レーザ加工におけるクラック生成挙動*

田村 武夫** 須貝 裕之***

Behaviour of Crack Generation in Laser Processing

Takeo TAMURA and Hiroyuki SUGAI

In laser surface modification with a molten state, cracks are generated on the laser irradiated surfaces under unsuitable conditions. This phenomenon is one of the main problems regarding industrial use. In this study, it is considered that the generation of cracks will be caused by a tensile stress based on the phase change of material. Thus, an analysis of thermal stress including the phase changed process is suggested. The thermal stress distribution is calculated using FEM with consideration of the complicated boundary conditions due to the phase change. And, the laser beam was practically irradiated on the surface of cemented carbide. The forms of generated cracks were examined, and the following results were obtained. Tensile stress above 1 200 MPa arises in the solidified region of material, whose value exceeds the tensile strength of material used. The behaviour of generated cracks could be obviously explained with consideration of both the change with time and spatial distribution of the thermal stress.

Key words: laser surface modification, crack, thermal stress, FEM, phase change

1. 緒 言

レーザビームを用いた表面改質には焼入れ、クラッディング、合金化など多様な方法が提案¹⁾²⁾され、その実用性が大いに注目されている。しかし、レーザビームによる溶融を伴う表面改質法では、クラックが照射面に発生する³⁾⁴⁾こと、レーザビームの重ね合わせにおいて溶融深さが不均一になること、などの課題が多く、実用化への障害となっている。特に、クラックの発生は材料の破損に直接結びつくため、その発生原因を解明しようとする試み⁵⁾⁶⁾がなされている。しかし、今のところクラックの発生原因と生成機構を的確に説明するまでには至っていない。

そこで、本研究ではクラックの発生はレーザ照射による相変化のうち、液体から固体への変化に伴って材料に生じる引張応力に起因するものと考え、相変化を考慮に入れて熱応力を解析した。この相変化の過程では、境界条件が複雑に変化するため、3次元解析が容易である有限要素法により熱応力を求めた。また、実際に超硬合金にレーザビームを照射し、クラックの発生形態を3次元熱応力分布ならびにその時間的変化を考慮に入れて検討し、クラックの発生原因と生成機構を明らかにした。

2. 相変化を考慮に入れた熱応力

図1は材料の相変化を考慮に入れた簡単な熱応力モデルである。溶融領域では材料は自由に变形できるため、加熱時に生じた圧縮応力は解放される。その後、冷却過程では材料は溶融領域の周辺から凝固を始め、収縮する。その時、溶融領域の周辺部はこの収縮作用を妨げるので、凝固領域には引張応力が発生する。相変化のない場合、収縮に伴う引張応力は加熱時の圧縮応力によって相殺される。しかし、相変化のある場合、圧縮応力を解放してしまった凝固領域には、収縮時に材料を破壊し得るに十分な引張応力が発生

するものとする。

3. 熱応力解析

本研究では有限要素解析プログラム MARC を用いて、熱応力を解析した。材料物性値の温度依存性と熱伝達を考慮に入れて解析し、3次元熱応力分布ならびにその時間的変化を求めた。図2は一連の温度-熱応力解析の計算過程を示す。レーザ照射による熱流束の大きさを求めるためには、吸収率の決定が必要である。本研究では、吸収率を次のように決定した。まずはじめにグラファイトを塗布した材料にレーザビームを照射し、その表面を金属顕微鏡によって観察し、溶融領域の大きさを測定する。次に、あらかじめ推定した吸収率を用いて有限要素法により、加熱終了時の表面温度分布を計算し、要素の温度が材料の融点を越える領域を溶融領域とする。そして、この溶融領域の大きさが実際の値と一致するように、逆算して吸収率(0.34)を決定した。

次に、加熱開始から冷却後常温に至るまでの温度分布を各時間ステップごとに求め、この温度データに基づいて、相変化を考慮に入れた熱応力を計算する。その方法を以下に述べる。

冷却過程では、溶融した材料は溶融領域の周辺から中心に向かって連続的に凝固する。このような連続的に推移する凝固領域は有限要素法では完全に再現できない。そこで、本研究では、各冷却時間ごとの凝固領域をその領域にほぼ一致する四辺形の要素の集合体(以下ブロックという)によって近似する。

