超微細粒高強度鋼板の大出力レーザ溶接における熱影響部特性*

大谷 忠幸**, 塚本 進***, 荒金 吾郎***, 大森 章夫****

HAZ Properties of Ultra-fine Grained High Strength Steels welded by High Power Laser*

by OTANI Tadayuki**, TSUKAMOTO Susumu***, ARAKANE Goro**** and OHMORI Akio

HAZ characteristics of laser welded ultra-fine grained steels were investigated using a 20 kW CO₂ laser facility. A narrow softening region was clearly observed in HAZ welded at low welding speed of less than 0.017 m/s. The softening was caused by coarsening of ferrite grains which were heated above Ac1. On the other hand, HAZ softening was suppressed at higher welding speeds of more than 0.033 m/s due to the formation of tiny dispersed MA constituents and reducing grain coarsening. The prior austenite grain size was also examined at various welding speeds. The result indicate that the prior austenite grain size decreased with increasing the welding speed and with decreasing the initial ferrite grain size.

Key Words: HAZ Properties, Ultra-fine Grained High Strength Steels, High Power Laser, MA constituent, Initial ferrite grain size, Prior austenite grain size

1. 緒 論

炭素当量を低く抑え、フェライト結晶粒径を微細粒化することで高強度化を実現する超微細粒高強度鋼板をSTX21「超鉄鋼」プロジェクトで開発している¹⁻⁸⁾。この超微細粒高強度鋼板は、通常のアーク溶接のような大入熱溶接を行うと熱影響部でフェライト結晶粒が粗粒化し、その結果強度が低下する⁹⁾。

一方、既に報告したようにスポット溶接のような、冷却速度が約5000 K/sにも達する¹⁰⁾超急速冷却プロセスを適用した場合には、熱影響部軟化を抑制することができる¹¹⁾。このような観点から本プロジェクトでは、小入熱で高効率な溶接技術として超狭開先アーク溶接¹²⁻¹⁵⁾並びに大出力レーザを用いた深溶込み溶接技術の開発を行っている¹⁶⁻¹⁸⁾。いずれも厚板を高効率に溶接する技術がほぼ完成されつつあるが、一方高品質技術を形成するには、これらを用いて溶接を行った際の熱影響部の特性を把握しておく必要がある。

そこで本研究では大出力CO₂レーザを用いて超微細粒高強度鋼の溶接を行い、熱影響部の組織及び硬さ分布の変化について検討を行った。

2. 供試材料と実験方法

本研究では、溝ロール圧延により作製した超微細粒棒鋼を供試材料として用いた。Table 1に本研究で用いた供試材料の化学成分を示す。成分上の主な差異は、炭素濃度がそれぞれ0.05%, 0.10%, 0.15%である。なお、引張強さはそれぞれ660 MPa, 690 MPa, 720 MPaである。Fig. 1は、溝ロール圧延装置の概略を示す。本供試材料に対して、太径溝から細径溝へそれぞれ90度ずつ回転させながら溝ロール圧延を行うことにより、温間多軸強加工(973~773 K, 減面率97%)を行い、その後の再結晶により、フェライト結晶粒径約1 μmの超微細粒高強度鋼の棒材を作製した。この棒材から13×13×100 mmの試験体を削りだして実験に供した。Fig. 2に溝ロール圧延による0.05%C材超微細粒高強度鋼の金属組織を示す。圧延と直角方向はフェライト結晶粒径が約1 μmであり、セメンタイトが微細分散した組織となっているが、圧延方向には多少フェライトが伸展した組織となっている。また超微細粒高強度鋼を1273 Kで1 h焼鈍し、フェライト結晶粒径を約27 μmにしたものを焼鈍鋼として比較のため用いた。

CO₂レーザ装置の出力を18.3 kWに設定し、ジャストフォーカスでビードオンプレート溶接を行った。シールドガスとしてヘリウムガスを溶接進行方向の前方から0.83 L/s流した。なお、溶接速度は0.017, 0.033, 0.083, 0.17 m/sとした。

