

レーザ合金化による低炭素鋼の局所的な表面硬化法

Local Surface Hardening of Low Carbon Steels by Laser Alloying

山口 拓人* 萩野 秀樹* 武村 守**

Takuto Yamaguchi Hideki Hagino Mamoru Takemura

(2012 年 6 月 27 日 受理)

Laser alloying using graphite powder was conducted to increase the surface hardness of low carbon steel. The relation between a laser-irradiated condition and microstructure of the alloyed zone was studied. An alloyed zone with 0.4 mm thickness and 800 HV hardness and no defect was obtained using an optimum laser irradiated condition. Investigation of the cause of porosity in an alloyed zone revealed that the occurrence of porosity was affected by the oxygen content of the base material. The laser alloyed zone, with 4.0 mm width, was obtained by laser heat-treatment using a computer generated hologram (CGH) after multiple laser alloying treatments. This laser alloyed zone exhibited superior wear resistance to that of the base metal.

Key Words: high power diode laser, laser alloying, low carbon steel, carburizing, microstructure

1. はじめに

レーザ合金化とは、レーザ照射によって基材表面を局所的に溶融し、溶融領域に他の元素を混合させることで基材の表面に新たな特性を付与する手法である¹⁾。

本研究では延性や溶接性に優れた低炭素鋼を対象として、レーザ合金化によって炭素を表面に添加し、中～高炭素鋼並みの硬さ・耐摩耗性を有する合金層を局所的に形成させる手法を試みた。鉄鋼材料の表面硬化法の代表として浸炭が挙げられるが、これは固相における処理法であり、十分な硬化深さを得るには長時間を必要とする。これに対して本研究で検討した手法は母材を部分的に溶融させるプロセスであるため、局所的に浸炭とほぼ同等の硬化層が短時間で得られることを特徴としている。

鋼の表面にレーザを用いて炭素を供給する手法については、これまでに炭酸ガスレーザ^{2,3)}や、YAG レー

ザ⁴⁾を用いた事例が報告されている。いずれの報告においても、炭素濃度の高い合金層が表面に形成され、母材よりも硬さが上昇することが確認されている。しかし浸炭に比べて十分な硬さが得られない場合や、脆化によって割れが発生する場合があることも指摘されている^{2,4)}。また、急速に溶融凝固させるプロセスであるため、合金層に気孔を含む場合も多いことが報告されている^{2,4)}。

本研究では主に合金層のミクロ組織に着目し、炭素供給量やレーザ照射条件との関係を系統的に調査した。また、合金層の幅を広げるため、レーザ照射位置を変えながら複数回レーザ合金化処理を行った後、回折型光学素子 (CGH)⁵⁾を用いてレーザ焼入れを行う手法についても検討した。その結果、母材よりも優れた耐摩耗性を持つ無欠陥で均一な合金層を形成させることができたので報告する。

2. 実験方法

母材は低炭素鋼 S15CK を用いた。S15CK の化学組

* 加工成形科

** 金属材料科

成を Table1 に示す。また、より安価な材料として市販の軟鋼 (SS400) も併用した。母材の表面に粒径約 5 μm の黒鉛粉末をエタノールでペースト状にして塗布し、乾燥させた後レーザ光を照射することで合金層を形成させた。塗布する箇所には、あらかじめ溝加工を施しておき、溝深さを変えることで塗布するペーストの厚みを制御し、供給する炭素量を調整した。

使用したレーザは最大出力 1 kW の高出力半導体レーザ (Laserline 社製 LDL160-1000) であり、レーザ光はコア径 1 mm の光ファイバにより伝送され、スポット径 1 mm で試料に照射しながらレーザ光を移動させた。レーザ照射部は、大気による酸化を防止するため、アルゴンガスによるシールドを行った。アルゴンガスは口径 6.4mm のサイドノズルを用いて、レーザ光移動方向に対して前方から流量 30 l/min で供給した。Fig. 1 に本実験の模式図を、Table 2 に使用したレーザ照射条件を示す。得られた合金層の評価は、断面組織観察と硬さ測定により行った。断面観察は、切断した試料を樹脂に埋め込み、湿式研磨により鏡面仕上げを行った後、3% ナイタルを用いて組織を現出し、光学顕微鏡および走査電子顕微鏡により観察を行った。硬さはマイクロビッカース硬度計を用い、試験荷重 2.94N で測定した。

Table 1 Chemical composition of substrate (mass%).

