

抄 録

— 製 鐵 原 料 —

還元—酸化法 (γ Fe₂O₃ の活用)

(Journal of Metals, June, 1953. p. 780)

タコナイトに就いて種々研究している。外部加熱を行わず Fe₂O₃ を Fe₃O₄ として 92~96% の実収率の良好の成績を得ている。タコナイトは SiO₂ を多く含有し、鉄分 (28~30%) の少ない鉱石である。然し埋蔵量は非常に多い。依つて品位を上げるために Fe₂O₃ → Fe₃O₄ とし磁石選鉱を行うのが一番よい。仮りに鉱物学的に成分組成が異つていても同様に利用し得る。さてヘマタイトを還元するに低温度で行い、最初の熱要求量を出来るだけ少くし、更にこの熱を回収して他に利用する。これらの利点を具備するのは "Reduction-oxidation Process" である。

この方法で先づ第一は還元剤であり、温度、量の函数である。第二には熱交換方式である。還元瓦斯と固形炭素の二様式の還元剤がある。Gas としては H₂, CO, メタン、水性瓦斯、精製天然ガス、発生戻瓦斯であり、固形還元剤は錳屑、亜炭、褐炭、骸炭、瀝青炭及び炭酸鉄鉱である。これら還元剤の所要量を表示すると、

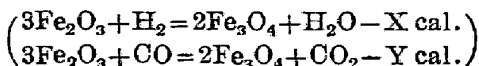
第 1 表

還元剤名	還元温度	瓦斯使用量	還元率
H ₂	750° F	2 × X	96.2
CO	660	"	93.0
水性瓦斯	750	"	93.2
天然瓦斯	750	"	92.1
錳屑	1110	4 × X	90.2
亞炭	"	"	93.4
褐炭	"	"	89.5
瀝青炭	"	"	91.5
炭酸鉄礦	"	1 × X	94.1
コークス	1290	4 × X	59.3
發生爐ガス	750	2 × X	93.0

還元剤の有効性は低温反応、度合、ガス使用量の三条件にて定まる (第 1 表)。一般に還元には CO, H₂ 及びそれら混合物が有効還元剤である。

還元—酸化には 4 段階がある。

- ① 鉱石の乾燥及び温度上昇。
- ② 次の反応にて人工 Fe₃O₄ を作る。



③ γヘマタイトになるように再酸化を制限する。この反応は発熱である。4Fe₃O₄ + O₂ = 6Fe₂O₃ (γヘマタイト) + 熱。

④ 最後段階はγヘマタイトの顕熱を回収する。

この方法の鉱石条件：鉱石中に "ヘマタイト" としての鉄分 20% 以上含有せねばならぬ。この方法では低還元温度であること、何故ならば温度が低いとγヘマタイトを作りやすい。還元温度は 750~840° F で再酸化温度は 930° F 以下である。

熱精算を行つて見ると、

基準：2,000 # 鉱石にて、全鉄分 33%、ヘマタイトとしての鉄分 22%、及び水分 2%。

所要熱量

2% 水分 蒸 発	40,000 cal.
鉱石を 750° F に温度上昇	325,000
水素を " "	10,000
3Fe ₂ O ₃ + H ₂ = 2Fe ₃ O ₄ + H ₂ O	10,250

Total 385,250

発 熱 量

鉱石よりの顕熱	325,000 cal.
4Fe ₃ O ₄ + O ₂ = 6Fe ₂ O ₃ (γ)	148,000

Total 473,000

過剰熱量/short ton = 473,000 - 385,250 = 88,150

試験結果：

(I) 使用鉱石品位	撰別後品位	実収率
36.70% Fe	60.90% Fe	96.68%
36.40	60.50	96.41
36.40	60.90	93.51
36.50	62.10	87.18
36.90	61.60	89.09
36.40	61.60	89.86

(II) 送入速度 #/Hr.	収率	撰別後の品位
200	96.3	63.90%
400	94.9	63.60
600	94.2	63.90

天然磁鉄鉱石を適当な速度にて酸化せしめるには 1000° F を必要とし、この高温では磁性 Fe₂O₃(a) に変化して何等効果がない。然し還元—酸化法を適用するにはヘマタイトを少くとも 20% 以上含有することを必要とする。

(大西信三郎)

— 鋼 の 製 造 —

鋼質とは何か、又如何にして良質鋼を得るか

(H.W. McQuaid: Metal Progress, 62 (1952), No. 2, 104~108, 164)

