

溶接過程中の溶接熱制御論*

— DWHC法の提案 —

A Proposal How to Control the Cooling Velocity of the Welded Joint During Welding

渡 辺 正 紀¹⁾

Masaki WATANABE

この方法はすべての材料に対して適用しようとするものではない。然し材料によっては急冷による有害な影響をうけない材料（例えばアルミ材，ステンレス材 etc）や特に低温靱性の要求される低温用鋼を主たる対象とするものであり，急冷効果によりステンレス鋼の Cr 炭化物の析出，凝固温度直下の高温ワレやフェライト系ステンレスや低温用鋼のボンド附近の粗大粒の発生防止や溶着金属の靱性向上を狙ったものである。

本報告は完成されたものではなく，研究費をうけたここ1年トライアンドエラーの予備試験を行って来た成果で，将来の実用化に対する基礎資料として取りまとめたものである。

はじめに

1. 緒 言

2. DWHC法の新提案とその背景

- (1) T-1 鋼 (Q, T 鋼) 技術導入と当時の溶接界事情
- (2) 多層溶接におけるパス間温度制限の事情
- (3) 最近の高級鋼の発展と溶接
- (4) 溶接金属の特性向上の為の新しい提案

3. DWHC法の概説

- (1) 液化窒素用可燃性ホースの試作
- (2) DWHCの実験装置
- (3) 冷却能率改善策への考察

4. 応用事例

- (1) ステンレス鋼への応用
 - (a) オーステナイト系ステンレス鋼
 - (b) Cr 炭化物析出対策
 - (c) 安定化ステンレス鋼に対する適用
 - (d) 高級度フェライト系ステンレス鋼
 - (e) 含 N₂ オーステナイト系ステンレス鋼
- (2) 低温用鋼，高張力鋼への応用

5. 結 言

*昭和57年3月9日原稿受理（本法については特許申請中）

1) 工学部教授

はじめに

現在程多様化の叫ばれる時代は未だかつてなかったといっても過言ではなからう。溶接技術界においてもおたふんにもれず、溶接方法も多様化して来た。目的は一つの方法に限定する事なく、高品質で生産性のよい手法の選択にある。本報告は過去において一度も試みられなかった溶接過程中の制御論(DWHC)を展開し“私の長年の構想”の実用化の第一歩的段階のもとである事を先に断っておく。

1. 緒言

溶接は継手工法の一種で、現在あらゆる金属の接合を可能ならしめる段階に到り、各種産業の基本的技術としてニーズに答えるため、各種の溶接工法が実用化されるに到っているが、機械、船舶、橋梁、厚子力発電工業など大型構造物の溶接には溶融溶接(fusion welding)が主体であり、この傾向は将来とも続くであろう。

一方、構造用鋼材並びにその継手性能への要求はますます厳しさを加えている。母材と接手部の強度は勿論(一般工業的には80キロ級高張力鋼、耐深海調査船、ロケット本体等には降伏点100~200キロ級が要求される)、破壊力学(fracture mechanics)的要求よりその靱性確保、高温用または低温用圧力容器への対応、更には品質管理上の非破壊検査、環境による腐食、応力腐食割れに対する考慮、更には生産性向上のための対応等、種々の問題をかかえ一步一步それらの解決に対応して来た。

戦前の溶接は現用の鋼材をいかに溶接するかにあったが、戦後は溶接に合致したいわゆる溶接用鋼材が製造されるまでに到り、溶接性の悪い材料は売れないという段階に到っている。また破壊力学や非破壊検査技術の台頭と発展の気運を作ったことは何人も否めない事実である。

最初は鋼材と溶接は共に進んで来たが、鋼材メーカーはいわば設備産業であり、品質においても生産性においても溶接産業と格段の相違があり、現状においては次々開発せられる高級鋼に溶接金属部は立ちうち出来ない部門が多数出て来ている事は否めない事実である。

本稿はこれに対する一手段として、溶接過程における溶接熱制御法(During Weld Heat Control, DWHC)についてその筆者の新しい提案を行い、現在すぐとはいかなくとも新しい芽生えを期待するものである。

2. DWHC法の新提案とその背景

筆者がDWHCを考慮するに到った思想的背景をのべればその利用法は自ら明になるであろう。

(1) T-1鋼(Q, T鋼)技術導入と当時の溶接界事情

昭和28年頃米国USS社からT-1鋼が紹介され、後に日本製鋼の2H鋼が一世を風靡した。当時の溶接界の全般的な意見は神戸製鋼所発行“溶接棒各論”(昭和34年、改訂昭和39年)の221頁に“調質鋼のすぐれた特性はその熱処理効果に負う事が大きい。しかし溶接部は調質する事は不可能に近い。従って溶着鋼成分設計には母材成分とは無関係な良好な特性を……”といった意味が書かれている事に代表されよう。

上述著書の中の“溶接部は調質する事は不可能に近い”との記述に当時筆者は多大の関心もち、溶接ビード波形にそった電極を作りジュール熱による加熱、あるいはインダクションヒーティングによる加熱を考えたいことがあるが、冷却方法により手段が考えられなかった。水冷することは現場作業環境を悪くするのみならず、溶接部分に、水素の混入を来たし、水素脆化や遅れ割れの原因となる恐れがあるからである。

溶接部の有効な“冷却方法”の開発はその当時から約¼世紀にわたり、念頭から離れなかった。

※ 6000m級深海潜水艇では耐力120/mm級の10Ni-8Co鋼が候補とされている。

(2) 多層溶接におけるパス間温度制限の事情

(最近におけるパス間温度に対する認識の変化)

最近の高張力鋼用溶接棒のカタログにはよくパス間温度は 100~150°C 以上にしない事などの注意書きが掲載されている。

元来層間温度 (interpass temp. or interlayer temp.) というのは、多層溶接において、次の層を始める時の前の層の“最低温度”と定義されたもの (溶接学会用語辞典 1971 年版) が最近では“最高温度”を規程する方向に変わっている。

