- 5) 志田, 岡村, 喜多, 蓮井; 電子ビーム溶接の欠陥発生および防止に関する研究(第6報), 本誌, Vol.49, No.7, 1980
- 6) 田中, 小菅, 国定, 仲田; 電子ビーム溶接金属の凝固組織及びその靱性に及ぼす凝固組織の影響; EBW 研究委員会, EBW-324-83
- 7) 峰久, 中島, 坂端; 炭素鋼, 低合金鋼の電子ビーム溶接における低温割れの研究, EBW 研究委員会, EBW-340-84
- 8) 松田, 喜多, 中崎, 坪, 上原, 志田; 炭素鋼および Cr-Mo 鋼の電子ビーム溶接性の研究(第1報), 本誌論文集, Vol.4, No.1, 1986
- 9) R. B. Heywood; Designing by Photoelasticity, Chapman & Hall LTD (1952), 177
- 10) 飯田, 浦谷, 久利, 山内, 高野; SGV 49 鋼電子ビーム溶接継手の疲労特性; 本誌論文集, Vol.3, No.1, 1985

低炭素低合金鋼溶接熱影響部の CTOD 特性と 島状マルテンサイト*

小 溝 裕 一**, 深 田 康 人**

CTOD Properties and M-A Constituent in the HAZ of C-Mn Microalloyed Steel*

by Yu-ich Komizo** and Yasuto Fukada**

Crack Tip Opening Displacement (CTOD) properties in the HAZ of 50 kgf/mm² (490 MPa) class steels were investigated from the view point of fracture facet size and fraction of M-A constituent. The C-Mn microalloyed steels with carbon content of 0.025 to 0.19 wt.% were selected in this study. The results obtained were as follows:

- (1) The CTOD properties in the HAZ were strongly affected by the carbon content which varied both the fracture facet size and fraction of M-A constituent in the local brittle zone near fusion line.
- (2) The fracture facet size got small and the fraction of M-A constituent was increased by increasing the carbon content.
- (3) The distributions of carbon content in the HAZ were analyzed by the EPMA. The peak points in carbon content corresponding to the M-A constituent were 1.07-1.32 wt.% in spite of that the carbon contents in the bulk of base metal were 0.025 to 0.19 wt.%.
- (4) The cementite as well as the M-A constituent were observed in the HAZ of the steel plate containing carbon more than 0.06 wt.%.
- (5) The mechanism of the M-A constituent formation was discussed in condensing the carbon atoms.
- (6) The CTOD properties, as compared with the Charpy impact properties, were greatly influenced by the M-A constituent.

Key Words: C-Mn Microalloyed Steel, Heat Affected Zone, Critical CTOD Values, Microstructures, Martensite-Austenite Constituent, Fracture Facet Size, Local Brittle Zone, Carbon Content

1. 緒 言

近年, 極北での海洋構造物用鋼等の需要が拡大しつつある。それにともない要求される低温靱性特性も厳しいものとなってきており, 溶接熱影響部(以下 HAZ と記す)に CTOD (Crack Tip Opening Displacement) 試験が要求されることがある。このとき HAZ においてシャルピー衝撃試験では十分な性能を有していても, CTOD 試験では低い限界 CTOD 値を与える場合があり問題となっている。

しかし HAZ の CTOD 特性改善に関しては, 冶金学的に検討されているものは少なく, 溶融線に対する切欠きの位置や方向あるいは切欠き底部の靱性分布等が影響するとの報告¹⁻⁴⁾はあるものの, HAZ における靱性劣

化を定量的に検討した例は少ない^{5,6)}。著者らは前報⁷⁾において HAZ の限界 CTOD 値は粗粒域に対応する局部的劣化部 (Local Brittle Zone, 以下 LBZ と記す) の破面単位⁸⁾と島状マルテンサイト (Martensite-Austenite Constituent, 以下 M-A 組織と記す) 生成量に大きく依存することを明らかにした。

