

# TMCP厚鋼板の溶接性と溶接部諸特性

新日本製鐵(株) 鉄鋼研究所  
厚板・破壊力学研究部

栗飯原周二

## Weldability and Properties of Welded Joint of TMCP Steel Plates

Shuji Aihara

### 1. はじめに

TMCPはThermo-Mechanical Control Processの略であり、ASTM A841によれば「化学成分と、スラブ加熱から圧延後の冷却にいたるプロセス制御との組み合わせにより細粒組織を実現し、所要の機械的性質を得るための製造プロセス」である。

Fig. 1はTMCPの熱履歴とマイクロ組織変化を模式的に示したものである<sup>1)</sup>。(1)スラブ低温加熱とNb, Tiなどの析出物による加熱 $\gamma$ 粒の抑制、(2)再結晶温度域圧延による $\gamma$ 粒細粒化、(3)未再結晶温度域圧延による $\gamma$ 粒界面積増大と粒内変形帯導入、および(4)加速冷却によるフェライト生成核の増加とにより、最終的に細粒組織を得るものである。

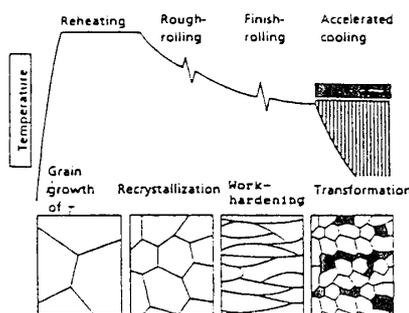


Fig. 1 TMCPの熱履歴とマイクロ組織変化(模式図)<sup>1)</sup>

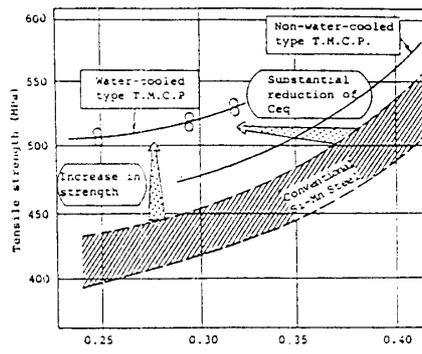


Fig. 2 炭素当量と引張り強さの関係<sup>2)</sup>

また、加速冷却によりフェライト中固溶Cの増加、さらに低温変態相の増加をもたらし、フェライト粒の細粒化と相まって強度・靱性の向上が達成される。

一般に、TMCPの採用により合金元素添加量の増加に頼らずとも母材強度を上昇できる(Fig. 2)<sup>2)</sup>ことから、溶接熱影響部の硬化性が従来鋼より低い。このために、割れ性、靱性など種々の溶接部特性の向上がはかれる。ここではTMCPによる厚鋼板の溶接性と溶接部特性の改善について概説する。

### 2. HAZ硬化・軟化性と溶接低温割れ性

**HAZ硬化** 溶接割れ防止や応力腐食割れ防止の観点から鋼材のHAZ硬化性は低いことが望ましい。

Fig. 3にYP360MPa級鋼のHAZ最高硬さの冷却速度依存性を示す<sup>3)</sup>。鋼材化学成分と溶接条件からHAZ最高硬さを予測する式が提案されている<sup>4)</sup>。これらの式によるとTMCP鋼は従来鋼よりC量が低いためマルテンサイトが生成しやすい高冷却速度においてもHAZ硬さが低い。さらに炭素当量(CE)が低く焼入れ性が低いためマルテンサイトが生成しにくいこともHAZ硬さ低減に寄与する。TMCP鋼が初めて適用された造船材では $CE_{(I.W.)}$ が0.36%以下のTMCP鋼では $H_v$ 400を基準として10mmまでのショートビードが許容されるようになっている<sup>5)</sup>。

溶接後熱処理(PWHT)後のHAZ最高硬さを求める式も提案されている<sup>6)</sup>が、析出硬化を生じるマイクロアロイ元素添加量を低減したTMCP鋼ではPWHT後のHAZ硬さも低いことがわかる。また、PWHTによる残留応力の低減、PWHT後の強度、靱性、SCC特性の観点から压力容器用TMCP鋼ではPWHT温度を焼きならし鋼の600°Cから550°Cに緩和できる可能性がある<sup>7)</sup>。逆にPWHT後の強度を確保するためには微量Nb添加による析出硬化が有効である。ただし、Nbの過剰添加はHAZ靱性を低下させる。

