



鉄の歴史

戦後復興・発展期における我が国鉄鋼製造技術史—学術編 溶接用鋼材の進歩とそれを支えた溶接物理冶金

浅田賞受賞記念特別講演

百合岡信孝

新日本製鐵(株)
技術開発本部 フェロー

Nobutaka Yurioka

Development of Structural Steels and Physical Metallurgy of Steel Weldability

1 はじめに

溶接用構造用鋼の進歩の歴史は上田氏¹⁾が最近の著書で鋼材製造技術の面から詳しく述べている。したがって、本小文では、溶接構造用鋼の進歩に関しては鋼材の溶接の面からその流れを概説し、鋼材溶接性の物理冶金の進歩に重点をおいて記述する。鋼材の溶接性を広義に解すれば、構造物が目的とする使用性能を溶接継手に付与できる鋼材の能力を意味し、溶接部の疲労特性、応力腐食割れなど耐食性、クリープなど高温特性、等々が含まれる。しかし、本小文では、紙面の制限もあり、すべての溶接構造用鋼に共通する基本的な溶接性である溶接熱影響部の硬化性と低温割れ感受性、および靱性に限定して、その学術の歴史について述べる。

溶接は急熱・急冷プロセスであり、鋼材で溶接熱の影響を受けた部分、いわゆる熱影響部には治金的組織変化に加えて熱的および応力的効果が作用する。そのため、本小文では、鋼材の溶接性の科学を溶接物理冶金と称した。しかし、溶接の世界では、例えば溶接部硬化性を合金成分の和で評価するように、工学的に簡潔に割り切って考える場合があり、本小文が溶接物理冶金のタイトルに相応しい内容になっていないことが懸念される。その場合は読者諸賢のお許しを願う次第である。

2 溶接用鋼材の進歩

2.1 戦前(1945年以前)

戦後復興・発展期の溶接冶金技術史というテーマを与えられたが、溶接用鋼材の発展の原点は艦船や戦車の溶接にあるので、(社)日本溶接協会の資料²⁾を参考にして戦前と戦中時代の鋼材の溶接に少し触れる。溶接はリベット接合に比べて水密性と構造物軽量化に優れることから造船分野

において早くから適用された。1921年(大正10)に英国で世界最初的全溶接船フラガー号(500トン)が就航し、その1年後には、我が国の長崎造船所で諏訪丸(421トン)が全溶接船として完工している。その後、軟鋼であるが水圧鉄管や橋梁などの鋼構造物製作に溶接が適用された。

1921年のワシントン条約により我が国の海軍主力艦は対米6割に制限されることになり、各艦船は徹底した重量軽減が要請されることとなり、上甲板や縦補強部材には英国のデュコール高張力鋼(焼きならしTS580MPa鋼、0.18C-1.4Mn-Ni-Cr-Mo系)が使用され始めた。1930年(昭和5)に重ね継手であるが溶接を大規模に適用して水雷敷設船八重丸(1350トン)が完成し、その後、高張力鋼の縦部材を横強度部材に直接に溶接されるようになった。しかし、1935年(昭和10)に第四艦隊が大演習中に嵐に遭遇し、多くの艦船に破断を含む多くの損傷が生じたため溶接船は危険と判断され、重要構造部の接合はリベットに戻ることとなった。

米国では第二次世界大戦中に、戦略物資輸送のための5000隻に及ぶ戦時標準船が全溶接構造として建造されたが、港に停泊中に突然真二つに破断する事故を始めとして多数の艦船が脆性破壊損傷を被っていることが確認された。そのため、原因究明の調査がなされ、シャルピー値が最低使用温度で15ft・lb(20J)以上あれば脆性破壊を起こす確率は低いことが判明した。このシャルピー値を基準にして、各国の船級協会において造船用鋼材の必要シャルピー値が規定され、それがそのまま溶接部の靱性要求値となっている。

第二次世界大戦中、我が国では多数の潜水艦が建造されたが、これは軟鋼の薄板全溶接構造であった。1943年(昭和18)にドイツ人技師が来日し、ドイツのSt52(圧延まま、Si-Mn系TS500鋼)溶接構造用高張力鋼が潜水艦用に製造され、戦争末期にはこの高張力鋼による全溶接潜水艦が就航した。

戦車の溶接では1933年(昭和8)に小型94式軽装甲車が溶接構造の1号車として完成し、その後、量産化が進むとともに防弾鋼板の溶接割れが多発し、割れ防止が重大課題となった。この割れは溶接後放置したままでしばらくして発生し、置き割れと称せられた。当時の代表的な防弾鋼板の組成は0.3C-3Ni-1Cr系であった。一方、米国では防弾鋼板の置き割れを阻止するために、オーステナイト系溶接棒が使用されていた。オーステナイト系溶接金属は水素の溶解度が高く拡散速度も遅いので溶接金属に水素を閉じこめることができ、その結果、防弾鋼板の熱影響部に水素が拡散せず置き割れを防止できることが理解され、高強度鋼の溶接割れはアーク下で発生する拡散性水素に起因することが判明していた。我が国では母材と同成分のフェライト系の棒を使用していたが、1935年(昭和10)にベルギーのアコス社からクロメンド系(19Cr-9Ni-2Mo)のオーステナイト系溶接棒が輸入され、この棒の採用によって、防弾鋼板の溶接割れ問題がやっと解決をみるようになった。

2.2 戦後から高度成長期(1945—1973)