	C	Si	Mn	P	S
S15CK	0.13	0.27	0.44	0.007	0.006

Table 2 Laser alloying conditions.

Laser power	720W
Spot diameter	1mm
Traverse speed	1mm/s~10mm/s
Graphite paste thickness	0.1mm~0.5mm
Shield gas	Ar (30l/min)

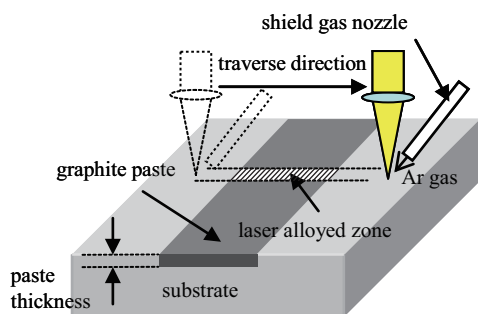


Fig. 1 Schematic diagram of laser alloying.

3. 実験結果と考察

3.1 合金層の断面観察および硬さ測定結果

Fig.2 にレーザ合金化後の断面マクロ写真の一例を示す。レーザ光の送り方向は紙面垂直方向であり、レーザ照射後には図に示すようにレーザ照射部以外の領域に黒鉛ペーストが残存していたが、観察に先立って残存したペーストは除去した。図中に示す半円状の領域が、レーザ照射によって溶融した母材と塗布した黒鉛が混合して生成した合金層である。合金層周囲の白く見える領域は、溶融温度には達していないが、レーザ照射時の熱影響によってマルテンサイト変態を起こした領域であり、母材 (フェライト/パーライト組織) とは組織が異なるためにコントラストの違いが現れている。

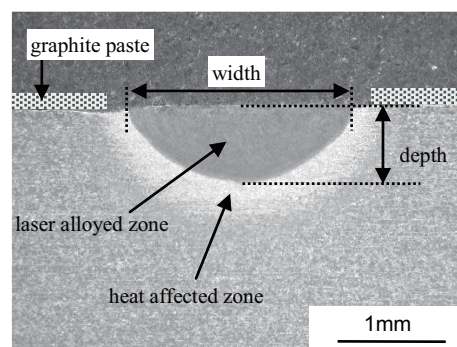


Fig. 2 Cross section of laser alloyed zone.
(paste thickness 0.25 mm, traverse speed 2 mm/s)

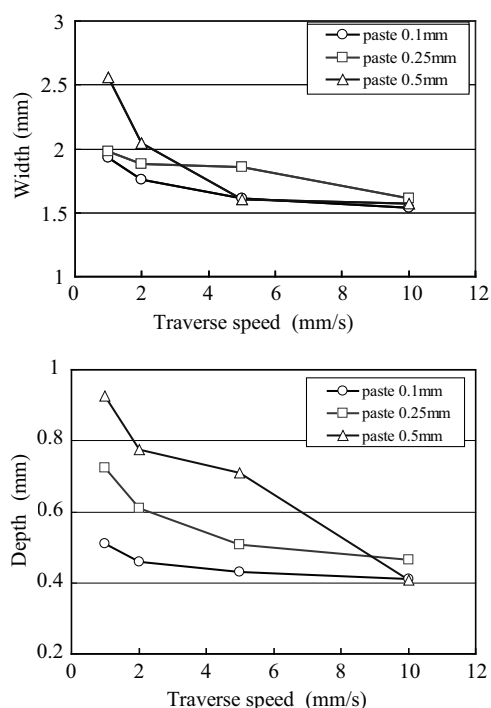


Fig. 3 Relation between size of laser alloyed zone and traverse speed.

