

## 討24 極厚2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼エレクトロスラグ溶接金属の特性

新日本製鐵株式会社  
製品技術研究所

○奥村 誠 今井兼敬  
中村治方 常富栄一

### 1 緒言

極厚肉圧力容器の製作技術として、エレクトロスラグ溶接技術は注目されてきたが、低合金鋼圧力容器の製作に適用された事例はそれ程多くなかった。その理由は主として、製作工程上の問題と十分な溶接金属性能を得ることの困難さの問題によるものと考えられる。

わが国における重油直接脱流装置の製作に際し、極厚2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼(A387 Gr.22)のエレクトロスラグ溶接技術の開発が要望され、広範囲な溶接後熱処理条件下で、靱性をそこなうことなく、十分な高温強度を保証する溶接技術を確立し、これの高温(約450℃)使用中の耐脆化特性も実用上、満足しうるものであることが明らかにできた。ここでは開発研究過程でえられたエレクトロスラグ溶接金属の特性を、主として強度・靱性および使用中脆化特性の3点に絞って述べてみた。

### 2 実験方法

実験は、組成を種々変化させた試作ワイヤと市販の中酸化マンガン系フラックスとの組合せで溶接を行い、極厚鋼板(板厚150mm~300mm)への適用という事を念頭において、表-1に示す如き、熱処理を施した後の溶接金属の特性を検討した。特に焼入れ冷却速度(900℃~400℃の平均冷却速度)の値が、10~15℃/mmと低いのは、冷却速度下限値における特性を保証するためである。なおA387 Gr.22鋼を450℃前後の温度で長時間使用した場合にみられる靱性の低下、すなわち使用中脆化の現象に対する溶接金属化学組成および溶接後熱処理条件の影響についても、現在標準的に用いられている加速脆化熱処理法の一つである、G・E・step coolingを用いて検討した。

### 3 実験結果および考察

(強度および靱性)

エレクトロスラグ溶接金属は、調質およびSRの熱処理をうけた後の特性が議論されるため、溶接金属の焼入性の向上と焼もどしまたはSR時の析出硬化を利用することにより、その強度向上をはかることができる。溶接金属の焼入性の向上には、C・Mn各含有量の増加が一般に有効である。この点について検討した結果を、図1に示す。Cの増加は強度向上に有効であり、靱性の低下が顕著でない範囲(約0.14%以下)で増量することが好ましい。Mnについては、1.0%以下(この図では0.75%)の範囲では強度向上に対する寄与が認められるが、それをこえて添加してもほとんど効果なく、むしろ靱性の低下が顕著になる。一方、溶接金属の析出硬化に有効な元素は、V・Nb、Ti等の炭化物生成元素といわれているが、V炭化物(V<sub>4</sub>C<sub>3</sub>)およびNb炭化物(NbC)のようなNaCl型炭化物は、フェライト地中にコヒレントに析出することが指摘されている<sup>(1)</sup>。焼入れマルテンサイトの焼もどし過程で生成されるこのような微細で

表-1 熱処理条件

焼入れ処理	930℃×4hrs 冷却速度:10~15℃/mm
焼もどし処理	665℃×7hrs 冷却速度:空冷
応力除去焼まし(SR)処理	T.P.が190~211の範囲に入る熱処理。 冷却速度:25~30℃/hr
脆化熱処理	G.E. step cooling

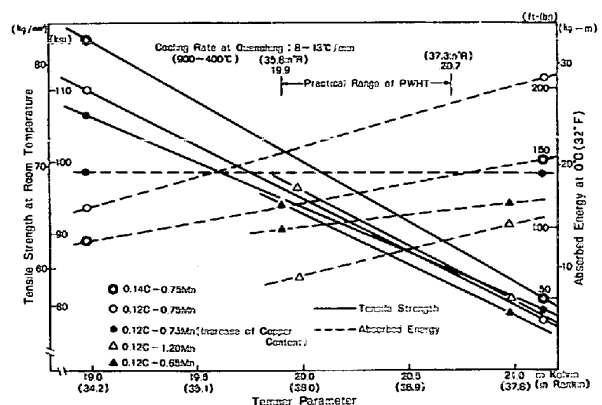


図-1 2 $\frac{1}{4}$ Cr-Mo 溶接金属の常温引張強さと靱性におよぼすC, Mnの影響(0.25Si-0.015V-0.01Nb系)