1947年(昭和22)に第一次計画造船が決定され、戦時中の遅れを取り戻すべく造船への溶接大幅適用を目指し、その頃に設立された日本溶接協会が中心となって溶接技術開発に積極的に取り組むことになった。1950年(昭和25)に米国ユニオンカーバイド社リンデからユニオンメルト(溶融フラックス)を用いるサブマージアーク溶接技術が導入され、船台においてでなく主に工場内でサブマージアーク溶接を多用するブロック建造法が普及し、溶接施工能率が格段に向上することとなった。当時、造船用厚板はリムド鋼であった、サブマージアーク溶接のような大入熱溶接になると鋼材のS濃化偏析部(サルファーバンド)から溶接金属にSが溶け込み、S起因の溶接金属凝固割れ(サルファークラック)が発生し問題となった。そのために、造船用鋼材はセミキルドまたはキルド鋼で製造されるようになり、溶接凝固割れ問題は解決をみることとなった³⁾。

1960年代の後半から、大型のタンカーやバルクキャリア建造ブームが到来し、外板の大板継ぎは大入熱の片面サブマージアーク溶接を適用し建造効率を向上させた。一方、各船級協会では溶接部のシャルピー値を厳しく規定しており、大入熱溶接でも溶接熱影響部が要求シャルピー値を満足できる造船用厚板の開発に鉄鋼各社はしのぎを削ることになった。高張力鋼の使用に関しては、甲板部、船側部、縦補強材にTS490級高張力鋼が使用されたが、作業性の悪い低水素棒を使用しなければならないことや小入熱の向上すみ肉溶接部などで低温割れ防止のために予熱が必要なことなど施工能率の低減を招くので、高張力鋼の使用率は

25%を越えることはなかった³⁾。

海洋油田探索および掘削用の大型海洋構造物の製造もタンカーブームとともに始まった。海洋構造物は厚肉パイプテアが発生することがあった。ラメラテアの材料的要因は圧延中に伸延した非金属介在物である。そのため、S量を低減し、Ca添加による硫化物球状化などの対策を施した耐ラメラテア鋼板が開発され⁴⁾、海洋構造物用鋼の清浄化が加速されることになった。

調質鋼では、溶接性に優れたTS780級高張力鋼を米国のUSスチール社がT-1鋼として1952年(昭和27)に発表した。このT-1鋼の基本成分系は防弾鋼板と同じで、焼入れ焼戻しの調質処理によりCを0.3%台から0.15%への低減が可能になり、溶接性(低温割れ感受性)が大幅に改善された。我が国では1955年(昭和30)に直接焼入れ焼戻しによる2H(High strength-high toughness)が日本製鋼所で開発された⁵⁾。これはSi-Mn系のTS580鋼で、東京タワーを始め球形タンクなどに使用された。1960年代後半にこれまでの加圧焼入れ装置に代わってローラクエンチ方式の連続通板焼入れ装置が普及し、極厚の調質鋼の製造も可能になり各種高張力鋼が製造され、都市ガス貯蔵球形タンク、水力発電所ペンストックなどに適用された。LNGタンク用の9%Ni低温用鋼はNNT(2回焼きならし焼戻し)またはQT(焼入れ焼戻し)で製造された。焼戻しは A_{c1} 温度直上で行い液体温度でも安定な残留オーステナイトを分散させ、低温靱性を確保する。焼入れ焼戻し処理の中間に2相域加熱後急冷する処理(QLT処理)を加えることにより、5.5%Ni鋼でも9%Ni鋼と同程度に高い低温靱性が付与できた⁶⁾。この技術は近年の超大型地上式LNGタンク用厚肉9%Ni鋼の製造に適用されている。

鋼材の強靱化は、焼ならし熱処理によるフェライトの細粒化、または焼入れ焼戻し熱処理による焼戻しマルテンサイトまたは焼戻し下部ベイナイトの組織改善によって達成されていた。一方、圧延ままで高靱性を確保したい要望があり、1960年代にヨーロッパで低温圧延が試みられた。これは制御圧延(CR)と呼ばれ、英国のBISRAグループを始め欧州と我が国で、制御圧延の基礎的研究が精力的になされた⁷⁾。ラインパイプ鋼では現地小入熱溶接での熱影響部硬化性の点から低C化が必須で、その強度低下を補うため、NbとVの析出硬化を利用した。Nbを固溶させるにはスラブ高温加熱が必要で、そのために粗大化したオーステナイト粒を再結晶温度域で圧下してある程度細粒化し、次いで低温圧延を施し細かい未再結晶粒を得て、これからフェライト変態させ同時にNb(V)析出により、優れた強度と靱性を得た。1969年(昭和44)にこの制御圧延を活用して低C-Nb-V系API-X65鋼がアラスカの石油ラインパイプ用に

我が国で大量生産された。

その後の制御圧延法は、低温スラブ加熱を特徴とする。低温でのオーステナイト再結晶域圧延後の未再結晶域圧延で変形帯を形成しフェライト変態核を増加させる。この未再結晶温度域を拡大させるために、微量のNbなどが利用された。

2.3 高度成長期以降(1973年以降)

制御圧延後の加速冷却はさらに鋼材の強度・靱性を高め、焼入れ性元素低減、すなわち溶接性向上に寄与することは冶金学的に自明であったが、問題は厚板の形状確保であった。1977年にNKK福山での制御圧延・加速冷却の検討が発表され⁸⁾、我が国において1980年に世界に先駆けて加速冷却設備が稼働を始めた。制御圧延・制御冷却技術は加工熱処理プロセス(TMCP)と呼ばれるようになるが、この方法では制御圧延後の冷却速度と水冷開始・停止温度を制御することにより、フェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトなどの変態生成相の割合を調整し、加速冷却によるフェライト細粒効果を加えて、所定の強度(降伏強さと引張強さ)と靱性を有する種々の鋼材を製造できる。