構造用合金鋼の質は主として硫化物の形と製鋼作業に於ける温度調整とによつて決まる。Mn 及び Si で脱酸した鋼に於けるように、硫化物が互に離れて比較的大きな球状をなしている場合には、その悪影響は殆んど現われない。Fe, Mn, O₂ 及び S が結合してこの型の硫化物となるには、熔湯中に或る最小限の酸化鉄が存在し、又 Mn の S に対する比率が出来るだけ小さいことが必要である。この様な条件下に於いては硫化物は硫化鉄、酸化マンガン及び硫化マンガンの組合わせとして存在する。Fe, Mn の酸化物及び硫化物介在物を作るに足るだけの酸化鉄及び Mn が熔湯中に存在していて、S 含量が 0.3% を超えない場合には、赤熱脆性を起したり、表面が荒れたり又熱処理に困難の伴なうことがない。しかし Al やその他の強い脱酸剤を使つて熔湯中の酸化鉄が最小限度以下になる場合には、硫化物の一部は硫化鉄の形で遊離し、共晶の一部として析出して、初析結晶粒の周りに殆んど連続した鎖状又膜状の網目模様を作る。これは熱間圧延又は熱処理した製品に於いて延性の上に有害な影響を及ぼす。過酸化ということは、酸化マンガン及び硫化鉄が過剰に存在し、硫化マンガンを非常に少ないことを意味する。又、Al の如き強脱酸剤を使つた場合の酸化不足は、酸化マンガンの不足及び硫化鉄の過剰をきたす。何れの場合も被膜型の硫化物を生じ、S 含量が非常に低くない限り良質の鋼ができない。製鋼中及び凝固温度に於いて Mn, Fe の硫化物及び酸化物間の関係を定量的に決めることが実際の製鋼に於いて良質の鋼を作るに最もよい指針となる。

合金鋼に於いては Al の使用と遊離硫化鉄としての硫化物の存在とが常に問題になるのであるが、その一つの解決法は、Mn 含量は普通と同じだが、S 含量が非常に低い鋼を作ることである。この様な鋼に於いては Al 脱酸を行つても被膜状の硫化物を生ずることが殆んどない。この方法により、Al を使つて微細結晶粒をもつた良質鋼を作るには、S 含量は 0.010% 以下、Mn 含量は 0.50% 以上であることを必要とする。S 含量が 0.010% より多くなると Mn 含量もそれに依じて多くせねばならぬ。

脱硫については Na 及び Ca の化合物を取鋼の熔湯中に投入するか又は機械的に攪拌する方法が行われている

が、結局 CaC₂ の如き、細かく分散する強塩基性化合物を電気炉に投入して、誘導電気によつて攪拌するのがよい。

低 S 含量の合金鋼を作る最も経済的方法は近代的塩基性電弧炉を使うにある。電気炉は平炉に比し、温度調整が容易である事、熔滓中に於ける CaO-SiO₂ の比が高い事、鉄屑からの鉄鋼の回収が容易である事、低な設備で量産が可能な事等の理由から、将来は電気炉が平炉にとつて代る時代が来るであろう。(白井直人)

爆破による平爐スラグの経済的な除去方法

(J.O. Dague: Journal of Metals 5 (1953) 881)

Bethlehem Steel Co. の Lackawana 工場ではスラグポケットのスラグを除去するのに爆破を利用している。この方法の概要を述べる。先づ炉体の大修理にかかる前日にスラグポケットの煉瓦を二三枚外してスラグの高さを測定する。スラグ中に水平に 2 1/2 in. の孔を 3 個明ける。孔の位置はスラグの高さの 1/3 の処で 1 個は中心他の 2 個は夫々中心と砂壁の中央である。中心の孔はスラグポケットの深さの 80% まで穿孔し、両側の孔は 50% まで穿孔する。穿孔は普通の圧搾空気使用の水冷式ドリルによつて行ふ。孔にスラグの破片が塞まらないように 2 1/2 in. の軽量な可撓性のコンジット管を挿入する。コンジット中には夜通し水を通して置く。最後の出鋼後直ちに扉やフレームを外し天井を落す。これらに要する時間は 2 時間であるが、この間にスラグは冷却する。出鋼後 3 時間目には水を相当多量に通して孔に局部的な冷却を与える。ここで始めて爆破作業員がやつて来てスラグの高さや状態を調べる。普通 1 1/2 lb/ft の爆薬を中心の孔に、この半量又は 3/4 lb/ft を両側の孔に詰める。使用する爆薬は耐熱性があつて鋭敏でない硝酸アンモニアを用い、特別の雷管を使う。爆薬は通常 2 1/2 in. の径で重量 1 lb づつの罐に入っている。雷管は各孔の外側に一罐づつ使用し、これら三個の雷管はシリーズに結線しておく。出鋼後 3~4 時間で装薬を終り、装薬後 27 秒で爆発させる。孔が熱いので、この時間を迅速に行うことがキーポイントである。爆発が早期に起るような危険は全然ない。むしろ雷管が気化して作用せず終ることは時々経験する。爆破した後のスラグの形状は小さいのでブルトラーで簡単に搬出することが出来る。出鋼後スラグ搬出終了まで平均 7 時間位である。(5~7 ft のスラグで 6 時間位、10~12 ft のスラグで 8 時間位)