これは溶接材料の向上により従来のように冷却速度を遅くして熱影響部 (HAZ) の硬化、拡散性水素の脱出や溶接熱影響部 (HAZ) の低温割れ防止に主体をおき、溶接部の靱性向上を狙ったことはいうまでもない。

一方、層間温度の最低限度 (これ以上の温度ではいけない) を決める事は自動溶接で連続溶接をする場合、温度がそこまで下らないうちに次の層をおきかねない。生産性を考えると冷却方法が何らかの方法で考えなくてはならない。

そのため現在直面している問題で、ある程度目的達成のため DWHC 法の適用が考えられるが、これは後に附記する。

(3) 最近の高級鋼の発展と溶接

最近の鋼材の発展はめざましく、しかもその設備産業の特質をフルに生かし、高品質の鋼材が続々製品化されており、その溶接金属はこれに追従するのが精一杯というより、場合によっては例えば high Ni の溶接棒を採用したり、フェライト系鋼材に対して全く異種材のオーステナイト系の溶接棒を採用せざるを得ない場合すらある。

次に最近における鋼材の発展状況を概括してみることとする。

一般に常温の降伏点、引張応力が使用される場合には強度、延性に及ぼす合金元素の調整だけ行ってきたが、最近の動きは、高級鋼の要求に答えるため、各種の方策がとられている。

a) 焼ならし—熱間圧延の鋼板中に存在する粗大化した結晶粒、局部的凝集炭化物、加工組織の均一化、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態による組織の微細化をはかる。強度変化はたいした事はないが、靱性はよくなる。結晶粒度微細化元素 (Al, V, Ti, Nb) ことに Al はオーステナイト微細化に役立つ。

b) 焼入れ、焼もどし—どぶ漬け、プレシヤクエンチ、ローラクエンチと焼入れ方法は、漸次改善をみたが、下部ベーナイトとマルテンサイト混合組織を与え良好な靱性を与える。更に組織の安定化のため 500°~Ac₁ 点間焼きもどしを行う。

c) コントロールローリング—ラインパイプ素材製造から出発し、近年とみに発達した組織の微細化により強さと靱性の向上をはかった。Q, T 材よりも低炭素で可能。

d) 溶接性を考慮した成分設計

(a) 溶接部の熱影響部 (HAZ, Heat affected zone) の硬化性を考えた炭素当量 (Ceq) の式

(b) 溶接割れ (とくに低温割れ) を考慮した PCM 値の設定 (溶接協会規格 WES 3002)

e) 高純度鋼 — 製鋼精錬方式の発達

(i) 溶鉄の予備処理 (脱硫) (ii) 上吹, 下吹転炉製鋼

(iii) AOD 炉, VOD 炉等の特殊精錬

(iv) VIM (真空誘導溶解) VAR (真空アーク再溶解)

(v) ESR (エレクトロスラグ再溶解), PAM (プラズマアーク溶解),

EBR (エレクトロンビーム溶解) 法等の特殊溶解精錬

最近、高純度フェライト系ステンレス鋼は AOD, VOD 法により造られている。

f) 清浄化と介在物制御のためのカルシウム鋼

g) 圧延直後の赤熱鋼板の加速冷却

日本鋼管では「オンライン加速冷却法 (OLAC) の実用化を試み、圧延機の後に長さ 40m の冷材装置をつけ、各部の冷却速度、温度を制御しながら冷却する。圧延直後の 700°~800°C 鋼板を 500°前後まで 15°C/sec で急冷すると公表している。

これは制御圧延のみでは性能改善に限界があり、〔(制御圧延による細粒化) + (圧延後の強冷却)〕により、1) 更にフェライト細粒化 2) 微細なベイナイトの混合組織を与え靱性を高めようとしたものである。

これに対して溶着金属の方はどうであろうか。鋼板の方は圧延加工を行っているが、溶着金属は鑄造組織のままであり、また前述の如く熱処理が一般には行えなかったが母材が軟鋼の時にはC量を更に低めにとり、また脱酸エレメントを高めにとるなどの成分設計に主体をおくことにより、充分鋼板の特性に答える事が出来た。然し現状のように鋼が高級してくると、ただ成分設計のみにより立向うのみことが甚だ困難になって来た。

これに対して著者は多大の関心をもち、単なる成分設計に頼らず、次節にのべる方法を提案している。

(4) 溶着金属の特性向上のための新しい提案

前述の如く溶接用鋼材の発展に伴い、ほぼ同一系化学成分のものでは鋼材の諸特性に著しく劣るため、いわゆる異材溶接ともいべき溶接材料(前述の high Ni もこの一例)が使用されるに到っている。

筆者はこの点に関連し、次の方法を提案している。

(a) 高純度溶接金属法の提案

現在LNG用タンク用鋼材として注目されている 9% Ni 鋼用として欧米国を含めて Ni が70% 以上も入ったインコネル系の溶接棒が使用されている現状に対して、母材とほぼ等しいが少し高め Ni 含有するいわゆる共金溶接材の開発を試みた。

それには溶接材には母材に対して行われていない方法を採用するにありとの観点より、高純度法を採用することにした。

Ar 気流中の溶接は、溶接作業としては準真空溶解に相当する。そのためには溶接ワイヤも真空溶解してつくったものを使用しなければならない。当時、実験室的には真空溶解したものについての実験はあったかも知れないが、筆者の場合には真空溶解により脱ガスを出来るだけ行わしめるといふ基本姿勢をとった。

これが筆者の開発した 9% Ni 鋼の共金溶接材である。(造船学会論文集 No.132, 昭47)

即ち、高純度溶接金属法とは、真空溶解法などによる高純度ワイヤを使用したアルガスシールド溶接法をここではさすことにする。

(b) DWHC法の採用

(a)の方法は溶接部の有効な熱処理法が未開発であったために、とくに採用したものであるが、溶接はかならず純Ar気流中で行わなければならない為TIG溶接ではよいがMIG溶接では気泡が発生し易い嫌いがあった。*若し溶接熱処理法が行われるようになれば、更に有効な成果を挙げ得ることは予想にかたくないと思う。