一方, 炭素(以下 C と記す)は鋼を構成する基本成分で HAZ 靱性におよぼす C の影響が多く検討されており^{5,10)}, 低 C 化により M-A 組織の生成が抑制され, シャルピー衝撃試験において破面遷移温度が改善されることが示されている。そこで本研究で, 50 kgf/mm² {490 MPa} 級の鋼を用いて C 含有量の差による HAZ の破面単位および M-A 組織生成量の変化に着目して, HAZ の CTOD 特性におよぼす C 含有量の影響を検討した。さらに前報⁷⁾で明らかにした HAZ の靱性劣化の主な因子である M-A 組織について若干の考察を加えた。

*原稿受付 昭和62年1月30日 昭和63年度春季全国大会で論文発表

**正 員 住友金属工業(株) Member, Sumitomo Metal Industries, Ltd.

2. 実験方法

供試鋼として、150 kg 容量の実験室溶解炉で溶製した引張強さ 50 kgf/mm²{490 MPa} 級の 6 鋼種を用いた。その化学成分を Table 1 に示す。C 含有量を 0.025% から 0.190% まで変化させ、他の化学成分はほぼ同一である。本溶製材を板厚 20 mm に熱間圧延した後、Fig. 1 に示すように X 開先を機械加工した。サブマージアーク溶接で両側より各一層溶接した継手を実験に供した。溶接条件は両側同一条件とし、溶接入熱量は 4.2 kJ/mm である。溶接材料は市販の 50 kgf/mm²{490 MPa} 級を用いた。

三点曲げ CTOD 試験片は、Fig. 2 に示すような貫通切欠型試験片とした。ここで B を板厚 (20 mm) とした。HAZ 内の板厚方向に機械切欠加工した先端から、疲労き裂を付与した。試験は BS 5762¹¹⁾ にしたがって実施した。各試験温度で最低 3 本の試験を実施し、それらの最低の限界 CTOD 値に着目した。CTOD 特性値として限界 CTOD 値 (最低値) が 0.25 mm となる温度 ($T_{\delta_c=0.25}$) を求めた。ここで $T_{\delta_c=0.25}$ は疲労き裂底におけるマクロ的な破壊形態が延性破壊より脆性破壊に変化するの、 $\delta_c=0.25$ mm の近傍であったことより採用した。

CTOD 試験後、試験片の疲労き裂面と溶融線の交叉

Table 1 Chemical compositions of steel plates used

Steel	C	Si	Mn	P	S	sol.Al	Nb	Ti	Ceq (wt%)	F _{CM}
1	0.025	0.20	1.35	0.003	0.003	0.024	0.02	0.01	0.265	0.103
2	0.040	0.22	1.38	0.003	0.003	0.023	0.02	0.01	0.282	0.117
3	0.064	0.22	1.39	0.003	0.003	0.025	0.02	0.01	0.307	0.142
4	0.092	0.22	1.38	0.003	0.003	0.015	0.02	0.01	0.334	0.170
5	0.150	0.22	1.38	0.003	0.003	0.025	0.02	0.01	0.392	0.228
6	0.190	0.22	1.38	0.003	0.003	0.023	0.02	0.01	0.432	0.267

$$Ceq = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$$

$$F_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$$

Fig. 1 Welding conditions

Fig. 2 CTOD test specimen

する近傍の LBZ から井川ら¹²⁾の二段電解腐食法により M-A 組織を現出させ、走査型電子顕微鏡観察を行ない 1500 倍にて撮影した写真より M-A 組織生成量 (面積率) を求めた。

上記、LBZ 破面上の破壊発生点近傍を走査型電子顕微鏡で観察し、破面単位を求めた。破面単位の大きさは試験温度に依存しない⁸⁾が、延性破面が混在すると測定が難しいため、 -60°C にて破壊した試験片を用いた。

さらに、M-A 組織生成量を測定した試料を用いて、マイクロビッカース硬度計 (荷重: 2 g) にて M-A 組織の硬さを測定するとともに、波長分散型 EPMA (ビーム径: $1\mu\text{m}$) にて線分析を行ない M-A 組織の組成を調査した。分析器真空系には油拡散ポンプを使用しているためコンタミネーションの影響を考慮し、精度を期す目的で本供試鋼と S 35 C 材を用いて、 1350°C に加熱後、水冷することにより得られた試料を用いて C 濃度の検量線を得た⁹⁾。同じ送り速度で M-A 組織の EPMA 分析を行った。

