

## 技術論文

## 高張力鋼への YAG レーザ-TIG ハイブリッド溶接の適用

水戸岡 豊\*, 村上 浩二\*, 日野 実\*, 五百川 晴義\*\*,  
小野 裕行\*\*, 後藤 宏\*\*, 片山 聖二\*\*\*

Application of YAG Laser-TIG Hybrid Welding to High Strength Steel Sheets

MITOOKA Yutaka, MURAKAMI Koji, HINO Makoto, IOGAWA Haruyoshi,  
ONO Hiroyuki, GOTO Hiroshi and KATAYAMA Seiji

\*岡山県工業技術センター (〒701-1296 岡山県岡山市芳賀 5301)

\*\*株式会社アステア (〒719-1134 岡山県総社市真壁 1597)

\*\*\*大阪大学接合科学研究所 (〒567-0047 大阪府茨木市美穂ヶ丘 11-1)  
yutaka\_mitooka@pref.okayama.lg.jp

(原稿受付 2005 年 12 月 7 日)

Hybrid welding with a laser beam and an arc has been receiving considerable attention recently. In automotive applications, high strength steels replace conventional low carbon or mild steels. As for laser-arc hybrid welding, there are many advantageous examples reported for aluminum alloys, but there are a few reports for high strength steels. In this paper, therefore, a feasibility of application of YAG laser-TIG hybrid welding to joining of high strength steel sheets was investigated. The production speed in the laser-arc hybrid welding was more than twice higher than that in the laser welding. Furthermore, the heat-affected zones in hybrid welding was could be narrowed in compared with those in conventional arc welding.

**Key words:** hybrid welding, laser welding, high strength steel sheet, microstructure, hardness

## 1. 緒 言

近年, 自動車産業を中心にレーザー溶接が盛んに適用されている<sup>1)</sup>. 特に, YAG レーザは, ファイバーによるビーム伝送が可能のため, ロボットによって容易に自動化ができ, 3 次元複雑形状に対しても対応できるというメリットがある. 最近, このレーザー溶接にアーク溶接を併用したハイブリッド溶接が注目されている<sup>2)</sup>. そのメリットとしては, 溶込み深さの増大, 溶接突合せ面の精度およびミスアライメント裕度の緩和, 溶接速度の高速化などがあげられる.

一方, 大気汚染や温暖化に伴う異常気象などの環境破壊が地球規模で広がりつつある中, 1997 年, 京都議定書が採択され, 日本および EU では, 各産業で温室効果ガスの削減が推進されており, 特に自動車を中心とした輸送機器関連では, 燃費向上を目的とした車両の軽量化が重要な課題となっている. 自動車用板金加工部品についても, 従来, 加工性に優れた軟鋼板が用いられていたが, 軽量化を図るために, 高張力鋼板によるロール成形品が適用されつつある. ロール成形品では, 曲げ加工後, 合わせ面の溶接が必要で, 製品の生産能力は溶接速度に依存する. レーザとアークとのハイブリッド溶接は, 溶接速度の高速化に対して有用であることはよく知られており, これまでアルミニウム材料への検討例<sup>2), 3)</sup>は多いが, 高張力鋼に対する検討例は少ない<sup>4), 5)</sup>.

そこで, 本研究では, 高張力鋼板ロール成形品の溶接速度の高速化を目的とし, 780 MPa 級高張力鋼を R 加工した後, 合わせ部に対して YAG レーザ-TIG ハイブリッド溶接を行い, 溶接速度および溶接性に及ぼすハイブリッド化の影響を検討した.

## 2. 使用材料および実験方法

用いた供試体は, 高張力鋼製(板厚 1.6 mm)ロール成型品であり, その断面形状の模式図を Fig. 1 に示す. そして, 使用鋼板の化学組成および機械的性質をそれぞれ Table 1 および Table 2 に示す. 引張強度は 800 MPa 程度である.

本実験でのハイブリッド溶接用熱源としては, YAG レーザ装置(ルモニクス社製 MW4000; 最大出力: 4 kW)と TIG 溶接機(ダイヘン製 AVP-300; 最大電流: 300 A)を用いた. YAG レーザ-TIG ハイブリッド溶接の状況を Fig. 2 に示し, ハイブリッド溶接の概略図を Fig. 3 に示す. 本実験では熱源を固定し, 供試体を移動させ溶接を行っている. 用いた溶接条件を Table 3 に示す. レーザが先行する場合を YAG-TIG 溶接と呼び, TIG が先行する場合を TIG-YAG 溶接と呼んで区別した. ここで, 試料表面におけるレーザー-TIG 電極間距離を  $d$  としたが,  $d$  を 5 mm としたとき, 合わせ部において, レーザビームと TIG 電極の狙い位置が重なるようになる.