造船用HT480鋼では、図1⁹⁾に示すように、TMCPにより炭素当量を従来の圧延まま材や焼ならし材に比べて大幅に低減することが可能になり、低温割れや硬さに付随する溶接作業の制限が緩和され、タンカーなど造船の高張力使用比率は50%を超えるようになった。TMCP鋼は造船用、ラインパイプ用、海洋構造物用ばかりでなく、TMCPの一法であるDQ-T(直接焼入れ焼戻し)あるいはDLQ-T(2相域焼入れ焼戻し)を適用し、建築用低降伏比鋼、予熱低減型Cu析出HT780鋼、2.25Cr-1Moや9Crの耐熱鋼、9%Ni低温用鋼など種々の高性能鋼が製造されるようになった。



鋼材の溶接性の物理冶金

3.1 熱影響部硬化性

溶接は集中熱源によって局部的に急速加熱・急速冷却されるので母材の組織が変質する。1930年代にこの変質部は硬化し延性が低下することが知られ、溶接熱影響部(HAZ)と称するようになった。1940年に英国鉄道研究所のDear denとO'Neil¹⁰⁾が溶接部最高硬さ $Hv(max)$ と鋼材組成の間に次の関係を見いだした。

$$Hv(max) = 1200CE_{Dear den} - 200 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$CE_{Dear den} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{13} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{5} \quad \dots (2)$$

この(2)式の $CE_{Dear den}$ が鋼材の溶接性を記述する炭素当量(C量を単位とする)の起源となった。(2)式は、後に国際溶

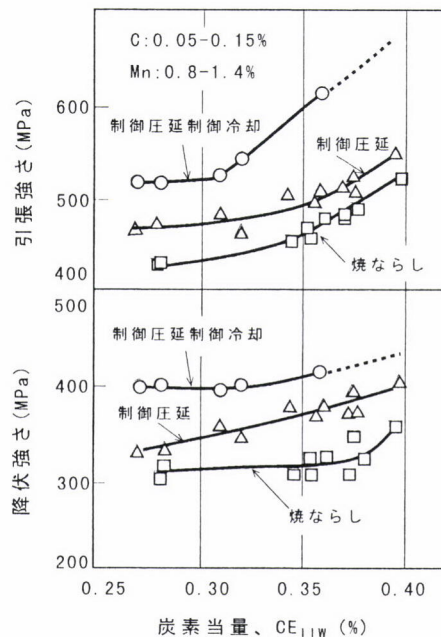


図1 厚板製造法による強度の相違と炭素当量の関係

接学会(IIW)の技術委員会で次式(CE_{IIW})のように修正され、C鋼およびC-Mn鋼の溶接性指標として広く用いられるようになった。

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad \dots\dots\dots (3)$$

一方、1950年代に我が国では木原らが溶接熱影響部の硬化性について精力的に研究し、Si/24を加えた炭素当量式を発表した¹¹⁾。これは後に次式の日本溶接協会(WES)の炭素当量 CE_{WES} になった。

$$CE_{WES} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \quad \dots\dots\dots (4)$$

溶接部の硬さは、溶接施工時の低温割れ防止のために例えば350Hv以下に、構造物として使用時の硫化物応力割れ防止のためにサワーガス用ラインパイプでは248Hv以下に制限を受けることがある。溶接部硬さ制限値を満足するために溶接条件を選定したりあるいは鋼材成分を設計するには、正確な硬さ予測式が必要となった。1973年にBeckertら¹²⁾は鋼材組成と溶接冷却速度を変数とする溶接熱影響部最高硬さ予測式を発表し、その後、多くの予測式が報告された¹³⁻¹⁷⁾。いずれの式も、図2に示すように、冷却速度の速い($t_{8/5}$ の短い)場合、熱影響部は完全マルテンサイト組織となり、その硬さはC量のみで決定され、冷却速度が遅く($t_{8/5}$ が長く)なるとともに硬さは漸次低下する変化をなんらかの数学関数で表現している。

完全マルテンサイトになる限界の冷却時間 $t_{8/5}$ が t_M で、溶接部の焼入れ性と考えられる。1970年にBustien¹⁸⁾は、 t_M が炭素当量で表せることを見いだした。次式は、筆者ら¹⁶⁾が

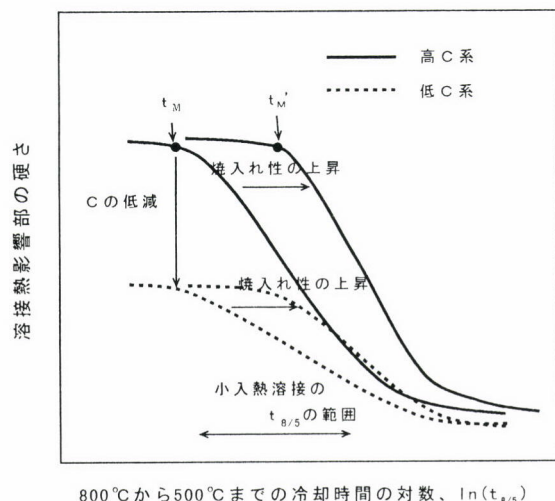


図2 溶接熱影響部最高硬さの冷却時間に対する変化に及ぼす鋼材組成の影響

後に多くの実用鋼の実験に基づいて求めた t_M と鋼材組成の関係である。

$$\ln(t_M) = 10.6CE_{HARDEN} - 4.8 \quad (5)$$

$$CE_{HARDEN} = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cr}{8} + \Delta H \quad (6)$$