3. 実験結果

3.1 HAZ の CTOD 特性におよぼす C 含有量の影響

0.20% Si-1.40% Mn 系をベースとして C 含有量を 0.025% から 0.190% まで変化させた材料を用いて HAZ

Fig. 3 Example of relationship between temperature and the CTOD values

Fig. 4 Influence of C content on crack initiation temperature at $\delta_c=0.25$ mm

の CTOD 特性を調査した。結果の一例を Fig. 3 に示す。各温度における最低値に着目し、限界 CTOD 値が 0.25 mm となる温度を求めた。 $T_{\delta_c}=0.25$ におよぼす C 含有量の影響を Fig. 4 に示す。0.05%~0.06% までは C 含有量の増加にともない CTOD 特性は改善される傾向にあるが、それを越えて C 含有量が増加した場合 CTOD 特性は逆に劣化した。破面のマクロ観察より破壊は試験片の疲労き裂と溶融線の交叉する近傍より発生しているのを確認した。

破壊発生点近傍の光学顕微鏡組織を Fig. 5 に示す。C 含有量が 0.025% の場合 (Fig. 5(a))、旧オーステナイト粒界が明瞭に観察され粗大な組織となっている。しかし C 含有量の増加にともない旧オーステナイト組織が微細化しており、藤田ら¹³⁾の結果と同様焼入れ性が低下してきていることが推定される。

Fig. 5 に対応する位置の走査型電子顕微鏡写真を Fig. 6 に示す。C 含有量の増加にともない M-A 組織生成量が増加しており、笠松ら¹⁰⁾の結果とよい対応を示している。また、C 含有量が多い鋼ほど炭化物も多く観察された。ここで、Fig. 6(c) 中の a は炭化物、b は M-A 組織の一例を示したものである。C 含有量による破面単位の変化を Fig. 7 に示す。C 含有量の増加にともない破面単位が小さくなり、C 含有量と破面単位の $-1/2$ 乗とは直線関係にある。M-A 組織生成量におよぼす C 含有量の影響を Fig. 8 に示す。C 含有量が 0.06% までは、C 量の増加にともなって M-A 組織生成量が増加する。それ以上の C 量となると、M-A 組織生成量はそれほど変化せず、炭化物が生成し始める。破面単位の微細化は CTOD 特性を改善し、M-A 組織生成量増加は CTOD 特性を劣化させる⁷⁾。したがって、破面単位ならびに M-A 組織生成量の兼ね合いで、Fig. 4 に示すように HAZ の $T_{\delta_c}=0.25$ が最小値を示す挙動が観察される。この領域より低 C 含有量域では、破面単位の増大による影響が大

Fig. 5 Effect of C content on optical microstructures

Fig. 6 Effect of C content on scanning electron microstructures

Fig. 7 Effect of C content on fracture facet size

Fig. 8 Effect of C content on fraction of M-A constituent

きく、靱性が劣化する。高C含有量域では破面単位の微細化による靱性改善効果以上に M-A 組織生成による靱性劣化の影響が大きく靱性が劣化するものと考えられる。

また、Fig. 4 においてC含有量の高い領域で CTOD 特性の変化が飽和してくるのは、炭化物の析出により M-A 組織生成量が母材C含有量の増加ほどは増加しないことによると考えられる。

3.2 M-A 組織中の C 濃度

HAZ の CTOD 特性に M-A 組織が大きな影響を与えることが明らかとなった。しかしC含有量の異なる材料に生成する M-A 組織の内質については、それほど明らかではない。

M-A 組織は冷却過程において取り残されたオーステナイト中へ炭素が濃縮され、低温においてマルテンサイト変態することにより生成するとされている。M-A 組織内のC濃度は従来 0.5~1.2%^(12,14,15)といわれているが、まだ定説はない。マイクロビッカース硬度計にて M-A 組織の硬度を測定した結果の一例を Table 2 に示す。M-A 組織の硬度は、鋼種によらずほぼ一定で最高 700 (H_V) を越える値も測定され、マトリックス ($H_V=200\sim230$) に比べ著しく高くなっている。このことから、M-A 組織中にはかなりC含有量が高くなっていることが予想される。

