

特別講演

□浅田賞受賞記念

溶接用高張力鋼の継手特性の進歩

Advance in Welded Joints Properties of High Strength Steels

志賀千晃
Chiaki Shiga

科学技術庁 金属材料技術研究所
フロンティア構造材料研究センター
総合研究官

1 緒言

溶接用構造鋼の高張力化の限界は対象構造物によって異なり、それぞれにおけるさらなる高張力化を阻んでいる共通因子としては溶接継手における、疲労、靱性、割れ等の特性不足が挙げられる。焼き入れ焼き戻し熱処理製造法と併行して発達してきた制御圧延・制御冷却を駆使したTMCP法の発達は溶接継手特性の向上を可能とし、種々の構造物鋼で一段と高張力化をもたらしてきている。表1はTMCPとその周辺技術がどのような構造物を対象に開発されてきたかを時代別にまとめたものである。TMCP技術の発達は第一次オイルショックの頃からラインパイプの高張力化・高靱性化を目的に開始され¹⁾、その技術は社会的ニーズに大きく影響を受け対象構造物を変えて飛躍的に発達するが、その過程は6つの期間に分類出来る。

本報では、この大別した6つの期間に、どのような構造物を対象として高張力化ならびに溶接継手特性の向上を進めてきたのか、その時開発された新しい技術、そして金属学的に見た新しい発見や知見について焦点をあてて述べる。

2 高張力鋼の低成分化と高靱性化のための制御圧延法TMCPの構築

第一期は第一次オイルショックという社会的背景から石油プライスが高騰し世界の油田が活発に掘削されラインパイプが敷設された時代である。当時、制御圧延はガスラインパイプ用素材をターゲットとして開発が進められた。大量輸送のためガス圧力は60気圧→75気圧→100気圧と順次あげられ、それにともない母材強度は×60、×70、×80へと高張力化が求められた。一方、油田掘削もアラスカ沖、ソ連極地へと寒冷地域へ進められ、要求低温靱性も0℃、

-20℃、-40℃、-60℃へとサービス温度も下がっていった。溶接面では円周溶接の割れと最高硬度の観点から鋼成分の炭素当量が約0.38%以下に制限され、かつC、Nb含有量の上限が規定されていた。即ち規定された低成分系鋼のパイプに高靱性化と高張力化が同時に求められた時期である。この高張力鋼に低成分化と高靱性化を可能にしたのは、図1²⁾に示すstage I、II、IIIの3段階からなる制御圧延法の構築である。この当時、制御圧延の低温圧延は良く知られていたが、 $(\alpha + \gamma)$ 2相域までの低温圧延の重要性は明らかになっていなかった。筆者達は図中の stage IIIに相当するAr3温度からAr3-40℃までの2相域低温圧延の実施がフェライトの細粒に有効なことに加えて、小さなフェライトの加工を通して高強度化がもたらされること²⁾を新しく知見して上記の3段階からなる制御圧延法の構築を行った。この2相域低温圧延は、衝撃吸収エネルギーの低下と機械的性質の異方性の増大のマイナス面をもたらしたが、鋼成分C含有量の0.1%以下への低減と鋼不純物Sの20ppm以下への低減もしくは介在物MnSの形態制御を実施することによって克服している。このような製鋼技術面の