金属組織を観察するためナイトールエッチング、ピクリン酸エッチング、2段エッチングを適宜用いた。

ナイトールエッチングの観察結果から、フェライト結晶粒径を計測した¹⁹⁾。そしてピクリン酸エッチングにより旧オーステナイト結晶粒を現出し、その結晶粒径を計測した¹⁹⁾。

*	原稿受付
**正 員	物質・材料研究機構 (現 新日本製鉄株) Member, National Institute for Materials Science (Nippon Steel Corporation)
***正 員	物質・材料研究機構 Member, National Institute for Materials Science
****	物質・材料研究機構 National Institute for Materials Science

Table 1 Chemical compositions of base metal (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N
Steel A	0.049	< 0.01	1.98	0.021	0.0009	0.025	0.0014
Steel B	0.095	0.30	1.44	0.009	0.0008	0.029	0.0012
Steel C	0.15	0.30	1.45	0.009	0.0008	0.029	0.0025

Fig. 1 Fabrication of ultra-fine grained steels by grooved rolling.

Fig. 2 SEM microstructures of ultra-fine grained high strength steel bar.

島状マルテンサイトとセメンタイトが区別できなかったので、2段エッチング（EDTA と NaF の電解液中で電解エッチングを行った後、ピクリン酸ソーダ中で電解エッチングをする）により、セメンタイトのみを脱落させ、両者を識別した²⁰⁾。

また、ビード中央から水平方向に測定間隔 0.1 mm、測定荷重 0.49 N でビッカース硬さ分布を測定した。

なお、焼鈍鋼の光顕観察結果から、フェライト結晶粒界に γ 相が確認出来始めるところを Ac1 まで過熱された位置とし、これより溶融境界線側を熱影響部とした。

3. 実験結果及び考察

3.1 熱影響部の硬さ分布と組織

Fig. 3 は 0.05% C 材に対して溶接速度 0.017, 0.033, 0.083, 0.17 m/s で溶接を行ったときの溶接ビードの横断面を示す。Table 2 に溶接金属部で測定した各溶接速度における 1073 K から 773 K までの冷却時間を示す。溶接速度が 0.017 および 0.033 m/s のときは、溶け込み深さが 13 mm を超え試験片を貫通するので、試験片を 2 つ重ねて溶接を実行した。いずれの速度においても、ネイル状で狭くて深い溶込みが得られ、これに伴って、熱影響部幅も非常に狭い。また溶接速度の減少と共に溶け込み深さが増大し、0.017 m/s では 20 mm 以上の深溶込みが得られている。

Fig. 4 は 0.05% C 材の各速度におけるビード中央からのビッカース硬さ分布を示す。なお、図中の矢印は溶融境界線 (F.L.) の位置を示し、黒く塗りつぶした領域が熱影響部を示す。溶接速度 0.017 m/s では、母材のビッカース硬さが約 220 Hv であるのに対して、熱影響部のビッカース硬さは約 170 Hv まで低下し明確な軟化が認められる。それに対して溶接速度 0.033 m/s 以上では、熱影響部の軟化はほとんど認められなくなる。

一方、溶接金属は溶接速度が大きくなると、ビッカース硬さも増大する。そして溶接速度 0.17 m/s では、溶接金属はほぼ全面マルテンサイト組織となっていた。しかし、炭素濃度が低いいため、ビッカース硬さは 350 Hv 程度までしか上昇しない。

Fig. 5 は 0.05% C 材を溶接速度 0.033 m/s で溶接したときのボンドの光顕写真と熱影響部と母材の SEM 写真である。母材は結晶粒径約 1 μ m のフェライトにセメンタイトが均一微細分散した状態で存在し、Ac1 以上に加熱された熱影響部においては、溶融境界線に接近するに従ってフェライト

Fig. 3 Transverse cross section of laser welds of ultra-fine grained high strength steel.