**HAZ軟化** サブマージアーク溶接、エレクトロスラグ溶接などの大入熱溶接においては制御圧延・制御冷却で強化したTMCP鋼はHAZと母材の境界部付近で母材よりも軟化することがある。しかし、適正な

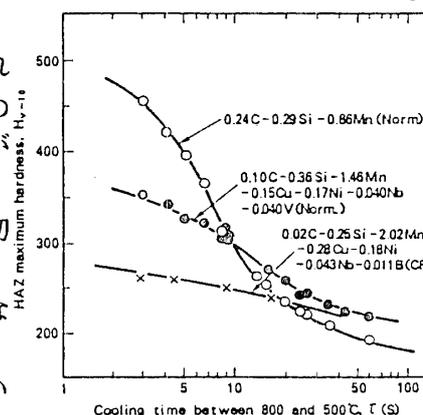


Fig. 3 YP360MPa級鋼のHAZ最高硬さの変化<sup>3)</sup>

溶接金属が使用され、試験片幅が板厚の7倍程度以上あれば母材引張り強さの90%以上の継手強度が得られることが明らかにされている<sup>9)</sup>。局所的に軟化域が存在しても塑性拘束のために軟化域に歪が集中しないためである。最軟化部はAc<sub>1</sub>からAc<sub>3</sub>温度に加熱された領域に一致する。この領域における硬さ推定式が提案されている<sup>9)</sup>。鋼材面から大入熱溶接HAZの軟化を防止するためにはNbなどの微量添加が有効である。

溶接継手の脆性破壊特性に関して、HAZ軟化部が存在すると塑性歪がここに集中するために脆性破壊発生までの試験片の変形量が低下して危険であるとの主張がある<sup>10)</sup>。しかし、実際に脆性破壊発生が想定されるのは応力集中部がほとんどであり、この場合には塑性歪の分布はHAZ軟化にあまり影響を受けず、むしろHAZ靱性のほうが重要な因子となることが示されている<sup>11)</sup>。後述のように、HAZのCTOD特性はHAZ硬化が低いほうが有利であり、継手の脆性破壊特性からもTMCP鋼が従来鋼より優れたものであることがわかる。

**溶接低温割れ性** Fig. 4はTS490MPa級鋼の溶接低温割れ性をy型拘束割れ試験で調べ、割れ防止限界予熱温度をCE<sub>(11W)</sub>に対してプロットしたものである<sup>12)</sup>。TMCP鋼の予熱温度は焼きならし鋼のそれより100°C以上低い。

CE<sub>(11W)</sub>、Pcmをはじめとして鋼材の低温割れ感受性を表す各種の炭素当量式が提案されている<sup>13)</sup>が、次式で表されるCENは広いCレベルの鋼に対して低温割れ性を評価できる。

$$CEN = C + A(C) \cdot \left\{ \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu}{15} + \frac{Ni}{20} + \frac{Cr + Mo + Nb + V}{5} + 5B \right\}$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25 \tanh \{20(C - 0.12)\}$$

Fig. 5は標準の手溶接条件で実施したy型拘束割れ試験の割れ防止限界予熱温度を板厚毎にCENに対してプロットしたものである。この図をもとに任意の化学成分・板厚・溶接金属水素量・溶接