(c) 高純度溶接金属法とDWHC法の併用

例えば特殊な冷却法をとった場合、溶着金属の純度が乱されないよう工具の工夫がある程度なされるべきと思う。

* 筆者の研究がシールドガス組成の溶接特性に及ぼす研究のきっかけになったと自負している。(溶接協会、棒部会、溶接の研究 No.18 (昭和53年)) 最近川鉄でREM含有棒としてこの点を解決した報告あり又実用化されつつある。

3. DWHC法の概説

(1) 噴流液化窒素の衝突による冷却と可撓性ホースの試作

液化窒素に浸漬し試片を冷却することは、鋼板の低温脆性試験において使いなれた方法で、特に液化天然ガス (LNG) の液化貯蔵タンクに使用される 9% Ni 鋼は液化窒素温度 (-196°C) で試験が行われ、使いなれた方法であるが、これをそのまま溶接過程中使用する事は出来ない。

そこで銅管でポンベより導いた液化窒素を噴出させ被溶接体を移動さす方式を考えたが、実験室用としてはともかく、大型電量物を移動さすことは不得策で、溶接ヘッドを移動さす事が正統法である。そこで flexible horse が是非必要であり、昭和53年春頃日本酸素の森井泰氏と相談した。約1年位たって3mのホースを入手したが、作業中液体とガスが混合して出るため、更めてホースを二重管にし、ホース孔から一杯に液化 N_2 (LN_2) が出るようになったが、この間約半年、ホースを実際に入手出来たのは昭和55年春頃の事である。

本ホースを利用して、溶接部の予冷や溶接終了後の冷却は可能になる。これについては溶接過程中的冷却とは厳密にはいえないかも知れないが広い意味ではDWHCの範囲と考えてよかろう。

(2) DWHCの実験装置の試作

第1段階の実験装置としてTIG溶接ヘッドに液化窒素噴出ホースを一緒に走らせる事にし、ガス切断用走行車にセットした。第1図はその略図を示し、装置全体並びにトーチ附近を写真に示す。

最初の液化窒素流を出せばTIG溶接用のAr気流を乱す恐れがありと考え、普通TIG溶接時のafter shieldに行われる如く、流れをマイルドにするためステンレスのアミを3枚重ねて行ってみたが、試験体にjet流が直接当たらないため冷却能力が不足するので、液化窒素ホースを図の如く傾け、直接jet流が金属表面に当たるようにしたが、図のDの

長さを加減すればAr流を乱すことなく充分冷却を行うことが出来た。

但し、この場合Dの距離が溶接金属の冷却開始温度に関係することはいうまでもない。

第2図は予備試験として $150 \times 26 \times 6$ の鉄板を予め炉中 900°C に加熱したものにjet流をかけた時の表面温度変化をテンプリスティックで測定したものである。本方法の目的は 900°C から 500°C までを強制冷却し、後は自然放冷したものである。溶接金属の靱性向上のためには母材の強制範囲にならって行

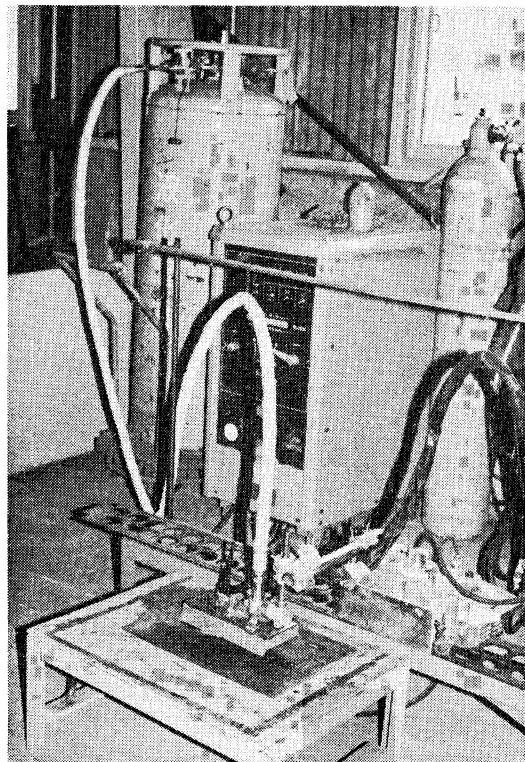


写真1 全体図：TIG溶接装置 (Arボンベ, TIGトーチ) 並びに液化窒素ボンベより導かれたフレキシブルホースを示す

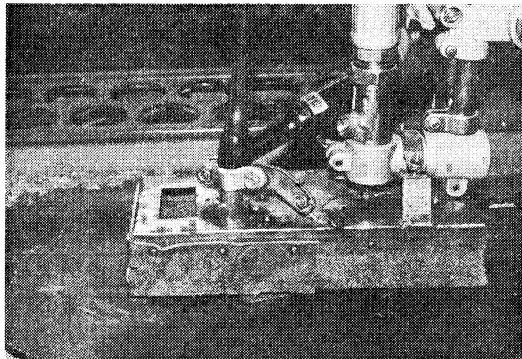
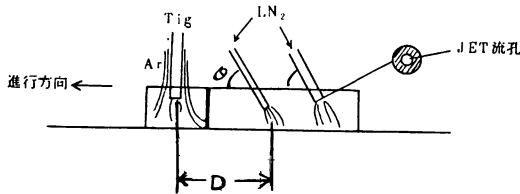
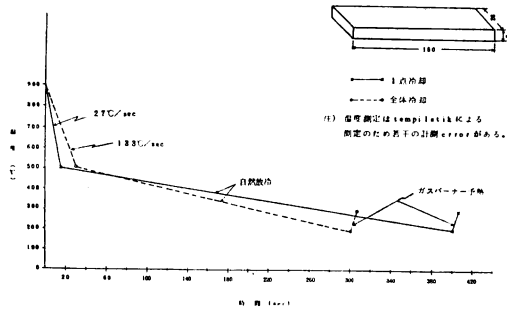


