

抄 録

— 製 銑 —

粉銑焼結における塩化処理 (Herbert Nuehaus, Hermann Schenck: Stahl u. Eisen 78 (1958) 1662~1670)

Haspe の Klöckneve 工場では 1954 年来、焼結の際有害元素の塩化除去の問題をとりあげ、ことにガス灰の利用という点から脱亜鉛について研究された。塩化剤としては無機塩化物が適当とされた。

まず含 Zn 粉銑の試験焼結鍋 (面積 0.132 m^2) による塩化処理実験として熔融 CaCl_2 (95%), $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$, NH_4Cl の各種塩化剤を用いた。アルカリ化合物は高炉に害があるので避けた。脱 Zn におよぼす効果は CaCl_2 , NH_4Cl はほぼ同等でかなり良く $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ はやや劣る。しかし脱 Zn 率効果は大体同じと見做し得るが、これらの添加量が増すにつれ、焼結の作業能率 ($\text{t}/\text{m}^2 \cdot 24 \text{ h}$ で表わす) に大きな差が出てくる。 CaCl_2 は 2~3% 迄は十分な作業能率が得られるが、さらに添加量が増すと、あるいは $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ または NH_4Cl を添加した場合ははなはだしく急激に作業能率が低下する。 $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ や NH_4Cl 添加の悪い影響は一つには焼結の際目をふさぎ、通気性を悪くするからであり、また一つには出来上った焼結銑が手で砕くことができるほど脆弱であるからである。これらの結果 CaCl_2 が最も好ましいという結論が得られた。経済性および焼結能率から 3% CaCl_2 添加を限度とすると始め 0.63% Zn のものは 0.12% まで低下し 66% の脱 Zn 率を示す。同じ条件で Pb は約 90%, Cu は約 50% 除去される。 CaCl_2 の添加量は結局 2~3% が限度で、 CaCl_2 が多すぎるときは焼結銑の S が一部 sulphate となつて残留するという悪結果をも生じる。一方において金属塩化物を vaporize するために余分の燃料が必要になる。例えば 1 kg Zn を塩化気化させるためには 0.12 kg の C を要する。脱 Zn を効果あらしめあわせて焼結銑の強度をあげるために CaCl_2 添加の際 1% の燃料添加が望ましい。また塩化反応の点からいえば、塩化剤が水に溶解粉銑と混合するようにしたときが理想的である。 CaCl_2 の場合 H_2O と 1:3 で水溶液が得られかようにして用いると一層脱 Zn 率、通気度、焼結能率が良好であつた。さらにその上に 4% CaO 粉を混合焼結した場合脱 Zn 率、焼結能率共に最もすぐれ、 CaCl_2 2%, CaO 4% 添加で焼結銑の Zn 0.2%, 脱 Zn 率にして 70% に達する。CaO 添加の好影響の原因の一つには本実験に使用した焼結銑のいわゆる auflockerung の効果に帰するものと考えられ、したがって通気率がよく焼結時間を短縮し能率を上げることになる。

Zn バランスについてみると、 CaCl_2 (溶液)3%+CaO 粉 4% 添加の場合、14% が焼結銑に残り、76% が気化してサイクロン、煙突等に逃げる。かような塩化物を用いないときは 74% が焼結銑に残留するからいちじるしい効果があるわけである。また CaCl_2 による塩化処理

により Zn, Pb, Cu のほかにも Ni, Cr もかなり低下し、As もやや低下するが、Co, V は低下しない。

(井上道雄)

高真空下における磷および砒素含有熔鉄の挙動 (W. A. Fischer, A. Hoffmann: Arch. Eisenhüttenwes. 30 (1959) Apr. 199~204)

本実験に使用した原料は純鉄および瑞典鍊鉄から熔製した C を含む (0.1~3.0% C) 鉄合金と C の低い (約 0.01%) 極軟鋼で、P は約 0.06, 0.2, 1%, また As は 0.06, 0.2% を含む数種を用いた。(これらを電熔マグネシアあるいはアルミナ坩堝で 4~5 kg を Firma Balzers VG25 型真空熔解炉で熔解した。(10⁻⁵~10⁻³ mmHg) 測温は Pt/Rh 18 熱電対を石英管で保護し熔鉄中に直接浸して測定した。

