実験し、炭化物中の Cr 濃度は焼戻の進むにつれて平衡組成にまで増加し、その速度は焼戻温度の高い程早い。400°C のような低い温度でもこの Cr の拡散は僅かながら認められる。炭化物中の Cr 量が 19~20% に達するまでは炭化物は  $\text{Fe}_3\text{C}$  のみであるが、鋼の Cr 含量が多ければ、さらに焼戻の進むにつれて  $\text{Fe}_3\text{C}$  は次第に減少して代りに  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  が生成し始める。この  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  の最小 Cr 量は 28% である。 $\text{Fe}_3\text{C}$  から  $\text{Cr}_7\text{C}_3$

への変化の機構について若干考察しているが、なお明らかでないとして述べている。

3% Cr 鋼の Pearlite 変態で生じた炭化物の Cr 含量は同じ温度に焼戻して得られる炭化物の Cr 量より少いことから炭化物粒子の大きさおよび分布が炭化物への Cr の拡散速度を支配する重要な因子であることは明らかだと述べている。(田中良平)

**“Bainitic Retained Austenite”** (J. A. Cameron, J. Iron and Steel Inst., 183 (1956), 260)

En40C 鋼 (0.41% C, 0.63% Mn, 0.24% Ni, 3.43% Cr, 0.97% Mo, 0.2% V) は水または油に焼入れると完全にマルテンサイトに変態してしまいが、500°C 以下を徐冷 (例えば 5°C/h) してベイナイト変態を起させると、常温で約 25% のオーステナイトを残留するようになる。著者はこれを “bainitic retained austenite” と名付け、その焼戻時の挙動を膨脹計、硬さ測定、X 線解析、組織検査、および炭化物の電解分離などによつて調べた。この残留オーステナイトはいちじりしく高炭素であつて、ベイナイト変態の進行するにつれて後に残るオーステナイトは最初の C 量 0.41% から約 1.2% C にまで濃化されることが格子常数の測定結果から推論される。すなわちベイナイト変態では低 C のフェライトの生成に伴つて C は次第に周囲のオーステナイト中に濃縮されてオーステナイトの安定度を高め、そしてこのオーステナイトの一部は遂には常温まで未変態のまま残留する。

このような高炭素の bainitic retained austenite は適当な焼戻処理によつて炭化物を析出して不安定となり、高速度鋼などにおけると同様に、いわゆる ‘conditioning’ によつて焼戻温度よりの冷却中にマルテンサイトに変態することが膨脹測定、炭化物の電解分離などによつて確認された。この焼戻後の冷却中の変態開始温度はそのときのオーステナイト中の C 濃度の函数でありその C 濃度はまた、先のベイナイト変態の進行程度並びに焼戻の温度および時間によつて支配される。例えばベイナイト変態範囲を 5°C/h で徐冷して常温で 25% のオーステナイトを残留する鋼を 555°C に 1/4 h 焼戻して空冷するとマルテンサイト変態は 185°C から始まるが、460°C では 70 h の焼戻で 155°C より始まる。そして焼戻温度の高い程、また保持時間の長い程、すなわち炭化物の析出が進む程、この冷却変態の開始温度は高くなるが、635°C では 40mn 以上保持すると残留オーステナイトは等温的に変態を開始する。

bainitic retained austenite を含む鋼は比例限がかなり低い。conditioning によつてこのオーステナイトをマルテン化せしめると抗張力、比例限などいずれも増加する。

他の数種の B.S. En 鋼でも 500°C 以下を 5°C/h で徐冷すると、bainitic retained austenite を生じ、実験した鋼種の中では En30B (0.29% C, 4.13% Ni, 1.28% Cr, 0.32% Mo) が最も顕著で約 15% のオーステナイトを残留する。(田中良平)

### 18/8 鋼のマルテンサイトの生成とその焼戻

(P. Bastien, J. M. B. Dedieu: J. Iron & Steel Inst., 183 (1956), 254)

18/8 鋼はごく低い温度まで冷却すればマルテンサイト的に $\alpha$ 相に変態することもあるがその程度は甚だしい。例えば C, 0.044%; Ni, 7.99%; Cr, 18.8% の鋼では約  $-40^{\circ}\text{C}$  に Ms 点を示し、液体窒素の温度で $\alpha$ 相はまだ 15% 足らず、液体水素の温度まで冷却しても $\alpha$ 相はそれ以上に増加しない。一方、塑性変形を与えると  $200\sim-200^{\circ}\text{C}$  の範囲でほとんどすべての 18/8 鋼はその組成に応じてかなりの程度 $\alpha$ 相に変態する。上記組成の鋼でも  $-50^{\circ}\text{C}$ 、50% の圧縮加工によつてほとんど完全に $\alpha$ 相に変態する。Ni 含量の多い程オーステナイトは安定となり変態量—加工温度の曲線は低温度側へ寄る。18/8 鋼の塑性変形に伴う温度増加は Ni を含まぬ 18% Cr フェライト鋼に比して非常に顕著であるが、加工によつて $\alpha$ 相を生ずる場合も、全く変態を起さない $\gamma$ 相のままの加工硬化曲線とほぼ類似の傾向を示し、ただ加工に伴つて $\alpha$ 相を生じた場合の方が少しく硬度は高い。