Fig. 1 Thermal stress model considering phase change

* 原稿受付 平成6年4月18日

** 正会員 新潟大学工学部(新潟市五十嵐2の町 8050)

*** (株)新潟鉄工所(横浜市磯子区新磯子町 27)

Fig. 2 Flow chart

図7において、たとえば曲線4で囲まれる凝固領域では、図に示す階段状の線分、 r 軸および z 軸とで囲まれた要素全体がブロックとなる。

図3に示すように、はじめに加熱終了時の溶融領域の要素をすべて取り除いて、残った要素の熱応力を計算する。その後、冷却時間 Δt_1 において、この時間内で凝固する1ブロックを積み重ねて熱応力を求める。この初期応力0のブロックを積み重ねる時期はブロック全体が凝固した瞬間である。以下、各冷却時間ごとにこの手順を繰り返す。最後に、冷却時間 Δt_n 後に凝固するブロックを積み重ね、中心要素の温度が常温になるまで熱応力を計算する。

温度ならびに熱応力解析に用いたFEMモデルについて説明する。実験に用いたガウスモードレーザでは、その熱流束の軸対称性より応力分布は円柱座標系 (r, z) の2次元で表示できる。したがって、解析には軸対称要素を用いた。要素全体は半径64 mm、厚さ32 mmの軸対称円板である。この要素全体を軸対称四辺形要素(要素数3433、節点数3554)で分割した。凝固領域の不連続性をできるだけ緩和するため、図7に示すように半径0.26、深さ0.12 mmの相変化を含む領域は $5\mu\text{m}$ 角の微小要素で分割された。また、この微小要素分割領域から離

Fig. 3 Calculation method of thermal stress

Table 1 Physical properties of cemented carbide, D 20

Density kg/m^3	14.7×10^3
Thermal conductivity $\text{W/(m}\cdot\text{K)}$	$71.2 - 0.0016T$
Specific heat $\text{kJ/(kg}\cdot\text{K)}$	$0.21 + 0.00017T$; ($T \leq 600^\circ\text{C}$) $0.312 + 0.00013(T - 600)$; ($T > 600^\circ\text{C}$)
Thermal expansion coefficient $1/\text{K}$	$5 \times 10^{-6} + 2.5 \times 10^{-10}T$
Young's modulus GPa	588
Poisson's ratio	0.21

Table 2 Laser irradiation conditions

Beam mode	TEM ₀₀
Laser output power	350 W
Beam radius	0.35 mm
Irradiation time	4 s
Assist gas	Ar (98 kPa)

れるにつれて、要素の分割を粗くし、全体の要素数をできるだけ少なくなるように工夫した。

解析に用いた材料は超硬合金であり、表1はその材料物性値を示す。熱伝導率、比熱および線膨張係数の温度依存性をレーザフラッシュ法⁷⁾により測定し、表に示す関係式を用いて計算を行った。なお、表面での熱放射ならびにCoの溶融潜熱を考慮に入れなかった。

4. 実験方法

表2にレーザ照射条件を示す。実験には、最大出力1 kWのCO₂レーザを用いた。ビームモードとしてTEM₀₀を用い、材料の表面が溶融するように、照射条件を出力350 W、照射時間4秒に設定した。試料は市販の超硬合金D 20(WC 90%, Co 7%, TaC+TiC 3%)である。実験では生成クラックの表面観察を容易にするため、ダイヤモンドペーストにより試料表面を鏡面に仕上げ、そこにレーザビームを照射した。次に、照射痕中心部を砥石により切断し、その断面を鏡面に仕上げ、観察した。その際、レーザ照射時のクラックがそのまま保持されるように、できるだけ低速度で切断を行った。

5. 結果および考察

5.1 クラックの形態

実験では、クラックの形態を把握するために、レーザ照射条件を変化させて、数多くの表面ならびに断面のクラック観察を行った。その結果、次の2つのことがわかった。1つは、クラックは照射痕のあるところにだけ存在すること、これは相変化とクラック発生は密接な関係にあることを示すものである。もう1つは、半径方向クラックのみが存在する照射痕はあっても、円周方向クラックのみが存在する照射痕はないこと、これは、最初に半径方向クラックが発生し、それに誘発されて円周方向クラックが生成する(クラック形態の特徴①)ことを示唆するものである。