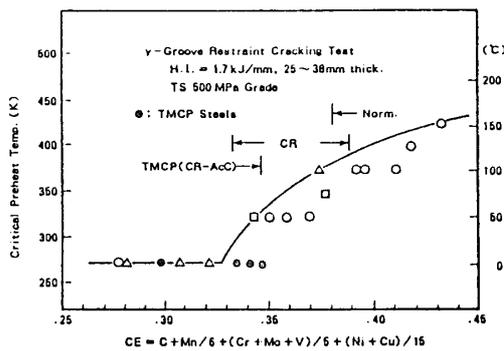


Fig. 4 低温割れ防止限界予熱温度と炭素当量の関係<sup>12)</sup>

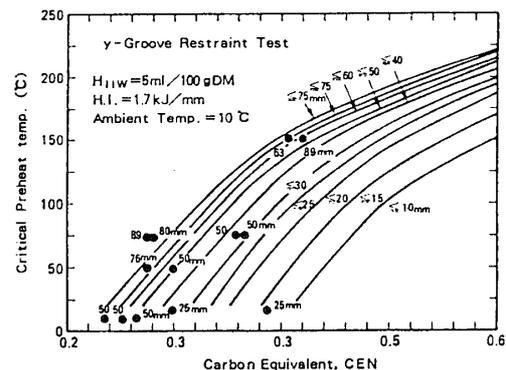


Fig. 5 低温割れ防止限界予熱温度の実験値と推定値の比較<sup>3)</sup>

入熱に対する予熱温度を計算することができ、便利である<sup>3)</sup>。

TMCP鋼は従来鋼に比べてCENが低く、HAZの低温割れは著しく改善されている。一方、溶接金属は凝固ままで強度・靱性を確保しなければならず、その低温割れ性は従来と変わっていない。しかしながら、溶接金属の低温割れ防止予熱温度の推定式に従えば<sup>14)</sup>、水素量が低くTS490MPa級鋼の溶接では予熱なしでも溶接金属に割れが生じることはない。従って、TS490MPa級TMCP鋼は特殊な場合を除いて予熱なしで溶接することが可能であり、従来鋼に比べて溶接施工上のメリットが大きい<sup>15)</sup>。

**その他の溶接割れ** 溶融Znめっき橋梁は保守年限の長期化

が可能で経済性に優れ今後増大することが予想される。しかし、溶接部材を溶融Zn浴中に浸漬する際に溶接残留応力と熱応力が重畳した応力が溶接部に作用し、溶融Znに接触したHAZ硬化部から割れが発生することがある。いわゆる液体金属脆化の一種で旧γ粒界に沿った割れである。Fig. 6は溶融Zn付き再現HAZ材の切欠破断応力をZnがない状態での破断応力で除した値を再現HAZ硬さに対してプロットし

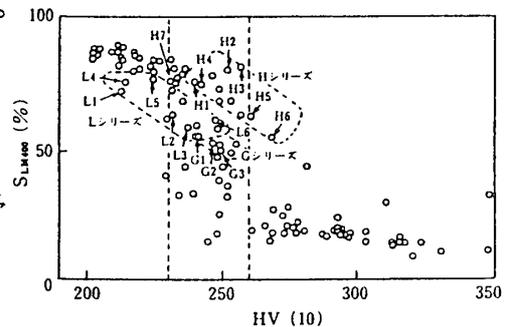


Fig. 6 HAZの溶融Znめっき割れ感受性とHAZ硬さの関係<sup>16)</sup>

たものである<sup>16)</sup>。HAZ硬化が著しい鋼ほどZnめっき脆性感受性が高いことがわかる。この再現試験をもとにしたHAZのZnめっき割れ感受性を表す式が提案<sup>16)</sup>、JIS化<sup>17)</sup>されている。HAZの硬化性を抑え、Znめっき割れ感受性を低くしたTS490、TS570MPa級鋼の製造にはTMCPが必須である<sup>16)</sup>。

### 3. HAZ 靱性

小～中入熱多層盛り溶接のHAZは多重の熱サイクルを受けるために組織と靱性の分布は複雑となる。TS490～TS580MPa級の高張力鋼では、溶接融合線付近で約1300℃以上に加熱されて生成した粗粒HAZ、および、この粗粒域が後続の溶接パスによってフェライト・オーステナイト二相域に再加熱された領域が局所脆化域(Local Brittle Zone)となる。後者では高Cの島状マルテンサイトまたはMA組織が生成するために、海構材のようにCTOD試験が適用される場合には特にこのLBZに対する考慮が必要である<sup>18)</sup>。Fig. 7は二相域再加熱粗粒HAZを再現した熱サイクル材のCTOD値に及ぼす島状マルテンサイト分率の影響を示したものである<sup>19)</sup>。合金元素添加量が高い鋼ほど二相域再加熱により生じた逆変態オーステナイトの焼入れ性が上昇し、マルテンサイトが多量に生成するために靱性低下を招く。二相域再加熱粗粒HAZが焼戻しを受けると島状マルテンサイトは分解するが、Si添加量が高いと分解が抑制されるために焼戻しによる靱性の回復は小さくなる<sup>19)</sup><sup>20)</sup>。一般に、粗粒HAZおよび二相域再加熱粗粒HAZの硬さが上昇するほどCTOD値は低下しやすい。HAZ硬さ低減、島状マルテンサイト量低減の見地から低炭素当量とすることが望ましい。

Nbを多量に添加するとPWHTや後続パスによる焼戻しで炭窒化物を析出してHAZが硬化し靱性が低下しやすい<sup>18)</sup>、<sup>21)</sup>。Nbは圧延時の再結晶を抑制するためTMCPに必要な元素であるが、多量の添加はHAZ靱性の低下を招くので注意が必要である。低炭素当量でNbなどのマイクロアロイ元素の添加量を低くコントロールしたTMCP鋼は従来鋼より優れた溶接部CTOD特性を示すことが多くの試験により確認されている<sup>22)</sup>。

