溶接熱影響部の強度，靱性の制御*

濱田 昌彦**

Control of Strength and Toughness at the Heat Affected Zone*

by HAMADA Masahiko**

キーワード

溶接熱影響部，溶接用 CCT 図，靱性，硬化，組織分布

1. はじめに

溶接熱影響部とは溶接による熱サイクルを受けて形成された母材中の変質部であり，本質的には一種の熱処理を受けた母材に他ならない．一般の熱処理と異なるのは溶接による熱サイクルが本質的に不均質かつ短時間の熱処理になる点である．例えば，溶接熱源からの距離に応じて溶接熱サイクルによる最高加熱温度は連続的に変化し，溶融線近傍では鋼材の融点直下にまで加熱される．また，多層溶接では複数回の加熱・冷却が繰り返される．更に，溶接熱サイクルにおける冷却速度は溶接方法・溶接条件に応じてかなり広範な範囲で変化するため，同一鋼材を溶接した場合であっても溶接方法・溶接条件により全く異なる組織・特性を有する溶接熱影響部が形成される．本稿では高張力鋼溶接熱影響部で生ずる特性の変化を冶金的な観点から概説する．

2. 溶接熱影響部の組織分類

溶接熱影響部(Heat Affected Zone/HAZ)では溶融線(Fusion Line/FL)から母材原質部(Base Metal/BM)にわたり各部の最高到達温度に応じて組織が連続的に変化する．単層溶接継手の溶接熱影響部における組織は溶融線から母材原質部に向かって下記のように分類される．

a. 粗粒 HAZ (Coarse Grain HAZ/ CGHAZ) :

Ac 3 点(加熱過程においてオーステナイト変態が完了する温度)以上に加熱された領域のうち高温に加熱され旧オーステナイト結晶粒が粗大化した領域．

冷却速度が速い(溶接入熱量が小さい)場合には高温

からの焼入れと同じ効果を受けるため硬さが上昇する．溶融線近傍の融点直下に加熱された領域では旧オーステナイト結晶粒の粗大化が著しく靱性が低下(いわゆる“ボンド脆化”)する．

b. 細粒 HAZ (Fine Grain HAZ/ FGHAZ) :

Ac 3 点以上に加熱された領域のうち低温に加熱され旧オーステナイト結晶粒が微細化した領域．旧オーステナイトの微細化により焼入性が低下しており軟化する．靱性は一般に高い．

(注：粗粒 HAZ および細粒 HAZ はいずれも溶接熱サイクルにより完全オーステナイト化した領域である．これらの領域では組織変化は旧オーステナイト結晶の粒径に応じて連続的に変化する．このため粗粒 HAZ と細粒 HAZ の境界を明確に指摘することは困難である．尚，一般に

図1 多層溶接継手における溶接熱影響部の組織分布¹⁾

*原稿受付 平成14年7月30日

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

粗粒 HAZ という場合には溶融線近傍の融点直下に加熱された領域を指して議論されることが多い.)

c. 二相域 HAZ (Intercritically reheated HAZ/ ICHAZ) :

Ac 1 点 (加熱過程においてオーステナイト変態が始まる温度) と Ac 3 点の中間に加熱され部分的にオーステナイト化する領域. オーステナイト化した部分に炭素等のオーステナイトフォーマーの濃縮が生じ冷却後に硬化相を生ずる場合がある. この硬化相が材質的な切り欠きとなって靱性が低下する.

d. 焼戻し HAZ (Subcritically reheated HAZ/ SCHAZ) :

Ac 1 点以下に加熱された領域であり光学顕微鏡組織では母材とほとんど区別ができない. 焼き戻し効果により硬さは若干低下する.

多層溶接継ぎ手では多重熱サイクルを受けることにより更に組織が複雑になる. 特に靱性低下が懸念される溶融線近傍の粗粒 HAZ については二回目の熱サイクルの影響が詳細に解析され図 1 に示すように下記の四種類に分類できることが明らかとなっている.

e. 粗粒テンパー HAZ (Subcritically reheated CGHAZ/ SCCGHAZ) :

二回目熱サイクルで Ac 1 点以下に加熱された CGHAZ. 光学顕微鏡組織は CGHAZ とほとんど変化しないが焼戻し効果により硬さが低下し靱性が向上する.

f. 二相域加熱粗粒 HAZ (Intercritically reheated CGHAZ/ ICCGHAZ) :