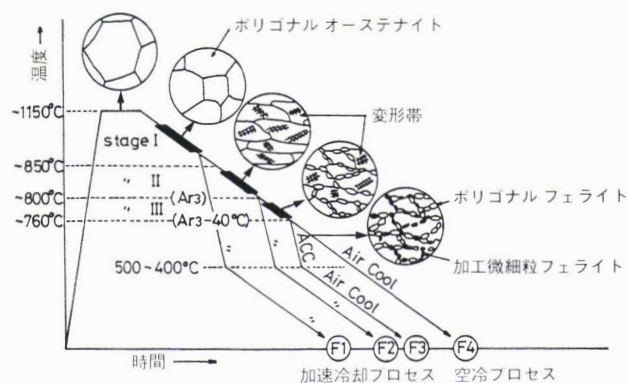


図1 3段階制御圧延法における圧延中のマイクロ組織の変化を示す模式図
F3, F4が3段階制御圧延法で圧延後、前者は水冷、後者は空冷を実施したプロセス。

けをかりて3段階制御圧延技術は飛躍的な進歩が遂げられるようになる。

第二次オイルショックが起こった第二期では H_2S 、 CO_2 等腐食成分を含有するガスや石油の発掘が深海へ向けて進められ、厚肉パイプに耐水素誘起割れ(HIC)、耐応力腐食割れ(SCC)の両特性をより厳しく要求された。これらの両特性の解決のため、CaやCe添加によるMnS系介在物の形態処理、偏析の軽減対策が行われ、加えて鋼不純物S、P、O、Nの軽減の時代に突入した。鋼の高純度化技術が確立され、今日一般にmodern steelと呼ばれる鋼が誕生し、制御圧延と組み合わせることによって、上記の腐食環境下にも強い高張力・高靱性パイプが開発された。鋼の高純度化は溶接面では溶接熱影響部(HAZ)の靱性や割れの向上をもたらしたが、一方、溶接金属割れを助長することになり、溶接中の水素管理はより厳しく行う必要が生じている。

この時代に得られた金属学的に見て新しい発見や知見として次の点を強調したい。図2³⁾は種類の異なる第2相を有するフェライト鋼における平均粒径とシャルピーVノッチ衝撃試験の延性-脆性遷移温度(CVN50%FATT)の関係をプロットし、第2相の種類をマークで区別したものである。通常のNorma熱処理で得られる粒径 $10\mu m$ 以上ではベイナイト化の方がパーライトとして存在するより靱性は劣化し、その劣化量は平均粒径が大きいほど大きいのが一般的である。しかしこの図から分るようにベイナイトの場合

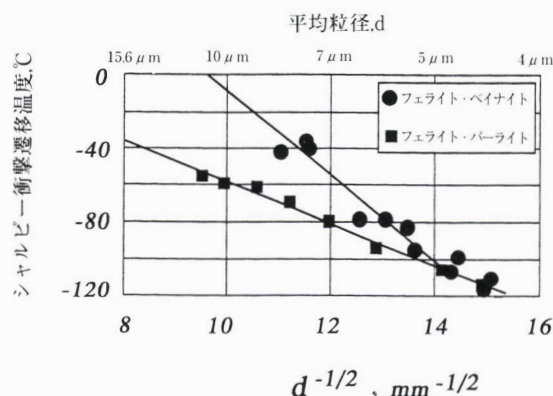


図2 第2相組織の細粒化が母材靱性に及ぼす影響

合でも、平均粒径が約 $5\mu m$ 以下になると、ほぼパーライトと同等の靱性を示す。即ち「ベイナイトや加工フェライトは粒径が大きいときは靱性を劣化させるが、約 $5\mu m$ 以下に微細化すると劣化作用はなくなる」という事実を鋼のミクロ組織の微細化が可能となって初めて明確になった。

3 TMCPを用いた溶接に優れた高張力鋼の開発と種々の構造物への適用

ラインパイプ用素材を対象として達成された技術を他の鋼種へ適用拡大した時代が1980年から1996年の時期である。1980年の時期は造船不況の真っ只中であり、造船業界

