

## レーザー照射により表面再熔融処理した 過共晶 Al-Si 合金の組織および機械的性質

柴田 周治\*・富田 正吾\*\*・中田 一博\*\*\*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 50, No. 11 (2000), pp. 609-613

### Modification of microstructure and mechanical property of hypereutectic Al-Si alloy by laser surface remelting

Shuji SHIBATA\*, Shogo TOMIDA\*\* and Kazuhiro NAKATA\*\*\*

CO<sub>2</sub> laser irradiation has been applied to modify the surface of hypereutectic aluminum (Al-23 mass%Si, Al-30 mass%Si) cast alloys. Laser beam, 3 mm in diameter, was irradiated on the alloy surface by moving them with constant velocity (5 mm/s) with beam oscillation of 5 mm in width and 100 Hz in frequency perpendicular to travel direction at 2.3 kW laser power. A part of alloy surface was partially remelted by laser irradiation. After laser beam passed, it was naturally quenched because stored heat was absorbed in specimen. The microstructure of the surface remelted layer consists of primary Si particle, primary  $\alpha$  phase and  $\alpha$ -Si eutectic phase. These all were very fine. The mean diameter of primary Si was about 12  $\mu$ m at Al-30 mass%Si. The tensile strength of the surface remelted layer was 254-264 MPa, which was improved to about 1.8 times as that of as-cast material. In dry sliding wear against a steel counter surface, the wear resistance of the surface remelted layer was improved to 1.5-3.0 times as that of as-cast material.

(Received April 26, 2000)

**Keywords:** CO<sub>2</sub> laser, surface modification, hypereutectic, aluminum, tensile strength, wear

#### 1. 緒 言

アルミニウム合金は、鉄系材料に比べて、軽量であること、切削性、耐食性に優れるという特性を生かし、産業用機械部品ほか広く利用されてきた。一方で、アルミニウム合金のより一層の用途拡大を図るうえで、耐摩耗性、高強度化などの特性の向上が求められている。表面改質法はそのための有力なプロセス<sup>1)</sup>であり、その中でレーザーなどの高エネルギー密度源を用いたものは、従来の陽極酸化法、めっき法とは異なるドライプロセスとして環境面からも注目されている。すでに、鋼の焼入れや球状黒鉛鑄鉄の再熔融、チル化に利用した例やアルミニウム合金表面に別の金属やセラミックスを被覆した後、レーザー照射した例などが報告されている<sup>2)~11)</sup>。

一方、耐摩耗性が必要な部位に使用されるアルミニウム合金としては、過共晶 Al-Si 合金が一般的である。JIS では、アルミニウム合金鑄物として AC9A, AC9B が、ダイカスト用合金として ADC14 に規定があり、自動車部品などに使用されている。ダイカストでは、溶湯が高速高圧でキャビティ内に射出、充てんされ、溶湯が金型内で急速に冷却されるため、初晶けい素が微細化される。しかし、重力鑄造などで製品肉厚の大きいものでは、冷却速度が小さく、けい素の微細化は制限される。一般にりん添加により初晶けい素の微細化

を行うが、平均粒径は、約30  $\mu$ m 程度までとされる<sup>12)</sup>。初晶けい素粒子の粗大化や不均一な分布は、耐摩耗性を要求される部位での使用において異常摩耗や工具寿命の低下が指摘されている<sup>13)</sup>。さらに、りん添加による溶湯処理では、基地組織を微細化することができない<sup>14)</sup>。そこで、レーザーなどの高エネルギー密度源を、この材料に照射して表面の一部を再熔融し、自己冷却により急速に冷却すれば、初晶けい素と基地組織が微細化された表面改質層の形成が期待できる。このように、アルミニウム合金そのものにレーザー照射した報告は見られるが<sup>15),16)</sup>、機械的性質についての評価はなされていない。

本研究では、まず、過共晶 Al-Si 合金表面に CO<sub>2</sub> レーザを照射することにより、初晶けい素および基地組織の微細化を目的とした表面改質を試みた。次に、表面改質層の組織観察を行うとともに、引張、硬さおよび摩耗特性をレーザー照射していない過共晶 Al-Si 合金と比較することにより、表面改質の効果について検討した。