Table 2 Cooling time from 1073 K to 773 K for various welding speeds.

Welding speed (m/s)	The cooling time 1073K-773K (s)
0.017	9.6
0.033	2.4
0.083	0.65
0.17	0.25

結晶粒が粗大化している。一方ボンド付近は、典型的なベイナイトの組織を示すが、超微細粒鋼溶接部ではこの領域が約0.1 mmと非常に狭いのが特徴である。これは、後述するが、ボンド部の旧オーステナイト結晶粒径が初期フェライト結晶粒径に依存し、初期粒径の小さい超微細粒鋼ではボンド部の旧オーステナイト粒径が小さくなり、その結果、Cの拡散距離が短くなって焼き入れ性が低下するためである。また、溶接金属もベイナイト組織を呈している。

Fig. 6は0.05%C超微細粒高強度鋼の溶接速度0.033 m/sでの熱影響部におけるビッカース硬さ分布とフェライト結晶粒径分布を示す。ビッカース硬さがどの位置においてもほぼ一定値を示すのに対し、フェライト結晶粒径は、ピー

Fig. 4 Hardness distributions in laser welds of ultra-fine grained high strength steel.

ク温度が高くなるほど増加し、溶融境界線から0.1 mmの位置では3.5 μm にまで達している。すなわち、溶接速度が0.033 m/sにおいてもフェライト結晶粒の粗大化が認められる。

Fig. 5 Microstructures in laser welds of ultra-fine grained steel.

Fig. 6 Distributions of hardness and ferrite grain size in HAZ of 0.05%C ultra-fine grained high strength steel (welding speed : 0.033 m/s).

Fig. 7 Relationship between welding speed and maximum ferrite grain size in HAZ.

Fig. 7は、溶接速度とHAZにおいて最も粗大化した溶融境界線から0.1 mmの位置のフェライトの結晶粒径（最大フェライト結晶粒径）の関係を示す。最大フェライト粒径は、溶接速度の増加とともに低下し、溶接速度0.033 m/s以上では一定値を示す。このときのフェライト結晶粒径は約3 μm であった。すなわちレーザ溶接においては、最も大きな冷却速度のもとでも1 μm から3 μm へとフェライト結晶粒

Fig. 8 Relationship between ferrite grain size and hardness in ultra-fine grained base metal and HAZ.

(a) Base metal

(b) HAZ (0.3mm from fusion boundary)

Fig. 9 SEM microstructures of base metal and grain coarsened HAZ processed by two step etching. Pits show the sign of cementites. Tiny dispersed white particles show MA constituent.

の粗大化がおこる。最大粒径となる位置では溶接中に Ac_3 以上の温度まで加熱されたことが予想され、オーステナイトから変態によって形成されるフェライトの粒径にレーザ溶接の冷却速度の範囲内では限界値があるためと推察されるが、詳細については、熱サイクル再現試験により検討を行う必要がある。

Fig. 8 は、フェライト結晶粒径 ($d^{-1/2}$, d : フェライト結晶粒径) とビッカース硬さの関係を示す。白抜きは、フェライト結晶粒径の異なる母材の結果であり、ホールペッチ則にしたがってフェライト結晶粒径が小さくなるほど、ビッカース硬さは大きくなる。

一方、黒く塗りつぶした熱影響部における硬さは常に母材より大きな値を示している。すなわち熱影響部においては何らかの強化機構が働いていることがわかる。

3.2 レーザ溶接熱影響部における軟化抑制機構

本研究で用いた母材組織は、Fig. 5 母材に示すように超細粒のフェライトと微細に分散したセメントイトから形成される。一方、溶融境界線に接近してフェライト結晶粒が大きくなり、溶融境界線から 0.2 mm 離れた位置においてもフェライト結晶粒径は異なるが、金属組織はほとんど変化していないように見受けられる。しかし、この付近では Ac_3 付近まで温度が上昇していると予想され、母材と同様にセメントイトが残留していることは考えにくい。そこで Fig. 5 の溶融境界線から 0.2 mm 離れた熱影響部に微細分散しているものの同定を試みた。