写真2 トーチ附近の状況を示す



第1図



第2図

たもので、冷却を線上に行ったものと、附近全体に jet 流をかけた場合とを示す。夫々の場 500°C までの冷却速度は大略 27°C/sec と 13.3°C/sec となっており、jet 流の当る巾の広い方が冷却速度は大きい。

そのためには jet 流のホースをウィービング（首振り）さすか jet 孔を並列して行った方がよいことを示唆しているが、その確認の段階に到っていない。

jet 流による冷却は、液流が破断した液滴群となって表面に衝突しており、厳密には非連続流体としての熱伝達係数を求める必要があるが、これは将来の問題として特性的に、単位時間、単位面積当りの流量を集積（＝体積流量密度）して、連続流体とみなした場合の流速 V を考えると

$$V = \sqrt{(\text{体積流量密度}) \times (\text{衝突速度})}$$

で表わされる。

これは液化窒素の運動量を表わすとみなされ、また熱伝達にも関係する量であることは、金属表面に発生する蒸気膜を打ち破るためには、上式の V の大なることが必要となることが推定される。

衝突速度はポンペ中の圧力に關係するが、ノズルト金属板の表面距離 h に關係するが、今の場合には、ポンペ圧も規程のものを利用し、かつ h の値を実用上自らの制限があり、また噴流の方向 θ も、溶接気流を乱さない必要がある、その制限されるところが多い。

またその移動速度も DWHT の場合、溶接速度と同じにする必要がある。このような条件下における冷却効率を高めるためのノズルの工夫が状況に応じてなされなければならない。前にものべた如く目下試作改良につとめている。

(3) 冷却能率の改善策への考察

一般にエネルギー密度が各種溶接法の比較に使用されるが

| 熱源の種類 | | エネルギー密度 [KW/cm ²] |
|---------|-------------------------|-------------------------------|
| ガス 焰 | 酸素-アセチレン炎 | ≈ 1 |
| | 酸素-水素炎 | ≈ 3 |
| アーク | オープンアーク (アルゴンアーク, 200A) | ≈ 15 |
| | プラズマアーク | 50~100 |
| 電子ビーム | パルス | 10,000以上 |
| | 連続 | 1,000以上 |
| レーザービーム | パルス | 10,000以上 |
| | 連続 | 1,000以上 |

の数値が挙げられている。(荒田編溶接工学)

すなわち、エネルギー集中の高いもの程深とけこみを示すを起すことは当然として、溶融池も小さく、溶接金属量も小量になしうる。溶融池の温度について西口教授は軟鋼の場合定常、非定常にかかわらず、ほぼ均一で融点の直上にあると報告している。(関電報告 昭.56.6)

溶接変形は溶接金属量に左右せられることは衆知の事実であって、電子ビーム溶接による変形の少ないことは一般によく知れている。然し現実に溶接する場合は一般のアーク溶接が主流を占める。

一般に鋼の場合 800°C→500°C の冷却速度について次の関係式が知られている。

$$S \propto KJ^{\eta} \quad (1)$$

$$S \propto 1/(\text{常数}-\text{予熱温度})^2 \quad (2)$$

の関係が知られている。

ここに、Jは溶接入熱（アーク溶接ビードの単位長さ当りの供給される電気エネルギー）で次式で与えられる。

$$J = \frac{60VI}{v} \text{ [joule/cm]} \quad (3)$$

V：電圧　I：電流　v：溶接速度

又アーク溶接により母材が吸収した数量Q (cal) はビード長さ l (cm) とすると

$$Q = 0.24\eta J l \text{ [cal]} \quad (4)$$

ここに

η ：母材に対する熱効率を示し、母材の種類と溶接法により異なるが、ほぼ次の値位といわれている。

$$\eta \geq 0.7 \quad (\text{溶極式})$$

$$\eta \doteq 1.0 \quad (\text{フラックスで保温されるサブマージアーク})$$

$$\eta \doteq 0.5 \quad (\text{非溶極式, 溶滴による熱移送なし})$$

勿論、(1)、(2)式は同一溶接法に対する実験公式で、溶接法が異なればこれらの式の常数の異なることは当然であろう。

今の場合、問題にするのは(3)に示すJ値より(4)に示す母材が吸収した熱量Qが問題であり、一般には、1) 大気中への放熱と 2) 熱伝導により吸収されるが、これを急冷してやると、その量は急激に減少すると共に、熱伝導量を極端に押えることになる。

一般に1)、2)式より

1) 入熱量の制限

2) 予熱温度も溶接割れを防ぐ意味での最低限度におさえる。

とされている、更に積極的に

1) 場合によっては予冷を行う ((2)式より)

2) 溶接後出来るだけ早くから強制冷却を行う

3) 冷却気流中の溶接法の開発

などが考えられる。

予冷 (pre-cooling) の概念を提案したのは筆者が最初であろうと思われ、一般溶接技術者の概念には仲々受け入れられないかも知れないが、そもそも予熱の概念は耐水素割れに主として提案されたもので、現在では予熱なし鋼 (pre heatless steel) も開発されている現状において、高張力鋼だから予熱しなければならないという必要もなかろう。また現在鋼のC成分は製鋼技術の発展に伴い漸減している。

また溶接用材料も極低水素系のものが発展して来ている。

勿論、水素が重要な因子になる低温割れに対しては、(アーク直下のピーク温度) →100°C 又は 800°C→300°C の冷却時間を考慮する必要があると報告した文献もあるが、筆者の考えでは500°C位まで急冷した後、ガス焔で加熱し、500°C以下の冷却速を出来るだけ遅くし、水素の放出を助ける事としたい。(第2図参照)

勿論オーステナイトステンレス鋼の場合には水素による割れが起り難い場合には問題にはならないであろう。

次に2) について出来るだけ早く冷却を始めるとしても第1図のD、(溶接位置と液化窒素放出孔の間隔)に関係するので、とくに高温割れの発生し易い場合には、予冷をしておいたり、また状況によっては3)にのべたように低温アルゴン気流中で溶接することも考えられよう。