二回目熱サイクルで Ac 1 点と Ac 3 点の中間に加熱され部分的にオーステナイト化した CGHAZ. オーステナイト化した部分に炭素等のオーステナイトフォーマーの濃縮が生じ冷却後に硬化相となり靱性が低下する. ICHAZ に比べて旧オーステナイトが粗大化しているため靱性の低下が大きい.

g. 粗粒 HAZ (CGHAZ) :

h. 細粒 HAZ (FGHAZ) :

二回目の熱サイクルで Ac 3 点以上に加熱された領域では完全にオーステナイト化するため一回目の熱サイクルの効果が消去される. このため二回目の溶接熱サイクルにより Ac 3 点以上に加熱された領域の組織は単層溶接における組織分類と同じように高温領域に加熱された部分が粗粒 HAZ (CGHAZ) となり低温領域に加熱された部分は細粒 HAZ (FGHAZ) となる.

3. 粗粒 HAZ での組織に及ぼす冷却時間の影響 (溶接用 CCT 図)

図 2 に溶接用 CCT 図 (SH-CCT 図) を例示する²⁾. 溶接用 CCT 図とは溶接入熱に応じた粗粒 HAZ での組織変化を理解するために作成された CCT 図であり, 通常の熱処理 CCT 図と異なるのはオーステナイト化処理が高温で短時間保持となり溶接熱サイクルを模擬するよう考慮されている点にある. 冷却時間が長くなるにつれて組織はマルテンサイト (M) から中間段階組織 (Zw) を経てフェライト, パーライトに至る. ここで中間段階組織とはベイナイトを指している. ベイナイトは上部ベイナイトと下部ベイナイトに分類される. 上部ベイナイトおよび

下部ベイナイトはいずれも第二相の析出を伴うラス (櫛の歯) 状の組織である. 冷却時間の短い側では下部ベイナイトが冷却時間の長い側では上部ベイナイト組織が優勢となる. 各々の組織では第二相の析出形態が異なり, 下部ベイナイトではラス内にセメンタイトが析出するのに対して上部ベイナイトではラス間にセメンタイトまたは M-A 組織が析出する. HAZ 硬さは冷却時間の増加による組織変化に伴って低下する. 靱性面からは下部ベイナイトとマルテンサイトの混合組織が最も優れており, 逆に上部ベイナイトが最も低靱性である. よってベイナイトノーズの先端からやや冷却速度の遅い範囲において最も靱性が安定する. ある鋼材について溶接用 CCT 図が作成されていれば靱性面からの最適な冷却サイクルの推定が可能であり, 最適な溶接入熱量の決定に役立てることができる. 尚, 溶接用 CCT 図については金材研において蓄積されたデータがインターネット上で公開³⁾されているので参考にされたい.

4. HAZ での脆化

単層溶接では粗粒 HAZ において最も靱性が低下する. 粗粒 HAZ の靱性が低下する第一の原因は高温加熱による旧オーステナイト結晶粒の粗大化である. 一方, 靱性に及ぼす溶接入熱量の影響については溶接熱サイクルの変化を介して理解する必要がある. 溶接入熱量が大きくなると溶接熱サイクルは長時間側に引き延ばされる. この結果, 大入熱ほど高温に保持される時間が長くなり, かつ, 冷却速度が遅くなる. 高温保持時間の増加は旧オーステナイト結晶粒の粗大化を促進し靱性を低下させる.

図2 溶接用 CCT 図と組織・硬さに及ぼす冷却時間の影響²⁾

図3 溶接再現熱サイクル材の破面遷移温度に及ぼす溶接再現熱サイクルの800~500℃の冷却時間の影響⁴⁾

図4 溶接再現熱サイクル材の破面遷移温度に及ぼす M-A 組織率の影響⁴⁾

また、冷却過程における冷却速度の変化は図2の溶接用 CCT 図に示したように微視組織を変化させ靱性に影響を及ぼす。

強度レベル（炭素等量、焼入性）の異なる5種類の鋼について入熱量の異なる溶接継手の CGHAZ を模擬するために冷却速度を種々に変化した再現溶接熱サイクル材の破面遷移温度を調査した結果を図3⁴⁾に示す。いずれの鋼種においてもマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織となる条件で最も高い靱性となる。また、炭素等量（焼入性）の低い HT 50 では検討範囲内では最も冷却速度が速い条件で最良の靱性となり、冷却速度が遅く（溶接入熱量が大きく）なると単調に靱性が劣化する。一方、炭素等量（焼入性）が高い HT 100 では800から500℃の冷却時間が30から90秒の間に最適値が存在する。すなわち、鋼材は靱性確保（組織最適化）の観点から最適な冷却速度（入熱量）を有しており、最適冷却速度は