Fig. 9 は母材部と熱影響部に 2 段エッチングを実施した典型的な観察結果を示す。Fig. 9 (a) に示すように母材部においてはピットが観察される。これはセメントイトが脱落した結果形成されたものであり、母材部に微細分散した組織はすべてセメントイトであることを示す。それに対し、Fig. 9 (b) に示すように溶融境界線から 0.3 mm 離れた熱影響部においては島状の突起部がフェライト結晶粒界および結晶粒内に観察される。これらはすべて島状マルテンサイトであることを示す。すなわち熱影響部においては、フェライト粒内及び粒界に微細な島状マルテンサイトが形成される。

Fig. 10 は、溶接速度 0.017 m/s で溶接したサンプルの熱影響部に 2 段エッチングを実施した後、SEM 観察結果から島状マルテンサイトの体積率を算出し、その分布を示したものである。島状マルテンサイトの体積率は溶融境界線に接近するに従って大きくなることからわかる。Fig. 6 と Fig. 10 より、 Ac_1 以上に加熱された領域では、フェライト結晶粒の粗大化が認められ、フェライト結晶粒径が溶融境界線に近づくほど大きくなるが、このとき島状マルテンサイトがフェライト結晶粒界および結晶粒内に形成され、その体積率は同様に溶融境界線に近づくにしたがって多くなる。したがって熱影響部のフェライト結晶粒粗粒化域で軟化が抑制されたのは、このような島状マルテンサイトの形成による。

Fig. 11 は、母材から熱影響部にかけて 2 段エッチングを

Fig. 10 Relationship between distance from fusion line and volume fraction of MA constituent (welding speed : 0.017 m/s)

Fig. 11 Numbers of Inner-granular MA constituent and cementite per unit volume in HAZ.

施したサンプルのSEM観察結果から $100 \mu\text{m}^2$ あたりのセメンタイトの個数と $100 \mu\text{m}^2$ あたりの結晶粒内島状マルテンサイトの個数を算出し、その分布を示すものである。母材から溶融境界線に向かうにつれてセメンタイトは減少し、溶融境界線からの距離が約0.2 mmでゼロとなっている。それに対して結晶粒内マルテンサイトは、Ac1 以上に加熱されたところから生成され、溶融境界線からの距離が約0.2 mmで最大となっている。両者の合計はほぼ等しく、このことは1つのセメンタイトから1つの結晶粒内島状マルテンサイトが生成されることを示唆するものである。

以上のことから、結晶粒内で形成されたマルテンサイトは、フェライト粒内に均一微細分散したセメンタイトが昇温とともに分解し、炭素リッチのオーステナイトが局所的に生成され、これが急冷によって島状マルテンサイトになったものと考えられる。この形成過程の詳細については熱サイクル再現試験により行う必要がある。

以上のように、レーザ溶接においてもフェライト結晶粒のある程度の粗大化は抑制できない。しかし、フェライト

Fig. 12 Effects of welding speed and initial ferrite grain size on prior austenite grain size at fusion boundary.

結晶粒が粗大化した領域では、セメンタイトから高炭素濃度の島状マルテンサイトが形成されるため、軟化が抑制される。Fig. 8 に示したように、軟化の抑制程度は溶接速度にあまり依存しないが、溶接速度が小さい場合には、Fig. 7 に示したように最大フェライト粒径が大きくなるため、硬さの低下が生じる。溶接速度により、軟化の程度が異なるのはこのためである。