レーザ送り速度と黒鉛ペーストの厚みをパラメータとし、合金層の幅と深さの変化を調べた結果を Fig. 3 に示す。得られた合金層の幅は 1.5 ～ 2.5 mm の範囲であり、深さは 0.4 ～ 0.9 mm の範囲であったが、ともに、レーザ送り速度の増加に伴って減少していることが確認できる。これはレーザ送り速度が大きい方が、入熱量が小さく、溶融領域が小さくなるためと考えられる。黒鉛ペーストの厚さを増すと、合金層の幅および深さが大きくなる傾向が見られた。これは炭素濃度の増加とともに凝固点が低下するため、凝固完了までの時間が長くなり、固液界面における母材の溶解反応が進行し、幅・深さともに大きくなったと考えられる。

光学顕微鏡および走査電子顕微鏡観察の結果から、合金層のミクロ組織は、黒鉛ペーストの厚みやレーザ送り速度によって変化することがわかった。本研究で得られたミクロ組織の写真を Fig. 4(a)～(d) に、得られたミクロ組織をレーザ送り速度と黒鉛供給量によ

て分類した図を Fig. 5 に示す。Fig. 4(a) は一般的な炭素鋼の焼入れ組織であるラスマルテンサイト組織であり、Fig. 4(b) はレンズマルテンサイトと残留オーステナイト (写真中の白く見える領域) の混合組織である。炭素鋼のマルテンサイトは炭素量に応じてその形態が変化し、約 0.8 mass% を境にそれ以下でラス状、それ以上でレンズ状となることが知られている⁶⁾。このため、Fig. 4(a) よりも Fig. 4(b) の条件のほうが炭素量の多い合金層であることがわかる。Fig. 4(c) では、デンドライト状のオーステナイトやレンズマルテンサイト、ラメラ状の組織が観察される。これは、液相からの凝固時に初晶として生成したオーステナイトがデンドライト状に成長し、残りの液相部分がラメラ状のオーステナイトとセメンタイトに共晶凝固してこのような組織が形成されたものと考えられる。Fig. 4(d) では、ほぼ全面が共晶凝固で生成したラメラ状組織であり、一部に粗大なセメンタイトも観察された。

Fig. 4 の写真で示した組織 (a) ～ (d) が得られた条件での合金層について、断面の硬さ分布を試料表面から深さ方向に測定した。その結果を Fig. 6 に示す。いずれの条件でも硬さは母材より上昇している。(a) においては 0.4 mm の深さまで約 800 HV の硬さを維持しており、通常の浸炭層の硬さに匹敵する値となっている。一方、(b) や (c) の条件では、炭素濃度は高くなっているものの、軟質な残留オーステナイトを多く含むため (a) よりも硬さは小さくなっている。(d) においては、硬質なセメンタイトが多量に存在するため、合金層は 1000 HV を超える硬さとなっているが、粗大な炭化物の存在による脆化が懸念される。本研究で目標とする浸炭の代替プロセスとしては、(a) の組織が得られる条件で処理を行うことが重要である。

3.2 合金層内の気孔形成におよぼす母材の影響

S15CK に対しては浸炭と同等の硬化層を形成させることができたが、より安価な材料として市販の軟鋼

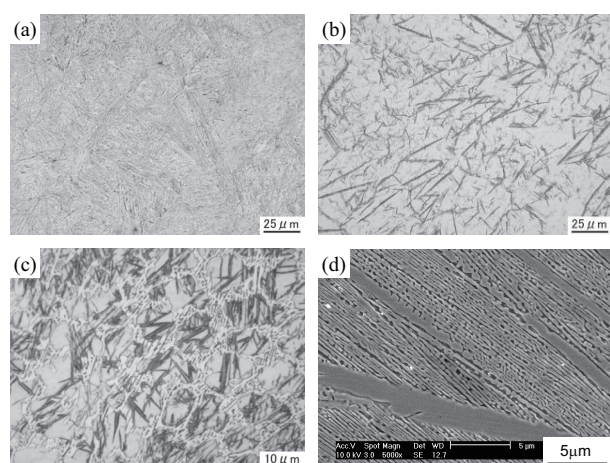


Fig. 4 Microstructures of laser alloyed zone.