この新しいスラグ除去方法は従来方法が出鋼後スラグ除去完了までに 12~16 時間を要し、スラグ量の甚しく多い場合 24 時間もかかったのに対して著しくスピードアップされるわけで経済的であり、人件費も少くで済

み、鉄道を使用しないで済むので運搬費も少なくてよい。特に搬出に当つて起重機を用いないで済むから造塊作業を妨害しない。欠点としては別にないが、煉瓦構造部分で必要以上の破壊を受けることが稀に起るが、これはその部分がしつかり築造されていなかつた場合にだけ起ることがある。又心配される震動でも、起重機がジョイント上を通過する場合よりは寧ろ少い位であるので、結局利点は数多くあつても欠点は殆んどないと云うことが出来る。(堀川一男)

珪素で脱酸した鋼 (J. A. Bowers: Electric Fournace Steel Proceeding, Vol. 8, 1950, (A. I. M. E.) P. 174)

Al で脱酸しないで Si でもつて脱酸した鋼は乾燥した砂型と金型に鑄造する場合に特に利用される。Si で脱酸した鋼は Al で脱酸した鋼に比して非常に延性にとむ、但し生型に鑄造する際には Al はピンホールを防止するに對する有効な脱酸剤である。

C 0.15~0.5% の範囲の鑄鋼には Si を約 0.4~1.50% 添加するとピンホールの生成は完全に阻止される。C 量が 0.5% 以上に増加すると Si は 1.10~2.20% の範囲にすることが必要となり、此の範囲上下に Si 量がづれると Al を添加しないとピンホールが発生する。この関係は第 1 図に図示する。Al を使用しないで Si で鎮静した鑄鋼の非金属介在物を調べると球状のタイプ I の非金属介在物が均一に分布している、Al で鎮静した鑄鋼ではタイプ III の非金属介在物が主として存在し、時折りタイプ II が鎖状に分布する。Si が一般より多い鑄鋼の機械的性質において Si の鎮静鋼は Al の鎮静鋼よりも強度が少し良く、且延性は殆んど相異がない。以上のことより高抗張力の鑄鋼のあるものは Mn を高目にして Si でもつて鎮静した鑄鋼を酸性電気炉で経済的に量産することが可能である。(上野 亨)

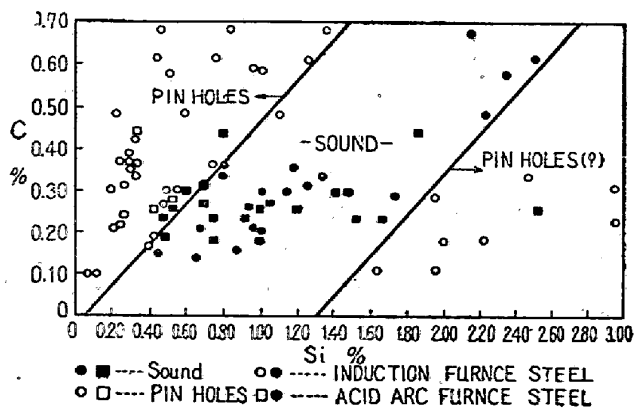


Fig. 1 Pinhole Tests From Induction-Furnace and Arc-Furnace Heats.