図4は出力350 Wのレーザビームを4秒間、試料に照射したとき、表面に発生した典型的なクラックの様子である。生成クラックは照射痕中心から半径方向に向かって進展する半径方向クラックと中心に対してほぼ同心円状に進展する円周方向クラックの2種類に分類される。照射痕の表面は半径方向クラックによってほぼ2分される。また、照射痕の境界まで進展した半

Fig. 4 Laser irradiated crater and generated cracks

Fig. 5 Three-dimensional form of cracks

径方向クラックは照射痕の外周部で急激に円周方向クラックに変化し、進展する（クラック形態の特徴②）。すなわち、表面においては、半径方向クラックは円周方向クラックよりも外側へ進展することはない。

次に、クラックの3次元形態を把握するために、図4に示した照射痕中心部を切断し、その切断面を観察した。断面クラックとそれと対になる表面クラックを図5に示す。半径方向クラックは表面から垂直に進展し、ある深さで急激に表面と平行な方向へ分岐する（クラック形態の特徴③）。他の多くの断面観察から、半径方向クラックはいずれも照射痕の中心で最も深く、外周部へ行くほど浅くなることがわかった。一方、円周方向クラックは照射痕の中心下部へ回り込むように伸び、分岐した半径方向クラックと合流している。断面においても、半径方向クラックは円周方向クラックよりも外側へ進展することはない。図5の断面に見られる半径方向クラックの分岐と円周方向クラックの回り込みとから、クラックの進展は加熱終了時における熔融領域内外の応力状態に深く関係していることがわかる。

5.2 相変化領域とその時間的变化

図6は、図4に示した照射痕とその周辺部を拡大したSEM写真である。図6(a), (b)において、A, Bはそれぞれ同じ位置を示す。照射痕内部ではWC粒子が浮き出た状態となり、これは明らかにCoの

Fig. 6 Identification of melting region

熔融を意味する。超合金では熔融領域をCoの熔融する範囲と考えるのが妥当である。したがって、熔融領域では、WC粒子が遊離状態であるが、Coが熔融しているため、応力は0である。この領域の半径は約0.23 mmである。なお、熔融領域をおおざっぱに半径0.23 mmの半球と仮定し、Coの熔融潜熱を過大に見積もっても、Coの潜熱を考慮に入れた時に必要とするエネルギーはレーザービームにより与えられるエネルギーの約0.02%とわずかであること、Coの重量分率は超合金全体の7%と少ないこと、などが熱応力解析において潜熱を考慮に入れなかったことの理由である。

図7は各冷却時間における凝固領域の推移を示す。 $t = t_{on}$ すなわち加熱終了時の熔融領域は r, z 軸と曲線1で囲まれた範囲である。実際には熔融領域は曲線1で囲まれた範囲から原点に向かって、時間経過とともに連続的に推移するが、本研究では、図に示す加熱終了時も含めた7段階にわたって、凝固領域を変化させることで、そのときどきの熱応力を求めた。全体が凝固するのは冷却開始後、678 μs であり、その後、常温まで冷却される。

5.3 3次元熱応力分布

凝固領域とその周辺部における $\sigma_{\theta\theta}, \sigma_{rr}$ の応力分布をそれぞれ図8, 9に示す。ただし、以下に述べる熔融領域は加熱終了時