(6) 式の CE_{HARDEN} のが溶接部焼入れ性の炭素当量で、本式の ΔH は Bustien の式などには含まれていない項で、鋼材の B 量と清浄度による焼入れ性上昇を示す。溶接熱影響部はオーステナイト粒が粗大化しているので、母材の焼入れ性に影響しない程度の微量 B 量でも溶接部の焼入れ性を著しく上昇させることが見いだされた。

1970 年から 80 年代にかけて、ラインパイプ鋼や海洋構造物用鋼が欧米に輸出されたが、我が国の鋼材は清浄であるので、熱影響部が硬化し易く低温割れ感受性が高いのではないかと指摘された¹⁹⁾。これは S 量の高い鋳鋼で低温割れ感受性が低下した経験によるもので²⁰⁾、介在物が水素をトラップする効果があると考えられていた。そのため、 ΔH に及ぼす介在物の影響が検討された。その結果、溶接金属のように酸化物個数が多ければ酸化物がフェライト変態核となって焼入れ性を下げ、 ΔH はマイナスとなるが、鋼材においては、通常の構造用鋼の清浄度範囲である 0.05% 以下では酸化物や硫化物は ΔH に殆ど影響を及ぼさないことが確認された²¹⁾。

1942 年に Grossmann²²⁾ は鋼の熱処理における焼入れ性を、次式のように、理想焼き入れ直径 D_I で与え、各元素の影響を焼入れ倍数で表現した。

$$D_I = D_c \cdot (1 + 0.85Si) \cdot (1 + 3.3Mn) \cdot (1 + 2.3Cr) \cdot (1 + 0.36Ni) \cdot (1 + 3.2Mo) \quad (7)$$

ここで、 D_c は合金元素を含まない炭素鋼の焼入れ倍数である。槽谷と筆者²³⁾ は、焼入れられた丸棒中心の冷却速度の計算により、 t_M と D_I との関係を次のように与えた。

$$\frac{\partial \ln(t_M)}{\partial x} = 2 \frac{\partial \ln(D_I)}{\partial x} \quad (8)$$

ここで、 x は C, Si, Mn など合金元素の濃度である。この関係から、 $\ln(t_M)$ が各元素の 1 次式で与えられると $\ln(t_M)$ も 1 次式で与えられ、したがって、 D_I は (7) 式のように各元素単独の関数の積で表せることが証明された。さらに、彼らはそれまで提唱された複数の炭素当量と焼入れ倍数の係数を比較し、お互いに係数の間に良い一致が認められることを見いだした。積と和との相違はあるが、(3)、(4)、(6) 式の炭素当量は、焼入れ倍数と同様に、焼入れ性(マルテンサイトになり易さ)の尺度であることが判明した。

3.2 低温割れ感受性

米国において、溶接割れは水素が原因であることが防弾鋼板の溶接の経験から第二次世界大戦以前に判明していた。引き続き、米国のバットル研究所は Mn-Mo 系の防弾鋼板のビードオンプレート試験により 1946 年(昭和 21)に溶接金属水素量の低温割れへの影響を定量的に調査するとともに、予熱の効果や割れ潜伏期間を調べ、鋼材熱影響部低温割れの種々の現象を明らかにした²⁴⁾。

ビードオンプレート試験は切欠きがなく、防弾鋼板より割れ感受性の低い溶接構造用鋼に対しては割れが発生しないので、1962 年に木原²⁵⁾ は y 開先スリット割れ試験を開発した。この試験は Tekken 試験として世界で広く用いられるようになった。当時、TS580 や TS780 高張力鋼が球形タンク、ペンストック、橋梁に使用され始め、高張力鋼の低温割れ研究が活発になされた。

小型の y 開先割れ試験ばかりでなく、大型引張り試験機を用いて TRC(引張り拘束割れ)試験とか RRC(完全拘束割れ)試験が実施され、継手に発生する過渡的拘束応力が調査された^{26,27)}。1970 年代になるとコンピュータが進歩し、溶接残留応力の分布が数値解析で計算できるようになった。溶接低温割れ現象の理解するのに必要な溶接部の水素拡散・集積挙動の数値解析も行われるようになった²⁸⁻³³⁾。図 3 は、筆者³⁰⁾ が求めた溶接ルート部に集積する水素量に予熱温度が及ぼす計算結果の一例を示す。この計算では、水素ポテンシャル $a(x, y, z, t)$ が導入され、ミクロ組織と 3 軸残留応力場の影響は活量係数 $\gamma(x, y, z, t)$ に含まれ、その拡散方程式は次式で与えられた。

$$\frac{\partial a}{\partial t} = \frac{a}{\gamma} \frac{\partial \gamma}{\partial t} + \gamma \nabla \left(\frac{D}{\gamma} \nabla a \right) \quad (9)$$

水素ポテンシャルを導入した非定常拡散解析において、(9)