塑性加工によつて $\alpha$ 相に変態した 18/8 鋼を加熱すると  $500^{\circ}\text{C}$  まで磁性は僅かに増加するが、これは残留応力の解消するにつれて導磁率を増すためと考えられる。その際硬度はほとんど変化しないが、 $\alpha$ 相への変態量が少い場合にはかえつて  $500^{\circ}\text{C}$  までにかなり硬度を増し、その硬度増加は加工条件、組成、加熱温度などに依存する。

$\alpha\rightarrow\gamma$ 変態は  $550^{\circ}\text{C}$  附近より始まり  $650^{\circ}\text{C}$  まで急速に進むがこの温度を超えると緩慢になり  $750^{\circ}\text{C}$  までに終る。示差膨脹測定では応力の除去、 $\alpha\rightarrow\gamma$ 変態に原因すると思われる幾つかの異常点が認められたが、特に  $500\sim 580^{\circ}\text{C}$  に異常膨脹が見出だされ、この変化は加熱速度に関係なくかなり急速に起る。また 40~50% の塑性加工試片に最も著しく現われる。X線解析によると、 $580^{\circ}\text{C}$  で焼戻した試片には  $d=2.35\text{ \AA}$ 、 $2.24\text{ \AA}$ 、および  $1.88\text{ \AA}$  に相当して強い廻折線が得られ、新しい相の生成を示している、顕微鏡的には炭化物らしい小さな球状析出物以外に特別な相は認められなかつた。著者は、ごく狭い温度範囲に限つてこの相が現われることから、恐らく状態図上、18/8 鋼の近傍の組成範囲に存在する相であつて、18/8 鋼の組成はその存在範囲の境界附近にあるため、18/8 鋼では予め塑性加工した後再加熱した時のみ現われるのであろうと述べている。(田中良平)

**0.12% 炭素鋼のエンタルピー** (J. R. Pattison & T. H. Lonsdale: J. Iron & Steel Inst. 183 (1956) 7, p. 284~286)

著者等は 0.12% C, 0.44% Mn 鋼のエンタルピーの値を  $1000\sim 1630^{\circ}\text{C}$  の温度で水熱量計によつて測定し、その値よりこの鋼の $\gamma\rightarrow\delta+\gamma$ 変態温度 ( $1467^{\circ}\text{C}$ )、包晶温度 ( $1481^{\circ}\text{C}$ ) および液相線温度 ( $1509^{\circ}\text{C}$ ) における変態熱を求め、さらに平均比熱を求めている。すなわち $\gamma$ 相の平均比熱は純鉄の 0.161 に対して 0.157 であり、液相では純鉄の 0.144 に対して 0.146 であつた。なおこれらの温度は熱分析によつて求めたものであり、実験に使用したルツボはアルミナルツボである。

エンタルピーの測定は種々の温度で合計25回行つた。それらの実験結果より求めたエンタルピーの階段線はつぎの方程式で示される。

$100\sim 1467^{\circ}\text{C}$ ,  $\gamma$ 相

$$H_0^T = 1.47 + 156.70 \left( \frac{T}{1000} \right) \quad \sigma = 0.44$$

$1467\sim 1481^{\circ}\text{C}$ ,  $\delta+\gamma$ 相

$$H_0^T = -2.19 + 163.20 \left( \frac{T}{1000} \right) \quad \sigma = 0.19$$

$1481\sim 1509^{\circ}\text{C}$ ,  $\delta$ 相 (液相と固相共存)

$$H_0^T = 23.42 + 154.71 \left( \frac{T}{1000} \right) \quad \sigma = 0.02$$

$1509\sim 1650^{\circ}\text{C}$ ,  $\delta$ 相 (液相)

$$H_0^T = 90.02 + 145.57 \left( \frac{T}{1000} \right) \quad \sigma = 0.32$$

ただし、 $H_0^T$  は温度 T におけるエンタルピーで、 $\sigma$  は標準偏差である。

0.12% 炭素鋼のエンタルピーの値と純鉄のエンタルピーの値とを比較すると、 $1400^{\circ}\text{C}$  以下ではその差は 1% 以内であつて、両方のエンタルピーの値が非常に異なるのは同素変態が起る  $1400\sim 1533^{\circ}\text{C}$  の範囲内に限られている。そして  $1533^{\circ}\text{C}$  以上では再びその差は 1% 以内になる。