かつコヒレントな析出炭化物は、それが凝集して大きな炭化物にならない限り、かなりの強化作用が期待される。図-2にVまたはTiを微量添加したエレクトロスラグ溶接金属の常温引張強さを示すが、微量添加により3~4 Kg/mm<sup>2</sup>の強度向上が認められる。このような強度向上効果は、V、Nb、Tiの複合添加によってさらに顕著になることがわかった。しかし、ここで注意すべきことは、溶接金属の靱性が添加元素の種類によって著しく異なる点である。表-2に示す如く、Tiを単独、もしくはV、Nbと複合添加したものは、いずれも比較的低い靱性を示す。これに対して、Vのみを添加した場合にはテンパーパラメータの広い範囲にわたってvEo ≥ 10 Kg-m以上の極めて良好な靱性を示すことが認められた。

以上の結果により、極厚2 1/4 Cr-1 Mo鋼用のエレクトロスラグ溶接金属として、母材と同程度までにC量を増加し(約0.14%以下)、Mn量を0.85%程度に高めて、かつVを0.02~0.03%程度に添加することにより高強度、高靱性の性能を具備できることがわかった。図-3に、T.P.で整理した結果を示す。なお、压力容器の設計では高温強度が重視されるので、実際には高温引張試験を行なって確認し保証することになる。2 1/4 Cr-1 Mo鋼については、435℃における高温引張強さと常温引張強さの間にはかなり良い相関がある。図-4は、エレクトロスラグ溶接金属についてこの関係を求めたものである。これによると、435℃における引張強さを45 Kg/mm<sup>2</sup>とするためには、常温の引張強さを少なくとも、56 Kg/mm<sup>2</sup>以上になる様、成分設計する必要がある。

(使用中脆化)

最近、各種高温压力容器において、長期間にわたって使用した後に靱性の変化を調べると、母材および溶接部、特に溶接金属の靱性が劣化する場合があり、注目されている<sup>(2)</sup>。2 1/4 Cr-1 Mo鋼については、重油直接脱流プロセスの稼動温度(400~450℃)においてこの現象が認められている。

この種の脆化の程度の判定には、脆化処理前後におけるシャルピー破面遷移温度の増加量が用いられることが多い。しかし、筆者等の考えでは、脆化処理前後の破壊機構が相違する、すなわち写真-1に示す如く、脆化処理前では単純な劈開脆性破壊(凝劈開破面)であるのに対し、処理後では粒界脆化を伴う脆性破壊(凝劈開破面と粒界破面の混合)である点に注目すると、破面遷移曲線のシフト量の有する物理的意味は希薄であり、むしろ脆化処理後における破壊靱性の絶対値が実用的にも重要と考えている。従ってここでは、脆化の評価に、vTrsのほか、加速脆化処理後のvTrsおよび次式で与えられる

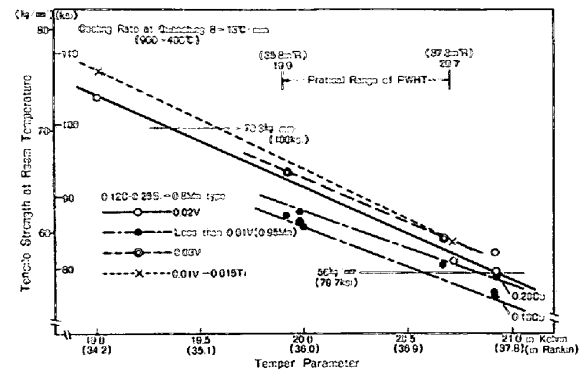


図-2 2 1/4 Cr-1 Mo 溶接金属の常温引張強さにおよぼすV, Tiの影響(0.12C-0.25Si-0.8Mn)

表-2 微量添加元素による靱性値の比較(0.25Si-0.8Mn系)

SR 条件 T.P.	0℃吸収エネルギー、vEo (Kg-m)					
	0.01V 以R095 Mn)	0.015V	0.03V	0.015Ti -0.010V	0.015Ti -0.020V -0.010Nb	0.02Ti -0.03V
19.0	—	16.5	—	3.8	4.3	1.7
19.8	18.3	—	19.2	—	—	—
20.7	—	16.5	20.3	4.8	—	6.1
20.9	16.5	21.7	—	—	6.4	—