そこで、M-A 組織中のC濃度を EPMA 線分析により測定した。結果を Fig. 9 に示す。M-A 組織中のC濃度はピーク値で 1.07~1.32%であった。0.025% C 含有材でもC濃度は 1% を越えており、鋼種による M-A 組織中のC濃度の差は小さいものと考えられる。従来、M-A 組織は名称のとおりマルテンサイトと残留オーステナイトを含む組織が観察されており、Fe-C 系において 0.6~1.0% C の範囲ではラス状および双晶状マルテン

サイトの混合域が、またこの範囲では残留オーステナイトが 5~15% 存在するとされている⁽¹⁶⁾。本報では、この M-A 組織中のマルテンサイトと残留オーステナイトとの区別を明確にすることはできなかったが、M-A 組織中の Total のC濃度として求めた。なお、Si・Mn も同時に線分析を行なったが、両者共 M-A 組織中での濃化は認められなかった。

4. 考 察

4.1 C 含有量と M-A 組織生成量

Fig. 8 より母材C含有量の増加により M-A 組織生成量が増加した。また炭化物の析出が多く観察されるようになると M-A 組織生成量はC含有量が増加しても大きく変化しなくなる。一般に炭化物の析出をとともう場合、オーステナイト中に残存するC量が減少するため M-A 組織生成量は非常に少ないと考えられる。そこで本検討に用いた成分系において、Fig. 8 のような結果の妥当性を検討した。

M-A 組織生成量 (f) は(1)式で与えられると考える。

$$C_{BM} = \frac{f}{100} C_{M-A} + \frac{f_c}{100} \cdot C_G + \left(1 - \frac{f+f_c}{100}\right) \cdot C_F \quad \dots\dots(1)$$

C_{BM} : C in base metal (wt%),

C_F : C in ferrite (wt%),

C_G : C in carbide (wt%),

C_{M-A} : C in M-A constituent (wt%),

f : Fraction of M-A constituent (%),

f_c : Fraction of carbide (%)

ここで母材C含有量および炭化物 (Fe_3C) のC濃度は判明している。また f_c は Fig. 8 に示した実測値を用いた。しかし M-A 組織内のC濃度 (C_{M-A}) に定説はなく、本検討でも 1.0% を越える値が測定された。そこで次の二通りの場合を想定して①式の計算を行なった。

(a) M-A 組織中のC濃度は母材C含有量が増加しても同一

(b) M-A 組織中のC濃度は母材C含有量に比例して増加

従来いわれている M-A 組織中のC濃度を考慮して、(a) の場合 M-A 組織中のC濃度として 0.75, 1.0, 1.25,

Table 2 Hardness in M-A constituent ($H_V: 2\text{ g}$)

C content in base metal(%)	Max. Hardness in M-A constituent	Ave. Hardness in base metal
0.025	649	214
0.092	701	221
0.150	693	215

Fig. 9 Results of carbon line analysis by EPMA

Fig. 10 Relationship between C content and f ($C_{M-A} = \text{constant}$)
○: measured fraction of M-A constituent

1.5%として計算した。また(b)の場合は母材C含有量の7.5, 10, 15および20倍として計算を行なった。さらにフェライト中のC濃度として最小0%, 最大0.02% (平衡状態図の最大固溶限)と仮定して計算を行なった。

M-A 組織中のC濃度が一定とした場合の結果を Fig. 10 に、M-A 組織中のC濃度が母材C含有量に比例して増加するとした場合の結果を Fig. 11 に示す。実線はフェライト中のC濃度を0.02%とした場合で、破線は0%とした場合である。また M-A 組織生成量の実測値も各図中にあわせて示している。本実験範囲において、M-A 組織中のC濃度が母材C含有量で変化すると仮定した場合 (Fig. 11) より、C濃度は一定であると仮定する方 (Fig. 10) が実験結果とよく対応する。特に1.25%と仮定した場合に、実験結果と計算結果がほぼ対応しており、本実験範囲内では M-A 組織中のC濃度としてここまでの濃縮が可能であることを意味していると考えられる。この値は Fig. 9 で測定された値とはほぼ一致する。溶融線近傍の冷却速度は大きいので、Fig. 12 に示すように温度 T_1 まで過冷された場合そのオーステナイト/フェライト界面の炭素濃度はオーステナイト側で C_γ 、フェライト側で C_α となる。共析成分より炭素が濃化し