4.3 旧オーステナイト結晶粒径に与える溶接速度と初期フェライト粒径の影響

Fig. 12 は0.05% C 材の超微細粒高強度鋼と焼鈍鋼における溶接速度とボンド部の旧オーステナイト結晶粒径の関係を示すものである。ボンド部の旧オーステナイト結晶粒径はランダムに10点サンプリングし、その最小値、最大値、平均値で評価した。初期フェライト結晶粒径が約 $27 \mu\text{m}$ の焼鈍鋼に対して、初期フェライト結晶粒径が約 $1 \mu\text{m}$ の超微細粒高強度鋼が下方に位置している。このことから、初期フェライト結晶粒径の小さい方が、ボンド部の旧オーステナイト結晶粒径も小さくなることがわかる。

一方、2つのグラフは右下がりであり、溶接速度が大きくなるとボンド部の旧オーステナイト粒径が小さくなることがわかる。

以上のことから、ボンド部の旧オーステナイト結晶粒径は初期フェライト結晶粒径と溶接速度に依存し、初期フェライト結晶粒径が小さいほど、そして溶接速度が大きいほど、旧オーステナイト結晶粒径は小さくなる。

5. 結 言

フェライト結晶粒径約 $1 \mu\text{m}$ の超微細粒鋼のレーザ溶接を行い、熱影響部における硬さ分布並びに組織変化を調べた。得られた結果を要約すると以下の通りである。

(1) 0.05% C 超微細粒鋼をレーザ出力 18.3 kW、溶接速度

0.017 m/s で溶接したとき, 母材のビッカース硬度が約 220 Hv であるのに対し, 熱影響部は最大約 170 Hv まで軟化した。これはフェライト結晶粒径が最大軟化部で約 5.6 μm まで粗粒化したことによる。

- (2) 溶接熱影響部における最大フェライト結晶粒径は, 溶接速度の増加と共に減少するが, 0.033 m/s 以上でほぼ一定な値を示した。このときの粒径は約 3 μm であり, レーザ溶接において熱影響部におけるフェライト結晶粒の粗大化は避けられない。
- (3) 溶接速度が 0.033 m/s 以上の領域では, 熱影響部におけるフェライト結晶の最大粒径が約 3 μm と増大するにもかかわらず, 軟化が抑制された。これは, 母材中に微細に分散したセメンタイトから, 微細に分散した島状マルテンサイトが形成されるためである。
- (4) 0.05% C 材において, ボンド部の旧オーステナイト結晶粒径は, 初期フェライト結晶粒径が小さいほど, そして溶接速度が大きいほど, 小さくなる。