上記の影響因子に加えてHAZの $\gamma$ 粒成長抑制や粒内フェライト変態によるHAZ組織の微細化が特に大入熱溶接のHAZ靱性向上に有効である。 $\gamma$ 粒成長抑制にはTiN、Ca(OS)、REM(OS)などによるピン止め効果が有効である<sup>23)</sup>。粒内フェライト変態促進にはTiN、Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、REM(OS)、および、これらとMnS、BN、などの複合析出物が変態核として作用する<sup>24)</sup>。TMCP鋼は合金元素添加の自由度が大きいために、大入熱溶接に対しても高いHAZ靱性が達成できる<sup>25)</sup>。

### 4. 溶接部の環境助長割れ

応力腐食割れ LPGタンクや石油・天然ガス輸送用ラインパイプでは湿潤な硫化水素を含む腐食環境下での水素誘起割れ(Hydrogen-Induced Cracking:HIC)や硫化物応力腐食割れ(Sulfide Stress Cracking:SSC)、さらに、Stress-Oriented Hydrogen-Induced Cracking(SO-HIC)が問題となる。SSC感受性は化学成分、硬さ、ミクロ組織などに支配されるが、このなかでも硬さの影響が最も大きく、SSC防止のため硬さの上限をHv248以下とすることが推奨されている<sup>26)</sup>。Fig. 8はTMCP鋼を含む各種TS590MPa級鋼の溶接部のSSC試験結果をHAZ最高硬さに対してプロットしたものである<sup>27)</sup>。HAZ硬さの低いTMCP鋼は優れた耐SSC特性を示すことがわかる。一方、SO-HICは応力集中をおこしやすいHAZ軟化部に発生する<sup>28)</sup>。応力が負荷されない状態で発生するHICを防止する対策(低S化、Ca添加)に加

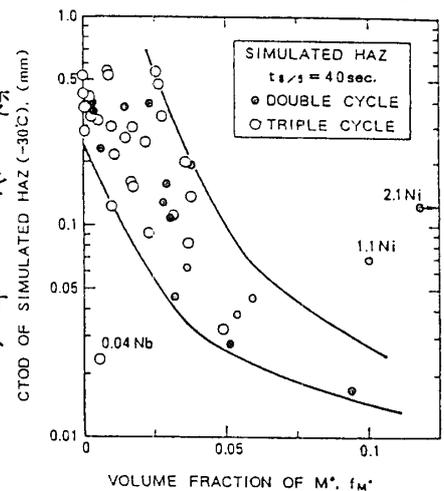


Fig. 7 再現HAZ CTOD値の島状マルテンサイト分率依存性<sup>19)</sup>

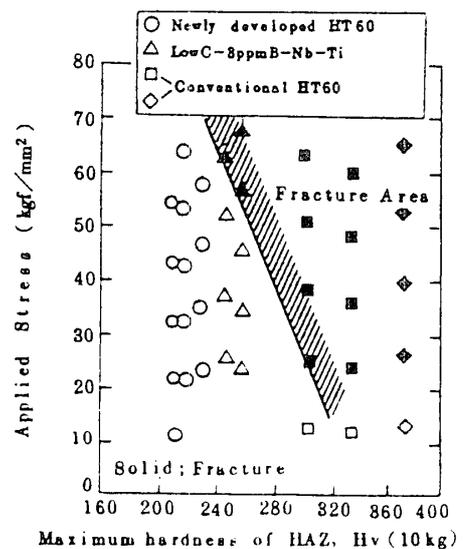


Fig. 8 HAZの硫化物応力腐食割れ性とHAZ硬さの関係<sup>27)</sup>

えて、HAZ軟化を抑えることがSO-HIC防止に有効であると考えられる。

**局部腐食** 氷海域で使用される鋼製の人工島や砕氷船では氷の衝突のため塗装や電気防食が十分に機能しない場合がある。このような環境下では溶接部の腐食が異常に進行する場合がある。溶接金属の合金元素量を調整して溶接金属の局部腐食を防止しても母材がフェライト・パーライト組織の場合にはHAZ部に局部腐食を生じやすい<sup>29)</sup>。Fig. 9は同一化学成分を有するフェライト・パーライト鋼とフェライト・ベイナイト鋼を3%NaCl溶液中に浸漬して両鋼のカップル電流を測定した結果である<sup>29)</sup>。電流はフェライト・パーライト鋼からフェライト・ベイナイト鋼に流れたことから、フェライト・ベイナイト組織のほうが電気化学的に卑で腐食しやすいことがわかる。