たオーステナイトよりマルテンサイト変態するため1%以上の炭素量が測定されたものと考えられる。

本結果では、M-A 組織と炭化物が同時に観察された。このときマルテンサイト変態は炭化物が析出するより低温で生じることから、この炭化物は、M-A 組織の分解によって生じたとも考えられ、その可能性について検討した。そこで Fig. 8 で実測された炭化物析出量を(2)式により M-A 組織生成量に換算した。ここで M-A 組織中のC濃度は Fig. 10 より本実験結果とよい対応を示す1.25%とした。

$$\left. \begin{aligned} f_{c \rightarrow M-A} &= f_c \times C_c / C_{M-A} \\ f_T &= f_{M-A} + f_{c \rightarrow M-A} \end{aligned} \right\} \quad \cdots \cdots (2)$$

$f_{c \rightarrow M-A}$: Fraction of M-A constituent converted from measured fraction of carbide (%)

f_{M-A} : Measured fraction of M-A constituent (%)

f_T : Total fraction of M-A constituent (%)

結果を Fig. 13 に示す。図中の実線と破線は炭化物の析出がない場合に M-A 組織のC濃度を1.25%とし、フェライト中のC濃度をそれぞれ0.02%, 0%とした場合の(1)式による計算結果である。(2)式の計算値と(1)式の計算値は非常によく対応している。従来より M-A 組織の分解にな多重熱サイクルが必要¹⁷⁾あるいは500 K程度の低温焼房しにおいても1時間程度の時間が必要^{18,19)}とされている。本報で観察している部分は破壊発生点近傍で両側一層溶接した最終層側 (初めの層との会合部ではない)であったので単一溶接熱サイクルしか付与されおらず、M-A 組織が約1/2になるまで分解して炭化物が析出したと考えることはむずかしい。したがって冷却過程において炭化物と M-A 組織が個々に析出したものとする方が妥当であろう。

本実験条件の範囲内では M-A 組織のC濃度はほぼ一定であった。したがって HAZ の CTOD 特性におよぼす M-A 組織の影響はその生成量により決まるものと考えられる。そこで以下に HAZ の CTOD 特性の破面単位および M-A 組織生成量依存性の定量化を試みた。

4.2 HAZ の CTOD 特性に対する破面単位および M-A 組織生成量依存性

著者らは HAZ の CTOD 特性は LBZ の破面単位および M-A 組織生成量に大きく支配されていることを明らかにするとともに、上述したように LBZ の破面単位および M-A 組織生成量は母材の成分元素(C)に大きく左

Fig. 11 Relationship between C content and f (C_{M-A} = variable)

○: measured fraction of M-A constituent

Fig. 12 Fe-C system phase diagram below A_1 point

Fig. 13 Relationship between C content and f_T

Fig. 14 Effect of fracture facet size and fraction of M-A constituent on the critical CTOD property

右されることを示した。次に HAZ の CTOD 特性に対するこれらの因子の寄与の程度を定量化することを試みた。

破面単位と M-A 組織生成量がそれぞれ異なる試験片の観察結果を Fig. 14 に示す。(a)と(b)では破面単位の大さはほぼ同じであるが M-A 組織生成量が異なるため CTOD 特性値 ($T_{\delta_c}=0.25$) が異なる。一方、(c)と(d)では破面単位が異なるため、M-A 組織生成量がほぼ同じでも CTOD 特性値が異なる。これら二つの要因が独立で CTOD 特性に影響するとし、CTOD 特性値 ($T_{\delta_c}=0.25$) の重回帰分析した結果を(3)式に示す。また同時に試験を行なった HAZ のシャルピー衝撃試験より得られた破面遷移温度 (rT_s) の重回帰分析結果を(4)式に示す。

$$T_{\delta_c=0.25} (^{\circ}\text{C}) = -10.0 d^{-1/2} + 10.3 (\% \text{M-A}) + 23.4 \quad (r=0.82) \quad \text{.....(3)}$$

$$rT_s (^{\circ}\text{C}) = -10.3 d^{-1/2} + 3.4 (\% \text{M-A}) + 18.9 \quad (r=0.88) \quad \text{.....(4)}$$

d : Fracture facet size (mm)