- (a) traverse speed 2 mm/s, paste thickness 0.1 mm
- (b) traverse speed 2 mm/s, paste thickness 0.25 mm
- (c) traverse speed 2 mm/s, paste thickness 0.5 mm
- (d) traverse speed 10 mm/s, paste thickness 0.5 mm

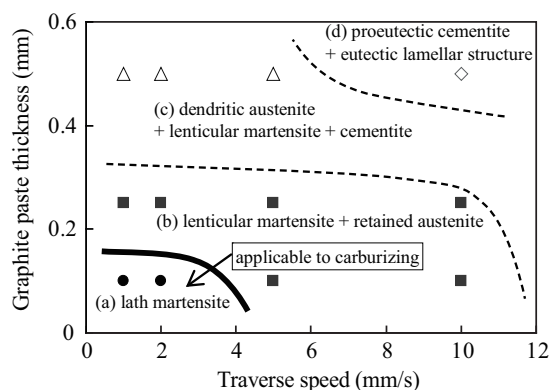


Fig. 5 Relation between microstructure of laser alloyed zone and laser alloying conditions.

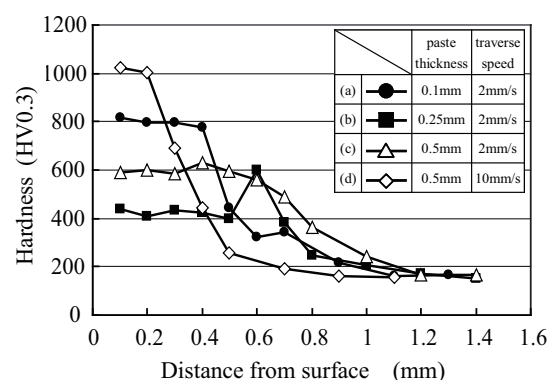


Fig. 6 Hardness-depth profiles.

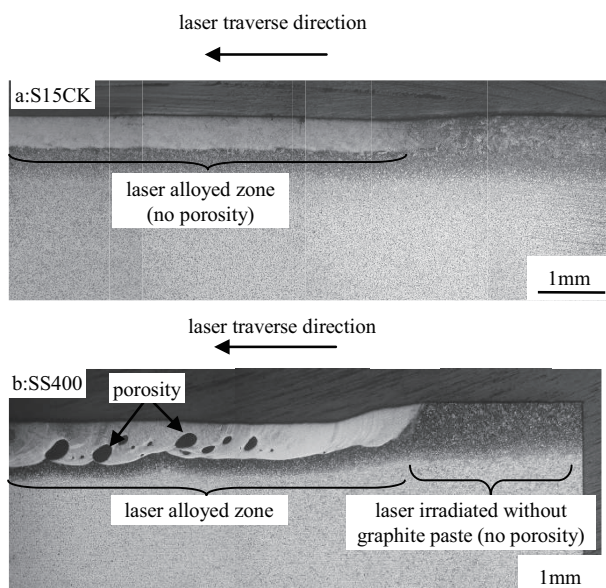


Fig. 7 Longitudinal section of laser alloyed zone.
a:Substrate S15CK b:Substrate SS400

(SS400) への適用を試みた。その結果、一部の条件で、S15CK では見られなかった気孔が合金層中に形成されることがわかった。

Fig. 7 は、レーザ合金化後、レーザ送り方向に対して 90° の方向から見た合金層の観察結果 (縦断面) である。気孔は、母材が S15CK である Fig. 7(a) では見られないが、SS400 を用いた Fig. 7(b) では合金層中に気孔が残存しているのがわかる。試料右側は、黒鉛ペーストを塗布しておらず、レーザ照射のみが行われた領域である。ビード外観から表面層は溶融域まで加熱されていることが確認できたが、Fig. 7(b) においてもこの領域には気孔の発生は見られず、炭素を供給した領域でのみ気孔が発生していることがわかった。

母材の酸素量を不活性ガス中融解-赤外線吸収法により測定した結果、S15CK では 26 ppm であったのに対し、SS400 では 126 ppm と多くの酸素が残存してい