溶接後, ビード部の外観観察, 光学顕微鏡によるビード部の断面観察, 硬さ分布測定および冷陰極電界放出走査型電子顕微鏡(以下 FE-SEM)による組織観察を行った. なお, 硬さ測定は, マイクロピッカース硬度計(Akashi 製 HM114)を用いて, 試験荷重 0.1 kgf, 負荷時間 10 s で行った.

Table 1 Composition of base metal [mass%]

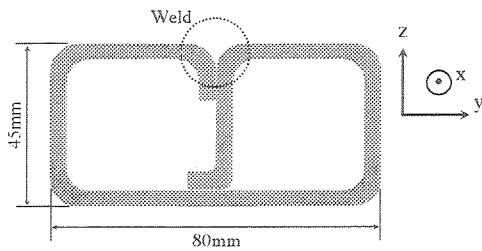
C	Si	Mn	P	S
0.08	0.70	1.61	0.008	0.002

**Table 2** Mechanical properties of base metal

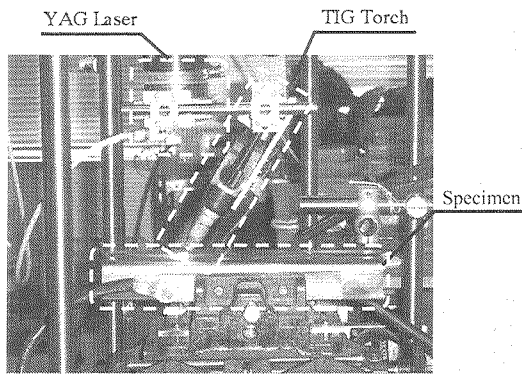
Yield point	Tensile strength	Elongation
498 N/mm <sup>2</sup>	804 N/mm <sup>2</sup>	19 %

**Table 3** Experimental conditions of hybrid welding

Laser	Power, P <sub>l</sub>	2.7 kW
	Defocus distance, f <sub>d</sub>	0 mm
TIG	TIG current, I <sub>a</sub>	300 A
	Torch angle, .	55°
	Gas flow rate, R <sub>g</sub>	Ar : 30 l/min
Welding speed, V		1~7 m/min
Welding direction		YAG is leading : YAG-TIG TIG is leading : TIG-YAG
YAG-TIG distance, d		5 mm



**Fig. 1** Specimen

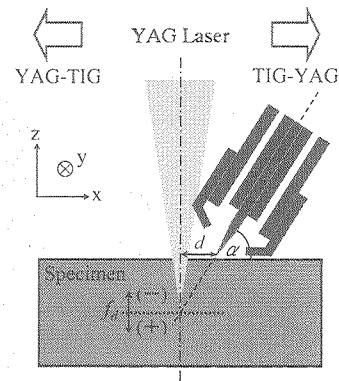


**Fig. 2** Appearance of hybrid welding

**3. 実験結果**

**3.1 ビード外観およびスパッタの発生**

レーザ溶接またはハイブリッド溶接を各種条件下で行った。各溶接ビード部の外観を Fig. 4 に示す。レーザ単独溶接では、走査速度が 3 m/min までは良好なビードが形成され、その際、溶接時のスパッタ発生は認められなかった。また、それよりも走査速度が速い場合にはビードは形成されなかった。一方、レーザ-TIG ハイブリッド化により、溶接方向にかかわらず、走査速度が 7 m/min までビードが形成され、溶接速度の高速化に対してハイブリッドの効果認められる。しかし、溶接方向によって溶接時に発生するスパッタおよび得られる溶接ビードが大きく異なった。レーザ先行の YAG-TIG 溶接の場合、レーザ単独溶接の場合と同様にスパッタは発生せず、良好な溶接ビードが得られた。それに対して、TIG 先行の TIG-YAG 溶接では、走査速度にかかわらず、溶接時には激しくスパッタが発生し、それに対応した不均一な溶接ビードが形成された。このように溶接ビード外観は、同一条件であるにもかかわらず、レーザ先行と TIG 先行では大きく異なり、レーザ先行の YAG-TIG 溶接の方が発生するスパッタを抑制でき、良好な溶接ビード外観が得られることがわかった。