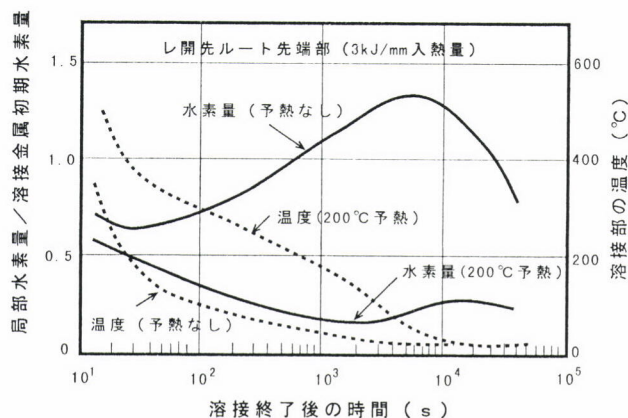


図3 溶接部切欠きへの水素集積の数値解析結果

式の右辺の第1項を無視したFickの第2方程式型の計算例があるが、この場合、質量保存則が成立しない。

水素起因の溶接低温割れは冶金組織的には硬さが支配的で、従って鋼材の低温割れ感受性は(3)式または(4)式の炭素当量で評価されると考えられてきた。しかし、伊藤ら³⁴⁾は1970年に調質鋼など低C低合金鋼を含めた場合には、次式の炭素当量がより適切であることを見いだした。

$$Pcm = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (10)$$

この炭素当量は Pcm として知られ、JISで割れ感受性組成とされている。 Pcm に類似した炭素当量として CE_{PLS} ³⁵⁾や CE_{HSLA} ³⁶⁾が報告されているが、これらはラインパイプ鋼や低C低合金鋼の溶接性を評価するものとしている。 Pcm では、C以外の合金元素の影響度が CE_{IIW} に比べ小さい、すなわちCの影響度が大きい。図2の熱影響部硬さに及ぼす焼入れ性の炭素当量とC量の相互効果を見ると、Cが高い場合は焼入れ性の炭素当量の影響は大きい、Cが低下すると炭素当量が高くとも硬さは低く、合金元素の硬さへの影響度がCとともに低下することが知られる。このことを考慮した炭素当量を1983年に筆者ら³⁷⁾は提案した³⁷⁾。

$$CE_N = C + f(C) \cdot$$

$$\left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr+Mo+Nb+V}{5} + 5B \right\}$$

$$f(C) = 0.75 + 0.25 \cdot \tanh\{20(C - 0.12)\} \quad (11)$$

$f(C)$ はCの低減とともに低下する関数である。これまで、 CE_{IIW} あるいは Pcm など種々の炭素当量が報告されてきたが、軟鋼を含めCが0.15%程度以上の鋼の割れ感受性は CE_{IIW} で、低C低合金鋼は Pcm でより良く評価され、 CE_N はC量に関わらず広い範囲の鋼材の溶接性を評価するとしている³⁸⁾。

溶接施工において、低温割れを防止するための予熱温度

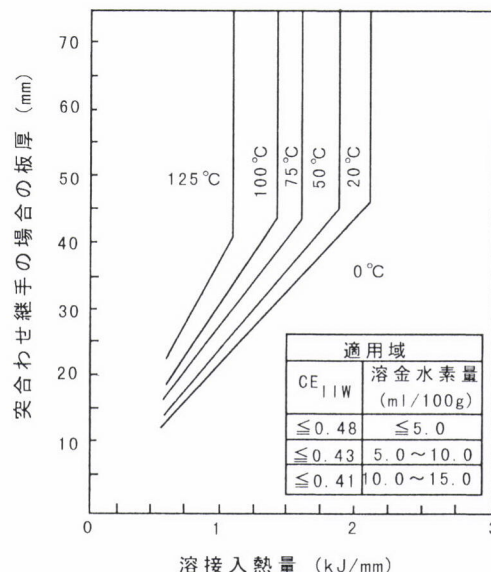


図4 BS5135による必要最低予熱温度の例

の選定が重要である。1973年にCoe³⁹⁾は CE_{IIW} と溶接金属拡散性水素量、板厚、溶接入熱量から必要予熱温度を算出できるノモグラムを発表した。英国規格(BS5135)⁴⁰⁾では図4に示すようなチャートが CE_{IIW} と水素量毎に準備されて予熱温度を求めるが、これはCoeのノモグラムに由来している。我が国でも簡便な予熱温度選定式が提案されているが、低温割れ発生は、以上の4要因の他に溶接残留応力、外気温度、割れ発生位置の応力集中係数、単パスか多パス溶接かなどにも支配され、必要予熱温度を簡単な式で与えることは困難である。最近であるが、Coeと同じノモグラム法で、 CE_N 炭素当量を基準にこれら多くの割れ要因を考慮した予熱温度選定の方法を筆者ら⁴¹⁾は提案した。

4 溶接部靱性の物理冶金

4.1 戦後から高度成長期(1945—1972)

第二次世界大戦中の米国での戦時標準船の脆性破壊事故を機に、船舶など全溶接構造物の溶接部靱性の重要性が認識された。我が国では、1936年に岡田⁴²⁾はリムド鋼の2相域(700°C付近)加熱後の脆化を指摘し、Si含有のキルド鋼が溶接用構造物鋼として適切であると報告した。その後、1941年(昭和16)に大阪大学冶金学科内に溶接講座が開設され、鋼材の溶接性の研究が続けられた。

金属材料技術研究所においても高張力鋼の溶接性の研究に精力的に取り組まれ、1960年(昭和35)に稲垣ら⁴³⁾によって溶接性研究の基礎となる溶接連続冷却変態図が多種類の高張力鋼について求められた。溶接部靱性の研究では、溶接熱履歴再現試験が重要な研究手段であり、1957年に米国