表1 TMCPとその周辺技術の進歩

	背景	区分	要求動向とプロジェクト	開発ターゲット	新しい知見、及び新技術
第1期	昭和48年(1973) 第一次 オイルショック	■ 高靱性高張力ガスラインパイプの開発	■ 極北地での施設 ■ ガス操業圧の上昇 ■ アラスカ向けX70 ■ ソ連向けX70	● 高張力化 X60,X65,X70,X80 ● 高靱性化 0°C,-10°C,-40°C,-60°C ● 高延性化 3.5kgm→8.0kgm ● 不安定延性破壊	● 2相域圧延の知見 ● 制御圧延の3段階理論確立 ● 低S、低C,REM, Ca処理 ● IngotからCCスラブへ
第2期	昭和52年(1977) 第二次 オイルショック	■ 耐HICガスパイプの開発	■ 腐食環境が厳しい ■ H_2S , CO_2 含有 ■ 北海向け ■ 中近東向け	● X60,-10°C ● 耐HICと耐SCCに優れた鋼パイプ	● Ca処理の確立 ● 中心偏析の軽減
第3期	昭和55年(1980) 造船不況	■ TMCPの造船と海溝への適用	■ 造船の重さ軽減 ■ 燃費の軽減 ■ 載荷重量の増大 ■ ファブリケーションコストの低減 ■ 大入熱溶接→1パス溶接 ■ 余熱フリー、中水素林使用	● 高張力化 YS28→32-40°C	● 大入熱化適用 ● LBZ→CTODの要求 ● 低温スラブ加熱 ● 制御圧延+加速冷却理論の確立 ● 冷却停止温度依存性
第4期	昭和58年(1983) 円高不況	■ TMCP技術の集大成 ■ ACC,DQT適用による厚板の新製品拡大	■ 造船のより高張力化 ■ 極致での使用、人工島 ■ ジャケットの深海使用 ■ 耐SCC用ガスパイプの高張力化 ■ QT材のDTQへの適用 ■ 建物の高層化	● 高張力化 32→36,40,45,50 ● 高靱性化 -40°C→-60°C,-80°C ● 厚肉化 40mm→100mm→150mm ● 耐SCC X60→X65→X70mm ● QT,HT60,HT80,HT100	● 加速冷却設備の導入 ● Hotレベラーの導入 ● 冷却歪の再検討 ● バンド状スラックチャータの消失
第5期	平成2年(1990)	■ 厚板特殊鋼 ■ 線材、棒、形へのTMCPの適用	■ クリープ強度上昇 ■ 耐食性の向上 ■ 軟化、高強度化	● 3Cr-1Mo,9Cr-1Mo,SUS304L ● 中炭素鋼(棒、線)	● 析出物解析 ● Nb,Cr,Ce,初析セメンタイト ● パーライトメラー間隔
第6期	平成8年(1996) バブル崩壊不況	■ 細粒化による極限の性能追求(基礎研究) ■ STX-21、スーパーメタル	■ 強度2倍、寿命2倍	● 細粒化($1\mu m$) ● HT80	● 再結晶法 ● VTrs=-196°C ● 圧縮残留圧延力溶材 ● 高効率小入熱溶プロセス

の重鎮は何か新しい材料を採用し造船製造のイノベーションを狙っていた。制御圧延の適用による新しい造船用高張力はまさにこのニーズと一致し、造船メーカーはこの新高張力鋼を適用し重量の軽減による燃料の向上を目指した。成分の添加を行って高張力化することは簡単であるが、一般的には溶接特性が悪くなり、結果的には造船メーカーの溶接施工コストが上がるのが通常であった。制御圧延後の加速冷却の適用は高張力化しても鋼の成分〔鋼の炭素当量(ceq)〕を従来のものより著しく低下させることが出来、その結果、溶接割れ性を弱めかつ大入熱溶接でもHAZ靱性が劣化しないこと、即ち、軟鋼の溶接法と全く同じ溶接法で高張力鋼が使用出来ること、が分かってきたのが1980年から1990年（第三期と四期）である。制御圧延後に加速冷却を適用し、鋼板厚の増加による強度、靱性劣化を緩和したのはこの第四期に当たる。この加速冷却設備の導入によりほぼTMCPは完成レベルへ到達し、造船以外の海洋構造物、建築、压力容器等の厚板製品に適用され次々と新製品が開発されている。

表2 溶接熱影響部靱性を支配する金属学的要因と向上のための製造技術

脆化要因	靱性向上策	
	金属学的アプローチ	実手段
・溶接加熱時の γ 粒の粗大化	有効結晶粒の微細化	1) Ce(O,S), Ca(O,S), TiO, TiN, BNの微細分散
・冷却時の γ 粒からの粗粒変態生成物の生成	1) γ 粒粗大化の抑制 2) γ 粒内での変態生成物の核サイト増加	
・M-Aの生成	1) M-Aの減少 2) 低温焼戻しでM-Aの分解	1) 鋼のCeqの低下 2) 鋼の合金成分の最適化 3) 偏析の軽減 4) バンド状変態生成物の軽減 5) Nb, Pの軽減
・多量のNb、V析出物の生成		1) Nb、Vの制限
・不純物成分の存在		1) P, S, Nの低下

熱サイクル HAZ
最高加熱温度：1350℃
800℃—500℃の時間：230s
(25mm板厚の200KJ/cm溶接入熱に相当)

