研 究

熱応力解析による放電クラックの生成挙動*

田村武夫** 桜井純也***

Behavior of Crack Generation in EDM using Thermal Stress Analysis

Takeo TAMURA and Junya SAKURAI

Abstract

In EDM processing of steel, a hard white layer, different from the parent metal, forms on the surfaces because of rapid heating and cooling. Cracks and micro-craters appear on the surface of the white layer depending on machining conditions used. Such heat-affected zones (HAZ) can greatly shorten the life of metal molds.

In this study, it is considered that the generation of cracks is caused by tensile stress based on the phase change of the material. Thus, an analysis of thermal stress including the phase-changed process is suggested. Thermal stress distribution is calculated using FEM with consideration of complicated boundary conditions due to phase change. And, cracks generated by EDM of die steel for cold working SKD11 were studied experimentally under various machining conditions. The form of generated cracks were examined, and the following results were obtained. Tensile stresses above 850 MPa arises in the solidified region (white layer) of the material, which exceeds the value of tensile strength of the parent material used. The behavior of generated cracks could be readily explained with consideration of both the change in time and spatial distribution of the thermal stress.

1. 緒 言

放電加工では加工時の熱的作用によって、母材とは異なる変質層が加工面に形成される。一般に鋼を加工した場合、溶融物の多くは放電クレータ内に残留し、硬度の高い白層や、加工条件によってはその白層内にクラックが発生し、このことが放電加工で製作した金型の寿命に有害な影響を与える一因である¹⁾。

そのため従来から放電加工面に発生するクラックの生成原因およびその深さなどを解明する目的で熱応力解析が行われている。八戸ら²⁾はせん断応力によりクラックが発生すると考えた。しかし、放電時間が長くなるほどせん断応力は小さくなり、クラックは短くなることが予想される。Königら³⁾はクラックは破壊レベルを越える熱応力の結果であるとして放電加工をモデル化して熱応力を、また向山⁴⁾はモンテカルロ法を用いて加熱時と冷却時の温度差により、2次元平面応力状態で熱応力をそれぞれ求めている。さらに、現在では熱弾塑性理論を考慮に入れた有限要素解析^{5),6)}も行わ

* 1994年度精密工学会春季大会(平成6年3月24日)にて発表

** 新潟大学工学部

*** 新潟大学大学院(現、NEC(株))

れている。しかし、依然としてクラックの発生機構は十分に解明されているとはいえない。その理由の一つとして次のことが挙げられる。放電加工は熔融除去加工であるが、熔融物の多くは再凝固層（白層）として加工面に残留し、大部分のクラックはこの再凝固層内に発生している。すなわち、熔融・再凝固過程における相変化がクラックの生成に強く結びついていると考えられるにもかかわらず、このことを考慮に入れた熱応力解析は少ないように思われる。

そこで、本研究ではクラックの発生は相変化のうち、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。また実際に鋼に放電加工を行い、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変化を考慮に入れて検討し、クラックの形態や発生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。熔融領域では材料は自由に変形できるため、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熔融領域の周辺から凝固を始め、収縮する。その時、熔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するのに十分な引張応力が発生するものと考えた。

3. 熱応力解析

熱応力解析は非線形構造解析の有限要素プログ

図1 相変化を考慮に入れた熱応力モデル

図2 要素モデルの概略

ラムMARCを用いて行った。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、単発放電における3次元熱応力分布とその時間変化を求めた。温度ならびに熱応力解析に用いた要素モデルの概略を図2に示す。放電加工ではその熱流束の軸対称性より、温度および熱応力分布は円柱座標系(r, z)の二次元で表示することができる。したがって、解析対象を軸対称体としてモデル化し、軸対称四辺形要素で分割した。相変化の生じる領域（半径 r_m 、深さ z_m で示す長方形領域）では要素分割を細かく、外周部では粗くし、全体の要素数をできるだけ少なくなるように工夫した。力学的境界条件としては、要素モデル底面の軸方向変位のみが拘束されとした。本研究では、加工形態が異なる2種類の放電加工条件についてそれぞれ解析を行い、それに対応する要素モデルのパラメータを表1に示す。材料に供給される放電エネルギーのすべてが要素モデルの温度上昇に消費されたと仮定しても、その増加分はいずれも0.1℃未満と小さいことから、本要素モデルの大きさ