純鉄における $\gamma$ 相から液相への変態は  $3.7\text{ cal/g}$  と  $65.5\text{ cal/g}$  なる変態熱を含む二段階で起り、0.12%炭素鋼の変態は  $5.9\text{ cal/g}$ 、 $13.1\text{ cal/g}$  および  $52.8\text{ cal/g}$  なる変態熱を含む三段階で起る。従つて変態熱の総和はそれぞれ  $69.2\text{ cal/g}$  および  $71.8\text{ cal/g}$  であつて、0.12%炭素鋼の変態熱の方が  $2.6\text{ cal/g}$  だけ多いことがわかる。(平野見明)

**焼入硬化した鋼の表面に及ぼす表面研磨と熱処理の影響について** (Karl E. Beu & Donald P. Koistinen: Trans A. S. M. Vol 48, 1956, p. 213~233)

焼入硬化した鋼の表面におよぼす表面研磨と熱処理の影響を残留オーステナイト量と残留応力の面より研究して、本稿に報告している。

残留オーステナイト量と残留応力の測定は X線廻折法の技術によつて行われた。普通の金相学的検査に用いる表面研磨をすると仕上研磨表面あるいは腐蝕表面よりある程度の深さまでの所では残留オーステナイト量にかなりの変化を生ずる。そして表面をかなり圧縮応力にする。つぎにエメリー・ベルトでもつて表面研磨した場合加工速度が早いと表面の残留オーステナイトは増加し、加工速度が遅いと残留オーステナイトは減少する。このいずれの加工速度の場合も大きな圧縮応力が残る。上記加工した後に電解腐蝕で表面層を  $0.005''$  だけ除くと圧縮応力はほとんどなくなる。表面下の深さに対する脱炭は残留オーステナイト量、オーステナイトとマルテンサイトの格子常数および炭素量を調べることにより明らかとなる。例えば SAE 1095 鋼を  $1600^{\circ}\text{F}$  で 2h 加熱したとき表面からの深さと炭素量の関係を示せば、表面近くでは  $C=0.67\%$  で、表面下  $0.004''$  の所では  $C=0.85\%$ 、表面下  $0.016''$  になつて  $C=0.95\%$  となり母材と同じ炭素量となる。それで脱炭層の深さは  $0.016''$  程度であることが明らかである。また、化学分析の方法、残留オーステナイトの格子常数より C% を求める方法、および残留オーステナイト量より C% を求める方法の 3 つと

も同じ結果を得る。以上の外に脱炭防止する目的で表面を Cu メッキしたときの影響についても報告されている。(上野 学)

オーステナイト-フェライト+パーライト恒温変態におよぼす引張応力の影響 (George L. Kehl and Sabrata Bhattacharyya, Trans. A. S. M. Vol 48, 1956, p. 234~248)

AISI 1085 鋼が 1273°F でオーステナイト—パーライト恒温変態する際に外部より引張応力を加えたとき、および AISI 10B45 鋼が 1253°F でオーステナイト—パーライト+フェライト恒温変態する際に外部より引張応力を加えたときの影響が本稿に報告されている。

C 曲線の鼻の上の温度でのオーステナイトの恒温変態は外部応力によつて加速される。変態の開始時間も終了時間も短くなり、開始時間は終了時間よりも応力による影響の程度が著しい。

AISI 10B45 鋼では完全に変態が終了したときのフェライト量は応力によつて僅かに増加する傾向がある。そしてまた、フェライトとパーライト反応の重複が大きくなると思われる。初析フェライトの核生成速度はおそらく 13,000 psi の外部応力によつて 2 倍以上になる。また、その生長速度は僅かな応力でも増加する。パーライトの生長速度は変態の初期においては影響されないが、その変態の末期には応力によつて非常に早くなる。

AISI 1085 鋼では外部応力を加えることにより、パーライトの核生成速度を著しく増加させるが、生長速度はほとんど影響されない。

恒温変態中に引張応力を加えることによつて生ずる上記 2 種の鋼の顕微鏡組織には著しい変化はないが、応力を加えることによつて共析鋼のパーライトの層状間隔が少し狭くなつていようである。(上野 学)

### —非鉄金属—

Hf, Zr, Ti の融点決定法 (D. K. Deardorff & E. T. Hayes: J. Metals, 8 (1956) 5, pp. 509~511)