まず 300 mmHg 圧 Ar 雰囲気下で熔解し、完全に熔解した後徐々に真空に吸引する。約 1 時間で 10⁻³ mm で最初の試料を鑄型に cast する。melt は 1545~1600 °C の間にあり、純鉄の 1600 °C における蒸気圧は約 0.1 mm であるから、本実験ではかなりの鉄が蒸発し坩堝の上端壁に附着する。この凝着金属は分析に供する。

実験結果を要約するとつぎのごとくである。(1) 真空下における P の変化は熔鉄中の酸素濃度に影響される。すなわち、0.015% O 以下のときは P は時間と共に増大するが (約 4%/h), 0.030% O 以上の時は減少する。

(例えば 6~7%/h, ただし initial P% にもよる) この中間は増えるときもあり、減るときも変らぬときもある。坩堝材、C 含量および第 3 元素の影響は未だ明らかでない。凝着鉄中の P 含量は O が低いとき小さく、高いとき大となり以上の結果とよく一致する。(2) As は一般に時間と共に減少する。始めの As 含量にもよるが平均 8~9%/h の割合で減少する。凝着したものの As 含量は始めの charge のそれより大となつている。例えば始め 0.059~0.094% As であつたものとき、0.16~0.62% を、また始め 0.17~0.25% As のとき 0.33~0.99% を示す。その他の共存元素についてみると (3) N もまた一般に時間と共に減少する。始め 0.001~0.014% N のものは 1 時間後 max 0.007%, 7 時間後 max 0.003% となる。脱 N 速度は低 C、高 O (0.1~0.2%) のときは低 O のときよりおそい。(4) H は <0.1~7.4N cm³/100g の間にあり、(5) C は真空中で CO gas 生成による酸素除去に働くが、C 濃度は時間とともにわずかながら増加する傾向が認められた。この C の増加については既報で述べた。(6) O は極軟鋼を用いたときは一般に減少しおおよそ 0.001~0.129% O 程度になる。しかし C、O 共に低い純鉄を用いるとアルミナ坩堝を用いれば 0.001~0.016% に達する。(7) Si は始め 0.001~0.023% のごとくきわめて低いが高 C (0.1~3%) の melt のときは最終 Si は 0.004~0.19% に増加する。C 0.02% 以下の melt では Si は時間と共に一般に減少し、最終 Si は <0.001~0.009% となる。(8) Al

は始め $<0.001\sim 0.018\%$ であるが MgO 坩堝では減少するか、変らないかいずれかである。Al₂O₃ 坩堝によると C 約 0.1% 以上のとき Al は増加し 0.060~0.60% に達するが、C 0.02% 以下では最終 Al 0.002~0.009% を示すに過ぎない。このとき凝結したものは 0.017~0.128% Al で常に melt より大である。

いずれにせよ、これら共存元素の高真空下の挙動は熔鉄と共に起る蒸発速度および坩堝材との反応速度(Si および Al の場合) によつて支配される。例えば P 1% の Fe-P 系溶鉄の P の蒸気圧は Fe に比し約 30% 低く、低 O のとき O による P の activity の低下を無視すれば鉄の優先的蒸発により melt 中の P 濃度が高まることになる。As の場合は実験結果から判断すると As 0.2% の Fe-As 系溶液の As の蒸気圧は鉄のそれより大きいと見做される。また Al および Si については高 C melt の場合坩堝材を還元する反応が支配的となり Al, Si 含量が増大する結果となる。一方において実験結果から判断すると $C + O \rightleftharpoons CO(\text{gas})$ 反応は 10^{-2} mm 以下の真空中では容易に平衡に到達しないものと考えられる。(井上道雄)

— 製 鋼 —

OLP-Process について (B. Trentini, P. Vayssière & M. Allard: J.I.S.I. Vol. 192 (1959) 143~147)

純酸素気流中に石灰を混合して精錬を行なう OLP 法は 1957 年 10 月以降純酸素製鋼法の一つとして利用されている。OLP 法の詳細は充分知られており、本報告には Process そのものについて触れていない。

本報は Denain 製鋼所の普通の塩基性 ベッセマー転炉 (30 t) での実験に基くものである。この炉は酸素—石灰粉を吹きつける水冷ランスパイプの位置が炉の中心軸と一致していない。