は妥当であるといえる。

図3は温度-熱応力連成解析の計算過程を示す。放電加工をモデル化し、この種の解析を行う場合、放電エネルギーを与える領域の大きさすなわち放電柱半径 a とエネルギー配分 ϵ は未知変数である。本研究では a と ϵ を次のように決定した。まず

はじめに解析対象とした表1の条件で放電加工を行い、加工表面および断面の観察から、実際の放電クレタの直径と深さを測定した。次に、あらかじめ推定した a と ϵ の値を用いて温度解析を行い、加熱終了時の温度分布から要素の温度が材料の融点を越える領域を溶融領域とした。そして、この溶融領域の大きさからクレタの直径と深さを求めた。これらの値が実験値と一致しない場合、 a はクレタの直径に、 a を一定としたとき ϵ は深さにそれぞれ影響を与えることを考慮に入れて、 a と ϵ を変化させて再び溶融領域を求める。このようにして温度解析から得られるクレタ形状と実験値とが一致する放電柱半径とエネルギー配分の組み合わせがただ一つ決定できる。その後、放電開始から冷却後常温（ここでは20℃）に至るまでの温度分布を各時間ステップごとに求め、この温度データを熱応力解析時の連成データとして用いた。なお、熱流束の分布形をガウス分布と近似してクレタ形状を求めた例⁷⁾もあるが、ここでは熱流束は円形領域内で一定であると仮定して解析を行った。この分布形は一般的に広く用いられているものである^{5),6)}。

次に、熱応力の計算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。また放電開始から冷却される間に溶融物の一部は加工液の気化膨張に基づく作用力などによって除去される。このように体積変動を伴い連続的に推移する凝固領域を有限要素法で完全に再現することはできない。そこで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要素の集合体（以下ブロックと

表1 要素モデルのパラメータ

conditions of EDM	I_p (A)	13.2	3.3
	τ (μ s)	500	80
size of model	$R \times H$ (mm)	8×4	2×1
phase-changed region	$r_m \times z_m$ (mm)	0.216×0.06	0.144×0.024
	size of element (μ m)	3×3	1.5×1.5
total number of elements		2859	3544
total number of nodes		2968	3651

図3 温度-熱応力連成解析の流れ図

いう)によって近似する。図4に示すようにはじめに加熱終了時($t = \tau$)の溶融領域の要素をすべて取り除いて、残りの要素の熱応力を計算する。温度連成解析では各要素の節点は加熱終了時の温度をそのまま受け取っている。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要素全体の熱応力を求める。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とする。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、すべての節点

図4 熱応力の計算方法

図5 材料物性値の温度依存性

温度が常温になるまで熱応力を計算していく。ただし、最終ブロックと r 軸とで囲まれた部分は放電加工によって除去された領域を示している。本研究では Patel らの解析⁹⁾に見られるように除去は加熱終了時にまとめてなされるものと仮定し、溶融し飛散する加工屑の要素モデルへの付着は考えていない。

解析に用いた材料は冷間ダイス鋼SKD11であり、密度、ポアソン比はそれぞれ $7.69 \times 10^3 \text{ kg/m}^3$ 、0.3と温度によらず一定とした。次に、熱伝導率、比熱および線膨張係数についてはレーザフラッシュ法⁹⁾により、縦弾性係数については文献¹⁰⁾により温度依存性を調べ、その結果を図5に示す。ただし求めることのできなかった温度範囲については各材料物性値ともに外挿値を用いて計算を行った。さらに材料の潜熱は考慮に入れたものの表面からの熱放射はその影響が小さいということ¹¹⁾で特に考慮に入れなかった。