%M-A : Fraction of M-A constituent (%)

(4)式で使用了したシャルピー衝撃試験片はノッチ底に溶接金属と HAZ を 1 対 1 の割合で含んでいる試験片で、その破面単位および M-A 組織生成量は溶融線近傍の HAZ での値で代表させているので、試験片中に本検討では対象としない溶接金属も含まれており、HAZ の rT_s を評価する絶対的な式とはいえないが、ここでは本検討で得られた実験式として算出した。一方、CTOD 試験片も Fig. 2 に示したように溶接金属を含んでいるが著者ら⁷⁾ が明らかにしたように限界 CTOD 特性値は LB

Z に支配されているため破壊発生点近傍の破面単位および M-A 組織生成量で代表させることは妥当と考えられる。

両式を比較した場合、破面単位の項の係数はほぼ同じである。しかし M-A 組織生成量の項の係数を比較すると、(4)式のシャルピー衝撃特性の場合に比し、(3)式の CTOD 特性の場合の方が非常に大きくなっていることがわかる。このことは M-A 組織の影響度は、シャルピー衝撃特性より CTOD 特性の方が大きいことを示している。これより、M-A 組織生成量の低減が CTOD 特性改善に有効であることがわかる。

5. 結 言

50 kgf/mm² (490 MPa) 級の鋼を用いて HAZ の CTOD 特性におよぼす母材 C 含有量の影響を明らかにすることを目的に、C による破面単位および M-A 組織生成量の変化に着目して検討を行なった。得られた結果は次のとおりである。

(1) C 含有量が変化すると LBZ の破面単位および M-A 組織生成量が変化するため、HAZ の CTOD 特性が大きく変化する。

(2) C 含有量が増加するにつれ破面単位は小さくなるが、M-A 組織生成量が増加する。HAZ の CTOD 特性に対し適正 C 含有量が存在し、それより低 C 域では破面単位の粗大化により、高 C 域では M-A 組織生成量が増加するため、CTOD 特性が劣化すると考えられる。

(3) 本実験範囲内では、母材 C 含有量が変化しても M-A 組織中の C 濃度はほぼ一定であった。

(4) M-A 組織生成量の変化は、シャルピー衝撃試験での rT_s より CTOD 試験での $T_{\delta_c=0.25}$ に大きく影響を与える。すなわち CTOD 特性はより微視的な M-A 組織に大きく依存すると考えられる。

(5) HAZ の CTOD 特性の改善方法としては、破面単位の微細化とともに M-A 組織の生成を抑制することが有効である。

参 考 文 献

- 1) 貝原ら；本会論文集，2-1 (1984) 104
- 2) 田中ら；圧力技術，17-6 (1979) 296
- 3) 佐藤ら；本誌，50-8 (1981) 743
- 4) 池田ら；本誌，46-11 (1977) 825
- 5) 米田；大阪大学学位論文 (1985)
- 6) 堀谷ら；鉄と鋼，67-11 (1981) S 1174
- 7) 中西ら；本会論文集，4-2 (1986) 447
- 8) 大谷ら；鉄と鋼，58-3 (1972) 434
- 9) T. Shiraiwa et. al.; Proc. 6th Int. Conf. X-Ray Optics and Microanalysis, (1972) 213
- 10) 笠松ら；鉄と鋼，65-8 (1979) 1222
- 11) BS 5762-1979; British Standards Institution
- 12) 井川ら；本誌，49-7 (1980) 467
- 13) 藤田ら；鉄と鋼，59-6 (1973) 764
- 14) A. P. Coldren et. al.; Climax Moly., May (1968) 17
- 15) V. Biss and R. L. Cryderman; Met. Trans., 2-8 (1971) 2267
- 16) A. R. Marder and Krauss; Trans. of ASM, 60 (1967) 651
- 17) T. Haze and S. Aihara; IIW Doc. IX-1423-86 (1986)
- 18) 井川ら；本誌，49-8 (1980) 532
- 19) 小林ら；溶接冶金委資料，WM-829-81 (1981)