**Fig. 3** Schematic illustration of hybrid welding

	1 m/min	3 m/min	5 m/min	7 m/min
Laser				No data
YAG-TIG	No data			
TIG-YAG	No data			

**Fig. 4** Bead appearance welded by various welding condition

2 mm

3.2 断面マクロ観察

各種条件下で行ったレーザー溶接およびハイブリッド溶接の断面マクロ写真を Fig. 5 に示す。レーザー単独溶接について、走査速度が 3 m/min までは溶接部が得られるが、それよりも走査速度が速い場合には全く溶込みを得ることはできなかった。一方、レーザーに TIG をハイブリッド化させた場合、溶接方向にかかわらず、走査速度が 7 m/min まで溶込みが得られ、ハイブリッドの効果が認められる。しかし、溶接方向によって得られる溶込み形状は異なり、TIG-YAG 溶接では、写真に示されるような不均一な溶込みが観察される。前節で既述したが、TIG-YAG 溶接では溶接時に激しくスパッタが発生し、それを裏付けるように一部が吹き飛ばされた溶込みが認められる。それに対してレーザーを先行させた YAG-TIG 溶接の場合、レーザー単独の場合と同様に良好な溶込みが得られた。また、YAG-TIG 溶接で走査速度が 3 m/min とレーザー単独溶接で走査速度が 1 m/min ならびに YAG-TIG 溶接が 5 m/min とレーザー単独溶

接で走査速度が 3 m/min を比較した場合、両者ともにほぼ同じ溶込みが得られ、YAG-TIG ハイブリッドによる溶接速度の高速化が可能になっている。さらにレーザー単独溶接および YAG-TIG 溶接の溶込みを比較した場合、YAG-TIG 溶接では、鋼板の合わせ面のほぼ中央に溶込みが形成されているのに対して、レーザー単独溶接では、中央部からずれた部分に溶込みが形成されている。このように YAG-TIG 溶接は、突合せ部でのミスアライメント裕度についても有効に作用することが確認される。

次に、熱影響部について、レーザー単独およびハイブリッド溶接ともに、走査速度が遅い場合には鋼板の板厚全体まで達するが、高速化に伴い減少した。なお、ハイブリッド溶接について、同じ走査速度で比較した場合、レーザー先行と TIG 先行では、熱影響部の領域に大きな差は認められなかった。