#### 2. 実験方法

##### 2.1 レーザ照射用鑄造材

レーザー照射用となる過共晶 Al-Si 合金は、表面改質による初晶けい素および基地組織への影響を調べることを目的とし

\* 三重県工業技術総合研究所金属センター (〒511-0937 三重県桑名市大字志知字西山208)。Metal Laboratory of the Mie Prefectural Industrial Research Institute (208 Nishiyama, Shichi, Kuwana-shi, Mie 511-0937).

\*\* 富山県工業技術センター (高岡市)。Toyama Industrial Technology Center (Takaoka-shi, Toyama).

\*\*\* 大阪大学接合科学研究所 (茨木市)。Joining and Welding Research Institute, Osaka University (Ibaragi-shi, Osaka).

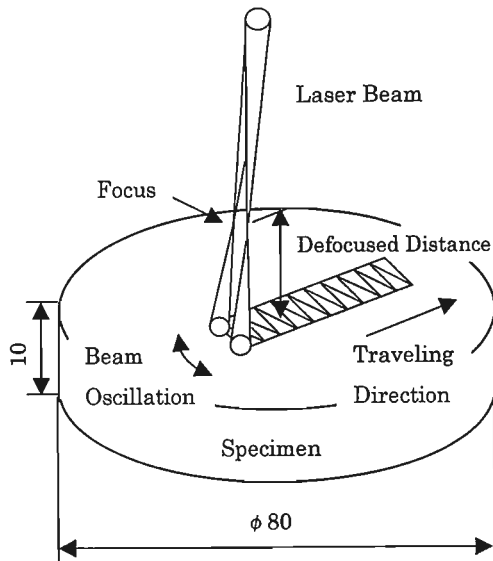


Fig. 1 Schematic illustration of CO<sub>2</sub> laser irradiation.

たため、純アルミニウム (99.99%, 以下%は mass%) と金属けい素 (98%) のみの配合とした。けい素量は、AC9A と同等の23%Si およびレーザー照射の高エネルギー密度による表面改質の可能性を期待して、さらに溶融点の高い30%Si とした。

まず、電気炉 (ヒータ加熱) 内で、6 番黒鉛のつばに純アルミニウムと金属けい素を配合し、1.5 kg 溶解した。溶湯は、状態図から求めた溶融点より150 K 高い温度 (Al-23% Si: 1146 K, Al-30%Si: 1236 K) に昇温した。この温度に到達後、黒鉛のつば内で、赤りん粒 (99.999%) を2.5 g 添加し、初晶けい素を微細化処理した。続いて、6 塩化エタン粒 6 g をプランジヤで溶湯中に押し込み、脱ガス処理を行った。

次に、高圧铸造装置を使用し、473 K に加熱した  $\phi 80 \times$  高さ100 mm の円柱状金型に溶湯を鑄込み、加圧力50 MPa、加圧保持時間300 s の条件で鑄造した。この鑄造材を円盤状に切断して、 $\phi 80 \times 10$  mm の形状の試験片 (摩耗試験用は  $\phi 80 \times 30$  mm) を作製し、円盤面にレーザー照射することとした。照射面はあらかじめ #80 研磨紙で平滑に仕上げるとともに、レーザー照射による熱吸収を高めるため、黒鉛系吸収剤を数  $\mu\text{m}$  の厚さでスプレー塗布した。