ることがわかった。一方、ロットの異なる酸素量の少ない軟鋼 (酸素量 18 ppm) を母材とした場合には、合金層中における気孔の生成は確認できなかった。

これらの結果から、酸素含有量の高い母材に対してレーザ合金化により黒鉛を供給すると気孔が発生しやすくなる傾向があることがわかる。気孔の発生は、供給した黒鉛の炭素が溶融池内で母材に含まれていた酸素と反応して CO ガスが発生したことが原因の一つとして考えられる⁷⁾。本プロセスにおいて、気孔の発生を抑えるためには十分に脱酸された清浄な鋼を母材に使用する必要がある。

4. 実用化を想定した硬化領域の拡大と摩耗特性の評価

4.1 レーザ焼入れとの併用による広幅加工法の検討

上述の結果から、適切な母材・黒鉛供給量・レーザ照射条件の選択により、良好な合金層を形成させることが可能であることが分かった。しかし、本実験で得られた合金層の幅は高々 2 mm 程度であり、実際に求められる硬化領域の大きさは部品形状や目的に応じて様々である。形成される合金層の幅はレーザのスポット径に大きく依存するが、スポット径を大きくするとレーザ照射領域のパワー密度が低下するため、溶融領域が浅くなる。このため十分な厚みの合金層を形成させるためにはより大きな出力のレーザが必要となる。

本研究では、レーザ照射位置を変えながら複数回レーザ合金化処理を行う多パス処理法により合金層の幅を広げる手法を検討した。この手法の問題点は、隣接箇所を処理する際の熱影響により先に形成された合金層が軟化することである。そこで、多パス処理により形成された合金層に対して、レーザ焼入れを施すことで熱影響による軟化の問題の解消を試みた。レーザ

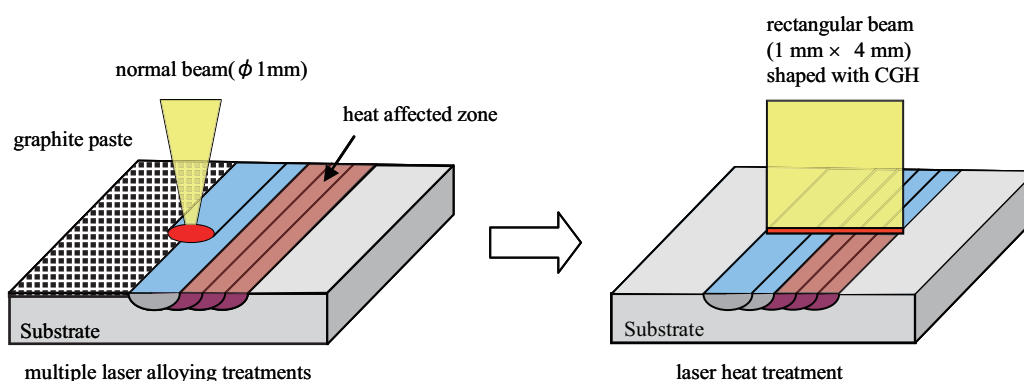


Fig. 8 Schematic diagram of multiple laser alloying treatments and laser heat treatment with CGH.

焼入れ時には、合金層のサイズに合わせて均一な焼入れをするため、レーザ光の強度分布を矩形(1 mm × 4 mm)に整形してレーザ照射を行った。レーザ光の強度分布の整形には回折型光学素子(CGH)⁵⁾を用いた。Fig.8に実験の模式図を示す。

Fig. 9に試料の断面写真を示す。Fig. 9(a)はレーザ合金化のみを行ったものであり、1回のパスにおけるレーザ光の走査方向は、紙面垂直方向で、パス間のステップ幅を0.5 mmとして右から左へ順次パスを送り、合計5回のレーザ照射を行った。合金層の幅は4 mm程度、厚みは0.5 mm程度であった。写真は、3% ナイタルにより組織を現出させているが、1パス目から3パス目までは周囲よりも濃くエッチングされている。これは、複数回処理をしたことによる熱影響によって、マルテンサイト素地から炭化物が析出した焼もどしマルテンサイト組織となっているためである。一方、4パス目は、5パス目の熱影響による温度上昇が焼入れ温度以上であり、再度焼入れされてマルテンサイト組織となっているため、あまりエッチングされなかったものと考えられる。

