鋼のレーザ、電子ビーム溶接と組織変化

小 溝 裕 一*

1. は じ め に

一般によく用いられるアーク溶接では、母材表面から投入されるエネルギー密度が 10^8 W/m^2 オーダーであるのに対し、レーザビームおよび電子ビームはレンズや反射鏡などを用いてビームを集束させることが出来るので、その10~100倍、例えば $1 \times 10^{10} \text{ W/m}^2$ 以上と数桁高くすることが出来る(図1)⁽¹⁾。エネルギー密度が高くなると、母材の溶融部が過熱される結果、蒸発が激しくなる。蒸発が活発になると、蒸発の反跳力により液面が押し下げられ、ビーム照射部にはキーホールと呼ばれる深くて細い孔が形成される。このキーホールは母材内部へのビームの侵入を容易にするため、高エネルギービーム溶接に特有の深い溶込みを可能にする。そのため、レーザ溶接や電子ビーム溶接は、①溶融幅が狭く、熱影響部も小さい、②溶接変形が小さい、③高融点金属も容易に溶接できる、④溶接速度が速い、等の特徴を有し、最近では自動車、エレクトロニクス、航空宇宙、重工業などの各分野で積極的に導入が進められている。

これまでのレーザや電子ビームに関する研究の多くは、こ

れら高エネルギー密度熱源を切断や溶接といった生産加工へ応用するためのプロセス開発に関わるものであり、材料科学的な検討はそれほど多くない⁽²⁾⁻⁽⁵⁾。

レーザや電子ビーム溶接部の材料挙動の特徴は大きく二つに分けられる。

すなわち、

(1) 高エネルギー密度熱源によるキーホール型溶融池の結果生じる深溶込み溶融池形状に起因するポロシティ生成や凝固割れなどの欠陥問題、

(2) 高エネルギー密度熱源溶接に特有な急熱・急冷による凝固組織変化やマイクロ組織変化、

である。この中で特に(2)のレーザ、電子ビーム溶接による組織変化に着目して最近の研究成果を概説する。

2. 凝 固 組 織

溶接過程における溶接金属の凝固の様子を図2⁽⁶⁾に示す。溶接金属の凝固過程で形成される結晶は熱流の方向、つまり温度勾配の直交方向に成長する。その時、柱状晶の成長方向

図1 加工状態とエネルギー密度⁽¹⁾。

図2 溶接金属の凝固形態の模式図⁽⁶⁾。
(a)溶接速度が遅い場合、(b)溶接速度が速い場合。

* 住友金属工業株式会社総合技術研究所副所長(〒660-0891 尼崎市扶桑町1-8)
Fundamentals of Welding Metallurgy in Laser and Electron Beam Welding of Steels; Yu-ichi Komizo (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki)
Keywords: laser welding, electron beam welding, welding metallurgy, rapid cooling, solidification structure, weld metal, heat affected zone
2002年1月7日受理

図3 3%Ni鋼の電子ビーム溶接部に観察された凝固組織⁽⁷⁾。

はそれぞれの結晶の<100>方向に平行である。一般のアーク溶接のように溶接速度が遅く溶融池形状が楕円状で凝固速度が遅い場合、初期に核生成した柱状晶の<100>方向が成長に伴い、熱流の方向から次第にずれてくる。そのため、これらの柱状晶は成長を停止し、溶接金属内部で熱流の方向に<100>方向が合う結晶(ストレイ結晶)が新たに核生成し、これが成長する。

一方、レーザ溶接や電子ビーム溶接のように溶接速度が速い場合は図2(b)のようにマクロ的な柱状晶の成長は直線的となり、ビード中央部で逆方向から成長してくる柱状晶とぶつかり合う。電子ビーム溶接における柱状晶の例を図3⁽⁷⁾に示す。溶接速度を速くすることによりビード中央部の組織がtype 1 から type 4 のように変化する。

柱状晶の内部では方向のそろったセル、セル樹枝状晶もしくは樹枝状晶などのサブ組織が観察される。凝固の進行とともに、結晶が成長している前方の溶湯中に濃化する溶質元素が惹き起こす組成的過冷が大きいほど、