実験としてはU字管を二重にしLN₂を外側に流し、真中の管よりArを流出する方法を採用したが、約-18℃位になるとArが固化して放出しなくなる。

液化アルゴンより気化して使用すれば更に低温溶接も可能と考えられるが、気化器が入要で特別な設備が必要であろう。

4. 応用事例

DWHC法はすべての鋼に適用しようという気持はない。現在溶接界の一般的趨勢は経済的に高能率化が一番叫ばれ、その条件下において高品質という事が要求せられる。

然し鋼材の方は設計的に特定の要求がなされる場合には例えば同じ規格材であっても、それぞれextra 価格が要求せられるのに対して溶接の場合には、それ程厳密なコスト計算のための見積計算がなされるべきと思う。

次にDWHC法の適用は品質向上に主眼をおいたものであり、また本法は冷却操作を含むため、従来の予熱をしなければ割れるような材料[※]に対して敢えて適用しようという気持は毛頭ない事をお断わりしておく。換言すれば高級鋼を対象とし、より性能アップを狙ったものであることを附言しておきたい。

次に二、三の応用例についてのべる。

(1) ステンレス鋼への応用

(a) オーステナイト系ステンレス鋼

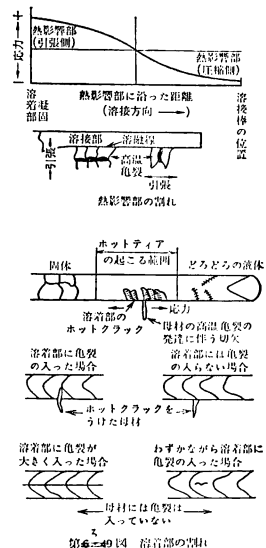
オーステナイト系ステンレスの溶接には一般に母材よりhigher grade の組成をもった棒で行われているが、この点については筆者も異論はないが、溶着金属が完全オーステナイトの場合には第3図の如く高温割れを起し易く、また溶接後の熱処理や長時間高温使用により割れが発生し易いために3~5%のフェライトを含む化学成分が調整されている。第1表と第2表は米国における火力プラントの割れ事故例と対策を示したものである。また第3表は市販溶接棒の耐食テスト結果を示す。即ちフェライトを含有さす目的は

1) 溶接時の高温割れ防止

2) 高温使用中の割れ防止

という事になっているが、(1)については多くの実験結果により確められており異論はないが、2)については、いわゆる溶接時の高温割れが論ぜられる程の高温に使用する筈がない。むしろ含有フェライトが δ 化し脆化する恐れがある。

圧力技術 (Vol 18, No.5, 1980) 渡辺十郎外 2名の論文報告によると、脱硫リアクタのType347ステンレス鋼(18-8-Nb, Nb及びTaを含め耐粒界腐食性を高めたもの)のすみ内部割れについて報告を行い、溶接金属中の δ フェライトがPWH



第3図 溶着部の割れ

※ ガス焰による予熱の上溶接する工法は昔から行われているが、大構造物では実際問題として困難であり、多大の工数を要す。これに対して筆者の主催する造船部会で予熱ナンで割れの心配のない50キロ級鋼の開発を製鉄メーカーと共に行った。(現在予熱不要鋼ともいわれている)

T (Post Weld Heat Treatment) によりσ脆化する事を述べている。

第1表 火力発電プラント長期間運転後の溶接部付近検査結果

| Unit | 発生時期検査時期 | 発生箇所 | 観察結果 | 原因 |
|-------------------|-------------------------|---------------------------------------|---|--|
| Sewaren | 1951年4月 (運転後17箇月) | No.28 weld | main crack は overlay bead より出発し管内面に向かっている。外面8°長, 内面2°長の大きさである。second crack は backing ring と pipe の境目から出発している。 | piping についての応力の測定結果, 計算値より高い値を示しているのですえ付時に管の可撓性を増加させ, 溶接は市販 347 形溶接棒により溶接後 1925°F で応力除去焼なましを行った。 |
| No.3 Unit | 1951年11月 1952年3月 | No.38 weld No.37, 38 & 64 weld | 上と同じ状態で粒間に沿って進行している。 上と同じ | |
| Sewaren No.2 Unit | 1954年1月 (運転後62箇月) | No.47 weld No.22 weld | 融合線に沿って母材側全円周にわたって発生している。 | |

第2表

| Unit | 溶接施行法 |
|-----------------------|--|
| Sewaren No.1 Unit | backing ring を使用し, 19-9Nb (ferrite 5~10%) および 19-9-W-Mo 溶接棒で予熱なしで溶接した。工場溶接では 880°C, 現場溶接では 730°C の応力除去焼なましを行なった。 |
| Sewaren No.2 & 3 Unit | 19-9-Nb 溶接棒で No.1 Unit と同様の溶接を行なった。ただし, 現場溶接のものには溶接のまままで運転を行なっている。使用後点検時の割れの補修に対しては low ferrite 19-9-Nb 棒 (ferrite 3~6%) を用い, 1070°C での溶体化処理を行なった。 |

第3表 市販溶接棒の耐食性

| 溶接棒種類 | 符号 | 腐食液 | 腐食減量(g/m ² h) |
|---------|----|-----------------------------------|--------------------------|
| D 308 | B | 40% HNO ₃ | 0.114 |
| | C | | 0.034 |
| D 308 L | A | " | 0.023 |
| | C | | 0.102 |
| | D | | 0.028 |
| D 309 | A | " | 0 |
| | B | | 0 |
| | C | | 0 |
| | D | | 0 |
| D 316 | B | 5% H ₂ SO ₄ | 4.91 |
| | C | | 3.95 |
| D 316 L | A | " | 2.45 |
| | C | | 2.19 |
| | D | | 4.42 |

量を極少化する工夫が種々なされている。筆者は純オーステナイト棒の入手が困難なため実験するに到っていないが, 高温脆化域を短時間通過さす方法により解決の道を考えたいと考えている。

(b) Cr 炭化物析出対策

元来, オーステナイトステンレス鋼は 1,100°C 前後の温度に加熱し, 炭化物をオーステナイト中に固溶させ, 常温にまで急冷して使用している。然し溶接により 550~800°C に加熱されると, HAZ 部でこの温度にさらされる部分に粒界腐食を起し, いわゆる溶接衰弱(weld decay)起す。(第4図参照)