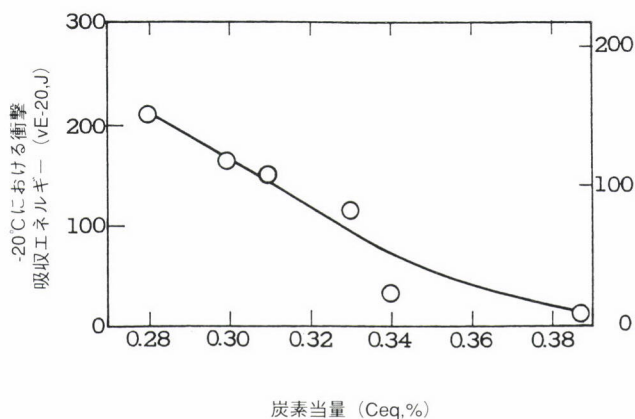


図3 鋼の低炭素当量(Ceqの低下)が溶接熱影響部靱性(−20℃のシャルピー衝撃吸収エネルギーVE-20)に及ぼす影響

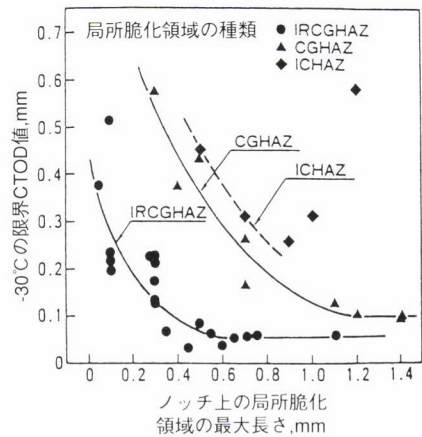


図4 局所脆化領域の大きさと脆化度合いの限界CTODの関係

この時代開発したHAZ靱性の向上策を表2³⁾にまとめて示す。金属学的に見て新しい発見や知見としてつぎの点を強調したい。鋼の低炭素当量化はHAZ靱性の向上をもたらすことである。その向上は大入熱溶接でも小入熱溶接でも顕著に現れる。図3⁴⁾は大入熱溶接で調べた鋼の低炭素当量化によるHAZ靱性の向上、即ち−20℃のシャルピー衝撃吸収エネルギーの上昇を示したものである。低炭素当量化はHAZ部に細かいフェライト粒生成の促進効果をもたらし、これに加えての鋼へのCe、Ca、Tiのオキシサイドやオキシサルファイド、またはTiN、Bカーバイドの分散はこれらを核としてのフェライト粒生成を一層高め、結果的にはHAZ部の靱性に好ましい微細なフェライトとベイナイトの混合組織を形成する。

鋼の低炭素当量化は小入熱溶接時に生じる局所脆化領域(Local Brittle Zone以下LBZと略す)の脆化度合いを緩和する効果もある。LBZの正体はほとんど低温変態生成物であるM-A(Martensite-Austenite Constituents)であり、単一溶接熱サイクルでも発生するが、多重熱サイクルでより一層脆化されたものが形成される。図4⁵⁾は小入熱溶接で調べたLBZと靱性(ここでは−30℃の限界CTOD値で示す。CTODとはCrack Tip Opening Displacementの略で、大きいCTOD値は高靱性を意味する)の関係を示す。LBZサイズが大きくなるとCTOD値は下がるが、その下がる度合いはLBZの脆化度に大きく依存する。この図では脆化度が最も顕著なLBZであるIRCHAZ(Intercritical Reheated Coarse Grain HAZ)^{6,7)}でCTOD値がいずれのLBZの大きさに対しても低く、30mm板厚の場合、わずか0.5mmの大きさのLBZの存在が通常必要とされるCTOD値の0.1mm以下に下がる。低炭素当量化によるLBZの脆化度合いの緩和効果に、制御圧延後の加速冷却によるパーライトやベイナイトのバンド状の組織を解消効果が加わるため、HAZ部におけるLBZの量と脆化度合いは一段と抑制され、靱性向上

表3 TMCPの利点

	得られた金属学的な利点	得られた利点
母材	・バライトやベイナイトのバンド組織の軽減 ・マイクロ組織の微細化	・水素誘起割れの軽減 ・低温靱性の向上（特にクラック・アレスタビリティ）
溶接部	・CeqやPcmの低下	・HAZ靱性の向上（特に大入熱溶接） ・溶接割れの軽減 ・応力腐食割れの軽減
鋼材の製造	・オンライン材質作り込み	・熱処理工程省略（高い生産性）

をもたらす。

TMCPによって得られた利点は表3³⁾に総括されているように生産面と、母材特性、溶接部特性にわたるが、なかでもTMCPによる鋼の低成分化がもたらした溶接部特性の向上効果は大きなものであると考える。1990年以降は第五期に分類され、これまでのTMCP技術対象鋼がマイクロアロイ鋼であったのに対し、厚板特殊鋼へ拡大適用が進められている時代である。また一方これまではマイクロアロイ鋼を対象にフェライト粒等の細粒化を主目的に開発されたTMCP技術は線材、棒、形鋼へ応用されるようになって来ている。