酸素は純度 99.5%, 圧力 90 lb/in² でパイプから噴出させる。これに混入する石灰粉は 6mesh 以下 (内 50% は 65mesh 以下) の粒度で、その平均組成は CaO 85.0%, SiO₂ 3.0%, 灼熱減量 10.0%, S 0.12% である。この方法では、微細な石灰を酸素で噴出させるゆえ石灰と浴との反応が迅速に行なわれ、精錬中の浴の組成および温度の調節が容易でヘマタイト高 Si 鉄から高磷鉄までの広い範囲の組成を有する熔鉄の精錬が可能である。

本法による精錬は 3 つの特徴を有する。

1. 精錬期全期にわたつて石灰粉を酸素で噴出させる。
2. 石灰噴出量を浴の組成、精錬期の時期、および鋼種により変化する。
3. 鉄分の少ない石灰分の多い中間滓を一、二度除滓することにより熔鉄中の PiS の大部を除くことが可能である。

精錬の大綱は受鉄後ただちに石灰粉および酸素をそれぞれ 240 lb/t, 1,800 ft³/t 噴出させ生成スラグを除く、屑鉄、鉄鉱石を添加後ふたたび石灰粉酸素を噴出させ希望の炭素量をうる。この期の噴出時間は第 1 回の除滓時の炭素量と酸素の脱炭素率より求める。

OLP 法によれば P 1.8%, S 0.050% の塩基性ベ

ッセマー浴から P < 0.20%, S < 0.020%, N₂ < 0.002% の低炭素鋼を得ることは容易である。

本法の場合、鋼中の窒素は噴出酸素の純度に大きく影響をうけ、浴温には余り影響をうけず、tap 時の窒素増加もまたわずかである。

ドロマイト内張りで螢石、ボーキサイト等を使用しないゆえ OLP 法のスラグの組成は非常に単純である。第 1 回の除滓時のスラグは浴温 1600°C の場合 FeO は非常に低く、5.0% (1% C の場合)、9.0% (0.6% C の場合) であり CaO > 55% MnO 1%, SiO₂ ~ 10%, P₂O₅ 24% であり、また最終のスラグでは FeO 約 30% CaO 45~50% で P₂O₅ および SiO₂ は第 1 回のスラグのそれより低い。低磷低炭素鋼をうるには、浴温と最終スラグの塩基度が問題となるが、この点 OLP 法は浴温の調節およびスラグの調整が非常に正確にできるので、高磷鉄から低硫黄低窒素の良鋼をうる事ができる (小野清雄)

L. D 法の発達と現状 (O. Cuscoleca & K. Rösner: J.I.S.I. Vol. 192 (1959) 147~153)

Linz および Donawitz で工業用酸素による上吹き転炉の試験操業を始めてから 11 年、L. D 法の原理に立脚した工場ができてから 6 年を経た現在、その設備配置も公開できるようになった。L. D 工場は転炉が作業場と造塊場に挟まつて設置されている Donawitz 型と転炉が端に存在する Linz 型の 2 つの基本的配置に分けられる。

初期の作業実績は 28 および 32m³ の容積の炉に 25 および 30 t を装入したが現在では 30m³ に 36 t の装入が可能である。作業データはいまだに公表されない点があるが、大体、酸素使用量は鋼 t 当り 54~56m³, 出鋼からつぎの出鋼までの時間は 36mn 酸素吹き入れ時間は 18mn 使用ランスパイプの平均寿命は、Donawitz 工場では 100 ヒート以上である。

初期の炉壁の寿命はたかだか 150 ヒートにすぎなかつたが、現在では、焼成マグネサイト煉瓦を使用することにより Donawitz では 500~600 ヒート、タールドロマイト煉瓦を使用することにより Linz では平均 340 ヒートと寿命が増した。この場合煉瓦の再利用率を考慮すると鋼 t 当りの炉材の消耗量は Donawitz 3.7 kg, Linz 3.9 kg となる。

L. D 鋼は S, P, N その他の有害不純物が少なくかつ低水素の鋼となり加工性機械的性質が平炉鋼より良好となる点有利である。

初期に問題になった 1μ 以下の主として酸化第二鉄からなる赤色の煙による装入量の 0.6% におよぶ鉄損問題は現在、種々なるガス清浄装置の考案によつて解決され、Lurgi 法 (乾式法) を用いている Donawitz では 99.8% の清浄効果をあげている。0.5% 以上の高磷鉄処理の問題も 2 回除滓し 2 回目の滓を最初の滓に利用する等の方法により 1.7~2.0% P の高磷鉄を鉄損を小さくして処理しうようになった。