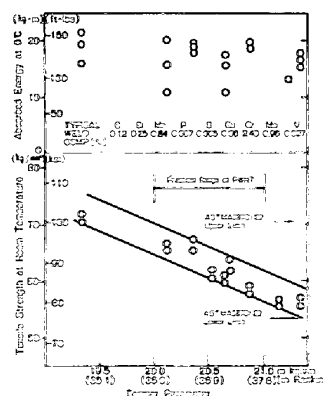


図-3 0.85Mn-0.02V系溶接金属の常温引張強さと吸収エネルギー

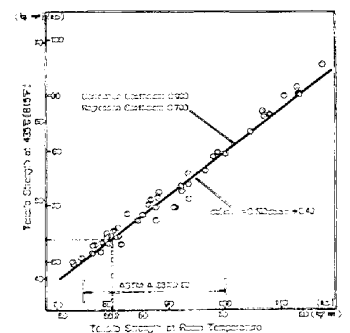


図-4 2 1/4 Cr-1 Mo 溶接金属における常温引張強さと435℃における高温引張強さの関係

Gulf 社提唱の熱脆化指数 (T.E.P.) ともしうべき値を用いて検討した。

$$vTr40(SR)+15(vTr40(G.E.S.C)-vTr40(SR))$$

ここで、 $vTr40(SR)$  : 脆化処理前の 40 ft-lbs (55 Kg-m) 遷移温度、

$vTr40(G.E.S.C)$  : G.E.S.C 法による脆化処理後の 40 ft-lbs 遷移温度

を示す。

Bruscatto によれば、 $2\frac{1}{4}Cr-1Mo$  被覆アーク溶接金属の使用脆化は (Si + Mn) 量のほか、 $\bar{X} = (10P + 5Sb + 4Sn + As) / 100$  (PPm) で表わされるトランプエレメントの合計量で支配される<sup>(3)</sup>。図-5は、エレクトロスラグ溶接金属について  $\bar{X}$  量と使用中脆化の関係を調べた結果であるが、脆化は  $\bar{X}$  値の増加により若干増加する傾向は認められるが、それ程大きくないことがわかる。現在の溶製法で製造される溶接ワイヤでは  $\bar{X} \approx 10$  であり、このレベルで、さらに不純物を低減して使用中脆化を軽減することは実用上意義が小さいといえる。使用中脆化に対する、Si および Mn の影響に関しては、従来いずれの元素ともその含有量が低い方が小さいと報告されている。エレクトロスラグ溶接金属についてその点を検討した結果、Si については、その含有量にほぼ比例して、脆化感受性が増加する傾向

を示したが、Mn については、図-6に示す如く、熱脆化軽減に対して最適な含有量が存在するという結果を得た。この理由については、Si と同様、現在のところ不明であるが、被覆アーク溶接でも、この様な傾向が認められており、興味ある現象と言える。なお、熱脆化軽減に関して最適な Mn 量 (0.7 ~ 0.85%) は、強度向上のために添加する適正量とほぼ一致していた。図-7は、Cu について整理した結果である。Cu の影響については、従来全く注目されていなかったが、図に示す如く Cu 量を減少すれば、脆化の程度を軽減できることがわかり、従来、強度を保証するため、若干の Cu を添加するということが考えられてきたが、熱脆化の点を考慮すると、むしろその他の元素、たとえば C、V 等で強度を保証することの方が望ましいといえる。ところで以上の諸点は、溶接金属の平均的な化学成分値に対する現象を検討したものであるが、写真-1でも明らかな如く、脆化は粒界面で生じている粒界脆化が関与した現象である。この観点から、代表的な試料を選び脆化処理後の試料について脆化破面の観察と破面近傍の成分偏析を走査型オージェ電子分析により検討した。図-8は、P の粒界偏析量 (オージェ相対強度 :  $I_P / I_{Fe}$ ) と熱脆化 (G.E. Step cooling 後の  $vTrs$ ) の関係を示したものである。高 Mn 系試料を除くと、両者の間に良好な直線関係が得られ、P の粒界偏析が、熱脆化の一つの主因である事がわかる。そこで、この様な粒界への P の偏析挙動におよぼす他元素の影響に着目し、Mn および Si と P のオージェ相対強度における相互関係を調べた。図-9によると、粒界への Mn、Si の偏析量が大きいものは、粒界への P の偏析量も大きいという傾向があり、Mn、Si が脆化に対し間接的役割を果している事がわかる。

なを、図-8、図-9における高 Mn のデータにみる如く、P の粒界偏析量は小さいにもかかわらず、Mn の偏析量および脆化が極端に大きいことから、熱脆化現象に関し Mn 偏析量の単独効果も存在すると推定された。なお、Cu については、溶接金属中の Cu 含有量と粒界破面