Fig. 7 Solidified regions according to cooling time

Fig. 8 Spatial distribution of thermal stress, $\sigma_{\theta\theta}$

Fig. 9 Spatial distribution of thermal stress, σ_{rr}

における領域を意味する。いずれも冷却開始後、10 ms における分布図であり、全体は凝固している。ところで、深さ方向応力 σ_{zz} は σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$ と比較して、450 MPa 程度と小さく、クラックの生成要因ではないと考えてよい。また、ただ一つ存在するせん断応力 σ_{rz} は、約 50 MPa と小さいので、 σ_{rr} と $\sigma_{\theta\theta}$ はいずれも大略、主応力と考えて差し支えない。図 7 に示した熔融領域の境界は $\sigma_{\theta\theta}$ における応力 0 の曲線とほぼ一致する。これは凝固領域では σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$ ともに引張応力状態となっているという大きな特徴を示すものである。引張応力は最大で 2000 MPa を越える。解析ではクラックが発生したことによる応力の緩和を考慮に入れていないため、この値によって、クラックが生ずるものと考えるべきでない。しかし、常温での材料の引張強さが約 1200 MPa であることより、凝固領域では、冷却過程のある時点で、引張応力が大きくなり、材料の引張強さを必ず越えていると考えることができる。応力状態の次の大きな特徴は、熔融領域底部の外側では急激に圧縮応力状態へと転じていることである。この圧縮応力の存在は、図 5 に示した半径方向クラックが表面から垂直に進展したのち、急激に表面に平行な方向へ分岐する現象を明確に説明するものと考えられる。さらに、 $\sigma_{\theta\theta}$ と σ_{rr} の応力分布において、熔融領域の外周部でもう一つの大きな特徴が見られる。この領域では、 $\sigma_{\theta\theta}$ は圧縮応力状態であるのに対して、 σ_{rr} は大きな引張応力状態となっていることである。この大きな引張応力が円周方向クラックを誘発する主要因であると考えてよい。

ところで、図 5 に示す実験による半径方向クラックの

深さは約 90 μm であるのに対して、照射痕中心における計算による熔融領域の深さは 95 μm となり、両者にかなり良い一致が見られる。これは半径方向クラックが熔融領域にのみ存在することを説明している。また、図 5 の断面における円周方向クラックの形は熔融領域の境界線と似ており、その境界線の少し内側では σ_{rr} は大きな引張応力状態となっている。これが、円周方向クラックが表面から斜め方向に進展する現象の理由であると考えられる。

5.4 熱応力の時間的变化

半径方向 ($Z=0$) の位置による σ_{rr} と $\sigma_{\theta\theta}$ の変化を、冷却時間を変えて図 10 に示す。冷却開始後 0.04 ms では、 σ_{rr} , $\sigma_{\theta\theta}$ ともに相変化の領域外で圧縮応力となっている。半径約 0.2 mm 以下の領域では、表面層は熔融しているため、応力は 0 である。0.68 ms 後、 $\sigma_{\theta\theta}$ が σ_{rr} よりも大きな引張応力状態となっている。その後、引張応力 $\sigma_{\theta\theta}$ が σ_{rr} よりも早期に材料の引張強さを越えることから、半径方向クラックが円周方向クラックよりも早く発生するものと推測される。さらに、10 ms では σ_{rr} の引張応力が $\sigma_{\theta\theta}$ の値を上回り、かつ最大となる σ_{rr} の位置は $\sigma_{\theta\theta}$ よりも外側にある。すなわち、 $\sigma_{\theta\theta}$ 最大の位置より外側で、より大きな引張応力 σ_{rr} が存在し、かつ、そこでは $\sigma_{\theta\theta}$ は急激に圧縮応力に変化している。このことは最初に発生した半径方向クラックはその後、急激に円周方向クラックに変化する現象をよく説明している。

5.5 クラックの生成機構

3次元熱応力分布と温度依存性を考慮に入れた超硬合金の引張強さから、クラックの生成機構を検討する。超硬合金の引張強さの温度依存性は抗折力の場合⁸⁾とはほぼ同じ傾向を示すものと考えことにした。そうすると、引張強さは常温では約 1200 MPa であるが、800°C では約 900 MPa と線形的に低下することになる。ただし、800°C を越える高温では超硬合金に塑性変形⁹⁾が生じるため、クラックは、800°C 以下のぜい性領域下で発生するものと考えことにした。

各冷却時間において、引張強さの分布図と σ_{rr} の分布図ならびに $\sigma_{\theta\theta}$ の分布図をそれぞれ重ね合わせ、引張強さを越えた領