4. 実験方法

表2は放電加工条件を示す。加工液には灯油を、電極には銅をそれぞれ用い、ピーク電流とパルス幅との組み合わせにより形態の異なる2種類の加工面を得た。その加工面を金属顕微鏡および走査型電子顕微鏡(SEM)により観察し、クラックの表面形態を調べた。さらに加工断面を樹脂に埋め込みエメリ紙(#800)とバフ研磨により鏡面に仕上げ、ナイタールで腐食してクラックの断面形態も観察した。

表2 放電加工条件

dielectric fluid	kerosene
electrode	Cu
polarity	reverse
peak current : I_p	3.3, 13.2A
pulse duration : τ	80, 500 μs
duty factor	0.5

5. 結果および考察

5.1 放電クラックの形態

実験ではクラックの生成挙動を把握するために、

図6 表面に発生したクラックの様子

典型的なクラックの表面ならびに断面を観察し、考察を加えた。はじめにピーク電流13.2A、パルス幅500 μs でSKD11を放電加工したとき、表面に発生したクラックの様子を図6に示す。クラックは加工面全体にわたって数多く発生している。このことはかなり大きな熱応力がクレータ内に作用した結果であると考えてよい。中央のクレータに注目すると、生成クラックは主にクレータ中心部から半径方向に伸びる半径方向クラックである(クラックの形態1)。また各クレータは凹凸が少なく平坦なことから、この条件では溶融物が加工屑として飛散する割合は少なく、その多くがそのままクレータ内に凝固したものと推測することができる。したがって、この条件では溶融物は凝固する際にクレータ周辺部から大きな拘束を受けるものと考えられる。

次に図7は同じ加工条件における断面クラックのSEM写真を示す。ナイタール腐食により断面は2層構造になっていることがわかる。この厚さ約25 μm の表面層がいわゆる白層と呼ばれる再凝固層である。ここでの大きな特徴は大部分のクラックはこの再凝固層内だけに存在し、白層下の母材へは進展していないことである(クラックの形態2)。また一般に見られる先細りのクラックとは様子が異なり、クラックの開口部および先端ともにほぼ一定の開口幅となっている。このこと

図7 断面クラックのSEM写真

から、クラックの進展は加熱終了時以降における溶融領域内外の応力状態と密接に関係していることがわかる。

一方、ピーク電流3.3A、パルス幅80 μsで加工したとき、数多い放電クレータの中から、クラック生成挙動の解明につながる特徴のあるクレータを見ることができた。すなわち図8に示すようにクレータ中心部には再凝固層はなく、再凝固層がドーナツ状に分布している場合である。再凝固層内のクラックを観察すると図6と同じように半径方向クラックが主体であり、クレータ中心部に向かってクラック開口幅が小さくなっていることから、クラックはクレータ外周部を起点として発生したものと考えられる（クラックの形態3）。このようにクラックはドーナツ状に分布する再凝固層内にのみ存在し、クレータの中央部には発生していない。この再凝固層のないクレータ底部では溶融しなかったもののオーステナイト状態から急冷され、マルテンサイト変態が生じているものと思われる。しかし、クラックが存在していないことから、変態応力はクラック生成には支配的な因子ではないと考えてよい。このように溶融物がクレータ内から除去され再凝固層の存在しない部分ではクラックは発生しないことがわかった（クラッ

図8 ドーナツ状の再凝固層に発生したクラックの様子

図9 凝固領域の推移($I_p=13.2\text{A}$, $\tau=500\mu\text{s}$)

クの形態4)。

5.2 相変化領域とその時間的变化

ピーク電流13.2A、パルス幅500 μsの解析条件を例に、各時間における凝固領域の推移を図9に示し、図4で述べたブロックとの対応を簡単に説明する。この条件では図3の流れ図に従って放電柱半径 a とエネルギー配分 ε はそれぞれ180 μm、0.5と決定された。 $t=500\mu\text{s}$ すなわち加熱終了時の溶融領域は、 r , z 軸と曲線1とで囲まれた範囲である。解析では相変化領域を3 μm角の微小要素を用いてブロックを構成している。実際には溶融領域は曲線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、加熱終了時も含め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放電開始後、1.12msであり、その後、常温まで冷却される。ただし斜線部は放電加工によって除去された領域である。これは実際に得られる1パルス当りの除去量を、溶融曲線から得られるクレータ体積で割った値を除去率と定義し、実際に加工速度を求めた結果、除去率が約5%と推定できたことに基づいている。