## 2.2 レーザ照射条件

装置は定格出力2.5 kW、波長10.6  $\mu\text{m}$  の CO<sub>2</sub> レーザを使用した。Fig. 1 にレーザー照射の模式図を、Table 1 にレーザー照射条件を示す。厚さ1 mm 以上の表面改質層が得られるよう、焦点はずし距離を50 mm、試験片移動速度を5 mm/s とした。レーザー照射は、アルゴンガス雰囲気中において、レーザービームを100 Hz で試験片の移動方向と直角方向にスキャンニングしながら行った。このときのレーザービームのスポット直径は約3 mm、試験片表面のレーザービームの走査幅は約5 mm、レーザー照射面積は300 mm<sup>2</sup> (5 mm  $\times$  60 mm) である。一方で、レーザー照射によるエネルギーの吸収効率を把握するため、試験片に吸収された熱量を求めた。すなわち、レーザー照射した直後の試験片を断熱したステンレス容器の水中 (500 ml) に浸漬し、水温の上昇分から、試験片が吸収した熱量を求めた。なお、レーザー照射の入熱量は、レーザー出力 (2.3 kW) と照射時間 (12 s) の積 = 27.6 kJ とした。参考ま

Table 1 Laser irradiation conditions

Laser power	2.3 kW
Mode	Multi
Focus distance of lens	254 mm
Defocus distance	50 mm
Beam oscillation frequency	100 Hz
Beam oscillation amplitude	5 mm
Specimen travel speed	5 mm/s
Specimen travel distance	60 mm
Ar gas pressure	400 Pa
Ar gas flow	0.27 l/s

で、Al-12%Si の共晶組成についても同様に測定した。

## 2.3 表面改質層の組織観察

レーザー照射した試験片表面外観および断面の組織を観察し、表面改質層の状況を把握した。断面組織の観察は、レーザー照射部の開始から40 mm の位置で、試験片の移動方向に対して垂直に切断した断面を光学顕微鏡により行った。

初晶けい素粒径は、画像解析装置により測定した。初晶けい素の形状は板状なので、本測定では、顕微鏡観察により試験片断面 (二次元) に現れた初晶けい素粒子における水平方向のフェレ径 (投影径) の平均値を求め、これを初晶けい素粒径とした。

## 2.4 機械的性質

レーザー照射によって初晶けい素、基地組織とも再溶解、微細化された表面改質層について、引張、硬さおよび摩耗試験で評価した。引張試験片は、幅約4 mm、厚さ約0.6 mm、平行部13 mm の薄板状試験片で、鑄造材 (レーザー未処理材) からも同じ形状の試験片を採取し、両者の引張特性を比較した。引張試験は、クロスヘッド速度0.017 mm/s とし、室温で行った。

硬さは、顕微鏡観察した断面のビッカース硬さ (荷重9.8 N) を測定した。

摩耗試験は、ピン-ディスク式のすべり摩耗試験機で行った。上部固定側のピンには、直径5 mm、高さ20 mm の円柱状試験片を、下部回転側のディスクには、直径80 mm、高さ5 mm の円盤で JIS SNCM420 を熱処理した硬さ HRC33 の鋼材を相手材として使用した。摩耗条件は、ピンの加圧力を1 MPa 一定とし、直径60 mm の円周上での滑り速度を0.5 m/s、摩擦距離を1500 m とし、無潤滑の状態で行った。摩耗量は、試験前後の円柱状試験片の重量減量で表した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 表面改質層組織解析

Fig. 2 にレーザー照射した試験片表面の外観写真および断面組織を示す。レーザー照射により表面の一部が再溶解した状況 (表面改質層) が観察できる。表面は、照射していない表面と比較して最大で約  $\pm 50 \mu\text{m}$  の起伏を生じていたが、比較的平滑で、仕上げ研磨で十分除去できる範囲である。本実験のレーザー照射条件は、ビームの焦点をはずし (+50 mm)、5 mm の振幅でスキャンニングしている。よって、レーザー照射によるエネルギー密度は抑制され、試験片の急激な温度上昇に伴う金属の蒸発がほとんど起きなかったと考えられる。溶