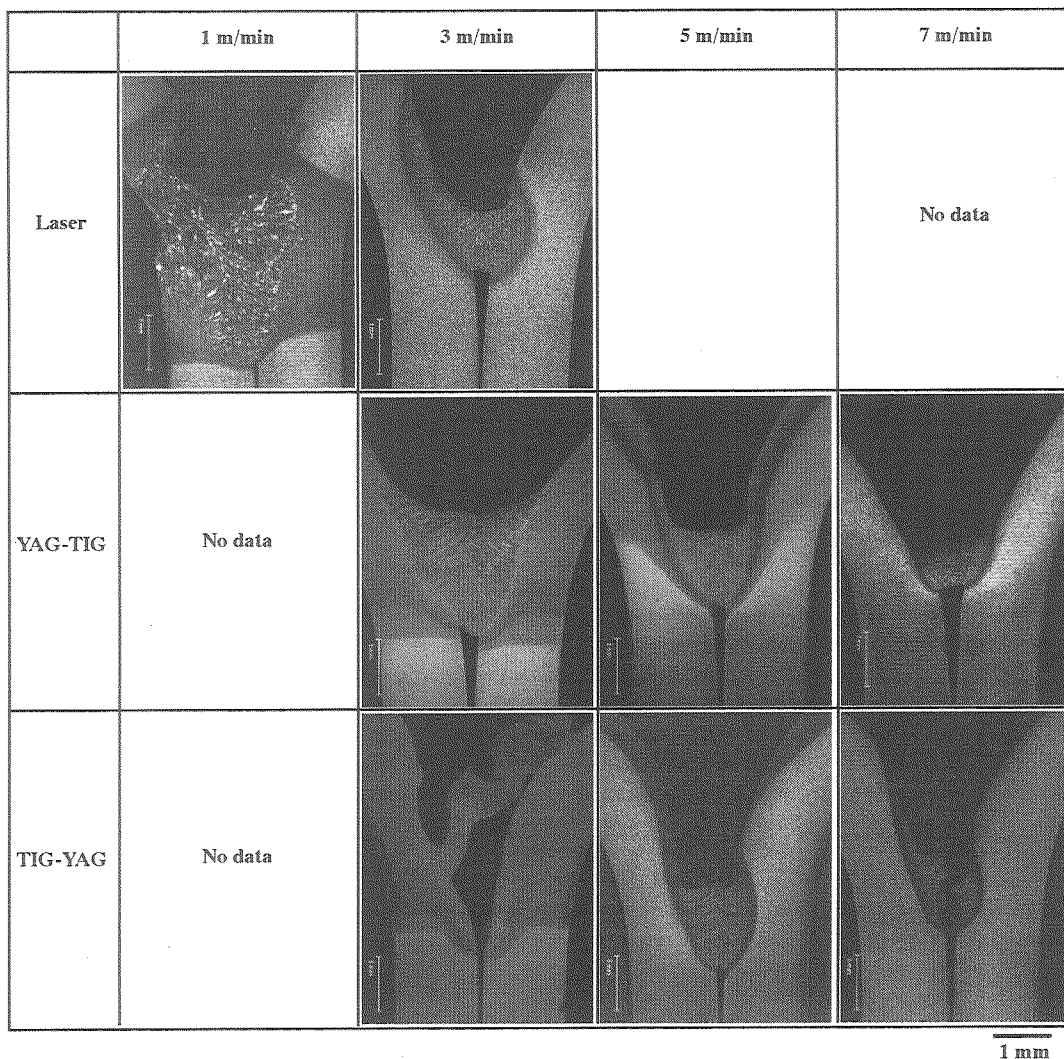


Fig. 5 Cross sections of beads welded by various welding condition

3.3 溶接部の硬さ分布

各種条件下で得られた溶接部の断面において硬さを測定した。その硬さ測定結果をビード中心部からの距離と硬さの関係で Fig. 6 に示す。

今回、レーザ単独およびハイブリッド溶接との比較のため、CO<sub>2</sub> アーク溶接 (溶接速度 2 m/min) を行った。Fig. 6(a) に CO<sub>2</sub> アーク溶接における硬さ分布を示す。溶接ビード部および熱影響部の硬さ Hv は、200~260 であり、母材の平均硬さ 290 と比較し、低下した。

レーザ単独溶接では、走査速度が 1 m/min の場合 (Fig. 6(b)), 硬さ分布に大きな変化はなく、CO<sub>2</sub> アーク溶接の際に見られた熱影響部での軟化は認められなかった。一方、走査速度が 3 m/min の場合 (Fig. 6(c)), ビード部の硬さは Hv=350~400 へと上昇し、母材と比較し、Hv=100 程度硬化した。この硬化は、焼入れによるもので、図には示していないが、走査速度が速くなるに従って、溶接ビード部の硬さは上昇する。これについては走査速度が速い場合には入熱量が抑制され、冷却速度が速くなり、焼入れによるマルテンサイト量が増大し、そのため硬さが上昇したと思われる。さらに、熱影響部(1)において、硬さが急激に低下し、熱影響部(2)では母材よりも Hv=50 程度軟化した後、母材の硬さに至った。

次に、レーザ先行 YAG-TIG 溶接では、走査速度が 3 m/min の場合 (Fig. 6(d)), 硬さの変化は緩やかで、レーザ単独で走査速度が 1 m/min のそれとほぼ同様であった。また、走査速度を 7 m/min と速くした場合 (Fig. 6(e)), ビード部の硬さは 400Hv を上回る硬化領域が形成され、熱影響部(1)で硬さが低下し、熱影響部(2)では母材の硬さよりも若干低下し、母材に至った。

ここで、レーザ単独で走査速度が 3 m/min の硬さ分布と YAG-TIG 溶接で走査速度が 7 m/min のそれを比較すると、ビード部での硬さ分布および熱影響部(1)の硬さが低下す

る遷移層に差異が認められる。この差異は測定間隔を小さくすることでよく確認できる。レーザ単独では、ビードの硬さは各部位でバラツキはあるものの、大きな変化は認められず、熱影響部(2)の硬さへと急激に低下している。YAG レーザによる表面焼入れにおいても同様に急激な硬さ低下が認められており、これは高密度なレーザ熱源による急速加熱・急冷に起因する<sup>6)</sup>。一方、ハイブリッド溶接では、ビード部の硬さは中心部から徐々に低下し、熱影響部(2)の硬さへと移行しており、レーザ単独の際に見られた急激な硬さの低下は認められない。このようにハイブリッド溶接では入熱量を制御することが可能なため、溶接部での緩やかな硬さの変化を実現することが可能となる。