5.3 熱応力の時間的变化

ピーク電流13.2A、パルス幅500 μ sにおける相変化領域内外の各要素の応力状態を調べ、引張応力の最大値の時間履歴を図10に示す。深さ方向応力 σ_{zz} の推移を加熱開始から見ると、相変化領域内外に引張の応力状態が必ず存在する。しかし、その値は半径方向応力 σ_{rr} と円周方向応力 $\sigma_{\theta\theta}$ と比較して小さく、最大でも約500MPaでありクラックの生成要因ではないと考えた。また、ただ一つ存在するせん断応力 σ_{rz} は最大でも約55MPaと小さかったので、 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。 σ_{rr} 、 $\sigma_{\theta\theta}$ の引張応力の最大値はいずれも加熱終了時から増大し、最終的に3000MPaを越える。解析ではクラック発生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じると考えるべきでない。しかし、SKD11の引張強さが約850MPaであることより、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。図6に見られる全面的クラックはこのように大きな熱応力が個々のクレータに作用した結果であると考えてよい。一般に σ_{rr} により円周方向、 $\sigma_{\theta\theta}$ により半径方向にそれぞれクラックの発生が予測されるが、図から明らかなように $\sigma_{\theta\theta}$ の方が σ_{rr} より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先行して進展するものと考えられる。このことはクラックの形態1をよく説明するものである。

図10 引張応力の最大値の時間履歴

図11 相変化領域内外における $\sigma_{\theta\theta}$ の応力分布

5.4 熱応力の空間的分布

図11は相変化領域内外における $\sigma_{\theta\theta}$ の応力分布を、冷却時間500 μ s、160msについて示したものである。前節で述べたように $\sigma_{\theta\theta}$ の方がクラック生成により支配的であると考え、今後は円周方向応力分布からクラックの生成挙動を考察していく。ただし、以下に述べる溶融領域は加熱終了時における領域を意味する。冷却開始後500 μ sでは、凝固前線は図9に示す曲線6にほぼ推移している。したがって、この冷却時間では相変化領域全体は凝固していない。図9に示した溶融領域の境界す

なわち曲線1は応力0の曲線とほぼ一致している。このことは再凝固層内では $\sigma_{\theta\theta}$ はすべて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。次に、大きな引張応力は溶融領域の外周部に存在し、中心部では依然として溶融していることから引張応力は作用していない。この外周部に働く大きな円周方向引張応力が半径方向クラックを誘発する主な要因であるとともにクラックの起点はクレータ外周部であること（クラックの形態3）の理由であると考えることができる。次に冷却時間160msでは、温度解析の結果から要素モデルの各節点は十分に冷却され、ほぼ定常状態と考えてよい。大きな引張応力状態は再凝固層全体に広がっている。しかし、溶融領域底部の外側では応力状態は急激な圧縮へと転じている。この圧縮応力の存在は、クラックが再凝固層内のみに存在し、母材へは進展しない現象（クラックの形態2）を明確に説明するものと考えてよい。ところで、図7に示す実験によるクラックの深さは約 $27\mu\text{m}$ であるのに対して、クラック生成が見込まれる引張応力作用域の平均深さは約 $25\mu\text{m}$ となり、両者にかなり良い一致が見られる。このことも放電クラックが主に再凝固層内のみに存在することを明確に示している。

次に、再凝固層がクレータ内にドーナツ状に分布する場合(図8)をモデル化して解析を行った。温度解析において、 a と ε はそれぞれ $60\mu\text{m}$ 、 0.45 と決定された。図12は各時間における凝固領域の推移を示す。 $t=80\mu\text{s}$ すなわち加熱終了時において、 r, z 軸と曲線1とで囲まれた範囲が溶融領域であり、本研究では斜線部の領域が加熱終了時に瞬間的に除去されたものと仮定して計算を行った。ここでは加熱終了時も含めて6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。