のNippes⁴⁴⁾が開発した直接通電加熱のグリーンブル試験が多くの国で用いられている。一方、我が国では高周波誘導加熱方式を主に用いていた。田村ら⁴⁵⁾は1969年に熱履歴再現試験中に応力を付加することの重要性を述べた。

フェライト・パーライト系の母材の靱性は、焼ならし鋼や調質のアルミキルド細粒鋼に見られるように、フェライトの細粒化によって向上する。フェライト以外の組織でも結晶方位のほぼ揃ったラス領域が脆性破壊の時のマイクロ単位となり、これを1970年に井上ら⁴⁶⁾は有効結晶粒径と定義した。マルテンサイトラスや上部ベイナイトラス(またはフェライトサイドプレート)ではラスの方向が揃い易いので有効結晶粒径が大きくなり、靱性が低下する。この有効結晶粒径の概念はその後の溶接部靱性の研究における重要な尺度となった。

溶接施工の生産性を高めるため、大入熱溶接が特に我が国において積極的に採用されてきた。大入熱溶接では融合線近傍の熱影響部では高温での滞留時間が長くなり、オーステナイト粒が粗大化し、その結果、フェライト、ベイナイト、マルテンサイトなどの冷却変態生成物の結晶粒も大きくなり、さらに後述する島状マルテンサイト量も増し、低温靱性は劣化する。したがって、大入熱溶接における熱影響部靱性向上のために、先ず、オーステナイト粒の成長を阻止することが重要な課題であった。

1962年に、中村ら⁴⁷⁾により開発されたIN処理は、AINを析出させ粗粒域のオーステナイト粒界をピンニングし、その成長を抑制し溶接部靱性を高めようとするもので、HT780までのIN鋼が開発された。1970年代になって、AINより高温で安定なTiNを利用した大入熱溶接用鋼が開発された。金沢ら⁴⁸⁾は、オーステナイト粒界ピンニング効果は析出物の量ばかりでなくそのサイズが問題であり、1400℃で未溶解の0.05μm以下のTiNが存在することが必要であることを見いだした。

熱影響部組織で上部ベイナイトまたはフェライトサイドプレートが成長する時にプレートラス間に排出されたCが第二相としての島状マルテンサイトを形成する。三村ら⁴⁹⁾は1970年にこの島状マルテンサイトは非常に硬く脆性破壊の起点となり、靱性を著しく劣化させることを見いだした。後に、破壊靱性評価試験法としてCTOD試験が普及するが、この試験はシャルピー試験より島状マルテンサイトによる局部脆化域の存在を感度良く検出する。このため、溶接部局部脆化が問題視され、1980年以降であるが、島状マルテンサイト発生あるいはその分解を遅らせる元素について研究が進み、例えば、低C・低Si・低Al系などの局部脆化域フリー鋼が開発された^{50,51)}。

4.2 高度成長期以降(1973以降)

鋼の冷却変態において、オーステナイトからフェライトへの変態は、通常、オーステナイト粒界から開始する。しかし、オーステナイト粒内に適切な核が存在するそれを核として粒内フェライト変態が生じ、変態後の結晶粒が非常に微細化され靱性が向上する。この変態核として、TiNが有効であることが1975年に報告された^{52,53)}。この粒界変態と粒内変態は競合関係にあり、粒内変態を促進するには、ある程度焼入れ性元素を加え粒界からのフェライト変態を抑制する必要がある。

船越ら⁵⁵⁾は1977年にREM-Ti-B処理によって析出させたREMオキシサルファイド酸化物が粒内変態核となることを見いだした。これは酸化物利用の始まりであった。一方、溶接材料にはアーク安定剤あるいはスラグ粘性維持のために少量のTiが添加されており、Tiを含有する溶接金属のマイクロ組織は微細になることは従来から知られていたが、その機構については未知であった。1980年に渡辺と小嶋⁵⁶⁾は溶接金属中のTi系酸化物が粒内アシキュラーフェライトの生成核として作用することを示唆し、その後の大北ら⁵⁷⁾の研究によりTi-B系溶接金属の組織微細化機構が判明するに至った。図5は、Ti-B系溶接金属の微細なアシキュラーフェライト組織と、溶接冷却途中で焼入れることによってTi系酸化物からフェライトが生成する瞬間を捉えたものとを示す⁵⁷⁾。なお、Ti-B溶接金属中のBは粒界

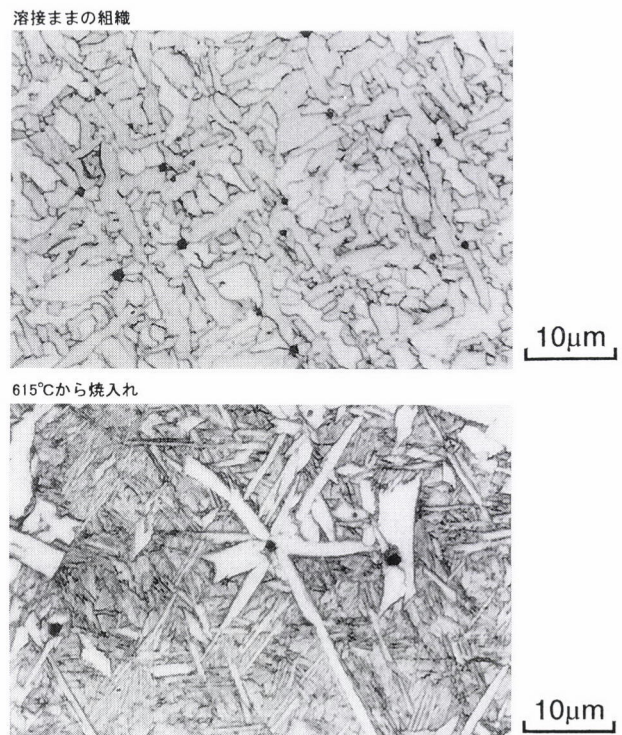


図5 Ti-B系溶接金属のアシキュラーフェライト組織(上)と酸化物からの粒内アシキュラーフェライトの生成(下)