一方、Fig. 9(b)は合金層の上からレーザ焼入れを施した後の断面写真である。Fig. 9(a)で見られたエッチングの濃い領域が解消され、均一な合金層となっている。

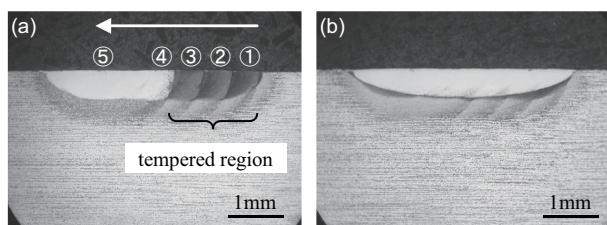


Fig. 9 Cross section of laser alloyed zone.
(a) as laser alloying (paste thickness 0.1 mm, traverse speed 2 mm/s)
(b) after laser heat treatment (power 330 W, traverse speed 3 mm/s)

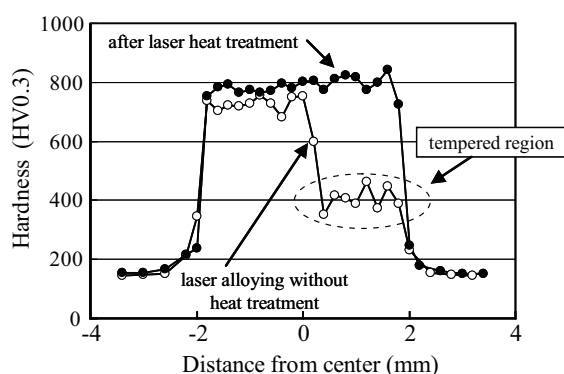


Fig. 10 Hardness profile at 0.1 mm depth from surface.

各試料の表面から0.1 mmの深さにおける硬さ分布を測定した結果をFig. 10に示す。レーザ合金化のみの場合では、エッチングの濃い領域と対応する箇所においては硬さが約400HVとなっている。一方、レーザ焼入れを併用した場合には、合金層全域が再度焼入れされてマルテンサイト組織となるため、軟化領域が解消されて約800 HVの均一な硬さが得られていることがわかる。

4.2 合金層の摩耗特性

前節の手法で得られた合金層の耐摩耗性を調べるため、摩耗試験を行った。耐摩耗性の比較材として、S15CKの母材部、S15CKに黒鉛を供給せずレーザ照射のみを行った試料、より炭素量の多いS50Cにレーザ焼入れを行った試料を用いて、それぞれ同条件で摩耗試験を行った。摩耗試験には大越式迅速摩耗試験機を用い、荷重500 gfで試料をリングに押さえつけながら、速度1.09 m/sでリングを回転させた。600 m摩擦させた後の摩耗体積を測定することで耐摩耗性を評価した。摩耗試験の模式図をFig. 11に示す。

Fig. 12にS15CK母材部と合金層の摩耗痕の外観写真を、Fig. 13に各試料の摩耗体積を比較した結果を示す。摩耗痕の大きさから、合金層の耐摩耗性は母材部より向上していることが分かる。

S15CKに黒鉛を供給せずにレーザ照射のみを行った場合でも、母材部より耐摩耗性は改善される。これはレーザ照射によって表面がマルテンサイト組織となり、硬さが上昇するためであるが、炭素量の少ない

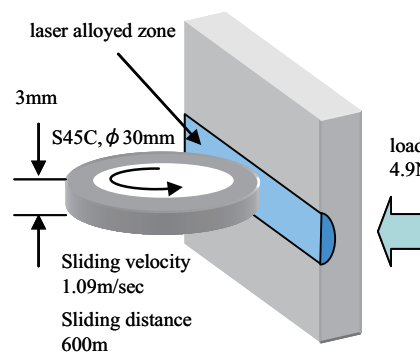


Fig. 11 Schematic diagram of wear tester.