また L. D 法を改良して石灰粉末の酸素噴出を原理とする L. D. A. C 法の出現は C 3.34~4.12%, Si 0.10~0.75%, Mn 0.31~0.65%, P 1.60~2.15%, S 0.032~0.085% の鉄鉄から有害不純物が L. D 法の鋼と同様に低く C < 0.10% で P < 0.020% の低磷鋼を螢石等の

融剤を必要とせず、少量の石灰、酸素使用量で高能率の製鋼を可能にした。(小野清雄)

一性 質一

溶着金属の水素含有量および機械的性質と放置時間との関係 (W. Hummitzsch: Schwissen und Schneiden, Heft 12, 1958, 476~480)

被覆の異なる溶接棒による溶着金属の水素含有量および機械的性質が、時間の経過とともに如何に変化するかを調べたものである。

溶接棒として下記の4種類を使用し、22mm厚さの軟鋼板(500×120mm)2枚を衝合せにより溶接し、溶接後4~5100時間放置し、試験実施の直前に引張り試験片と水素分析試料を採取し、これら3者の間の関係を調べた。

- A: 酸化鉄型
- B: ルチール型 (スラグは流動性の良好なもの)
- C: ルチール型 (スラグは粘着性の大きなもの)
- D: 石灰塩基性型

全水素量は1600°Cにおける高温抽出法により求めたが別にISO法による常温拡散性水素量をも求めた。

かくして得た結果を要約するとつぎのようになる。

(1) 各タイプの溶接直後の溶着金属の拡散性水素量は、Aが25~30cc/100Fe, Bが21~26cc, Cが14~23cc, Dが1.9~4.1ccである。そして溶接終了後2時間経過すると、いずれのタイプの溶着金属とも、拡散性水素量は最初の量の半分に低下する。

(2) 酸化鉄型溶着金属の全水素量は、2400時間放置後、最初の量(12時間)の半分に低下する。抗張力および降伏点は放置時間が長くなるにつれて減少し、伸びおよび絞りは増加する。引張り試験片の破断面に表われる銀点は2400時間以上放置したものについては認められない。

(3) ルチール型の溶着金属の全水素含有量は、BおよびCタイプはともに、2400時間放置後に最初の量(12時間)の半分に低下する。機械的性質の時間による変化はほとんど認められないが、Bタイプの絞りだけがわずかに増加する傾向が認められる。Bタイプの試験片の破断面に表われる銀点の数はCタイプのものに比較して少なく、384時間以上経過したものについては認められない。Cタイプのばあいには2400時間経過したものについても認められる。

(4) 石灰塩基性型溶着金属の全水素量は上記タイプのものに比較して非常に少なく、また放置時間による機械的性質の変化も認められない。銀点の数も少なく、ほとんど認められない。(笠松 裕)

センシタイジング熱処理を施した347型ステンレス鋼の耐食性 (Hilmer F. Ebling and Merrill A. Sheil: Metal Progress 76 (1959) 1, 94)

化学工業や動力工業の装置は効率を上げるために高温で使用されるようになったので粒界腐食を受け易い。18-8ステンレス鋼は種々の型の腐食を受けるが、本稿は熱処理に影響される粒界腐食について述べている。すなわち347型ステンレス鋼の異つた成分の2試料について粒界腐食に対する抵抗を、時間-温度-熱感受性

(時間は熱感受性を受ける温度領域内に保たれる時間)の関係より調べることを目的として実験を行なつた。この関係を示すグラフはTTS曲線(time-temperature-sensitization)と呼ばれる。供試鋼はA(C0.07%, Mn 1.50%, P 0.031%, S 0.008%, Si 0.38%, Cr 18.41%, Ni 11.75%, Nb 0.81%, N 0.050%) B(C 0.08%, Mn 1.28%, P 0.008%, S 0.022%, Si 0.41%, Cr 18.30%, Ni 10.72%, Nb 0.77%, N 0.030%)で共に圧延後焼鈍した試片を実験条件に保持した後腐食試験片を採りA.S.T.M. 262~55Tにしたがつて沸騰硝酸試験を行つた。本法を採用したのは定量的であり、 σ 相等による影響も検出可能であることによる。Aは900°Fで1000h以上、1000°Fで100h以上、1100°Fで35h以上で高い腐食度を示し、BはAより高い腐食度を示す。特に1100°Fで時効する時、最も顕著である。つぎにA, Bともに時効前に1650°F, 2hの安定化熱処理することにより腐食度は圧延後焼鈍のもの1/10の程度に下るが、試料BはAに比して安定化熱処理後も粒界腐食に対する感受性が大である。また長時間加熱による腐食度の回復はCrの拡散によるものと考えられる。試料Aについて顕微鏡観察すると1650°F 2hの熱処理したものは粒界析出物は認められず腐食度は0.010(インチ/年)以下であり1000°F, 3500h時効したものは熱感受性を受けた代表例で析出物が顕著であり0.5(インチ/年)であり、1000°F, 10,000hのものは析出物は認められるが顕著でなく0.1(インチ/年)である。(堤 秀寿)