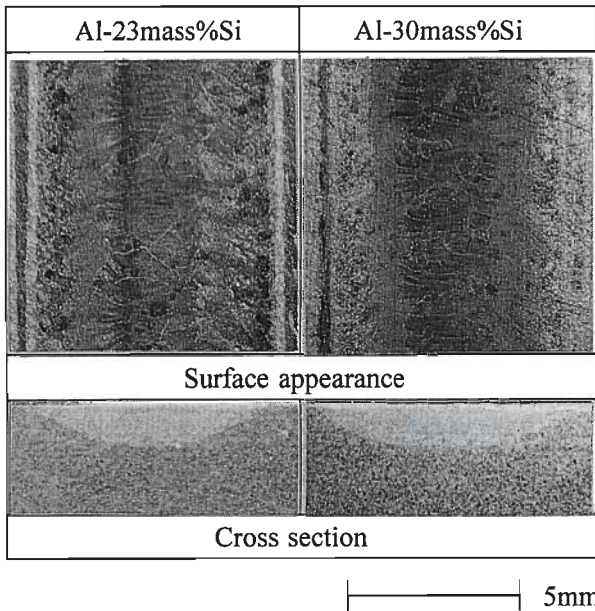


Fig. 2 Macrostructure of hypereutectic Al-Si alloys by laser surface remelting.

融モデル<sup>17)</sup>は、断面組織の円弧形状からもキーホール型ではなく熱伝導型といえる。また、レーザ照射などにより合金粉末などを肉盛した場合にしばしば見られる気孔や微細な割れは認められない。

Fig. 3 に Al-30%Si について50倍で観察した断面の顕微鏡組織を示す。表面から、

- (1) 初晶けい素，基地組織とも微細化された領域
- (2) 表面から内部に向かうとともに主に基地組織が微細化された領域を経て
- (3) 鋳造組織に至る。

表面改質層の形成は以下のように考えられる。まず、レーザ照射した部分において、熱エネルギーが試験片表面に被覆した黒鉛系吸収剤に吸収される。次に、黒鉛吸収剤からの熱伝導により、試験片表面から内部に熱が伝導し、試験片表面から再熔融が始まる。このため、試験片の表面ほど高温に加熱される。レーザビームが他へ移動すると、この部分は、試験片内部からの吸熱および試験片表面からの放熱により急速に冷却されるため、組織が微細化される。よって、表面改質層において、(1)は液相線以上に加熱され、組織全体が再熔融した領域、(2)は Al-Si の共晶温度以上液相線以下に加熱された領域がそれぞれ形成される。

Fig. 3 では、(1)の組織全体が再熔融した領域においても、表面から約0.3 mmまでのごく表面(a)は、内部の領域(b)に比べてより微細な組織が観察された。このような組織の形成は以下のように考える。本実験条件では、レーザビームをスキャンしながら試験片を移動させている。内部の領域は、レーザビームの照射により熔融池を形成し、ほぼ一定な温度分布で加熱された後、試験片内部からの吸熱によって急冷される。これに対して、ごく表面の領域は、レーザビームのスキャンによる影響で熔融池の温度分布が均一ではなく、対流などの影響により組織が不均一になりやすい。

Fig. 4 に、Al-30%Si について初晶けい素の平均粒径を示す。表面から約0.3~1.0 mm までの表面改質層(1)-(b)の平均粒径は約12 μm で、鋳造組織(3)の平均粒径32 μm に比べて大