— 鐵及鋼の鑄造 —

鼠鑄鐵の流動性試験 (Lew F. Porter and Philip C. Rosenthal: Foundry 81 (1953) 94)

鑄鐵の流動性の試験方法はスパイラル法が一般に用いられているが、従来の方法では同一組成の熔湯を同一温度で試験しても 10% 位の誤差が附随した。この誤差を 2% 位に低減するために次の如く改良した。先づ注入口をスパイラルの末端に置かず中心に置いた。従来湯道から直接スパイラルに流入させていたが、これでは最初に注入した熔湯の速さが流動長に影響するために一回毎に値の変る惧れがあるので、溜りを設けて溜りからスパイラルに入るようにした。又湯口にはオーバーフローを設けて常にヘッドを一定にした。次に流動長に影響すると思われる砂型の水分、通気度、硬度等の影響を調べたがこれらの影響は特に著しいものではなく、特別な場合の他は無視しても差支ないことを確認した。

注入温度、 $C+1/4Si+1/2P$ 及び流動長の三者の間に比例関係が存在することが判り、この関係をチャートにして示した。Mn と S がチャートに關与していないのは次の理由による。先づ Mn の通常の変動は流れに対して殆んど影響がない。S の方は文献では流動性に悪影響があるとする者、關係なしとする者、過剰に存在する時だけ影響するとする者等一定していない。今回チャートを作製する場合には一応 S を 0.10% に保つておいた。S の作用について明かにする目的で実験を行つている。S の作用は単に S の含有量だけでなく注入温度や鑄鐵組成によつて影響される。2800°F で注入する場合には、S が 0.33% 以上になると甚しく流動性を害する。2600°F では 0.13% 以上になると流動性を害するが、その程度は 2600°F の場合程甚しくはない。2500°F では 0.09% 以上存在する時有害であるが、その程度は更に軽く 2400°F に至ると S は流動性に關係しなくなる。但し以上の現象は Mn が十分に共存する場合に認められるのであつて、若しも MnS を形成するよりも Mn が少い時は S の害は全然認められない。以上の如く S の作用が注入温度に關係していることは冷却中の MnS の析出に因るものであることが推察されるが、このことは同一の熔湯も注入温度を低めて注ぐ程 S が低くなつていくこと及び、S の高い熔湯のスラグには Mn と S が高いことから判る。

次に C, Si 等が高くなつて、C 当量が 4.55 以上になると、グラフアイト (キッシュ) が析出するために、丁度 MnS の析出と同様に流動性を著しく害する。この C 当量が通常の共晶点の C 当量より高いのは恐らく過冷現

象に因るものであろう。

過酸化した熔湯の流動性は悪いと言われているので、注入前にミルスケール又は高 FeO スラグを添加し、注入温度を種々に変えて、3000°F に過熱したものと、しないもの、Al で還元したものと、しないもの等の実験を行つたが、酸化の影響は認められなかつた。

又、熔解の雰囲気を変えて流動性に及ぼす影響を調べたが、これも別に影響しなかつた。(堀川一男)

— 鐵及鋼の加工 —

亜鉛鍍金薄板のスケール疵 (Tränen) の生成

(Hans-Joachim Wiester, Dietrich Horstmann: Stahl u. Eisen 1953, 73, 14, 906~908)

亜鉛鍍金の際に薄板表面に時々 Tränen を生成する。軽度の Tränen は波状をなした不均一な鍍金であり、この場合は鍍金の花は小さく見栄えのしないものではあるが矢張り認められる。最も程度の甚だしい Tränen は非常に厚く、花も生成しない。Tränen の表面は灰白色を呈し、亜鉛槽から引出す際に既に酸化している。この Tränen 生成の原因を解明する為に Tränen の部分の顕微鏡組織を調査した。

薄板表面に残存した酸化物が熔融亜鉛により還元され生じた Fe は直ちに Zn と結合して小さいドロスを生成する。生成したドロスは酸化物と密着したまゝでいることもあるが、寧ろ多くははがれて亜鉛浴中に逃げ、存在する FeO がすべて還元されてから始めて密着したドロス層を生じる。生じた ZnO 及び流れ去りつつあるドロス晶は FeO と共に熔融亜鉛の粘性を高め、亜鉛の表面張力は増大し薄板の表面に附着した熔融亜鉛が合流して Tränen を生成する。

以上の説明を裏書する為に酸洗しない薄板及び不完全な酸洗を行つた薄板を鍍金した。これらの薄板はその全表面に多かれ少かれ著しい Tränen を生成した。この Tränen を生成した薄板を酸洗し新しく鍍金すれば殆んど Tränen を生じないが、これは最初の亜鉛鍍金の際に或は再度の酸洗によつて酸化物の残渣が完全に除去されるからである。尚更に酸化物が残存してをれば二度目の亜鉛鍍金の際にも再び Tränen を生じる。