3.4 断面マイクロ観察

各種条件下で溶接を行った溶接部断面の FE-SEM 写真を Fig. 7 に示す。

母材 (Fig. 7(1)) は、フェライトの粒界部にマルテンサイトを分散させた複合組織であるのに対し、CO<sub>2</sub> アーク溶接を行った熱影響部 (Fig. 7(2)) は、母材よりも微細なフェライトとマルテンサイトが焼なまされた組織が観察される。

次に、レーザ先行ハイブリッド溶接について、走査速度が 3 m/min の場合、ビード部 (Fig. 7(3)) では、ラス状マルテンサイトと一部ベイナイトが、熱影響部では、ビード部に近い箇所 (Fig. 7(4)) で、フェライトとベイナイトが、ビード部から遠い箇所 (Fig. 7(5)) で、フェライト、焼きまされたマルテンサイトおよびベイナイトが観察される。また、走査速度が 7 m/min について、ビード部 (Fig. 7(6)) では、Fig. 7(3) よりも微細なラス状マルテンサイトが観察される。さらに熱影響部では、HAZ(1) (Fig. 7(7)) において、フェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトが、HAZ(2) (Fig. 7(8)) において、母材よりも粗大なフェライトと焼きまされたマルテンサイトが観察される。

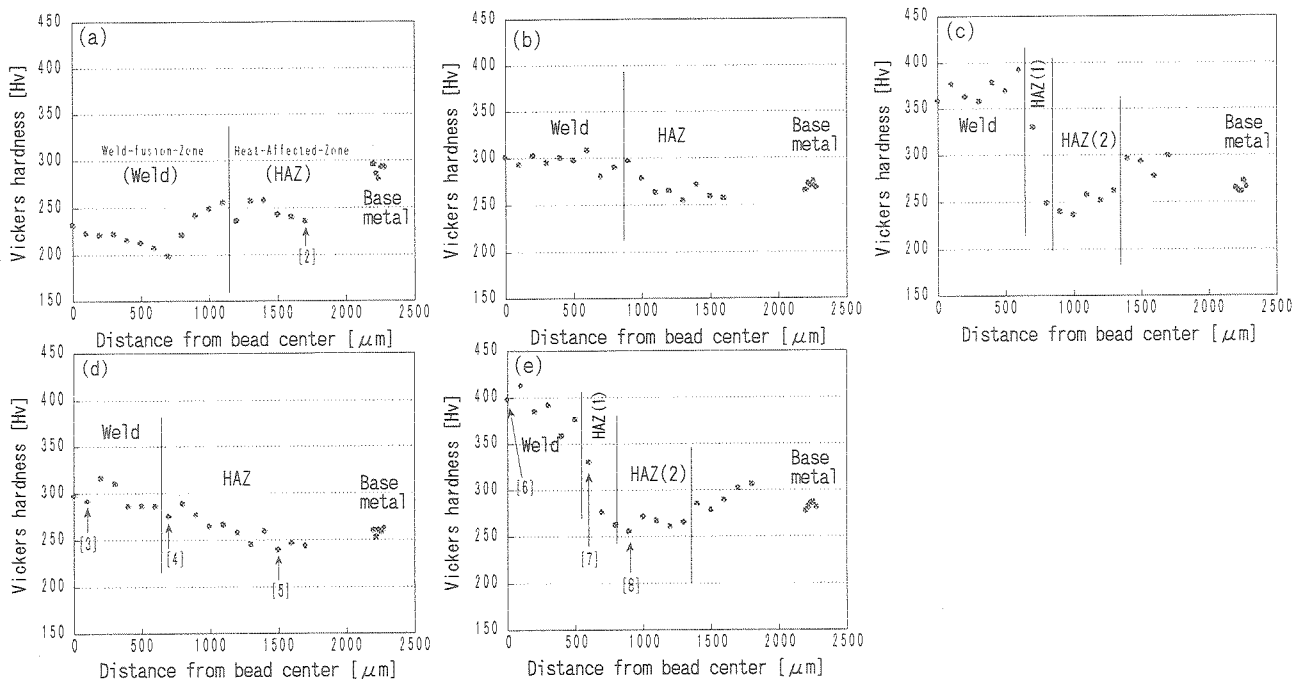


Fig. 6 Hardness distribution of weld by various welding condition

(a) CO<sub>2</sub> arc welding: 2 m/min. (b) Laser welding: 1 m/min. (c) Laser welding: 3 m/min. (d) YAG-TIG welding: 3 m/min. (e) YAG-TIG welding: 7 m/min