図5 各添加元素における CTOD 特性の低下率の比較¹⁾

一般には炭素等量の高い鋼材ほど遅い（大入熱）側にある。単層溶接に関する限り HT 80 や HT 100 のような焼入性の高い鋼材の方が焼入性の低い HT 50 や HT 60 に対して靱性制御が容易であることが組織最適化の観点から理解できる。

以上に述べた単層溶接の場合に対して多層溶接熱影響部では二相域加熱された粗粒HAZ (ICGCHAZ) での靱性低下が問題となる。溶接熱サイクルにおいて Ac 1 点を超えると結晶粒界やラス境界に存在した炭化物を起点に一部がオーステナイト化する。部分的にオーステナイト化した部分には炭素をはじめとするオーステナイトフォーマーが濃縮する。Ac 3 点を超えて全体がオーステナイト化した場合にはこのような組成の不均一は解消されるが二相加熱領域に加熱された場合には組成が不均一なままで冷却過程に移る。冷却速度が充分遅い場合には冷却されるに従って濃縮した元素が吐き出されて均質化するが、溶接のように冷却速度が速い場合には室温まで元素の濃縮が解消されず高炭素のマルテンサイト組織を形成する。このような組織には多くの場合、残留オーステナイトが含有されることから M-A 組織 (Martensite-Austenite Constituent) と呼ばれる。M-A が遷移温度に及ぼす影響の一例を図4⁴⁾に示す。M-A の増加は遷移温度を上昇させるが、この原因は M-A と素地の間の特性（硬さ、靱性）の差あるいは M-A の形状に起因して① M-A 自身が割れて微小亀裂が発生する、② M-A と素地が剥離して微小割れを形成するためと説明されている^{18), 19)}。また、図5¹⁾に示すように元素添加量の増加は一般に M-A 組織の生成を促進することから添加元素を多く含有する鋼（つまり高強度で厚肉の鋼）ほど M-A 組織が形成しやすく ICCGHAZ での靱性低下が問題になりやすい。

以上の結果より、一般的には HT 50 から 60 を大入熱溶

接した場合の粗粒 HAZ（粗大な旧オーステナイト粒+上部ベイナイト組織）および多層溶接における ICCGHAZ での靱性低下が問題となることが多い。

5. HAZ での脆化防止策

HT 50～60の HAZ 靱性改善は図 6 に示すように①破面単位の微細化、② M-A 組織の生成抑制および③マトリクス靱性の改善の 3 つの観点から検討されてきた。

破面単位の微細化は微細粒子を用いた旧オーステナイト結晶粒の粗大化抑制や粒内からのフェライト（またはベイナイト）析出の促進による実質的な組織微細化（破面単位の微細化）により達成される。ここで旧オーステナイト結晶粒粗大化抑制効果は析出物のピン留め効果によることがほぼ合意されている。一方、粒内からのフェライト変態の促進については1993から1995年にわたって（社）日本鉄鋼協会基礎研究会鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会により制御因子の検討が行われたが統一された機構の提案には至っていない²³⁾。今後とも析出物周辺の元素希薄域の形成、析出物周辺の応力または歪み場の形成、析出物とα層の結晶整合性の違いに起因する界面エネルギー変化の観点等から検討が進むものとみられる。

M-A 組織低減については組織の微細化によるラス状の上部ベイナイトの析出防止が対策の一つになる。また、個別の元素については C 量^{1, 20)}、Si 量²¹⁾の低減が有効である。C の低減によりフェライト変態が促進されること、また冷却途上での残留オーステナイトへの C の濃縮が抑制されることから M-A 組織が低減される。Si については Si 量の低減により残留オーステナイトからのフェライト析出が促進され結果的に M-A を減少させると報告されている。