Fig. 10 Relation between thermal stress and cooling time

Fig. 11 Change of crack generative region

域をクラック発生領域と考えた。図 11 は各冷却時間におけるクラック発生領域を示す。

図 11 (a) の冷却開始後 0.53 ms では、 $\sigma_{\theta\theta}$ によるクラック発生領域が溶融領域内の外周部に発生する。この発生領域は照射痕中心部に向かって拡大する。また、この時点では σ_{rr} によるクラック発生領域は存在しない。このことはクラック形態の特徴①を説明するものである。

図 11 (b) の冷却開始後 1 ms では、 $\sigma_{\theta\theta}$ によるクラック発生領域が溶融領域の底部まで広がり、同時に σ_{rr} によるクラック発生領域が溶融領域の底部から外周部に向かって広がる。ところで、照射痕中心とその付近では σ_{rr} と $\sigma_{\theta\theta}$ によって発生するクラックの方向は、位相がずれるだけでともに半径方向である。したがって、 σ_{rr} による円周方向クラックは発生しない。

図 11 (c) の冷却開始後 3 ms では、凝固領域には 900~1700 MPa の $\sigma_{\theta\theta}$ が発生している。また、クラック発生領域は溶融

領域全体に広がり、その結果、半径方向クラックは中心に達する。しかし、 $\sigma_{\theta\theta}$ は図 8 に示したように溶融領域の外周部で急激に圧縮応力に変化する。そのため、半径方向クラックの生成は相変化領域の内部に限定される。一方、 σ_{rr} によるクラック発生領域も溶融領域全体に広がるが、表面層では特に溶融領域を越えてその外側にまで達している。したがって、円周方向クラックは半径方向クラックに誘発されて、照射痕の外周部に発生したものと考えることができる。これらのことは、クラック形態の特徴②、③をよく説明している。

6. 結 論

レーザビームを材料に照射した場合に発生するクラックを、材料の相変化を考慮に入れた熱応力の解析結果から検討し、以下の結論を得た。

- (1) レーザ照射の冷却過程において、材料に発生する熱応力は、溶融領域とその周辺で材料の引張強度（常温で 1200 MPa）を越えて 900~1700 MPa（冷却開始 3 ms）に達する。この値はクラックを発生させるに十分な大きさである。
- (2) 3 次元熱応力分布ならびにその時間的変化を考慮に入れると、最初に半径方向クラックが発生し、それに誘発されて円周方向クラックが生成すること、半径方向クラックは照射痕の外周部で急激に円周方向クラックに変化し、進展すること、半径方向クラックはある深さで急激に表面と平行な方向に分岐すること、というクラックの生成挙動がよく説明できる。

参 考 文 献

- 1) 川澄博通, 新井武二: レーザによる金属表面焼入れの研究——板厚及び照射角度の影響, 精密機械, 48, 9 (1982) 104.
- 2) R. Vilar et al.: Laser Surface Melting of Martensitic Stainless Tool Steels, Proc. LAMP '92, (1992) 779.
- 3) N. B. Dahotre and K. Mukherjee: Laser Surface Melting and Alloying of Steel with Chromium, Proc. 3rd Symp. Laser Materials Processing, (1988) 3.
- 4) J. Shen et al.: Laser Surface Treatment of a Low Carbon Steel by Cladding with Tungsten Carbide Composite Powders, Proc. LAMP '92, (1992) 755.
- 5) 森田 昇, 渡部武弘, 吉田嘉太郎: 窒化けい素セラミックスのクラックフリーレーザ加工 (第 2 報, 過渡熱応力とクラックの生成挙動), 日本機械学会論文集, 57, 535 (1991) 1031.
- 6) I. N. Zavestovskaya et al.: A Study into Mechanical Stresses in the Laser Hardening Processes of Steels, Proc. LAMP '92, (1992) 709.
- 7) レーザ計測ハンドブック編集委員会: レーザ計測ハンドブック, 丸善, (1993) 117.
- 8) 筒井忠夫, 田村武夫: 放電加工面の機械的性質に及ぼす影響——超硬合金の表面欠陥と抗折力について, 電気加工学会誌, 19, 38 (1986) 33.
- 9) 鈴木 壽: 超硬合金と焼結硬質材料, 丸善, (1986) 125.