図13は相変化領域内外における $\sigma_{\theta\theta}$ の応力分布

図12 凝固領域の時間推移($I_p=3.3\text{A}$, $\tau=80\mu\text{s}$)

図13 相変化領域内外における $\sigma_{\theta\theta}$ の応力分布

を、冷却時間 $30\mu\text{s}$ 、 0.4ms について示したものである。冷却開始後 $30\mu\text{s}$ では、図12からわかるように相変化領域全体が凝固した瞬間である。この解析条件においても、図12に示す溶融領域の境界すなわち曲線1は応力0の曲線とほぼ一致していることがわかる。溶融領域の外部では大きな圧縮応力状態となっており、溶融領域の外周部に引張応力 500MPa の等応力線がわずかに存在している。その後、冷却時間 0.4ms では、溶融領域の外周部を起点とする引張応力は再凝固層全体に広がり、その値も大きくなっている。この解析結果から明確になった大きな特徴は、溶融物が除去され、再凝固層の全く存在しない領域Aでは、再凝固層

との境界付近に引張応力作用域は存在するが、その値は小さいことである。A領域に引張応力が生じる原因は明らかに再凝固層内部の大きな引張応力との平衡関係から生じたものであり、もし、クラック発生による応力緩和を考慮に入れたならば、恐らくA領域は応力0に近い圧縮応力状態になっているものと考えられる。このようにクレータ内から溶融物が完全に除去される部分(図8に示すクレータ中心部)には、熱応力的にはクラックは発生しないこと(クラックの形態4)が説明できる。以上の熱応力の解析結果から、放電加工のような溶融再凝固過程では、溶融物はクレータ周辺部から強い拘束を受け、その結果として再凝固層内にクラックが発生するものと考えてよい。したがって、クレータ内から溶融物を有効に除去し、たとえ残留したとしても溶融物が強い拘束を受けなければ、加工速度ならびに表面健全性に優れた放電加工を実現することができるものとする。

6. 結 論

鋼を放電加工した際に発生するクラックを、その溶融再凝固過程に伴う相変化を考慮に入れた熱応力解析の結果から検討し、以下の結論を得た。

- (1) 加工時の冷却過程において、材料に発生する熱応力は、再凝固層内で材料の引張強さ(常温で約850MPa)を大きく越える。特に円周方向に働く引張応力がクラックの主な生成要因である。
- (2) 3次元熱応力分布ならびにその時間変化を考慮に入れると、放電加工面では半径方向クラックが主体であること、クラックの起点はクレータ外周部であること、大部分のクラックは再凝固層(白層)内に存在し、白層下の母材へは進展しないこと、というクラックの生成挙動がよく説明できる。
- (3) 溶融物がクレータ内から除去され再凝固層の

存在しない部分では、熱応力の見地からクラックは発生しないことがわかった。

参考文献

- 1) 倭 文邦郎：金型鋼の放電加工に関係する事故現象とその原因の解析，電気加工技術，5巻，13号(1982)13.
- 2) 佐藤健児，八戸信昭：超硬合金の放電クラック，第36回放電加工研究会資料，(1964)18.
- 3) E.Lenz and W.König: Cracking Behavior of Sintered Carbides during EDM, Annals of the CIRP, Vol.24, No.1(1975)109.
- 4) 向山芳世：放電加工の研究－電極への熱的作用の影響について－，電気加工学会誌，11巻，22号(1978)70.
- 5) 楊 友沈，向山芳世など：単発放電におけるき裂発生域の解析，精密工学会誌，60巻，3号(1994)388.
- 6) 楊 友沈，向山芳世：放電加工に基因する残留応力の3次元解析，電気加工学会誌，27巻，56号(1993)58.
- 7) P.D.Richardson: Heat and Mass Transfer in Spark Machining, Ph. D. Thesis, Brown University, 73.
- 8) M.R.Patel, et al: Theoretical models of the electrical discharge machining process. II. The anode erosion model, J. Appl. Phys., 66-9(1989)4104.
- 9) 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.
- 10) 竹内洋一郎：熱応力，日新出版，(1975)289.
- 11) 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，過度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.
(1996年5月29日受付)