平滑界面→セル→セル樹枝状→樹枝状→等軸樹枝状と変化する⁽⁸⁾。組成的過冷の程度は、凝固速度を R 、温度勾配を G とすると、 $G/\sqrt{R}$ の減少によって大きくなる。

等軸晶(equiaxed crystal)は組成的過冷が大きい場合に、柱状的にさらに成長するよりも新たな核生成を促進する条件が満たされたときに形成される。等軸晶の形成は、凝固組織の均質化による機械的性質の向上や、凝固割れ防止などに有効である。

ステンレス鋼の凝固過程の相変化の形態、すなわち凝固モードは次の4つのタイプに分類される。

- A モード： γ 単相凝固
- AF モード：初晶 $\gamma + (\alpha + \gamma)$ 2相凝固
- FA モード：初晶 $\alpha + (\alpha + \gamma)$ 2相凝固
- F モード： α 単相凝固

一般の鋼溶接金属ではその凝固モードは主に化学組成によって決定される。すなわち溶接金属の各凝固モードの出現組成

図4 ステンレス鋼溶接金属の凝固モードに及ぼす凝固速度の影響⁽¹⁴⁾。

範囲はCr 当量(Cr_{eq})およびNi 当量(Ni_{eq})から、下のようにして予測できる⁽⁹⁾。

- A, AF モード： $Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.48$
- FA モード： $1.48 < Cr_{eq}/Ni_{eq} \leq 1.95$
- F モード： $1.95 < Cr_{eq}/Ni_{eq}$

ただし

$$Cr_{eq} = Cr + 1.5Si + Mo + 0.5Nb + 2Ti \quad (\text{mass}\%)$$

$$Ni_{eq} = Ni + 0.5Mn + 30C + 30(N - 0.06) \quad (\text{mass}\%)$$

一方、電子ビームやレーザ溶接などの凝固速度の大きい溶接金属では凝固組織は凝固速度の影響を受ける⁽¹⁰⁾⁻⁽¹³⁾。

図4⁽¹⁴⁾に電子ビーム溶接により凝固速度を変えた場合の各凝固モードの出現組成範囲を示す。冷却速度の増加に伴いAモードおよびAFモードの出現組成範囲は高Cr/Ni 当量側に移行し、Aモードの出現範囲が拡大する。同時に、凝固速度の増加に伴い、Fモードの生成範囲は低Cr/Ni 当量側に拡大するため、AFおよびFAモードを示す組成範囲が

図5 レーザ溶接部に観察された共晶凝固組織とマッシブ凝固組織。

図6 レーザ溶接部におけるマッシブおよび棒状共晶凝固組織の出現組成範囲⁽¹⁰⁾。

減少する。また、レーザや電子ビーム溶接のような急速凝固時には非平衡の状態が生じることが最近の研究でわかってきた^{(15)–(17)}。凝固速度が増加した場合、ある組成範囲では図5に示すような共晶凝固組織⁽¹⁸⁾やマッシブ凝固組織⁽¹⁹⁾など一般の溶接金属ではみられない凝固組織が出現する。図6⁽¹⁰⁾にレーザ溶融凝固時の種々の凝固速度下での共晶凝固モード(type 6)およびマッシブ凝固モード(type 5)の出現組成範囲を示す。共晶凝固組織は微細な γ と α の共晶からなる二相混合組織である。

マッシブ凝固組織は凝固に伴う固-液間の成分の分配を生

じることなく液相の組成のまま凝固した γ 組織である。マッシブ凝固組織は遅い凝固速度では見られず、その出現組成範囲は冷却速度の増加に伴い拡大する。マッシブ凝固は液相と同一組成の固相の自由エネルギーが等しくなる温度である T_0 温度以下に過冷された場合に実現される。

このような大きな過冷は凝固速度が増加し、固液界面の乱れが抑えられて、セル状界面から平滑界面となるデンドライトの絶対安定条件となった場合に達成されと考えられる。レーザ急冷凝固部ではある組成範囲で凝固速度が、デンドライトの絶対安定条件を満足する限界凝固速度 V_a 以上となる