AM350 および AM355 の性質と熱処理

(AM 350 and AM 355 Properties and Heat Treatment by R.A Lula: Metal Progress, Vol. 75 (1959) No. 3, p. 116~120)

航空機およびミサイルに多く使用される半オーステナイト鋼としてAM 350 および AM 355 がある。これらは成分は類似であるが組織と機械的性質がちがうために別の材料として区別される。成分はつぎのようなものである。

	C	Cr	Ni	Mo	N	Si	Mn
AM350	0.10	16.50	4.25	2.75	0.10	0.30	0.75
AM355	0.15	15.50	4.25	2.75	0.10	0.30	0.75

焼鈍状態ではいずれもオーステナイト系で硬化状態ではマルテンサイト系である。したがって焼鈍状態では他のオーステナイト鋼と同様に良好な成形性と溶接性を有する。硬化処理後はマルテンサイト鋼と同様な強度を持つ。耐蝕性は普通のオーステナイト不銹鋼と類似である。

焼鈍状態のAM 350 および AM 355 はオーステナイト基地であり、標準のオーステナイト鋼のほとんどの特性を有する。AM 350 は10~20%のデルタフェライトを含むが、AM 355 はほとんどない。1875°F以上から急冷すると炭化物はすべて固溶して最高の安定度を持つ。1875°Fに再熱するとCr炭化物が析出する。焼鈍温度を1900°Fから1450°Fに下げるとMs点は-100°Fから250°Fに上る。最高のMs点は250°Fで焼鈍時間を増すと約300°Fになる。この性質がAM 350 および 355 の熱処理の基礎となる。

以上の性質から3つの熱処理が導かれる。

(1) 1850°F 以上で焼鈍するとオーステナイトになる。これは成形と溶接に最適条件である。

(2) すすめられる方法として、1700~1750°F で再熱して Ms 点を室温よりわずかに上昇させて、-100°F に冷却してマルテンサイトにする。

(3) 1300~1400°F で加熱して Ms 点を約 300°F に上げ、室温迄冷却して普通のマルテンサイト系の鋼のようにマルテンサイトに変態させる。第2番目の硬化処理。

硬化処理のオーステナイト化温度は 1700~1750°F では 1300~1400°F より炭化物析出が少ないので、地のC量が増し高C量のマルテンサイトになり強度が大であり耐蝕性もすぐれる。いずれの硬化処理も 800~1000°F の焼戻を行なう。前者は強度が大で、後者は棒材の衝撃値および靱性を改善する。

前述の通り AM 350 および 355 は成分は類似であるが、C量およびデルタフェライト量が変わるため、炭化物析出および機械的性質がことなる。硬化状態の抗張力は AM 355 が AM 350 より高い。金属組織は両鋼種で全く異なり、AM 350 はデルタフェライトとオーステナイトの間に炭化物が析出する。AM 355 は 1850°F 焼鈍のものはいちような炭化物分布、1950°F では結晶粒が粗大化して粒界に大きな炭化物が析出する。したがって強度は低下する。

製品の種類、要求される性質により熱処理は多少修正される。AM 355 の鋳物についても成分および熱処理が修正される。(落合 治)

PH 15-7 Mo の高温におけるすぐれた強度

(PH 15-7 Mo More Strength at Elevated Temperatures by M. W. Marshall & H. Tanczyn: Metal Progress, Vol. 75 (1959) No.3 p. 121~125)

従来 17-7 PH 不銹鋼が、航空機、ミサイルなどの 600°F 迄の構造用材として多量に用いられている。ジェット機関工学の進歩とともに 1000°F で使用される材料が考えられた。その一つとして PH 15-7 Mo がアームコ社で開発された。この新しい合金はすぐれた引張強さと圧縮降伏点を持ち、1000°F までのクリープ抵抗が非常に強い。成分は下記のごとく PH 15-7 Mo は 17-7 PH に Mo を添加したものである。