4 溶接用高張力鋼継手部の飛躍的向上を目指した国家プロジェクトの進捗

バブルが崩壊し、設備投資余力も無い日本の経済状況下にあって、また国内外の大きなユーザーニーズもない時代に遭遇している現在、「細粒化の極限を見極める基礎研究」が活気を呈している。筆者達が推進しているSTX21プロジェクト、別名「超鉄鋼プロジェクト」^{8~10)}における超細粒化による溶接用800MPa鋼の開発は金属系材料研究開発センター(JRCM)のスーパーメタルプロジェクトと相互に競合しあいながら超細粒化の有効性に対するいくつかのブレイクスルーポイントを見い出している。図5¹¹⁾はフェライトの細粒化と強度と靱性の関係についてホール・ペッチ解析を行ったものである。粒径約10 μ m以上は一般熱間圧延やNorma熱処理、また約10 μ mから約4 μ mはTMCP製造法、約4 μ mから0.7 μ mまでの超細粒は本プロジェクトの再結晶法の各製法によって得たものである。本プロジェクトを開始する前には、約4 μ m以下への超細粒化は強度や靱性に効果が無いとの考え方やデータがあったが、この図から分かるように0.7 μ mまでの超細粒領域まで改善効果があることが明確となった。約4 μ m以下でのホール・ペッチの直線式の勾配は約4 μ m以上のものと異なるが、粒分布の集合組織を無くし大傾角方位に制御するに伴い直線勾配は大きくなる。軟鋼レベルの低成分鋼を超細粒効果に

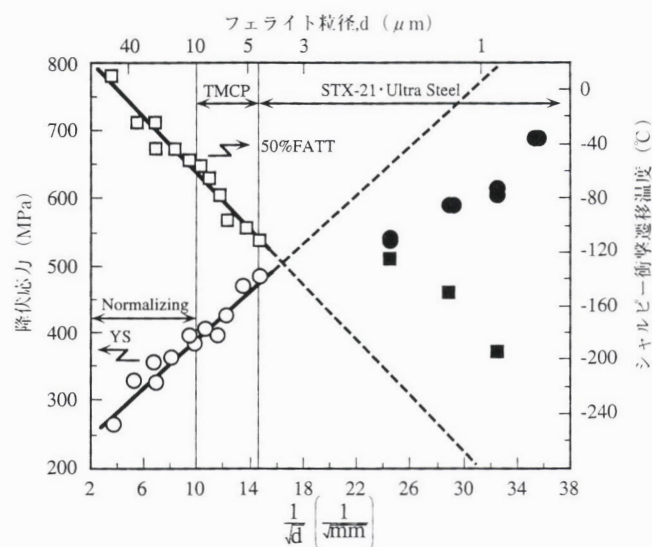


図5 細粒化による高強度化と高靱性化の関係を示すホール・ペッチ解析図
黒くぬりつぶしたマークはSTX-21プロジェクトの結果。
●：降伏応力，■：シャルピー遷移温度

よって約800MPaまでの高張力化と破面遷移温度で約-190℃の高靱性化を達成出来る基礎原理を明らかにしている。

表4¹²⁾は高張力鋼継手部の問題点とSTX21プロジェクトの対応手段の関係をまとめたものである。個々の解説は割愛するが、母材、溶材、溶接プロセス、非破壊測定技術による総合的技術開発研究によって、超細粒800MPa鋼の溶接構造化課題を最重要視しながら、現状の高張力鋼全般に共通する問題点の解決を図る事を目指している。以下にそれらの幾つかの主だった結果を紹介する。

軟鋼レベルの低成分系の約1 μ mフェライト超細粒鋼に約40kJ/cmの一般のアーク溶接を行うと、図6のHAZ組織写真から分かるように、溶接熱による粒粗大化挙動は一般の10 μ m粒径ものと定性的に類似の挙動をとる。即ち、異常粗粒化、不均一粗大化挙動を取らない¹³⁾。Ac1以下までの加熱はほとんど約1 μ mフェライト粒を保持し、またAc1以上の950℃までの2相域、さらなる高温側の細粒域までの領域も、母材の細粒度合に応じて微細化される。軟化ゾーンの最低温度域はAc3から約1000℃に生成されるが、Nb、Tiの微量添加で軟化ゾーンの狭隘化が制御出来る。超細粒鋼のHAZ軟化は溶接金属のオーバーマッチングで継手部の延性破壊は抑制できる見通しが得られている。