薄板表面の酸化物残渣は酸洗が不十分であつた結果であるが、稠密なスケールの密着した薄板は酸洗によつて簡単に除去されるようなスケールの附着した薄板に比して Tränen を生成し易い傾向がある。従つて薄板焼鈍の際に炉雰囲気を適当に調節し最初からスケールの生成に

注意することが、容易に完全な酸洗を行い従つて同時に Tränen の生成を避けるに有利と思われる。(耳野 亨)

亜鉛鍍金薄板表面の吹出物 (Pickel) の生成

(Hans-Joachim Wiester, Dietrich Horstmann: Stahl u. Eisen 1953, 73, 14, 902~906)

熔融亜鉛鍍金薄板表面に時々、種々の形状の吹出物を生成する。この吹出物の生じる原因について研究した。この研究により吹出物は亜鉛浴中の固体成分により、又薄板の表面疵により、或は特殊な場合には焼鈍後に薄板表面が機械的に傷つけられた場合にも生じることが明かにされた。

先づ固体成分による吹出物は多くは亜鉛浴中のドロスが附着するもので、これは薄板の端に生じ、薄板の下の縁が鍍金の際にドロスの堆積した中を通過する為であることを示している。尚ドロスを吸取る際に或はロールの故障によつて亜鉛浴が攪拌される場合には薄板の他の位置にも発生する。又ドロス以外の未熔融の Al 粒、酸化物、金属化合物等の固体成分も比較的稀ではあるが類似の現象を呈する。

薄板の片面だけに、不規則に或は線状に列んだ吹出物は薄板表面の微細なラップ疵に原因し、特に肌の荒れたロールで圧延した場合に多数生成する。微細なラップ内のスケールは酸洗によつて除去されずに残り、鍍金の際にはこの中に Zn が浸入しドロスを生成する。ドロス生成の際の力によつてラップは押上げられ、スケールは引裂かれる。この新しい空隙に Zn が流込み、或は毛細管現象によつて吸込まれる。このような理由から薄板表面は平滑でなくなるので、この位置に Zn が附着し、流れ去ろうとしているドロスも引懸り、亜鉛の粘性を高めて吹出物を生じることになる。以上に述べた吹出物の他に矢張りラップが原因となつて、薄板の両面に雲状をなした吹出物を生じる。このラップは酸洗によつて部分的にはがれる程薄く、酸洗の不十分な為に一部附着していると亜鉛浴中でドロスを生成し、侵蝕されて、はがれることが認められる。

Al を含む亜鉛浴で鍍金すると、線状に走つた疵の一部分が盛上つた吹出物を生じることがある。この原因は亜鉛浴中の微量の Al が焼鈍後薄板表面に疵がつき、従つて著しい冷間加工を受けた箇所を甚しく侵蝕し、この為にドロスを生じ、この位置の亜鉛の流動性を害する為である。この吹出物は疵そのものを避けたい限り、鍍金条件の変更によつて防止することは困難である。

(耳野 亨)

— 鐵及鋼の性質，物理冶金 —

鋼の熱間加工性を判定するための熱間振り試験

(D. E. R. Hughes: J. Iron & Steel Inst. 170(1952), Part 3, 214~220)

鋼の熱間加工性を判定するために従来種々の試験方法が発表されているが、熱間振り試験によつて比較的適確な結果が得られる。本研究では二・三の鋼について熱間振り試験を行い、試験温度、振り速度(r.p.m.)が破壊までの回転数、試験中のトルク変化、引張力および試片の温度上昇にあたる影響を求め、又試片断面のミクロならびにマクロ組織を観察して破壊までの内部変化を追求し、これらの結果から本試験法の適用性を検討した。

試片は平行部の寸法が $3/8''\phi \times 1\frac{1}{2}''$ のものを標準とし、試験機は電動機によつて駆動され、振り速度は 12~600 r.p.m. に変速できる。

主な結果は次の通りである。

軟鋼(0.10% C) および高炭素クロム鋼(1.14% C, 1.38% Cr) における破壊までの回転数およびトルク変化におよぼす試験温度(950°~1400°C) および速度(12~600 r.p.m.) の影響は、軟鋼の 12 r.p.m. の場合を除くいづれの場合も、温度に対する破壊回転数の曲線に山が現われ、この最大回転数を示す温度は軟鋼では速度で変化するが、高炭素クロム鋼では速度に無関係で略々一定である。