一般にHAZはベイナイト主体組織となるため、母材がフェライト・パーライト組織の鋼ではHAZが選択的に腐食されることが理解される。母材組織がフェライト・ベイナイト組織となるTMCP鋼はHAZの耐局部腐食性に優れることがわかる。

## 5. まとめ

TMCP鋼は炭素当量を低く抑えた成分系で母材の強度を上昇させることが可能である。このために、HAZ硬化性が低く、溶接部の低温割れ性、靱性、耐応力腐食割れ性など多くの点で従来鋼より優れた溶接部特性を示す。一方、HAZ軟化など注意を要する点もあり、TMCP鋼の特性をよく理解した上での溶接施工が望まれる。

## 6. 参考文献

- 1)Yoshie, A. et al., ISIJ Int. Vol.32 (1992), p.395.
- 2)Moriyama, K. et al., Int. Symp. Appl. Application of Steel Produced by New Process to Welded Structures, Society of Naval Architects of Japan, (1983).
- 3)Yurioka, N., Proc. Int. Conf. Evaluation of Materials Performance in Severe Environments (EVALMAT 89), Vol.2 (1989), p.851, ISIJ.
- 4)Yurioka, N. et al., Metal Construction, April 1987, p.217R.
- 5)日本造船研究協会報告第100号、SR193部会 (1985).
- 6)Yurioka, N. et al., Proc. Stress Relieving Heat Treatment of Welded Steel Constructions, (1987), p.61, Pergamon Press.
- 7)田中ほか、CAMP ISIJ, Vol.3 (1990), 1971-1973.
- 8)矢島ほか、TMCP鋼の溶接冶金シンポジウム、(1985)、p.140、溶接学会。
- 9)槽谷ほか、溶接学会全国大会講演概要、Vol.52 (1993), p.234.
- 10)Denys, R. Proc. Int. Conf. Evaluation of Materials Performance in Severe Environments (EVALMAT 89), Vol.2 (1989), p.1013, ISIJ.
- 11)Machida, S. et al., Proc. 8th Int. Conf. OMAE, Vol.3 (1989), ASME.
- 12)小林、TMCP鋼の溶接冶金シンポジウム、(1985)、p.177、溶接学会。
- 13)Yurioka, N. et al., Int. Materials Reviews, Vol.35 (1990), No.4, p.217.
- 14)Okuda, N. et al., Welding J. Vol.66-5 (1987), p.141S.
- 15)百合岡、溶接学会誌、Vol.61 (1992)、p.288.
- 16)井上ほか、新日鉄技報、Vol.348 (1993)、p.63.
- 17)藤本ほか、JSSC.21 (221), 11 (1985).
- 18)土師ほか、製鉄研究、Vol.326 (1987)、p.36.
- 19)Aihara, S. et al., Proc. Int. Conf. Metallurgy, Welding & Qualification of Microalloyed Steel Weldments, (1990), p.401, AWS.
- 20)川端ほか、CAMP ISIJ, Vol.2 (1989), 878.
- 21)板倉ほか、CAMP ISIJ, Vol.4 (1991), 791.
- 22)Harrison, P. et al., Proc. Int. Conf. Weld Failure, (1988), p.45-3, TWI.
- 23)Shiga, C., Proc. Int. Conf. Metallurgy, Welding & Qualification of Microalloyed Steel Weldments, (1990), p.327, AWS.
- 24)岡本、西山記念技術講座「鉄鋼材料の高強度化技術」、(1992)、p.23.
- 25)山田ほか、日本造船学会誌、No.639 (1982)、p.452.
- 26)NACE Standard MR-01-75.
- 27)岡村ほか、CAMP ISIJ Vol.3 (1990), 804.
- 28)CAMP ISIJ, Vol.6 (1993) 636-670.
- 29)Inoue, T. et al., Proc. Int. Conf. POLARTECH'90, (1990), p.178.

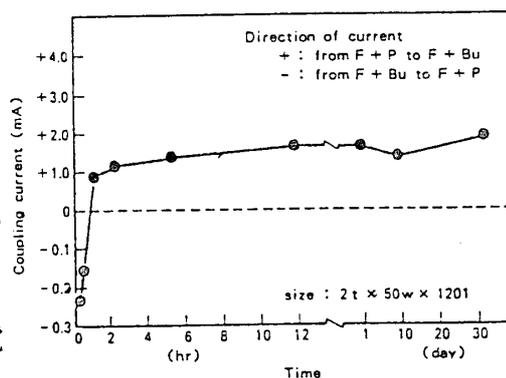


Fig. 9 異なる母材組織間の食塩水中における腐食電流<sup>29)</sup>