従来技術の大入熱溶接プロセスでは能率は良いが熱影響部幅を大きくし、軟化や靱性劣化を伴う。また一方従来の小入熱溶接プロセスではパス数の増加をもたらす、能率を悪くする。つまり、熱影響部幅を小さくする小入熱アーク溶接で高能率な溶接は確立されていない。HAZ領域最小化

表4 高張力鋼継手部の問題点とSTX21プロジェクトにおける対応手段

従来鋼継手部の問題点		プロジェクトに於ける対応手段
現象	原因	
1) 溶接割れ		母材対応 ●低炭素当量化..軟鋼レベルまで ●介在物の微細分散化 溶材対応 ●マルテンサイト変態膨張による圧縮残留応力の導入
1-1) HAZ 割れ	●小入熱溶接によるHAZ 硬度の上昇	
1-2) 溶接金属割れ	●溶接金属部からHAZ 部への水素の拡散量の減少 ●水素量 ●引張残留応力の存在 ●拘束力の増加	溶接プロセスと施工 ●溶接パス、シークエンスの開発 ●超狭開先アーク溶接法の開発 ●深溶け込みレーザー溶接法の開発 ●低温接合法の開発
2) 応力腐食割れ	●HAZ 硬度の上昇 ●引張残留応力の存在	
3) HAZ 軟化	●無駄な溶接入熱が大きい	非破壊測定技術 ●レーザー、スベックルによる残留歪み、応力測定 ●超音波測定による欠陥、組織の検出
4) 靱性の劣化	●HAZ 部の粗粒化 ●HAZ 部のM-A 生成物 ●引張残留応力の存在 ●拘束力の増加	
5) 疲労強度の劣化	●ビード止端形状劣化による応力集中 ●引張残留応力の存在	
6) 欠陥の存在	●融合不良 ●スラグ巻き込み ●溶接割れ	

の新接合法として新アーク溶接プロセスに挑戦し、大きなブレイクスルーを行っている。図7は小入熱溶接でかつ、高能率な溶接プロセス「超狭開先内ガスメタルアーク溶接プロセス」^{14,15)}の溶接原理と得られる溶接部の模式図を示す。高能率化は開先幅の狭隘化と大電流化による溶接パス数の減少で達成している。溶接パス数の減少はパルス電流により溶接ワイヤの溶融量を制御し、ワイヤ端位置(アーク発生点)を開先内で上下に揺動することによって、成就している。超狭開先化は高能率化ばかりか、母材の溶融および

熱影響部を最小化し、その効果は、従来の半分のパス数で、半分のHAZ幅を実現している。従来に比べ能率は2倍以上、熱影響部の最小化は靱性と軟化幅の減少に効果を得ている。超細粒鋼の溶接では溶接熱影響部の軟化が最大の課題であるが、開発されたこの溶接プロセスの適用効果は極めて大きい。

一般に高張力鋼の溶接部特性で最も解決が望まれている課題は溶接部の低い疲労強度と溶接金属割れである。母材の高強度化は母材の疲労強度を上昇させるが、継手部の疲労強度はこれまで種々の改良手段が試みられているが10~20%の向上に過ぎず、構造物の設計荷重の増加、および寿命延長を目指すには継手部の疲労強度の上昇が不可欠