前述の如く実用棒は 4~12% フェライトを含有し, 高温割れを防いでいる。高温割れの研究は多くは1950年代の研究が多く, 合金元素の影響 (Mo, Mn, Ni, C は割れ減少に有効, Nb, Si, P, S は有害), フェライト効果が論ぜられ

Kauhausen (独) 19Cr-13 Ni-5Mn (1955年) バブコック社 (米) Craloy 16Cr-8Ni-2Mo (1956年)

が注目された時代があった。

Nippes らの RPI 高温延性試験により, 冷却過程での延性が加熱過程のものと同程度と異なるないと論じている。その後殆んどこの種の研究をみない。

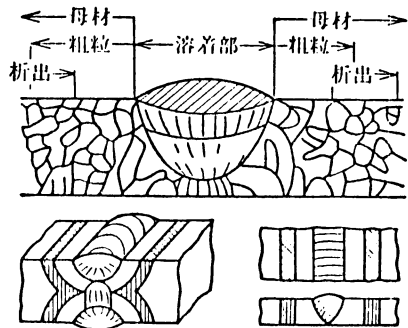
次第に使用状態がシビアさを要求せられる場合, σ 相の問題とは別に磁性が問題視される場合も起り得る。

Ferrite-less オーステナイト棒の開発提案

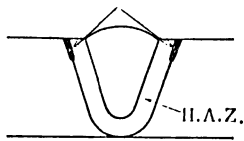
以上のような理由で現在はオーステナイト系ステンレス棒にはフェライトが含有せられているのが当然視され, フェライト・レス棒については殆んど研究されていないが, フェライト

これは Cr 欠乏説が唱えられており、ステンレス鋼が鋭敏化される (500~800°C加熱) と結晶粒界に Cr炭化物 ($Cr_{23}C_6$) が析出し、周辺の Cr 量が少なくなり HAZ 部に起り易いといわれる。

以上の事は割合簡単な実験で証明する事が出来たが、最近 SUS 304 で実験を行って見たところ殆んどそのような現象は起らなかったのには驚いた。これは規格値では $C \leq 0.08$ であるが実際の製品では C 含有量が遙かに少ないことに起因している。そこで SUS 302 (18Cr-8Ni-高C, $C \leq 0.15\%$) について DWHC 効果を調べるため努力したが、最近は低炭素化の時代の流れで入手が非常に困難であったが、最近日本ステンレスのお世話で漸く入手出来た。



第4図 溶接衰弱 (weld decay)



第5図 knife-line attack

(c) 安定化ステンレス鋼に対する適用

Cの親和力がCrより強い Pi, Nb 添加鋼が使用されているが、1,050°C 以上で安定効果が失われ、いわゆる knife line attack が起るとされている。(第5図参照) この現象に対しては高温割れ対策の一種としてDWHCの有効性が認められよう。

(d) 高純度フェライト系ステンレス鋼

フェライト系ステンレス鋼の問題点として昔から

- 1) 475°C脆性 (600°C→400°C) の冷却速度の遅い程起り易い。
- 2) 変態しないため融点近くまで加熱された部分は粗粒化し靱性がとぼしい。
- 3) high Cr 系のは常温のシャルピー値が低く、拘束の大きい時には溶接後割れる事があり、予熱をして靱性のある間に溶接完了さす必要がある。然し475°C脆性と相貫をえなくてはならない。予熱温度は約100~150°Cとされている。
- 4) 変態しないのでHAZの硬化性は殆んどない。

などの特性が知られており、特に2)の粗粒化したものは溶接後の熱処理により細粒化は不可能で、塑性加工による機械的処理しか方法がないといわれている。

最近耐 SCC の関連において、いわゆる高純度フェライト鋼[※]が開発せられるに到っているが、何れにしても各種溶接法に関連し

- 1) depo, bond, HAZ の各温度におけるシャルピー特性、HAZの粗粒化度、継手の変形度の比較。
- 2) 475°C脆性はどの程度の冷却速度で起るか、予熱を含め冷却速度を変化させ調査。
- 3) 母材, depoの過冷の恐れあり、これが及ぼす影響を調べてみる。

(附) SHOMAC 30-2 (基本組成 Fe-30Cr-2Mo)

C, N, Oなどの不純物元素を特殊な真空精錬技術により極限まで低減している。

| C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Cu | Mo | N | O |
|-------|------|------|-------|-------|----|------|------|-----|-------|-------|
| 0.003 | 0.15 | 0.04 | 0.015 | 0.015 | 30 | 0.18 | 0.01 | 2.0 | 0.007 | 0.002 |

TIGワイヤは母材を切り出し、機械加工を行っている。(2φ, 2.4φ×1m)

高純度に対する注意 (昭電カタログ)

- 1) 金属粉を含む (一般鋼製品を取扱う) 工場とは隔離しないとCにより汚染される。

※ 1980年 J I S 化された。

2) 大気中のO, N汚染を防ぐため、溶融プール部のみならず赤熱部をもシールドする。このとき back シールド部に低温アルゴンを使用する必要がある。

3) 固相部のN, Oの吸収はごく表面層に限られている。(酸, 窒化による変色を防ぐ)

4) フェライト鋼特有のσ脆性, 475°C脆性を防ぐために、赤熱部は早く冷却した方がよい。

またHAZの結晶粗大化, Crの炭, 窒化物の析出も押えられる。

現状は多くの場合316系 (18-12-2.5Mo), 309 (22-12), 310 (25-20) のオーステナイト系の実用化されている。以前であれば、継手部に一抹の不安はあっても事足りりとしたであろうが、ここに共合金の溶接の必要性が叫ばれている。

一番共合金ワイヤを得るのに便利な方法は、母材製鋼中に湯を分けて、ワイヤに仕上げるのが一番簡単であるが、精線中に不純ガスの混入はある程度止むを得ないかも知れない。

1) 然し444の場合にはかなり高純度に出来ており、ある程度の混入の影響は無視出来ると想像せられる。2) 更には母材自体1,050°Cより急冷される程よい(空冷より水冷がよい)との外国文献もあり、溶接金属を冷熱ガスで冷却する事により、母材と同一成分のワイヤで共合金溶接の可能なる事が推定される積りである。