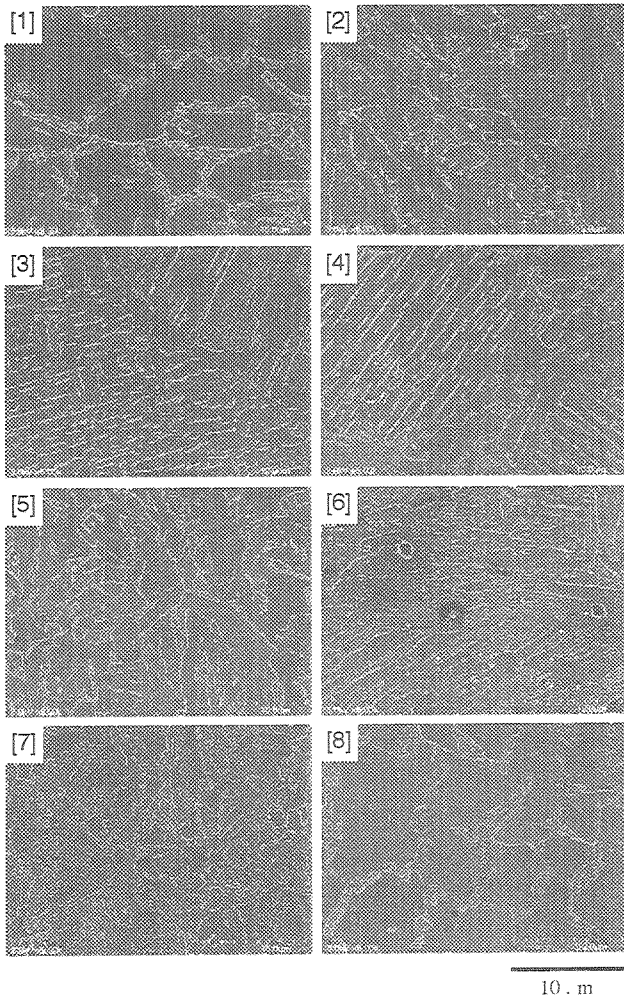


Fig. 7 Cross-sectional secondary electron micrograph obtained at the points indicated in Fig. 6

- [1] Base metals (Hv=290). [2] CO<sub>2</sub> arc welding: Bead (Hv=240).  
 [3] YAG-TIG3 m/min: Bead (Hv=291).  
 [4] YAG-TIG3 m/min: HAZ (Hv=276).  
 [5] YAG-TIG3 m/min: HAZ (Hv=239).  
 [6] YAG-TIG7 m/min: Bead (Hv=398).  
 [7] YAG-TIG7 m/min: HAZ(1) (Hv=330).  
 [8] YAG-TIG7 m/min: HAZ(2) (Hv=255)

#### 4. 考 察

##### 4.1 ビード外観およびスパッタに及ぼす熱源配置の影響

CO<sub>2</sub> レーザと TIG アーク(プラズマ)とのハイブリッド溶接では、レーザのエネルギーがアークプラズマに吸収されたり、アークプラズマがレーザビームに誘引されたりするなどの影響を受けるため、CO<sub>2</sub> レーザ-TIG 電極間距離  $d$  を大きくし、その影響を回避する必要がある。そのため、この組み合わせでは、ハイブリッドの複合効果は小さくなる<sup>7)</sup>。

一方、YAG レーザ(波長 1.06 μm)は、CO<sub>2</sub> レーザ(波長 10.6 μm)よりも波長が短く、電子密度  $N_e$  が同じプラズマに対しては吸収係数が 1/100 と極めて小さいことから、プラズマの影響を無視できることが知られている<sup>8)</sup>。そのため、YAG レーザは、ハイブリッド溶接時にプラズマの影響を受けにくく、YAG レーザ-TIG 電極間距離  $d$  を CO<sub>2</sub>