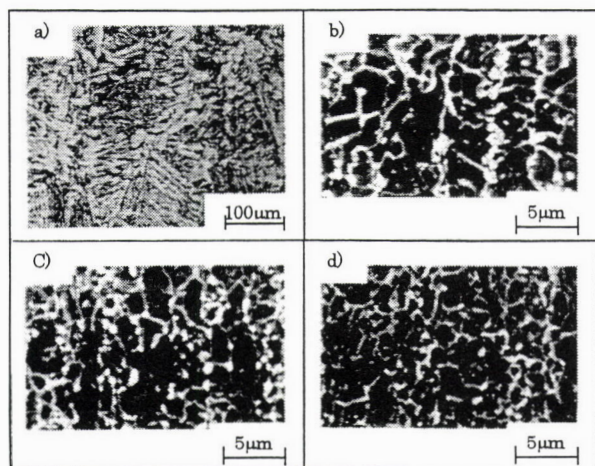


図6 超細粒鋼の溶接熱影響部組織写真(アーク溶接40kJ/cm)
a)ボンド部、b)Ac3部、c)Ac1部、d)母材

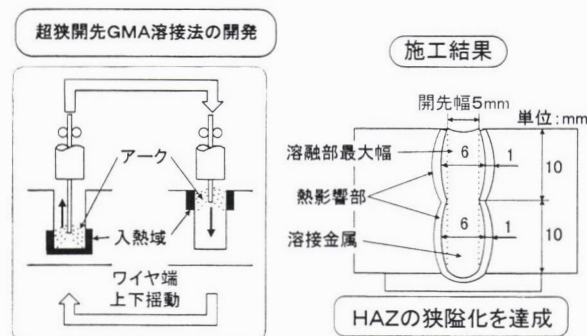


図7 超狭開先GMA溶接法の溶接原理と得られる溶接部断面状態を示す模式図

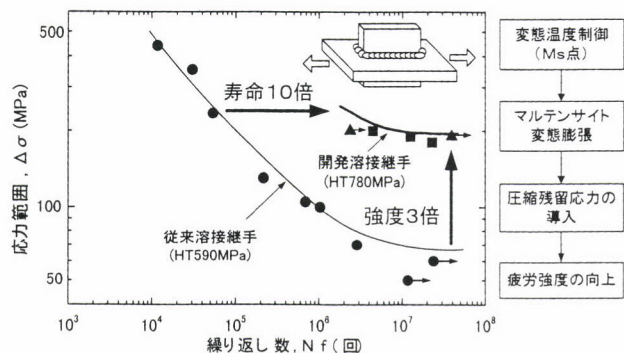


図8 低変態温度を有する新溶接材料を用いて溶接した
廻し溶接継手部の疲労曲線

である。もう一つの克服すべき課題は溶接金属割れである。高張力鋼の溶接割れの一つである熱影響部割れは母材の低炭素当量化で克服されつつあるが、溶接金属は依然として割れ問題がある。割れを防ぐため予熱作業を行い、その割れの判定は非破壊検査測定を用いて検出し、割れ部の補修溶接を行う。しかし、非破壊検査測定技術が十分なものでなく割れを見落とすことがある。この割れは常温まで冷えた後生じる水素集積による遅れ破壊と呼ばれているもので、多くは溶接後時間が経過したのち発生するため、検出が難しい。この割れが疲労により月日を経て成長し、脆性破壊へと発展する。従って割れを出さないことが構造物の安全性、信頼性にとって最も重要である。予熱作業は工場溶接では温度管理が行われるが、現地溶接では管理が難しく、割れが残ることがしばしばある。震災の破壊例の多くはこのようなケースによる。従って割れの出ない溶接材料の開発が待ち望まれている。

筆者達は溶接部の疲労と溶接金属割れに有害作用を共通して及ぼしている因子として溶接過程で生じる引張残留応力に着目しその軽減に研究を重ねた結果、溶接金属のマルテンサイト変態膨張の積極的利用を提案している¹⁶⁾。溶接金属は冷却途上で結晶構造は一般にはオーステナイトからフェライト(アシキュラーフェライト)に並び換わる。これでは膨張は生じないが、マルテンサイトに並び換わると膨張が生じる。なかでもマルテンサイト変態温度(結晶構造がマルテンサイトに並び換わり始める温度)によって溶接金属における残留応力は著しく変わる事を知見した。即ちマルテンサイト変態温度を一般より低温に制御することにより引張残留応力は低下し、150~300℃の温度域になると溶接金属に圧縮応力が最大に生成されることを見出した。マルテンサイト変態温度の低温化は溶材成分の調整で実現出来、低変態温度を有する新溶接材料の開発に成功している。

図8¹⁷⁾は構造物の疲労強度が最も弱くなる廻し溶接部に

低変態温度を有する新溶接材料を適用した場合の効果を調べたもので、圧縮残留応力の導入により疲労強度が従来の3倍と言う飛躍的な向上を実証している。この効果により設計荷重が同じなら構造物寿命が10倍、また寿命を従来と同じとするなら設計荷重を3倍あげる可能性を示している。