結果、固液界面前方の液相が動的過冷により、その合金の T_0 温度以下に過冷され、マッシュ凝固組織が出現するものと考えられる。

3. 凝固偏析

合金の凝固過程では平衡分配係数 k が 1 以下の場合には溶質が液相中で濃化し、固相中では貧化する。また、 k が 1 以上の場合にはこれと逆になる。凝固相がフェライトかオーステナイトによって各元素の固-液間の分配係数が異なるため、溶接金属の凝固偏析の状況は凝固モードに大きく影響される。

固液界面が非常に速く移動すると、溶質原子は界面において再配列する時間がないので、溶質はトラップされ固相と液相の組成は同じになる。非平衡状態における分配係数は

$$k_v = \frac{k + (\delta R / Di)}{1 + (\delta R / Di)}$$

で与えられる⁽²⁰⁾。 δR は固液界面垂直方向の化学ポテンシャル勾配幅、 Di は界面拡散係数である。

二相ステンレス鋼のアーカ溶接部では Cr, Mo はフェライト相に濃化し、Ni はオーステナイト相に濃化する母材の分配に近づくことが知られている⁽²¹⁾。これに対し、急速に凝固したレーザ溶接金属では、Cr, Ni, Mo 等の置換型元素が拡散移動する時間が極めて短いため、フェライト相、オーステナイト相に関わらずほぼ等しい濃度で分布することが確認された⁽²²⁾。一方、窒素はフェライト-オーステナイト相界面近傍で特徴的な分布を示す(図 7⁽²³⁾)。オーステナイト相が、隣接するフェライト相から窒素を吸収しつつ成長するため、フェライト相の端部に窒素欠乏層が形成される。しかし、図 7(c) のレーザ溶接のように急速に冷却された溶接金属ではフェライト相中へ窒素が過飽和溶解し、耐孔食性が向上する⁽²³⁾。通常フェライト相には窒素は固溶しきれず、Cr 窒化物の析出により耐食性を劣化させることがあるが、急速に冷却された溶接金属ではフェライト相中へ窒素が過飽和に固溶することから耐食性が向上するものと考えられる。

また、セルコア部の溶質元素濃度も凝固速度に影響される⁽²⁴⁾。

4. 溶融池での介在物生成

使用環境の厳しい寒冷地における石油、ガス田開発に用い

図 7 二相ステンレス鋼の窒素濃度分布に及ぼす冷却速度の影響⁽²³⁾。

られる海洋構造物、ラインパイプなどに使用される鋼材の溶接金属では、微細なアシキュラーフェライトを最大限に得ることにより、優れた靱性が得られることが明らかになっている⁽²⁵⁾⁻⁽²⁷⁾。アシキュラーフェライトは非金属介在物から核生成する事が知られており、溶接金属中での介在物生成は重要な課題である⁽²⁸⁾。

母材鋼板と電子ビーム溶接金属のジョミニー焼入性試験結果を図 8⁽²⁹⁾に示す。母材鋼板やそれを真空中で溶解してできた電子ビーム溶接金属に比べて、大気中で電子ビーム溶接して得られた溶接金属は酸素含有量が高く、焼入性が最も低いことがわかる。これは酸化物がフェライト変態の核として作用し、焼入性を下げているものと考えられる。

また、Ti, O, B を含有するレーザ溶接金属はその焼入性を適切な範囲に調整することにより、通常のアーカ溶接金属で得られるよりもさらに微細なアシキュラーフェライト組織が得られることが示されている⁽³⁰⁾。

Babu ら⁽³¹⁾はサブマージアーク溶接、電子ビーム溶接、レーザ溶接による溶接金属中の介在物を比較し、図 9⁽³¹⁾に示すように、サブマージアーク溶接金属には Mn 系の介在物が多く、アルミニウム系、チタン系介在物は電子ビーム、レーザ溶接金属中の方が多いことを示している。電子ビーム溶接は低圧雰囲気中で、レーザ溶接はヘリウムガス雰囲気中で行われるため、溶接金属中の酸素量がサブマージアーク溶接金属より低く、冷却速度も大きいことから酸化反応時間が短いため、生成する介在物の組成が異なるものと考えられる。

図 8 真空中および大気中電子ビーム溶接金属のジョミニー焼入性⁽²⁹⁾。

図 9 サブマージアーク溶接、電子ビーム溶接およびレーザ溶接金属中の介在物の組成分析⁽³¹⁾。

図10 レーザ溶接(LBW)およびティグ溶接(GTAW)した高張力鋼溶接熱影響部のオーステナイト粒径分布⁽³²⁾.