レーザよりも接近させることができ、ハイブリッドの複合効果を得やすい。

今回、レーザ単独による溶接では、スパッタの発生が認められなかった。一般に、パワー密度の大きいレーザによるビード・オン・プレート溶接ではキーホールが形成され、条件によっては大きなブルームが発生し、それに伴ってキーホール口から融液が吹き上がり、一部がスパッタとなる。しかし、スパッタが発生しない要因としては、合わせ部の溶接で接合部が貫通しているという供試体の構造が影響している。

一方、レーザ-TIG ハイブリッド化では、同一条件下であっても、溶接方向によってスパッタの発生状況は異なっており、レーザ先行では、レーザ単独と同様にスパッタが発生しないが、TIG 先行の場合では激しくスパッタが発生した。この要因としては、YAG レーザおよび TIG 熱源の配置が影響していると推測できる。熱源配置によるアークと溶融池の違いおよびシールドガスの流れを模式図的に Fig. 8 に示す。TIG 先行では、Fig. 8(a)のようにアークおよび溶融池は  $x$  方向に広がる。同時にアークは不安定となり、溶融池は電極から遠のく<sup>8)</sup>。レーザはその溶融池に照射され、溶融池は拡大する。その際、シールドガスは直接、溶融池に吹付けられ、その結果、スパッタが発生し、溶接ビードが不均一となったものと思われる。

次に、レーザ先行では、Fig. 8(b)のようにアークおよび溶融池の  $x$  方向への拡がり減少すると同時にアークは安定し、溶融池は電極に近づく<sup>9)</sup>。レーザはその溶融池に照射され、溶融池を拡大させるが、その際、TIG 先行と比較し、溶融池はシールドガスの後方へと移動するため、ガスの吹付けの影響を受けにくくなり、そのためレーザ単独と同様にスパッタが発生せず、良好な溶接ビードが得られたものと推測される。

なお、前述のとおり、YAG レーザは CO<sub>2</sub> レーザよりも電極間距離  $d$  を接近させ、ハイブリッドの複合効果を得やすいが、本実験で明らかのように TIG 電極の配置によってはシールドガスの影響により激しくスパッタが発生する場合もある。そのため YAG レーザ-TIG ハイブリッド化においても電極間距離  $d$  を含めた熱源の配置には十分な配慮が必要である。

##### 4.2 硬さとミクロ組織

高張力鋼の熱影響部の最高硬さに及ぼす合金元素の影響に関連する炭素当量が次式で与えられる<sup>10)</sup>。

$$C_{eq} = C + \frac{1}{6} Mn + \frac{1}{24} Si + \frac{1}{40} Ni + \frac{1}{5} Cr + \frac{1}{4} Mo$$

この式は、Mn が Mo, Cr に次いで焼入れ性を高めることを示し、本実験の供試体は、Mn 量が 1.61 mass% と多く、上述の式による炭素当量は 0.38 となり、そのため焼入れ性が比較的高く、焼入れをとまなう組織および硬さの変化を防ぐには入熱量と冷却過程の制御が重要である。

ここで、レーザ溶接による組織の形成と硬さの変動について、高張力鋼の連続冷却変態図<sup>11)</sup>から考察する。ビード部は、レーザ照射により A<sub>3</sub> 線以上の温度に急速加熱され、

5. 結 言

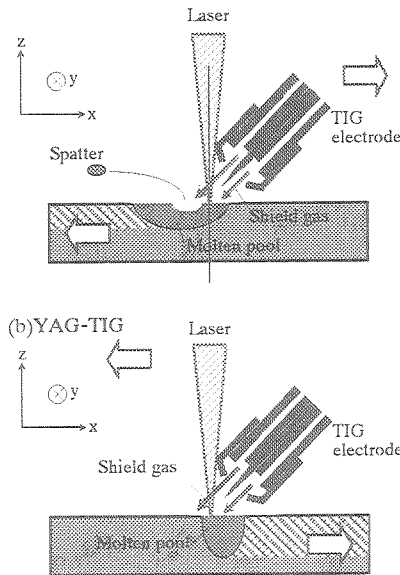


Fig. 8 Schematic illustration of arc and molten pool

カーボンが均一に固溶したオーステナイトになった後、急速な自己冷却によってマルテンサイト変態を生じ、形成されたものと思われる。先にも述べたが、このとき、走査速度が速ければ、入熱量が抑制され、冷却速度が速くなるため、マルテンサイト量が増大し、それによって硬さが上昇する。熱影響部については、レーザ照射により、 $A_1$  線と  $A_3$  線との間、もしくは一部は  $A_3$  線以上の温度領域に加熱されたと考えられる。 $A_3$  線以上の温度に加熱された部分は、ビード部同様の変態が生じ、 $A_1$  線と  $A_3$  線との間の温度領域に加熱された部分は、パーライト部のみがオーステナイトとなり、初析フェライトは変化せず、その後、自己冷却により、パーライト部のみがマルテンサイト、ベイナイトおよびパーライトになったと思われる。このとき、走査速度が速ければ、入熱量の減少とともに、熱源密度が増加し、熱影響部は狭くなる。