	C	Mn	P.S	Si	Ni
17-7 PH	0.07	<1.00	<0.04	<1.00	7.0
PH 15-7 Mo	0.07	<1.00	<0.04	<1.00	7.0

析出硬化処理は TH 1050, RH 950 と呼ばれる。いずれもオーステナイト化—冷却—析出硬化の3段階からなる。

TH 1050 はそれぞれの温度が 1400°F—60°F—1050°F, RH 950 は 1750°F—(-100°F)—950°F で行なう。

固溶化処理は薄板および板の成形に適當である。RH 950 の処理では 1000°F までのどの温度でも 17-7 PH より抗張力が約 14kg/mm² 高い。圧縮降伏点は RH 950 処理の方が TH 1050 よりすぐれる。前もつて応力をかけ長時間加熱した後常温引張試験を行なうと強度がかなり上昇する。この性質は 17-7 PH で得られた結果と匹敵する。1000 h で一定の伸を生ずる応力を比較す

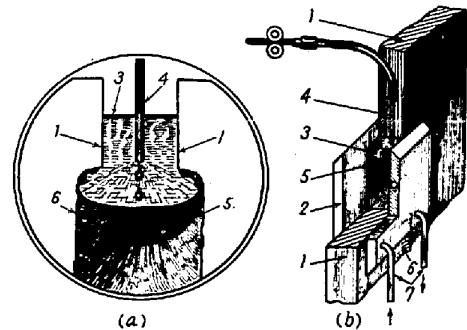
ると PH 15-7 Mo が 17-7 PH よりいちじるしく高い応力である。

製造条件は 17-7 PH のそれを変えることなく PH 15-7 Mo に適用できる。例えらう付け、溶接などでも良好な接手性質が得られる。耐蝕性は硬化処理状態で 18-8 不銹鋼なみではないが 400 系不銹鋼に匹敵する。CH 900 処理では海上の腐食抵抗は 18-8 不銹鋼に匹敵する。強度/重量の比で同種用途の板材と比較すると 1000°F までの抗張力は CH 900 処理 (Hard Temper) で 5% Cr 型鋼につき、442 鋼に匹敵する。この処理で冷間加工性に制限があるので、RH 950 処理にすると Ti-6Al-4V(H.T) と同等である。RH 950 処理の降伏点では 5% Cr 型鋼について 422 鋼と同等である。圧縮降伏点は RH 950 処理状態で 600~1000°F は Ti-6Al-4V(H.T) 材と同等で 17-7 PH (TH 1050 処理) および Ti(C-110M) よりかなりすぐれている。航空機製造者の指導による研究から PH 15-7 Mo は将来の航空機の基本的構造材料として非常に注目されている。(落合 治)

厚鋼板の溶接に対するエレクトロ・スラグ法

(M. M. Barsh, W. B. Heginbotham: Welding Journal, No. 2, 1959, 132~134)

この溶接法はここ数年来ソ連において急速に発達したものであり、アーク溶接とは異なり、熱源として溶融スラグの抵抗熱を利用した方法である。この溶接法を図解するとつぎのようになる。この図において1は溶接しようとする鋼材、2は銅製の水冷ジャケット、3は溶融スラグ、4は電極ワイヤー、5は溶融金属、6は凝固金属(溶着金属)、7は銅製ジャケットへの送水管を示している。



うとする鋼材、2は銅製の水冷ジャケット、3は溶融スラグ、4は電極ワイヤー、5は溶融金属、6は凝固金属(溶着金属)、7は銅製ジャケットへの送水管を示している。

Cr	Mo	Al	
17.0	—	1.2	まず溶接しようとする母材と銅製水冷ジャケットとの間でスラックスを溶融する。このジャケットは溶融スラグと溶融金属のホルダーの役を果す。溶融スラグは電導性を有するために、電極ワイヤー—スラグ—母材と電流を通じると、スラグの抵抗熱のためにワイヤーおよび母材の一部は溶融して溶融金属浴を形成する。溶融金属の熱は伝導により失われるので、金属浴は底部より凝固して溶着金属を形成し、母材を接合することができる。消費されたワイヤーは自動的に供給されるようになっており、また凝固面の上昇とともにジャケットも自動的に上昇するようになっているので、結局母材を自動的に縦方向に溶接することが可能である。
15.0	2.25	1.2	(以下 1304 ページに続く)