尙低速(12~50 r.p.m.) の場合を除くと、軟鋼に対して最大回転数を示す温度は縦目無鋼管の穿孔における最もよい加工温度である。トルクは速度の低い程、且温度の高い程小さく、破壊回転数の山に相当する変化はみられない。

破壊試料の縦断面を見ると、内部亀裂や空隙が発生しこれらは試片の中心軸に平行して二列に配列され、且軸に直角方向に伸長されている。

軟鋼と快削鋼(C0.11%, S0.217%) について、種々の振り回数で試験を中断し、縦断面の組織検査を行った結果、軟鋼については空隙はその発生初期で直角方向に伸びていること、中心軸以外の場所では不純物が細粒に互解していることが分つた。快削鋼のサルファープリントは中心軸で明るく、外層部で濃く、且破壊直前には中心軸に沿つて直角方向の縞模様が現われる。又振り回数の増加とともに中心部の不純物は軸と45°の方向に回転し、外層の不純物は直角方向に伸ばされる。

同一軟鋼ビレットから軸方向ならびにこれと直角方向

の試片を採つて破壊までの回転数を比較すると、後者の値が著しく低い。

以上の実験結果に現われた現象を、主として引張と剪断の組合せ応力による断面の応力分布、破壊前に生ずる内部亀裂、ならびに試験中の試料の温度上昇から説明した。

尙以上の結果から炭素鋼ならびに低合金鋼に対する試験条件を確立した。(立川逸郎)

液體カップリング使用による超音波探傷法の進歩 (J. B. Morgan: Iron Age, 172 (1953) 131)

従来金属材料の内部欠陥を発見する目的に使用される超音波探傷法には次の二つの方法のうち何れかが用いられていた。その一つは Piezo 電気材料(主として水晶)を直接被験体に接触する接触法と、もう一つは被験体と Piezo 電気材料を水等の液体中に浸漬して行ふ水漬法とである。接触法の欠点はクリスタルの損耗が甚しいこと、探傷角度が自由に變更出来ないこと及び被験体の表面を精仕上げする必要のあることである。又水漬法の欠点は感度の劣ること及び被験体を液体中に浸漬し得る場合しか適用出来ないことである。

今回著者の紹介した方法は特別のカップル装置で、“liquid schnozzle” と称されるものであつて、接触法と水漬法の両者の特徴を活かして新しい方法である。装置はプラスチックの管の中に上端にクリスタルを嵌め込み、下部の円柱部に水又は適当な液体を入れたもので、円柱部の下端に隔膜を有するものと有しないものがある。液体は通常探傷個処を移動しても殆んど水位が変らないが、特に探傷個処が曲面状になつている場合には多少低下する惧れがある。この場合は液体を入れ換えるか、又は管に液体を補充するためのパイプを挿入しておけば常に一定の水準を保つことが出来る。

この様な液体カップリングを採用すると次の如き利益が得られる。即ち探傷子を被験体の上で移動させる場合非常にスムーズに行われる。被験体の表面が比較的粗く例えば機械鋸で切断した表面でも均一な試験が可能である。

又クリスタルが直接金属と接触しないから薄くしても危くないので高い周波数の測定が出来る。従つて表面に接近した個処の欠陥も検出し得る。又アングルが自由に調節出来る。浸漬法に如く、品物全体を液体中に浸漬する面倒がない。反射面に於けるエネルギーのロスも浸漬法より少い。前述の如くクリスタルの磨滅が少いので経済的である。(堀川一男)

— 非鉄金属及び合金 —

硬い炭化物；此の炭化の性質と焼結超硬合金製造への應用について (A. G. Gardner: Metallurgia Vol. 47, No. 282, April, 1953, P. 163)

硬い炭化物は主として周期律表のⅣ, Ⅴ, Ⅵ 属元素, 即ち Ti, V, Cr, Zr, Nb, Mo, Hf, Ta, W の炭化物であり, 高い熔融点をもっているつで, 純粋なる形で抽出することは困難である. 此等の炭化物は極端に硬くて金属光沢を有し, 非常に熱伝導が良い. 第1表に硬い炭化物の熔融点を示す.