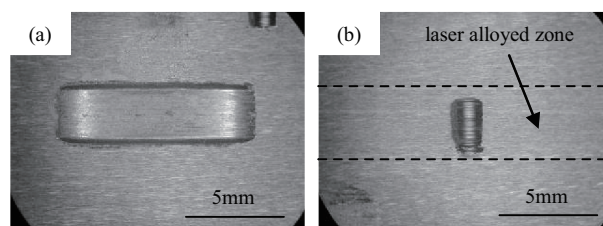


Fig. 12 Wear scar of (a) S15CK base metal and (b) S15CK laser alloyed zone.

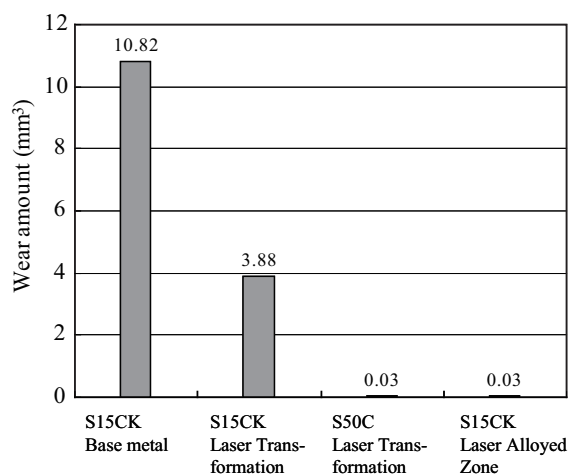


Fig. 13 Comparison of wear amounts.

S15CK においては硬さの上昇が小さいため、耐摩耗性の改善効果はわずかである。一方、本研究で得られた合金層については、母材部やレーザー焼入れ部と比較して耐摩耗性が大幅に向上しており、S50C のレーザー焼入れ領域とほぼ同程度の耐摩耗性が得られていることがわかった。

5. まとめ

低炭素鋼の表面にレーザー合金化によって炭素を供給し、浸炭で得られる硬化層に匹敵する無欠陥の合金層を形成させることを目的とし、合金化条件と合金層特性の関係を調査した結果、以下の知見が得られた。

- (1) 黒鉛ペースト厚さが大きく、レーザー送り速度が小さいほど、得られる合金層のサイズは大きくなる。

- (2) S15CK を母材として、黒鉛ペースト厚さ 0.1 mm、レーザー送り速度 2 mm/s の条件でレーザー合金化を行うと、合金層全面にラスマルテンサイト組織が形成され、硬さ 800 HV 程度の良好な硬さ分布を有する合金層が形成される。
- (3) 使用する母材に酸素が多く残存する場合は、レーザー合金化処理によって形成される合金層内に気孔が発生しやすい傾向が見られる。
- (4) レーザー合金化の多パス処理とレーザー焼入れを組み合わせることで、硬さの均一な合金層が得られる。レーザー合金化の処理回数とレーザー焼入れ時のビーム幅を調整することで合金層の幅を変化させることができる。
- (5) 得られた合金層の摩耗特性を調べた結果、母材部と比べて耐摩耗性が大幅に向上することがわかった。

参考文献

- 1) 社団法人日本溶接協会表面改質技術研究委員会編：レーザー表面改質の現状と展開 (2001) 32.
- 2) A.Walker, D.R.F.West, W.M.Steen: Metals Technology, **11** (1984) 399.
- 3) Seki, Y.: Surface Modifications by Laser on Metals, J. Jpn. Soc. Heat Treat., **28**, 4 (1988) 247.
- 4) M.Tayal, K.Mukherjee: Selective area carburizing of low carbon steel using an Nd:YAG laser, Materials Science and Engineering, **A174** (1994) 231.
- 5) 萩野秀樹, 安藤 輝, 菊田久雄: 第 71 回レーザー加工学会講演論文集 (2008) 183.
- 6) 日本金属学会編：講座・現代の金属学 材料編 4 鉄鋼材料 (1985) 32.
- 7) 新成夫：溶接冶金学, 丸善 (1972) 67.