5. 溶接熱影響部(HAZ)の結晶粒成長

一般の材料における結晶粒成長式は次のように与えられる.

$$Da - D_0a = K(T) \cdot t$$

ここで, D_0 : 初期粒径, a : 定数, $K(T)$: 速度定数,

T : 温度

高張力鋼では a は 4 となることが実験的に確かめられている. この式を用い高張力鋼の HAZ の結晶粒径を計算した結果を図10⁽³²⁾に示す. ここで, ティグ溶接(GTAW)については実測の溶接熱サイクル曲線を, レーザ溶接(LBW)については移動点熱源による熱伝導の理論式より計算した溶接熱サイクル曲線を用いた. レーザ溶接部では結晶粒成長が抑えられており, 粗大化する範囲が大幅に減少することがわかる. このため, 現在 STX21 等で研究が進められている超微細粒鋼の接合にはレーザ溶接の適用が検討されている.

6. マルテンサイト変態と硬化

鋼の溶接部における最高硬さは, その鋼の100%マルテンサイト組織の硬さとマルテンサイト量に依存する. したがって, 100%マルテンサイト組織となる臨界冷却速度以下の溶接部では, その最高硬さは冷却速度が増加するほど上昇する. 図11⁽³³⁾に示すように, 冷却速度の大きいレーザ溶接部の硬さはアーク溶接部に比べて上昇する.

マルテンサイト変態しやすい(焼入性が高い)ということ, 硬さが高いということは必ずしも同じではない. マルテンサイト率が高くてもマルテンサイト組織そのものの硬さが低ければ溶接部の硬さは必ずしも高くはならないからである. マルテンサイト変態しやすいという性質は, 理想臨界直径とそれを表現する焼入性倍数として導入されている. HAZ に対しては, 1970年に Bastien ら⁽³⁴⁾によって限界冷却速度という概念で初めて導入された. これにより HAZ においてマルテンサイト変態しやすいという性質が臨界直径と同じ意味で定義されるようになった. この焼入性を表すため導入された炭素当量を利用して HAZ 部の硬さも表現されるこ

図11 プラズマアーク溶接部(PAW)とレーザ溶接部(LBW)の硬さ分布⁽³³⁾.

とが多い. HAZ の最高硬さの推定法として, マルテンサイト硬さ(H_M)とベイナイト硬さ(H_B : 0%マルテンサイト), ならびに100%マルテンサイトになる最長冷却時間(t_M)とベイナイト限界冷却時間(t_B)とを用いる方法が提案されている⁽³⁵⁾.

$$Hv = \frac{H_M + H_B}{2} - \frac{H_M - H_B}{2} \frac{\arctan(x)}{1.10}$$

$$x(\text{radian}) = 4 \frac{\log t_{8/5} - \log t_M}{\log t_B - \log t_M} - 2$$

ここで, $t_{8/5}$ は溶接条件によってきまる800℃から500℃までの冷却時間である. このような方法を用いることにより, 鋼材のレーザ溶接部の硬さの推定も可能である.

7. おわりに

高エネルギー密度によるレーザ, 電子ビーム溶接は微細性や制御性が優れているなど多くの特徴を有しており, 高信頼性, 高精度化, 高付加価値化等が進む生産現場に適用が広がっている. なかでもレーザ溶接は大気中で使用できる利便性と発信器の高出力化が相まって, 微細加工から厚板の溶接まで適用が拡大しようとしている. しかし, 未だ歴史が浅いことから機器, 制御法や溶接部の特性など多くの解決すべき課題も抱えている. これから一層の研究が進むことを期待している. 最後に, 本稿をまとめるにあたり資料を引用させていただいた文献の原著者に対し厚くお礼申し上げます.