以上のような微視組織の改善による対策の他にマトリ

クス自身の靱性向上が HAZ の靱性にも重要であることは当然である。靱性を低下させる元素としては S, P, N 等があげられる。尚、N に関しては固溶 N の増加により靱性を劣化させる一方で Ti との共存下においては TiN の析出量増加により旧オーステナイト結晶粒の粗大化を抑制して靱性を改善する効果を併せ持つことに注意が必要である。

以上は HT 50 および 60 に関する材料面からの HAZ 靱性対策のまとめであるが、HT 80 や HT 100 では比較的小入熱で溶接される場合が多く大入熱溶接を適用した場合の HAZ 靱性に関する知識の蓄積はほとんどない状態にあり、今後の検討結果を注視していく必要がある。図 7 にボロン添加や二重熱サイクルの影響を加味した焼入性パ

図7 再現熱サイクル靱性に及ぼす焼入性パラメータ Si と Ni 量の影響²⁵⁾

(A)微細αの形成(破面単位の微細化)		
A-1:旧オーステナイト結晶粒の粗大化抑制→Widmanstätten αの抑制、変態組織の微細化		
メカニズム:微細介在物によるピン留め(pinning)		
TiN(6)、AlN(7)、REM-Oxysulfide(8)、Ca-Oxysulfide(9)の活用		
A-2:旧オーステナイト粒界でのフェライト析出の防止→粒内変態の促進による組織微細化		
Bの粒界偏析の活用(10)		
A-3:γ/α変態の促進		
・低C化、低Si化(11)、合金元素の低減→ラス状の上部ベイナイトの生成抑制		
制御圧延、制御冷却の活用による母材強度保証		
・微細粒子の活用による旧オーステナイト粒内からの変態促進		
TiN(12)、REM-Oxysulfide+BN(10)、Ti-Ca-Ce系(13)、Ti ₂ O ₃ (15,16)、Ti ₂ O ₃ +MnS+BN(17)		
(B)高純度化-N,S,Pの低減	(C)上部ベイナイトの形成とそれに伴うM-A組織の形成回避	
N:固溶体脆化の軽減、M-A形成の抑制	・A-1～A-3によるラス状上部ベイナイトの形成回避	
S:MnSのオーステナイト粒界析出脆化の抑制	・組成の最適化(1)、低C化(20)、低Si化(21)	
P:焼き戻し脆化の抑制	・M-Aの形状制御、分解特性の活用(18,19)	

図6 HT 50～60における HAZ 靱性の改善方法に関するまとめ（上田のまとめ⁵⁾を元に作成）

ラメータ SI と Ni 量で溶接再現熱サイクル材の靱性を整理した結果を示す²⁵⁾。いずれの Ni 量においても単一サイクル、二重サイクルともにほぼ同一の SI 値において最高の靱性を示しており、この SI 値は上部ベイナイト面積率が 0% となる近傍に存在する。この結果は小入熱多層溶接に関しては単層溶接での組織が下部ベイナイトとマルテンサイトの混合組織となるように成分元素を最適化する事が ICCGHAZ の靱性確保に対しても有効であることを示している。また、多層溶接での靱性低下原因を考慮すると HT 50~60 と同様の方法での M-A 組織の低減、マトリックス靱性の改善が有効と考えられる。

6. HAZ での硬化

冷却時間が小さい小入熱溶接では HAZ での硬さ上昇が生ずる。HAZ 硬さの上昇は溶接低温割れの発生を助長するとの観点から多数の研究者・研究機関により許容最高硬さが検討・提案されてきた。溶接低温割れからの一般的なガイドラインとしては国際溶接学会 (IIW) 第 IX 委員会が Si-Mn 系 HT 50 鋼の低温割れ防止の観点から提唱した Hv 350 以下がある。ここで溶接低温割れは水素誘起割れの一種であるから硬さだけでなく拡散性水素量（溶接方法・溶接材料・予熱・後熱）や残留応力（拘束度・変態温度）が影響を及ぼすことに注意が必要である²⁶⁾。