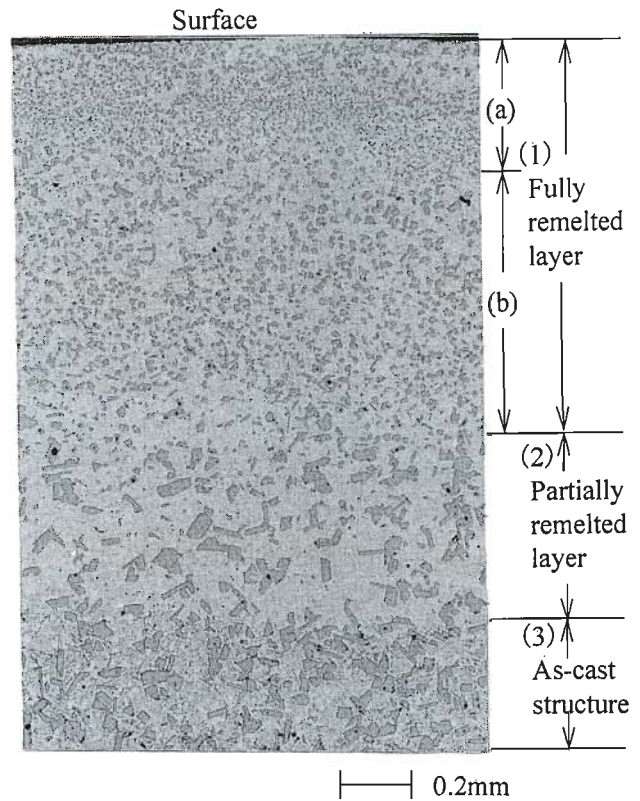


Fig. 3 Cross sectional microstructure of hypereutectic Al-30 mass%Si alloy by laser surface remelting.

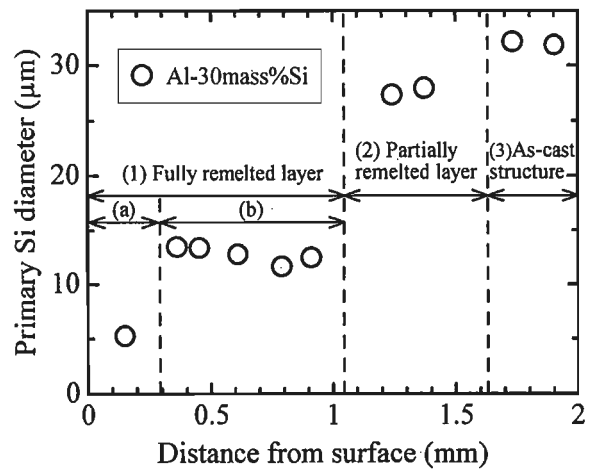


Fig. 4 Relation between the size of primary silicon and distance from surface.

幅に微細化された。組織観察で示したように表面から約0.3 mm までの表面改質層(1)-(a)の平均粒径は約5 μm と微細だが、不安定な領域なので、以下の組織観察および機械的性質(引張、摩耗)は、約0.3~1.0 mm の表面改質層を評価した。なお、主に基地組織が微細化した表面改質層(2)では、初晶けい素の平均粒径が、鋳造組織の平均粒径よりわずかに小さくなっており、この領域で初晶けい素が一部再熔融したことを示している。初晶けい素の分布は Al-23%Si についても同様な傾向を示し、表面から約0.3~1.0 mm までの平均粒径は約9 μm であった。

Fig. 5 では、Al-23%Si および Al-30%Si について代表的な顕微鏡組織を示す。レーザ照射により組織全体が再熔融した表面改質層(1)-(b)は、均一微細化した初晶けい素および

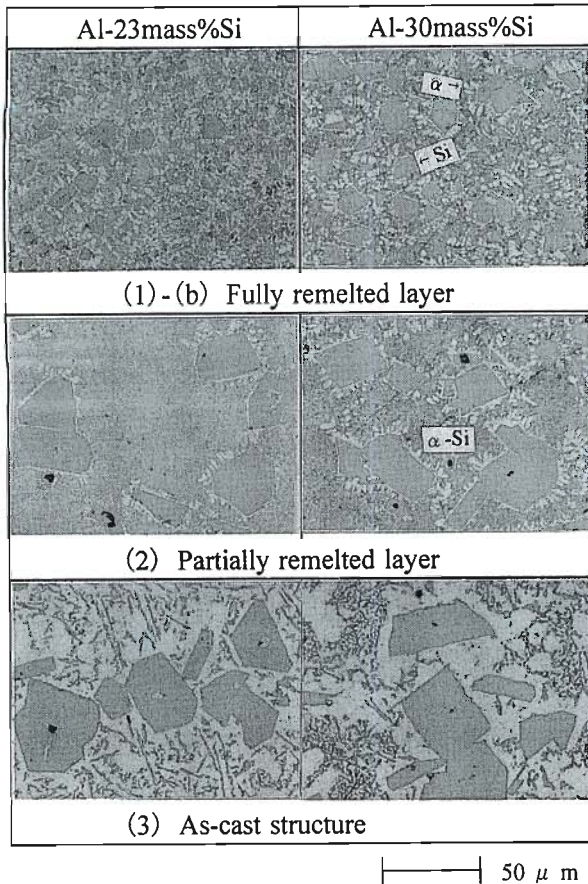


Fig. 5 Microstructure of hypereutectic Al-Si alloys by laser surface remelting.