つまり、マイクロ組織と硬さは、到達温度、保持時間および冷却速度で決定される。そのため、YAGレーザにTIGをハイブリッドさせることで、アークもしくはレーザ単独よりも、入熱量と熱源密度の両者を制御することができる。例えば、入熱量を大きくすることでビード部の硬さの急激な変化を緩やかな変化に変え、また、熱源密度を高めることで熱影響領域を減少させることも可能になる。

以上、YAGレーザ-TIGハイブリッド溶接では、アークもしくはレーザ単独よりも、自由度が増し、高張力鋼などの焼入れ感受性の高い鋼に対してマイクロ組織および硬さの制御可能なプロセスが構築できる。

R加工を施した高張力鋼の合わせ部に対してYAGレーザ-TIGハイブリッド溶接を行い、溶接速度および溶接性に及ぼすハイブリッド化の影響を検討した結果、以下の結論を得た。

- (1) YAGレーザにTIGをハイブリッド化させることで、レーザ単独よりも2倍以上速い溶接速度が得られた。また、ミスアライメント裕度の有効性についても確認できた。
- (2) YAGレーザ-TIGハイブリッドでは、スパッタの発生状況および溶接性がレーザ先行とTIG先行で異なった。これは、TIG電極の配置によるシールドガスに起因すると推測され、ハイブリッド溶接では、熱源配置とシールドガスの流れを十分に考慮する必要がある。
- (3) YAGレーザ-TIGハイブリッドでは、アークあるいはレーザ単独と比較し、入熱量および熱源密度の両者の制御ができる。そのため自由度も増し、高張力鋼などの焼入れ感受性の高い鋼に対して組織および硬さの制御が可能になる。

参考文献

- 1) 窪田恵一, 石野寿則, 戸川拓哉, 森田浩之, 鈴木良和, 沖野圭司, 武中浩朗, 鷲尾邦彦, 山根毅司.: 2kW~10kW 高出力 CW 励起 YAG レーザ, Journal of Japan Laser Processing Society. 7-1 (2000). 5.
- 2) Satoru Uchiumi, Jing-bo WANG, Masami Mizutani, Toshinori Hongu, Kouji Fujii, Seiji Katayama.: Penetration and Phenomena in YAG Laser-MIG Hybrid Welding of Aluminum Alloy. Proceedings of the 62th Laser Materials Processing Conference. (2004). 10.
- 3) 江口法孝.: レーザ・アークハイブリッド溶接のアルミニウム合金への適用, Welding Technology. 51, (2003-7), 79-83.
- 4) Masato Uchihara, Masanori Yasuyama, Kiyoyuki Fukui.: Laser-Arc Hybrid Welding of Automotive High Strength Steel Sheets. Proceedings of the 62th Laser Materials Processing Conference. (2004). 29-36.
- 5) Moriaki Ono, Yukio Shimbo, Akihide Yoshitake, Masanori Ohmura.: Quarterly Journal of The Japan Welding Society. 21-4. (2003). 515-521.
- 6) Makoto Hino, Yasuhiko Kayano, Ana Keiko Yasuoka, Minoru Hiramatsu, Koichi Akiyama.: Journal of The surface Finishing Society of Japan. 45. (1994). 383-387.
- 7) Moriaki Ono, Yukio Shimbo, Akihide Yoshitake, Masanori Ohmura.: Development of Laser-arc Hybrid Welding. NKK Technical Report. 176. (2002). 70-74.
- 8) Takeji Arai, Muneharu Kutsuna, Isamu Miyamoto.: レーザ溶接加工. Mashinist Publishing.co., 8.
- 9) Yasuaki Naito, Masami Mizutani, Seiji Katayama.: Observation of Keyhole Behavior and Melt Flows during Laser-Arc Hybrid Welding. proc. of ICALEO 2003.
- 10) Electric Furnace Steel Form.: 特殊鋼便覧. 3-19.
- 11) Electric Furnace Steel Form.: 特殊鋼便覧. 3-20.