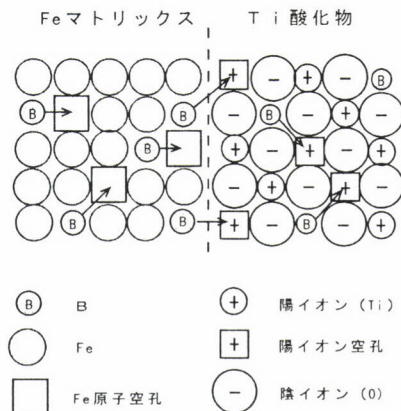


図6 Ti酸化物へのBの拡散侵入の模式図

フェライト変態を抑制し、細粒のアシキュラーフェライト均一組織にして靱性を高めるものであった。

本間ら⁵⁸⁾は溶接金属中のTi酸化物による粒内変態核作用の知見をもとにTi脱酸によるTi-O鋼を開発し、1980年代後半には実用鋼として北海の大型海洋構造物に適用された。Ti酸化物はAlNやTiNより熱的に安定であり大入熱溶接でも熱影響部の靱性を確保でき、Ti-O鋼は大入熱用鋼に適切であることが知られている。このように、それまで夾雑物として見なされてきた酸化物が非常に有益な働きをすることが分かり、これを機にオキサイドメタジ研究が発展することになった。

フェライト競合変態で、焼入れ性を上げると粒界からの変態を抑制すると述べたが、介在物からの粒内変態も抑制されるはずである。これに対して、山本ら⁵⁹⁾は、粒内変態作用効果のあるTi酸化物は図6に示すようにTi量がTi₂O₃の化学量論的組成より不足しており、その結果、Ti陽イオン空孔にマトリックス中のMnやBが拡散侵入して、酸化物周辺で焼入れ性が低下しフェライト変態が促進する機構を提唱した。粒内フェライト生成に関しては、酸化物上にMnSが析出して周囲にMn欠乏層が生じフェライト生成が促進される説⁶⁰⁾、あるいは酸化物上に炭窒化物が析出し、その析出物とフェライト間の格子整合性が優れるとフェライト生成が促進される説⁶¹⁾が提唱された。しかし、山本ら⁵⁹⁾は、片方の機構だけで粒内変態を促進させるのは困難で、両方の機構が作用することが必要であると主張した。粒内フェライト生成には複数の要因があり、母材の成分系や溶接金属などそれぞれの場合に応じて作用する要因が異なるようであり、1990年代になって粒内変態機構論が活発に論じられた。Ti-B系溶接材料やTi-O溶接構造用鋼を越える材料開発を目指して、現在も活発に研究が続けられている。

5 おわりに

戦後復興・発展期を中心に戦前から現在までの60年の溶接構造用鋼開発と溶接性冶金研究の歴史の概説を試みた。しかしながら、幅広くかつ正確な知識に裏打ちされた歴史観に立脚して60年の歴史をまとめることは、浅学非才な筆者の能力をはるかに超えるものであった。本小文の内容や観点が偏っているところがあるかもしれないが、これは筆者の責任であり、読者諸賢のお許しを乞う次第である。

なお、著者は平成10年度の日本鉄鋼協会浅田賞を受賞する栄誉に浴した。その表彰の対象となった筆者の業績は本小文の“鋼材溶接性の物理冶金の進歩”に述べられており、本小文を浅田賞受賞記念講演報告に代えることも、重ねてお許しを乞う次第である。

参考文献

- 1) 上田修三：構造用鋼の溶接，地人書館，(1997)
- 2) 日本溶接協会編：溶接五十年史，産報出版，(1962)
- 3) 造船の溶接—35年の歩み，日本溶接協会船舶・鉄構海洋構造物部会編，(1985)
- 4) 金沢正午，井上尚志：IIW Doc. IX-873-74，(1974)
- 5) 宮野樺太男：日本製鋼技報，(1961)，612.
- 6) 矢野清之助，桜井 浩，三村 宏，脇田信雄，青木宏一：鉄と鋼，53 (1973)，752.
- 7) 例えば，J. J. Irani, D. Burton, J. D. Jones, A. B. Rothwell：ISI Spec. Rept., 104 (1967)，10.
- 8) 大北智良，大内千秋，小指軍夫：鉄と鋼，63 (1977)，S798.
- 9) 天野虔一，志賀千晃，田中智夫：TMCP鋼の溶接冶金シンポジウム，溶接学会溶接冶金委員会，(1985)，101.
- 10) J. Dearden, H. O'Neil：Trans. Int'l. Welding, 3 (1940)，203.
- 11) 木原 博，鈴木春義，金谷文善：金属材料技術研究所報告，1 (1959)，39.
- 12) M. Beckert, R. Holz：Schweiss Technik., 23 (1973)，334.
- 13) Y. Arata, M. Ohji：Trans. of JWRI., 8 (1979)，43.
- 14) 寺崎俊夫：鉄と鋼，67 (1981)，2715.
- 15) C. Duren, K. Niederhoff：Proc. on Third Int'l Conf. on Welding and Performance of Pipelines, London, TWI, (1986)
- 16) N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya and H. J. U. Cotton：Metal Constr., 19 (1987)，217R.
- 17) 寺崎俊夫，野村卓司，北田豊文：溶接学会論文集，6 (1988)，139.