その周りに晶出した初晶 $\alpha$ 相並びに微細な $\alpha$ -Si共晶相からなる。

表面改質層(2)は、(1)-(b)と鑄造組織(3)の中間で主に共晶組織が再熔融した領域で、初晶けい素の周りに初晶 $\alpha$ 相が晶出しており、基地は微細な $\alpha$ -Si共晶相で形成されている。

鑄造組織(3)は、粗大な初晶けい素および $\alpha$ +針状けい素共晶相からなる。

Fig. 5の表面改質層(1)-(b)における冷却速度を推定するため、亜共晶組成のAl-7%Siについて、本実験と同じ条件でレーザー照射し、DAS(デンドライトアームスペーシング)から冷却速度<sup>18)</sup>を求めた。Al-7%Siにおける冷却速度は、 $1 \times 10^3 \sim 2.5 \times 10^3$  K/sと算出され、レーザー照射により形成された表面改質層の幅、厚さが同等のAl-23%Si, Al-30%Siについても同程度の冷却速度で急冷されたものと考えることができる。

Table 2にレーザー照射した熱量(入熱)と試験片が吸収した熱量(吸収熱)を示す。本実験条件では、けい素量12%, 23%, 30%のいずれも、照射エネルギーの約42%が試験片に吸収されており、吸収率の解析例<sup>19)~21)</sup>と比べても妥当な値である。これは、黒鉛系吸収剤を試験片表面に塗布することによって、吸収率が高くなり、レーザー照射によるエネルギーが試験片に十分吸収されたことを表している。

### 3.2 機械的性質の評価

Fig. 6にAl-23%Si, Al-30%Siについて、断面の硬さ分布を示す。レーザー照射により組織全体が再熔融した表面改質層(1)および主に共晶組織が再熔融した表面改質層(2)では、鑄造組織(3)に比べて大幅に硬さが上昇した。初晶けい素の大きさ

Table 2 Thermal absorptivity of Al-Si alloys

Si content (mass%)	12	23	30
Laser irradiation energy (kJ)	27.6	27.6	27.6
Absorption energy (kJ)	12.4	12.4	12.1
Absorptivity (%)	42.5	42.5	41.7

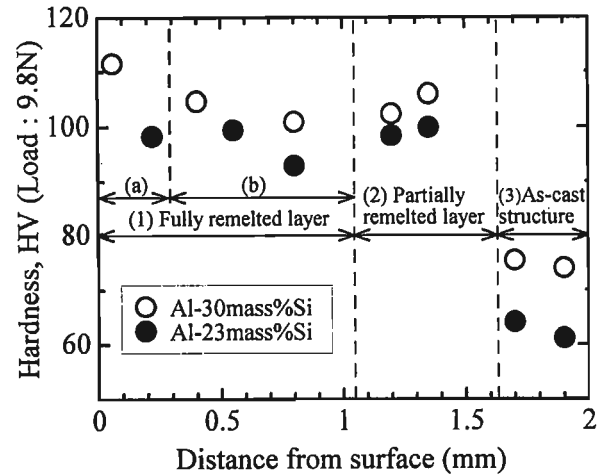


Fig. 6 Relation between hardness and distance from surface.