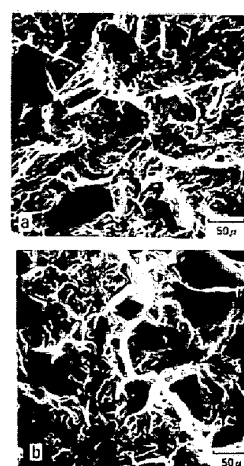


写真-1  
0.85Mn-0.02V系溶接金属のSR状態およびSR後、加速脆化処理(G.E.S.C)を施した状態の衝撃試片破面のSEM写真(a)As SR (b)G.E.S.C

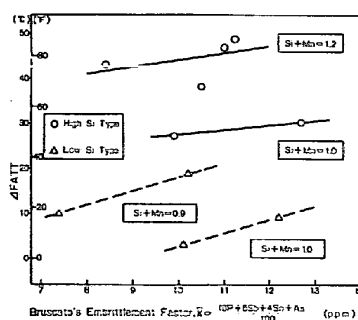


図-5 熱脆化感受性におよぼす不純物元素の影響

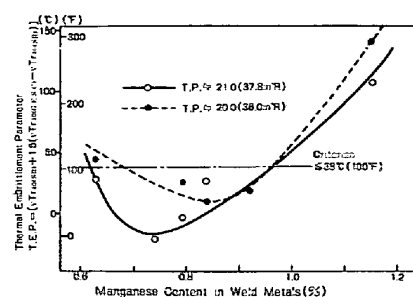


図-6 熱脆化感受性におよぼすMnの影響

におけるCuのオージェ相対強度とは直線関係を示しており、溶接金属中のCu含有量を、0.10%以下に保つことが熱脆化に対し有効である事が確認できた。更にCおよび炭化物形成元素であるCr, Moの粒界偏析挙動に着目すると両者の間に相関がみられ熱脆化現象と析出物挙動との関連が示唆される結果が得られた。

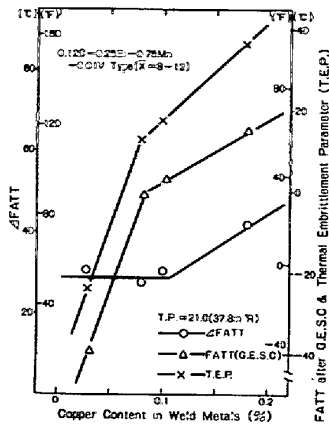


図-7 熱脆化感受性におよぼすCuの影響

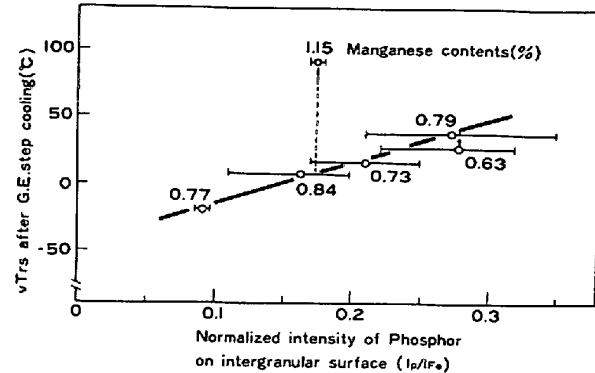


図-8 Pの粒界偏析量と熱脆化との相関

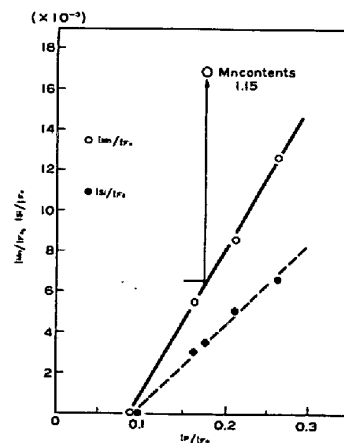


図-9 Pの粒界偏析量とMnおよびSiの粒界偏析量との相関

〔参考文献〕

- (1) 例えば谷野・鋼中炭化物の結晶構造と析出の特徴・日本金属学会報 Vol.11(1972), No.3,
- (2) 例えば R.A.Swift, "Temper Embrittlement of Pressure Vessel Steels" Wdg.Jrl.Res.Suppl.Vol.52(1973), No.2, 57s-68s
- (3) R.Bruscato: "Temper Embrittlement and Creep Embrittlement of  $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Shield Metal-Arc Weld Deposits", Wdg.Jrl.Res.Suppl., Vol.49(1970)No.4, 148s-156s