第1表 硬い炭化物の熔融点

炭化物	熔融点°C	炭化物	熔融点°C	炭化物	熔融点°C
Cr ₃ C ₂	1,890	VC	2,830	ZrC	3,530
Mo ₂ C	2,690	TiC	3,150	TaC	3,880
W ₂ C*	2,750	NbC	3,500	HfC	3,890

* WC は 2,600°C で分解する.

硬い金属製造に使用されている炭化物

(1) W₂C—この炭化物は W と C の粉末を混合して 1000°C から 1600°C の間で炭素のない雰囲気中で加熱すると出来る. 特に脱炭, 滲炭することを避けることが大切である.

(2) WC—WC はタングステンの酸化物を鉄チューブ管で 1000°C ~ 1500°C の間で炭素により炭化物に還元することにより製造される. 此の方法は W₂C と同じで異なるのは滲炭雰囲気中で加熱する. 別の方法としては W を CO ガスかメタン或いは hidrocarbon でもって高温で直接に滲炭する.

(3) TiC—此の炭化物はカーボン管の炉で水素でもってチタン酸化物を理論的に必要とするよりも 15~20% だけ少ない炭素との粉末との混合物を加熱してつくる. 造つたものは最後に 2500°C と 3000°C の間で 1/4 時間加熱する.

(4) TaC—此の炭化物はタンタルペントオキシドと炭素の混合物を 1600°C で水素気流中で加熱して製造される. 此の炭化物の比重は約 14.05 位である. TaC の製造の他の方法としては Ta の粉末とグラファイトを 2000°C の高温で熔融している Ni の湯の中に添加する. そして此の湯を冷却して凝固させ, それから Ni を溶出した後に残った炭化物が TaC である, この方法で製造すると理論的に近い組成と比重 (14.48) を持っている.

(5) 他の炭化物—他の炭化物 V, Nb, Cr の様な元素の炭化物も又上述の様に造られる.

以上の炭化物を焼結する操業は次の様な方法で製造され得る. 即ち (a) 各種炭化物の混合過程, (b) 圧縮過程, (c) 焼結の前処理, (d) 焼結過程により焼結超硬合金製造を行っている. 本稿の後半には上述の操業過程についての注意と方法について記述してある. (上野 学)

金属チタンの電気抵抗 (James L. Wyatt: Journal of Metals 5 (1953) 903)

1948 年に Greiner と Ellis が電気抵抗に及ぼす温度の影響を含めてチタンの熱的に電気的性質について報告している. 然しこの研究に用いられた材料は U. S. Bureau of Mines で粉末冶金的に製造したものであつた. 彼等は 1625°F 以上では温度の上昇と共に抵抗が減ずることを発見し, この温度は稠密六角格子から体心立方格子への変態点を意味するものと述べている. 又比抵抗は 55×10^{-6} ohm-cm で dp/dt は正の値を採ると記している.

本論文は次の試料を用いて再検討した結果を報告したものである. 一つは市販のチタン (Ti-75 A Titanium Metal Corp of America 製) で 1/4 in. 丸棒であり, 他は高純度の沃度法によつて製造したもの (Foote Mineral Co. 製) で不規則な形状をした棒である. 後者は型打して試料とした.

電気抵抗の測定は Kelvin double bridge によつて行つたが精度は ± 0.000001 ohm であつた. 温度の測定は Pt-Pt-10% Rh 熱電対によつて行つた. 実験は -325° ~ +2800°F の範囲に亘つて行つたが, その結論は次の如くである.

-325° ~ +1625°F の範囲でチタンの電気抵抗は次第に増加し, 極小点等は認められなかつた. 変態の終了した温度以上ではチタンの電気抵抗は極く僅かしか変化しないが, 然し温度上昇と共に幾分増加の傾向にある. 変態の温度範囲は不純物含有量に左右される. 変態の起つた事は温度上昇と共に抵抗の減ずることによつて判るがこれは α と β の共存するためである. 約 100°F 以上のチタンの電気抵抗は明瞭に或る種の溶体 (恐らく O と N) の添加によつて減少する. この現象は固体金属を支配する法則に反しているが, この事はゲルマニウム等の材料についても認められることである. この点チタンは幾分半導体として作用するものと考えられる. 品質等級を異にするチタンの電気抵抗対温度曲線は 100°F 近くでクロスすることが認められた. 尙沃度法によつて製造されたチタンの相対的に高い純度は, 変態特性からも証明された. (堀川一雄)