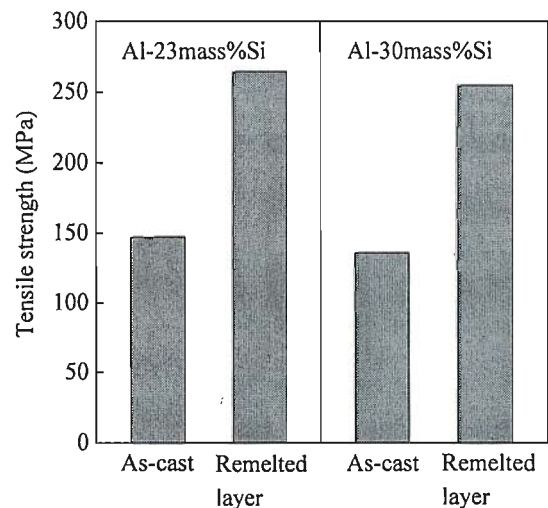


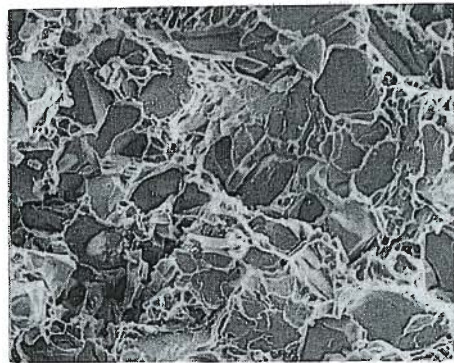
Fig. 7 Comparison of tensile strength between as-cast material and laser remelted layer.

にかかわらず、硬さが上昇していることから、基地組織の微細化による影響が大きく現れたものと考えられる。

Fig. 7に引張試験の結果を示す。レーザー照射により初晶けい素、基地組織とも微細化された表面改質層の引張強さはAl-23%Siでは264 MPa, Al-30%Siでは254 MPaとなり、鑄造材(レーザー未処理材)の引張強さ(Al-23%Si: 147 MPa, Al-30%Si: 136 MPa)に比べて著しく向上した。引張強さが大幅に向上したのは、レーザー照射後の自己冷却による急冷で初晶けい素および基地組織が微細化し、均一化を達成したこと並びに鑄造組織の $\alpha$ -Si共晶相の針状けい素が消失し、初晶 $\alpha$ 相が晶出して靱性が改善されたことに起因すると考えられる。Fig. 8に示すAl-23%Siにおける引張試験片の破断面のSEM観察において、鑄造材(レーザー未処理材)は初晶けい素が多く観察されるぜい性的な破面であるのに対し、レーザー照射材は延性的な破面をしていることから裏付けられ



(1)-(b) Fully remelted layer by laser irradiation



(3) As-cast structure  
50 μm

Fig. 8 SEM fractographs of the fracture surfaces of tensile test piece (Al-23 mass%Si alloy).

る。引張強さをけい素量で比較すると、Al-23%Siのほうがより高強度であり、鑄造材（レーザ未処理材）と同じ傾向を示した。

Fig. 9に摩耗試験の結果を示す。表面改質層の摩耗量は、Al-23%Si, Al-30%Siいずれも鑄造材（レーザ未処理材）の摩耗量に比べて著しく低減した。その理由として、レーザ照射による組織の微細化で硬さが上昇したことおよび組織が均一化されたことが考えられる。Al-23%Siのほうがレーザ照射による摩耗特性の改善効果が顕著であるが、これについては、初晶けい素粒径の影響が現れたものと推察される。

#### 4. 結 言

高圧鑄造法によって作製した過共晶 Al-Si 合金表面に、局部的に CO<sub>2</sub> レーザを照射して得られた表面改質層の組織、強度特性、摩耗特性について調査し、以下の結論を得た。

(1) レーザ照射によって、過共晶 Al-Si 合金の表面は部分的に急速に加熱され、その後、自己冷却により急冷される。このため、液相線以上まで加熱され、組織全体が再熔融した領域では、初晶けい素、基地組織とも均一微細化された表面改質層を形成する。

(2) 表面改質層の組織は、微細な初晶けい素、初晶 α 相および α-Si 共晶相から構成される。表面改質層の初晶けい素の平均粒径は Al-30%Si の場合、約 12 μm で、レーザ照射前の鑄造組織の平均粒径 32 μm に比べて大幅に微細化される。