謝 辞

本研究の遂行に際し多大なご協力を頂きました茨城大学大学院生飯澤毅君に深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) T. Hayashi, O. Umezawa, S. Torizuka, T. Mitsui, K. Tsuzaki and K. Nagai: Creation of Equiaxed Fine Ferrite Grain Structures by Warm Deformation of Martensite, CAMP-ISIJ Vol. 11 (1998), p1031 ~ 1034. (in Japanese)
- 2) C. Shiga, A. Ohta, K. Hiraoka and S. Tsukamoto: Welding in Research Project on Frontier Structural Materials: J. JWS Vol. 66 (1997), No. 8, p609 ~ 614. (in Japanese)
- 3) C. Shiga and K. Hiraoka: 「STX-21 プロジェクトにおける高張力鋼の開発とその溶接の課題」 Welding Technique, Vol. 46 (1998), No. 7, p81 ~ 87. (in Japanese)
- 4) S. Torizuka, K. Nagai and A. Sato: 「STX-21 プロジェクトにおける 800 MPa 鋼創製研究の現状と塑性と加工」, Vol. 42 (2001), No. 483, p287 ~ 292. (in Japanese)
- 5) S. Torizuka, T. Inoue and K. Nagai: Uniform Formation of Fine Grained Ferrite Structure through Multi-direction Deformation, Tetsu-to-Hagane, Vol. 86 (2000), No. 12, p801 ~ 806. (in Japanese)
- 6) S. Torizuka, O. Umezawa, K. Tsuzaki and K. Nagai: Shape, Size and Crystallographic Orientation of the Ferrite Grains Formed at Grain Boundaries of Deformed Austenite in a low Carbon Steel, Tetsu-to-Hagane, Vol. 86 (2000), No. 12, p807 ~ 814. (in Japanese)
- 7) T. Inoue, S. Torizuka and K. Nagai: Numerical Analysis of Plastic Strain Distribution through Multi-directional Deformation, Tetsu-to-Hagane, Vol. 86 (2000), No. 12, p793 ~ 800. (in Japanese)
- 8) S. Torizuka and K. Nagai: Relationship between Thickness of Pankake Austenite and Thickness of Grain Boundary Ferrite, Tetsu-to-Hagane, Vol. 88 (2002), No. 3, p148 ~ 154. (in Japanese)
- 9) R. Ito, Y. Kawaguchi, K. Hiraoka, C. Shiga, T. Hayashi and S. Torizuka: Controlling of Softened Region in the Heat Affected Zone of Ultra Fine Grained Steels, CAMP-ISIJ, Vol. 12 (1999), p1006 ~ 1009. (in Japanese)
- 10) J. Tanaka, M. Kabasawa, M. Nagae and M. Ono: 「高張力薄鋼板のスポット溶接性におよぼす板厚の影響」, Prep. Nat. Meet. JWS, Vol. 29 (1981), p86 ~ 87. (in Japanese)
- 11) T. Otani, K. Sasabe, C. Shiga and T. Hayashi: Spot Weldability of Fine Grain Structure High Tensile Strength Steel Sheets - Application of Fine Grain Structure Steel to Thin Sheets - CAMP-ISIJ, Vol. 12 (1999), p1000 ~ 1003. (in Japanese)
- 12) T. Nakamura, K. Hiraoka: Ultranarrow GMAW process with newly developed wire melting control system, Sci. & Technol. Weld. & Joining, Vol. 6 (2001) p355 ~ 362
- 13) T. Nakamura, K. Hiraoka: Wire melting Behavior by Non-Steady Heat Conduction Numerical Analysis in Gas Metal Arc Welding, Quar. J. JWS, Vol. 20 (2002), No. 1, p53 ~ 62. (in Japanese)
- 14) T. Nakamura, K. Hiraoka, M. Takahashi and T. Sasaki: GMA Welding Process with Periodically Controlling Shielding Gas Composition, Quar. J. JWS, Vol. 20 (2002), No. 2, p237 ~ 245. (in Japanese)
- 15) T. Nakamura and K. Hiraoka: GMA Welding Process with Synchronized Control of Current Waveform and Wire Feed Rate, Quar. J. JWS, Vol. 20 (2002), No. 2, p246 ~ 258. (in Japanese)
- 16) S. Tsukamoto, I. Kawaguchi, G. Arakane, T. Kamata and K. Maekawa: Suppression of Welding Defects in Deep Penetration CO₂ Laser welding, Proc. ICALEO 2000, Vol. 89 (2000), C7 ~ 15.
- 17) S. Tsukamoto, I. Kawaguchi, G. Arakane and H. Honda: Development of High Power CO₂ Laser Welding Process, Sci. & Technol. Weld. & Joining, Vol. 6 (2001), p363 ~ 367.
- 18) S. Tsukamoto, I. Kawaguchi, G. Arakane and H. Honda: Suppression of Porosity Using Pulse Modulation of Laser Power in 20 kW CO₂ Laser Welding, Proc. ICALEO 2001 (2001), p400 ~ 408.
- 19) M. Umemoto and I. Tamura: Grain Size Measurements and Related Equations, Heat Treatment, Vol. 24, No. 6, p334 ~ 338. (in Japanese)
- 20) H. Ikawa, S. Shin, H. Oshige, S. Yamane and K. Yamanaka: Study on the Grain Growth in Weld-Heat Affected Zone (Report 2), J. JWS, Vol. 42, No. 8 (1973), p62 ~ 69. (in Japanese)