低変態温度を有する新溶接材料の溶接金属割れに関しては、溶接環境下のなかでも最も過酷な条件下で800MPa高張力鋼を溶接した場合でも溶接金属割れが著しく軽減される効果を検証した。新溶接材料を用いた溶接金属は約1000MPaの強度と高靱性を有している。このような高強度を有し、溶接予熱無しで溶接金属割れが生じない溶接材料はこれまでに存在していない。溶接金属割れの解消は予熱工程省略に結びつき高能率となるばかりか、高温作業の解放になる。更には割れの解消は溶接継ぎ手部の安全性・信頼性を向上させる。低変態温度を有する新溶接材料は数社のファブリケーターで実用化の為の確信実験が終わり実構造物適用の段階である。

5 あとがき

この度、日本鉄鋼協会から「溶接用高張力鋼の継手特性の向上」により学術貢献賞(浅田賞)を受け、身に余る光栄に感謝するとともに、これまでに指導して頂いた上司また支えて頂いた同僚や若い方々に感謝致しております。私は昭和50年から今日までの約25年間一貫して「溶接用高張力鋼の開発研究」に携わり、その間、20年は川崎製鉄(株)技術研究所において、またこの4年間は科学技術庁金属材料技術研究所で研究開発を行って参りました。

私の研究テーマの共通のキーワードは「細粒化」と「溶接」であったのかもしれませんが。最初の10年間は、同一の成分でグレードの異なる製品をつくりだすとか、余裕のある特性を落として不足する特性の向上にまわすとか、を「圧延と冷却」だけで可能にするTMCP技術の構築に研究興味があり、従来の合金添加中心の製造法、別名“さじかげん冶金技術”と異なる新しい技術へ挑戦致しました。その後10年間は、鋼組織の細粒化による低炭素当量化が、溶接継手特性向上に寄与することを知見し、またその効果を製品で実感し、種々の構造物の高張力鋼へその効果の適用拡大研究に励んで参りました。そして金属材料技術研究所へ移籍後のこの4年間は、民間では出来ない長期間かかる研究課題を産学官で推進し、なかでも溶接用高張力鋼の問題点の抜本的な解決に視点を置きながら挑戦しています。溶接用鋼の高張力化の問題が鋼材、溶材、溶接プロセスの境界領域にあり、その解決を目指しての一元化した研究開発が

重要であることをますます強く再認識している次第です。

引用文献

- 1) 志賀千晃：第3回熱処理技術セミナー，日本熱処理技術協会編，(1993)，3-1.
- 2) 志賀千晃：新しい製造法による鋼材(TMCP鋼)の溶接構造物への適用に関するシンポジウム，日本造船学会編，(1983)，117.
- 3) 志賀千晃：溶接学会誌，65(1996)，210.
- 4) C. Shiga, Y. Nakano, K. Amano and H. Yajima : Proc. Microalloying'88, (1988)，225.
- 5) S. Machida, T. Miyata, M. Toyosada and Y. Hagiwara : ASTM Symposium on Fatigue and Fracture Testing of Weldments, ASTM, (1988)
- 6) T. Kubo, Y. Nakano, C. Shiga : 5th Internl. Symposium of Japan Welding Society on Advanced Technology in Welding, Materials Processing and Evaluation, JWS, (1990)，835.
- 7) C. Shiga and Y.Saito : Proc First Japan-United States Symposium on Advances in Weld Metal-lurgy, AWS, (1990)，295.
- 8) 志賀千晃，太田，平岡，塚本：溶接学会誌，66(1997)，609.
- 9) 志賀千晃，平岡和雄：溶接技術 特集，7 (1998)，81.
- 10) 志賀千晃，佐藤 彰：溶接学会誌，68，(1999)，44.
- 11) 林，鳥塚，三井，津崎，長井：CAMP ISIJ, 12, (1999)，385.
- 12) C. Shiga : Pro. on Innovative Structural Materials for Infrastructure in the 21 Station Century : (2000)，159.
- 13) R. Itou, C. Shiga, Y. Kawaguchi, T. Nakamura and K. Hiraoka : ISIJ, 40(2000)，s29.
- 14) Nakamura, T. and Hiraoka, K. : Preprints of the National meeting of J.W.S. 62(1998)，82.
- 15) Nakamura, T. and Hiraoka, K. : 9th Int. Conf. on Computer Technolgin Welding, AWS, (1999)
- 16) C. Shiga : Science and technology of welding, (2000)，in press.
- 17) 太田明彦，渡辺 修，松岡一祥，志賀千晃，溶接学会論文集，18，(2000)，141.

(2000年5月19日受付)