溶接熱影響部における最高硬さは、その鋼の 100% マルテンサイト組織での硬さ (HvM) とマルテンサイト組織率 (R) に依存する。よって、溶接熱サイクルにおける冷却速度が 100% マルテンサイトとなる臨界冷却速度を越えた場合には HAZ 硬さはその鋼材における 100% マルテンサイト硬さに等しく一定となり、冷却速度が臨界冷却速度以下になると冷却速度が遅くなるに従ってマルテンサイト組織率が減少し硬さが低下する（図 2 に示した溶接用 CCT 図の硬さ変化を参照されたい）。このとき組織の硬さ (Hv) と 100% マルテンサイト組織の硬さ (HvM) と 0% マルテンサイト組織の硬さ (Hv0) およびマルテンサイト面積率との間には線形関係が成り立つことが確認されている。以上の観点に立って HAZ での硬さを予測する方法が提案されている。ここでは代表例として寺崎²¹⁾による提案を示す。この提案では HvM および Hv0 を組成の関数と定義し、冷却速度（時間）の変化に応じてマルテンサイト面積率が変化するように考慮されている。ここで HvM については炭素量のみ関数としている。このことは低 C 成分の鋼ではたとえ炭素等量が高くても最大硬さは必ずしも高くはないことを示している。すなわち焼入性が高い（マルテンサイト変態しやすい）ことと硬さが高いことは必ずしも一致しないことに注意が必要である。

$$Hv = (HvM - Hv0) \exp(-0.05(\tau/\tau_M)n) + Hv0$$

$$HvM = 812\%C + 293$$

$$Hv0 = 93\%C + 47\%Mn + 48\%Si + 44\%Cr + 91\%Mo + 8\%Ni + 165\%V + Cu + 95\%Nb + 794\%B + 87$$

τ : 溶接熱サイクルの冷却過程における 800 から 500℃ での冷却時間

$\log \tau_M$

$$= 0.83 \arctan(8\%C) + 0.64\%Mn + 0.38\%Ni + 0.73\%Cr + 0.76\%Mo + 150\%B - 1505$$

$$n = 1.5$$

7. おわりに

溶接熱影響部、特に Ac3 変態点以上に加熱された粗粒 HAZ、細粒 HAZ の特性は鋼材組成と溶接条件により決定される。この為、必要な継手特性を考慮の上で鋼材成分、溶接条件を組み合わせる必要がある。本稿では溶接熱影響部での特性・組織変化の基礎事項の説明にとどまったが読者諸兄の参考になれば幸いである。また引用させていただいた文献の原著者のみなさまに感謝いたします。

参考文献

- 1) 土師他、栗飯原、大野、内野、川島、富田、千々岩：製鉄研究 (1987)、326、p36
- 2) Kasugai, FUJITA: NRIM special report No99-02 (1999)
- 3) http://inabanims.go.jp/Weld/cct/index_j.html
- 4) 笠松、高嶋、細谷：鉄と鋼、65 (1979)、p1222
- 5) 上田：構造用鋼の溶接、p214 (1987) 地人書館
- 6) 金沢、中島、岡本、金谷：鉄と鋼、61 (1975)、p2589
- 7) 中村、前田、栗山、雑賀、深川：石川島播磨技報、3 (1963) p117
- 8) 弟子丸、平井、天野、上田、上村：川崎製鉄技報、18 (1986) p295
- 9) 中西、小溝、瀬田：溶接学会誌、52 (1983) p117
- 10) 船越、田中、上田、石川、腰塚、小林：鉄と鋼、63 (1977) p303
- 11) 長谷川、川口、山口：溶接学会全国大会講演概要、(1975) 17、p6
- 12) 松田、影山：鉄と鋼、62 (1976) p1356
- 13) 笠松、鍋谷、高嶋：鉄と鋼、61 (1975) s327
- 14) 田中、安部、田中、谷：鉄と鋼、61 (1975) s215
- 15) 本間、大北、若林、松田：鉄と鋼、72 (1986) s625
- 16) 山本、松田、千々岩、吉田、堀井：日本金属学会報、28 (1989) p514
- 17) 山本、長谷川、高村：鉄と鋼、79 (1993) p1169
- 18) 川端、天野、板倉、南、荊、豊田：日本造船学会論文集、173 (1993) p349
- 19) 岡田、松田、池内、李：溶接学会論文集、12 (1994) p398
- 20) 小溝、深田：溶接学会論文集、6 (1988) p41
- 21) 栗飯原、長谷川、岡本：CAMP-ISIJ、4 (1991) 1886
- 22) 鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討、(1995) 日本鉄鋼協会
- 23) 伊藤、別所：溶接学会誌、37 (1968) p983
- 24) 寺崎、野村、北田：溶接学会論文集、6 (1988) p139
- 25) 長谷川、土師、栗飯原、岡本：鉄と鋼、80 (1994) p481