Hf の融点は測定者によつて非常に異なつていようである。そこで 1500~2500°C の範囲において耐熱性金属の融点決定方法に改善を加えた。従来用いられている方法は W 線に試料を吊して真空中で加熱し次第に温度を上昇させて試料が溶け落ちる温度を光高温計で測定するのである。この方法をテストしたところが W 線と Hf との接触部分がまず溶けることがわかつた。これは合金の融点であつて Hf の融点より低いのである。そこで改善法としてつぎの方法を用いた。試料は高さ 25mm, 15φ の円柱状で 0.1φ の W 線の一端を輪にしてこの上にのせ誘導加熱炉中に懸吊する。W 線と試料の接触部分は加熱体より下方に位置せしめて試料に温度勾配をつけ接触部の溶解を防止する。試料の頭部に 3.2φ×5mm の傾斜した孔を開け、15φ×5mm (厚さ) の帽子をかぶせる。帽子に 0.8φ の孔を開けて試料頭部の孔に重ねる。これは加熱体から測温孔に達する輻射の影響を避けるためである。熱伝導度の悪い Hf, Zr 等の金属に対してはこの方法が適している。0.1μ 程度の真空中あるいは不活性ガス中で加熱すると試料が融点に達する。すると上記の 3.2φ の測温孔がふさがるのでわかる。測温は補正した光高温

計によつた。熱伝導度のよい金属の場合は長さの方向の熱伝導によつて融点は少し低目に出る。この場合は帽子の厚さが非常に影響をおよぼす。帽子の孔の底部が溶けて試料に溶着する程度がよい。また帽子の上端は丸味をつけておく方がよい。もう少し簡単な形状はつぎのとおりである。すなわち帽子の厚さを 8mm としこれに 0.9φ×5mm の孔を開けて円柱試料の上のせる。この簡易型測温孔も (完全) 黒体の輻射をする。合金の融点測定の場合は、台は同一成分の合金を使用しなくてもよい。以上の方法によると再現性は ±3°C であるが光高温計は Ni, Pt, Ir の融点測定によつてのみ補正を行つたから完全黒体の条件からのずれを考慮すると Hf, Zr, Ti の融点はつぎのとおりである。

Hf (99.85%) = 2222 ± 30°C,

Zr (99.94%) = 1855 ± 15°C,

Ti (99.92%) = 1668 ± 10°C

なお Hf 試料の測温孔に W 線の小片を入れ融点測定を行つた結果 Hf-W 合金の共晶温度として 1965°C を得た。これは従来の W 線懸吊法で McPherson が求めた 1975 ± 25°C の値にほとんど一致する。装置の略図が示されている。(盛 利貞)

### —雑—

アメリカの燐製造工業 (J. du four électrique, No. 3 (1956) pp. 84~89)

これは Food Machinery & Chemical Corp. の Pocatello (Westvaco) 工場の記録を W. Gordon, H. Bixler 他 2 名がまとめた報文から引用したものである。Floride 鉱床の粉鉱 (燐酸塩) から出発するフローシートが図示されていて、ペレット、珪石、コークスからフェロホスホル、珪酸石灰スラッグ、CO ガス (燐の蒸気とダストを含む) の生成行程を示している。電気炉は 4 基で、内 3 基は TVA 6 号型の細長く、電極も 3 本が線状に並ぶ 18000, 20000, 25500KVA のもの、他は円形の 3 相エール型 36000KVA のものである。天井は Lumnite セメントコンクリート、炉体外殻は 16mm 鉄板の内側を Lumnite コンクリート、耐火煉瓦積とし側面のカーボンブロックは 0.38×0.91m、底面のカーボンブロックは 0.45×0.76m となつていよう。フェロホスホルのタップホールは炉底面、スラッグはその上 0.20m でノロ羽口の水冷青銅鑄物は二重であり、内面オリフィスは 64mmφ となつていよう。チャージピンは 2 ケ、シャートは 4 本でふたまたになつていよう、黒鉛電極は 79cmφ×2.75m の自動制御方式によるもので、気密に上下できる。

粉鉱の前処理が重要であるが、ブリケットを 1100~1200°C で焼成し、年間 50000 t にのぼるダストもブリケットに戻している。電気炉内は多少正圧とし、チャージトップを 300°C にきめる。スラッグ層は ~1450°C で還元の 95% 以上が炉底上 30~90cm でおこるが、残りはスラッグ上層ですすむ。スラッグは 20mm おきにビットに流し、フェロホスホルは 45mm ごとにタップしている。排ガスの平均組成は CO 85.35%, P 8.42%, H<sub>2</sub> 3%, CH<sub>4</sub> 1.24%, CH<sub>2</sub> 1%, SiF<sub>4</sub> 0.51%, CO<sub>2</sub> 0.48% で、コッレルで除塵後 1.50mφ×10m の円筒形コンデンサーに入り、55~60°C に保ち、液体燐をコンクリートビットから 200l/mn のポンプで引いてフィルターを通してから貯槽にためる。電気炉の 2 次電流/電圧比を 80~173 にすること、炉底単位面積当り 215~645kw/m<sup>2</sup> で作業することが肝要である。(松下幸雄)