何れにしても2)の事より高温時の冷却速度は早くして粗粒化温度域を早く通過させ、ボンド附近の母材、並びに溶着金属の粗粒化を出来るだけ僅少に止める事は有効であろう。

(e) 含N₂オーステナイト系ステンレス用溶接金属

最近、耐食性のある強度部材としてステンレス鋼を使用したいという業界の要求に対応して含N₂ (0.1~0.22~0.25~0.3) 鋼が1981年にはJIS化されて来た。然しこれに伴う溶接材料は決められていない。

これをInert gas 気流中より添加する目的をもって (Ar+N₂) or (N₂) 単独気流中のTIG, MIG法にDWHT法を使用してみる。

| 含N ₂ オーステナイト鋼 | | | | | | |
|--------------------------|-----|----------------|-----|-----|----------------|------|
| | | | 耐力 | 引張 | N ₂ | Hv |
| SUS | 304 | N ₁ | >28 | >56 | 0.1 ~0.25 | <220 |
| " | 304 | N ₂ | >35 | >70 | 0.15~0.30 | <260 |
| " | 316 | N | >23 | >56 | 0.1 ~0.22 | <220 |
| " | 316 | LN | >25 | >56 | 0.12~0.22 | <220 |
| " | 304 | | >21 | >53 | | |

従来法ではとくに304N₂の強度にはかなわない。それでなければ継手効率は100%にならない。

N₂は元来反応性は少ないが、高温アークにより解離し、Nになると反応性に富むことは、電気炉鋼の窒素量は平炉鋼よりも遙かに多い事実はそのまま今の場合に適用されよう。

溶鋼中へのN₂の溶解は Sievert's law に従い純鉄で

$$[\%N] \propto \sqrt{P_{N_2}}$$

$$\text{で } P_{N_2} = 1 \text{ 気圧, 温度 } 1,600^\circ\text{C} \text{ で } \sqrt{P_{N_2}} = 1 \quad [\%N] = 0.045$$

然し、合金では同じく1,600°Cで

V, Cb, Cr [%N] を増加さす……Feより炭化物形成が烈しいエレメント

Si, C [%N] を減少さす

※ 現在では母材が連続鑄造による為実情として湯を分ける事に抵抗があると聞く。

*** 防食技術 (1979) 中に示す外国文献の引用。

Crについてはステンレスの溶接金属中のNは軟鋼材のそれに較べ、3～4倍という事実より明な如く、Feより炭化物形成し易い元素含有したものが窒素含有が多くなる。また溶鋼の温度が高い程N₂の溶解量の多いことは、molten poolの温度差により、差異のある事を指示している。

次に凝固した状態を考えると酸素と異なり、固体になっても溶解度をもつ事が特徴的で、 γ 領域でとくに溶解度が大きい。元来凝固時多量のガス放出が考えられるが、Hの場合と異なりN、Oの場合は原子が大きい為、鉄の格子間隙を拡散する事は困難で、大部分のものが鋼中に残り、一部は窒化物となるか、固溶する。然し γ 域よりフェライト域の溶解度は小さいため、急冷されると、時効により窒化物を析出し、析出硬化を起す。

この点を狙ったのがDWHT法による研究の目的と考えてみたい。

然しここで析出物（非金属介在物）の存在は鋼組織と不連続になり“水素集中場所”となる恐れのある事は、予め注意しておくべきと考える。また気孔（blow）についても考えなくてはならない。

| 母材 | N |
|-------------|------------------------------------|
| 304 | 0.02% |
| 316 (Mo238) | 0.02% |
| wire | |
| 308 | 0.05% |
| 309 | 0.04% |
| 溶接金属 | N>0.35% (但しBlowの限界0.3%) Mo含有がよい |

(2) 低温用鋼，高張力鋼への応用

液化ガス運搬船用のAlキルド鋼にはIMCO規格が使用され、継手部にも母材と同等の靱性が要求される。一方溶接の能率化のため入熱の増加しがちである。その時に

- 1) 溶接金属の靱性
- 2) ボンド部 //
- 3) HAZ部 //

本研究の主題をここにおいてみる事にする。元来鋼の特に靱性向上のためにQT, NT, NNT等の操作は圧延後に行われたものであるが、最近では、鋼板の冷却過程における組織変化を考え圧延操作を加えるいわゆるCR鋼(control rolling)を行うものが高級鋼として発展して来ている。

これを筆者のいう溶接部の向上のための処理と比較対象してみると次表と考えてよからう。

第4表

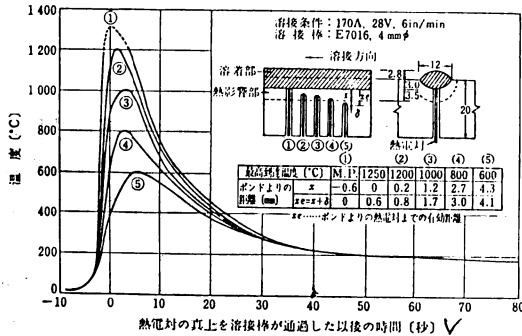
| | 鋼板 | 溶接 |
|----------|--------------------------|--------------------------------|
| 仕上り製品の処理 | 圧延鋼板の熱処理 | 溶接部のみを Induction Heating を行い急冷 |
| 製造過程での処理 | 圧延過程での水冷法 圧延過程でのC, R法 | DWHC法 |

第6図はビードを母材においた時の温度冷却の状況の一例を示したもので、熱影響部や溶着金属の冶金的变化を予測するためにはいわゆる平衡状態図(緩やかに冷却された時の状態図)では不十分で、連続冷却変態図(Continuous Cooling Transformation Diagram, C.C.T図)が必要になる。第7図はその一例を示す。