(3) 表面改質層の引張強さは、Al-23%Si では 264 MPa、Al-30%Si は 254 MPa で、鑄造材（レーザ未処理材）の引張

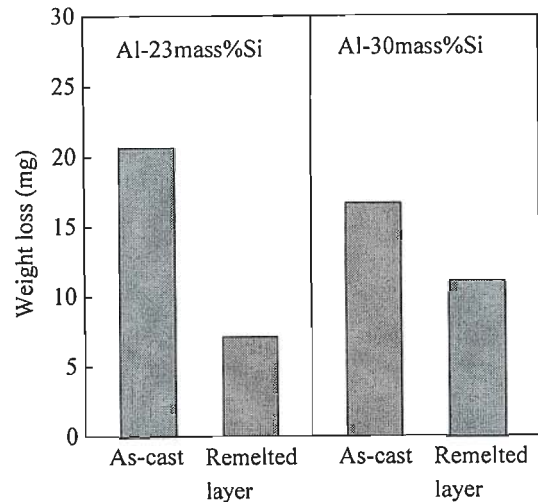


Fig. 9 Comparison of weight loss between as-cast material and laser remelted layer evaluated by pin-on-disc sliding wear test.

強さ (Al-23%Si: 147 MPa, Al-30%Si: 136 MPa) に比べて大幅に向上する。これは、レーザ照射後の自己冷却による急冷で、初晶けい素および基地組織の微細化、均一化を達成したこと並びに鑄造組織の α-Si 共晶相の針状けい素が消失し、初晶 α 相が晶出して靱性が改善されたことによる。

(4) 表面改質層は、摩耗特性においても鑄造材（レーザ未処理材）に比べて優れた結果を示す。これは、レーザ照射材での組織の微細化による硬さの上昇および組織の均一化に起因すると考えられる。

#### 参 考 文 献

- 1) 松田福久, 中田一博, 富田正吾編: アルミニウム合金の表面厚膜硬化技術, (財)金属系材料研究開発センター, 日刊工業新聞社, (1995).
- 2) 片岡義博, 宮崎俊行: 鑄物, 65 (1993), 215.
- 3) 恒川好樹, 新美 格: 熱処理, 24 (1984), 323.
- 4) 富田正吾, 中田一博, 松田福久: 軽金属, 44 (1994), 263.
- 5) 辻川正人, 日野 実, 新富達也, 川本 信: 鑄造工学, 70 (1998), 33.
- 6) 平岡 武, 田中雄一: 鑄物, 66 (1994), 573.
- 7) 毛利勝一, 角谷 茂, 北沢孝次: 鑄物, 58 (1986), 719.
- 8) 恒川好樹: まてりあ, 34 (1995), 730.
- 9) 片岡義博, 芦中辰也, 宮崎俊行, 梅田高照: 鑄造工学, 70 (1998), 323.
- 10) 田中雄一, 平岡 武: 鑄物, 67 (1995), 397.
- 11) 谷 耕治, 清水 聡, 松原靖広, 内海明博, 米田理史, 林洋一郎: 鑄物, 66 (1994), 92.
- 12) 竹本舜一, 竹内宏昌, 内田荘祐, 楢山正孝: 鑄物, 53 (1981), 570.
- 13) 駒崎 徹, 丸山善則, 西 直美: 鑄物, 67 (1995), 638.
- 14) 軽金属学会記念出版部会編: アルミニウムの組織と性質, 軽金属学会, (1991).
- 15) 重松一典, 中村 守 町田充秀: 軽金属, 47 (1997), 292.
- 16) P. W. Leech: Thin Solid Films, 177 (1989), 133-140.
- 17) 黄地尚義編: 溶接・接合プロセスの基礎, 産報出版, (1996).
- 18) R. E. Spear and G. R. Gardner: Modern Castings, 43 (1963), 209.
- 19) 神保龍太郎, 志田朝彦: 日本金属学会会報, 18 (1979), 795.
- 20) 黒部 淳, 佐久田博司, 宮田保教, 鈴木俊夫, 一ノ瀬幸雄: 鉄と鋼, 75 (1989), 102.
- 21) 宮田保教, 佐久田博司, 一ノ瀬幸雄, 舛行 崇: 鑄物, 63 (1991), 32.