- 18) P. G. Bastien : Metal Constr. and British Welding J., 49(1970), 9.
- 19) P. H. M. Hart : IIW Doc. IX-1308-84, Influence of steel cleanliness on HAZ hydrogencracking, (1984)
- 20) N. Smith, B. I. Bagnall : British Welding J., 15 (1968), 63.
- 21) 奥村 誠, 糟谷 正, 百合岡信孝 : 溶接学会論文集, 6 (1988), 144.
- 22) M. A. Grossman : Trans. AIME, 50 (1942), 227.
- 23) T. Kasuya, N. Yurioka : Welding J., 72 (1993), 263s.
- 24) M. W. Mallet, J. Rieppel : Welding J., 25 (1946), 748s.
- 25) 木原 博, 鈴木春義, 中村治方 : Welding J., 41 (1962), 36s.
- 26) 鈴木春義, 稲垣道夫, 中村治方 : 溶接学会誌, 32 (1963), 44.
- 27) 渡辺正紀, 佐藤邦彦, 松井繁朋 : 溶接学会誌, 33 (1964), 446.
- 28) 小平一丸, 矢竹 丘, 百合岡信孝 : 溶接学会誌, 43 (1974), 921.
- 29) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫, 山下泰生 : 溶接学会誌, 48 (1979), 504.
- 30) N. Yurioka, S. Ohshita, H. Nakamura : IIW Doc. IX-1161-80, An analysis of effects of microstructure, strain and stress on the hydrogen accumulation in HAZ, (1980)
- 31) 菊田米男, 荒木孝雄, 広瀬明夫, 山本善貴 : 溶接学会論文集, 3 (1985), 497.
- 32) V. A. Karkhin and V. G. Mikhailov : Avat. Svarka, 38 (1985), 6, 39.
- 33) B. A. B. Andersson : Trans. of AIME, J. Eng. Materials and Tech., 102 (1980), 64.
- 34) 伊藤慶典, 別所 清 : 溶接学会誌, 37 (1968), 983.
- 35) C. Duren and K. Niederoft : Proc. Conf. on Welding and Performance of Pipelines, London, TWI (1986)
- 36) B. A. Graville : Proc. Conf. on Welding of HSLA structural steels, Rome, ASM, (1976)
- 37) N. Yurioka, H. Suzuki and S. Ohshita : Welding J., 62 (1983), 147s.
- 38) 百合岡信孝 : 溶接学会誌, 61 (1992), 288.
- 39) F. R. Coe : Welding steels without hydrogen cracking, The Welding Institute, (1973)
- 40) BS 5135, Process of Arc Welding of Carbon and Carbon-Manganese Steel, British Standards Institution, (1984)
- 41) N. Yurioka and K. Kasuya : Welding in the World, 35 (1995), 327.
- 42) 岡田 実 : 溶接協会誌, 6 (1936), 357.
- 43) 稲垣道夫, 関口春夫 : 金属材料技術研究所研究報告, 3-1 (1950), 24.
- 44) E. F. Nippes : WRC Bulletin, No.33 (1957)
- 45) 田村 博, 加藤 昇, 真鍋正己, 山崎睦彦 : 溶接学会誌, 38 (1969), 1124.
- 46) T. Inoue, S. Matsuda, Y. Okamura and K. Aoki : Trans. JIM, 11 (1970), 36.
- 47) 中村 素, 前田豊生, 栗山良員, 雑賀喜規, 深川宗光 : 石川播磨技報, 3 (1963), 117.
- 48) 金沢正午, 中島 明, 岡本健太郎, 金谷 研 : 鉄と鋼, 61 (1975), 2589.
- 49) H. Mimura, M. Iino, H. Haga and N. Nomura : Trans. of Japan Weld. Soc., (1970), April, 28.
- 50) K. Arimochi : Trans. Japan Weld. Soc., 20 (1989), 27.
- 51) 深田康人, 小溝裕一 : 溶接学論文集, 10 (1992), 409.
- 52) 金沢正午, 中島 明, 岡本健太郎, 金谷 研 : 鉄と鋼, 61 (1975), 2589.
- 53) 上田修三, 石川生明, 小林邦彦, 船越督巳 : 鉄と鋼, 61 (1975), S508.
- 54) 松田昭一, 影山英明 : 鉄と鋼, 61 (1975), S257.
- 55) 船越督巳, 田中智夫, 上田修三, 石川正明 : 鉄と鋼, 68 (1977), 303.
- 56) 渡邊 之, 小嶋敏文 : 溶接学会誌, 49 (1980), 772.
- 57) S. Ohkita, H. Homma and N. Mori : Australian Welding J., 29 (1982), 29.
- 58) H. Homma, S. Ohkita, S. Matsuda and K. Yamamoto : Welding J., 66 (1987), 301s.
- 59) 山本広一, 長谷川俊永, 高村仁一 : 鉄と鋼, 79 (1993), 1169.
- 60) 大野恭一, 岡村義弘, 松田昭一, 山本広一, 向井俊夫 : 鉄と鋼, 73 (1987), 1010.
- 61) F. Ishikawa, T. Takahashi and T. Ochi : Metall. Mater. Trans. A, 25A (1994), 929.

(1998年3月26日受付)