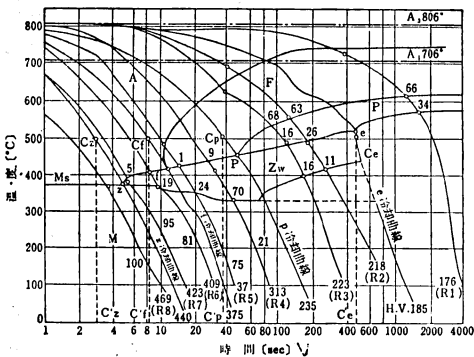
例えば、鉄鋼便覧P.323のCCTによれば

$$(800\sim 500)/10\text{sec} = 30^\circ\text{C}/\text{sec} \sim (800-500)/\text{sec} = 15^\circ\text{C}/\text{sec}$$

位の冷却速度が望ましい事になる。これらは材料により異なる事は明であって、溶接過程での冷却



第6図 ボンドから離れた種々の位置の熱サイクル (板厚20mm, 170A, 28V, 150mm/分)



第7図 52kg/mm² 高張力鋼の CCT 曲線図, 最高加熱温度1300°C (稲垣)

速度を 20°~10°C/sec 位に出来ないかを目標にしてみた。

本実験計画では、溶接速度と同調させて冷却ガスを走らす関係上、各種条件に合致させるためには、冷却能力をましたものも備えなければならない。

現在溶接界では溶接過程中に冷却が不可能なため苦しい試みがなされ、一応の成果を挙げている点について二、三の事例を挙げておく。

1. 大極間サブマージアーク用フラックスの開発

2. 多プール方式の溶接 (潜弧溶接の前行程として MIG, E-60°C \geq 2.8(IMCO)を満足させるため、800°C \rightarrow 500°Cが約90secと住金は報じている。)

3. 低 Ni 系, Si-Mn-Mo 系溶材では、入熱 30~50KJ/cm や厚板では COD (Crack Opening Displacement) 値を満足しないので Ti-B 系溶剤の開発

など、また近着の神戸製鋼技R&D法 (Vol.31, No.3, July 1981) では、特殊制御圧延大入熱溶接用降伏点 36kgf/mm² 級高張力鋼板と銘うって予熱なし鋼を発表している。

母材からこのように攻める事も必要であるが、母材のコストアップはまぬがれず、溶接側から攻めることも当然考えるべきことであろう。

5. 溶接に附帯する諸工法への応用

種々の利用法が考えられるが、既に2節(2)に言及した事であるが更に多層溶接におけるパス間温度制限についてのべる。

(I) 溶接学会用語辞典 (1971年版) には層間温度 (interpass temp. or interlayer temp.) について“多層溶接において、次の層を始められる前の層の最低温度”と定義している。

即ち“最低温度”を決めているのは予熱温度、特に溶接金属の“収縮割れ”に関連して、例えば炭素鋼、低合金鋼では $C_{eq} < 0.3$ で 100°C 以内, $C_{eq} < 0.4$ で 100°C 以上, $C_{eq} < 0.5$ で 150°C 以上, $C_{eq} = 0.1$ ます毎に 50°C まし、予熱巾は板厚の約 5 倍といった提案もなされており、その予熱目的は冷却速度を遅くして、1) HAZ の硬化, 2) 拡散性水素の脱出, 3) HAZ の低温割れ防止に主体をおいている。

即ち、パス間温度はある一定限以上であることを要求している。

(II) 従来の考え方 (I) に対して最近では、冷却速度をある程度早くしたいという思想がある。即ち層間温度を“ある程度以下”といった最高温度を規定する向きも多くなった。

(例) KS37Q材+LB52N

パス間温度は 100~160°C 以上にしない。

これは溶接金属の靱性確保の為と思われ、母材に特殊処理をして高靱性を与えた場合、とくにその傾向がみられる。

(例) 厚肉オーステナイト系ステンレス鋼の連続多層溶接による層間温度上昇
パス間温度は原子力発電の配管 150° or 160°C以上にはしない
(SUS 316 系大径厚肉主冷却材製)

オーステナイト系ステンレスの場合は原則として、予熱は行っていないが、厚肉になり多層溶接の場合、パス間温度を 150° or 160°C まで許すという事は逆説的にいえば、溶接時これだけの予熱をしてよいという事になり、これは止むを得ず、これだけの温度までは許容せざるを得ないと解してよからう。

何れにしても冷却速度をある程度早くしたいという思想で、(I)の場合と逆思想と解してよからう。

この為の対策として低周波パルス電流による TIG (2 電極同時溶接) 法など、種々工夫されている。(平均電流は低くても、ピーク電流で深い溶け込みが得られる。)

以上二つの思想はケースバイケースで使いわけなければならないが、現在の自動化で溶接長の長い場合には、昔行っていたように溶接ヘッドにガス焰をとりつけ、(昔は清掃) 予熱する事も必要かも知れないし、また溶接長が短い場合とくにパイプ溶接を自動化した時、層間温度の最高温度を規制されると、内面に水を流して冷却する(三菱、関電報告) 必要もあろう。

この場合、筆者は DWHC 法の採用を提言したい。

6. 結 言

本報告は、まえがきでお断わりした通り本 DWHC 法の適用し得るであろう部門を概述したもので、特定問題についての研究報告とはいえない。

本論中に言及した液化天然ガス貯蔵タンク用 9% Ni 鋼の共金論は筆者が提案し始めて約 15 年余りにして漸く実用化の段階に入らんとしている。筆者のいう DWHC 法も実用化段階に入るにはかなりの年月がかかるかも知れないが、各方面の協力を得て所期の目的を達成したいと考えている。

尚本研究に関連し、溶接残部応力又は表面応力を緩和し、また引張応力を圧縮応力に変化さす方法として Surface Stress Treatment (SST) 法と名称け研究を進めている事を附言しておく。又熱コントロールにより溶接歪の問題も当然考えなくてはならない。

更に本稿で一部言及したが、冷熱ガス気流中の溶接法も考えている。その為には各種温度、流量等の調整器付の冷熱ガス発生装置が必要になってくるであろう。