文 献

- (1) 黄地尚義: 溶接・接合プロセスの基礎, 産報出版, (1996).
- (2) 西本和俊: 溶接学会誌, **68**-6(1999), 458.
- (3) 小原昌弘, 宮崎康信: 溶接学会誌, **68**-6(1999), 466.
- (4) 川口聖一: 溶接学会誌, **68**-6(1999), 470.
- (5) 大村朋彦, 櫛田隆弘, 小溝裕一: 溶接学会誌, **68**-6(1999), 475.
- (6) 松田福久: 溶接冶金学, 日刊工業新聞社, (1972).

- (7) Y. Komizo, C. Punshon, T. G. Gooch and P. J. Blakeley: Metal Const., **18**-2(1986), 104R.
- (8) W. F. Savage, C. D. Lundin and A. H. Aronson: Weld. J., **44**-4(1965), 175s.
- (9) N. Suutala, T. Taklo and T. Moisio: Metall. Trans. A., **11A**(1980), 717.
- (10) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平: 溶接学会論文集, **7**-3(1989), 414.
- (11) J. W. Elmer, S. M. Allen and T. W. Wagar: Metall. Trans A, **20A**-10, 2117.
- (12) S. Katayama and A. Matsunawa: Proc. ICALEO, **84**(1984), L1A, 60.
- (13) W. Kurz, B. Giovanola and R. Trivedi: Acta Metall. **34**-5(1986), 823.
- (14) J. C. Lippold: Weld. J., **73**-6(1994), 129s.
- (15) S. A. David, J. M. Vitek and T. L. Hebble: Weld. J., **66**-1(1987), 289s.
- (16) J. W. Elmer, S. M. Allen and T. W. Eager: Metall. Trans., **19A**(1989), 2117.
- (17) J. A. Brooks, M. I. Baskes and F. A. Greulich: Metall. Trans., **22A**(1991), 915.
- (18) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平: 溶接学会論文集, **8**-3(1990), 365.
- (19) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平: 溶接学会論文集, **8**-3(1990), 371.
- (20) M. J. Aziz: J. Applied Phys., **53**(1982), 1159.
- (21) S. Atamert and J. E. King: Acta Metall. Mater., **39**-3(1991), 273.
- (22) M. J. Cieslak: Welding J., **61**(1982), 1s.
- (23) 大村朋彦, 櫛田隆弘, 小溝裕一: 溶接学会論文集, **17**-3(1999), 448.
- (24) 中尾嘉邦, 西本和俊, 張文平: 溶接学会論文集, **9**-1(1991), 122.
- (25) 渡辺 之, 小嶋敏文: 溶接学会誌, **49**-11(1980), 772.
- (26) 伊藤慶典, 中西睦夫, 小溝裕一: 溶接学会誌, **50**-12(1981), 1211.
- (27) 森 直道, 本間弘之: 溶接学会誌, **50**-2(1981), 174.
- (28) 伊藤慶典, 中西睦夫, 小溝裕一: 溶接学会誌, **51**-2(1982), 111.
- (29) 伊藤慶典, 中西睦夫, 小溝裕一: 溶接学会誌, **51**-2(1982), 354.
- (30) 安田功一, 木谷 靖: 溶接学会論文集, **18**-1(2000), 95.
- (31) S. S. Babu, F. Reidenbach, S. A. David, Th. Bollinghaus and H. Hoffmeister: Sci. Technol. Weld. joining, **4**-2(1999), 63.
- (32) 大重広明: 溶接熱影響部の結晶粗大化に関する基礎的研究, 大阪大学学位請求論文, (1976).
- (33) 安達 馨, 伊藤達志, 谷 長禎, 大谷敏郎: 溶接技術, **44**-11(1996), 90.
- (34) P. G. Bastien, J. Dollet and Ph. Maynier: Metal Constr. and British Weld. J., (1970), 9.
- (35) N. Yurioka, M. Okumura, T. Kasuya and H. J. U. Cotton: Metal Const., **4**(1987), 217R.