

参 考 文 献

- 601) 神 重傑, 西 直美, 河合和昭, 高橋康輔: 強靱性ダイカスト用アルミニウム合金の開発, 金属学会報, 28, 5(1989)419.
- 602) H.A.Lord: Applications of Vacuum in Die Casting for Quality Improvement, Trans. Soc. of Die Casting Engrs., 5(1970)84.
- 603) 阿部敏夫: 浸硫及び浸硫窒化処理鋼の摩擦・摩耗特性, 熱処理, 22, 2(1982)178.
- 604) 東京冶金工業(株): 技術資料
- 605) 東京熱処理工業(株): 技術資料
- 606) Z.Has, J.Grams and W.Jarosz: Gas Sulphonitriding, Wear, 64(1980)333.
- 607) M.Hansen: Constitution of Binary Alloys, McGRAW-HILL, London (1958) 670.
- 608) 山田富重, 青野次郎: 温・熱間工具の表面硬化と型寿命, 塑性と加工, 23, 261(1982)997.
- 609) L- A.Norstrom and L.Jonson: New Premium Die Steel for the 1990s, Trans. Soc. of Die Casting Engrs., Jan/Feb. (1988)12.
- 610) 日原政彦, 向山芳世: ダイカスト金型鋼に関する研究(第7報), -ガス窒化処理層の熱疲労挙動-精密工学会, 1991年度春季学術講演会概要論文集, 3月(1991)152.
- 611) 日原政彦, 向山芳世, 緒方 勳: ダイカスト金型鋼に関する研究(第4報), -軟窒化および浸硫窒化処理層の熱疲労特性-精密工学会, 平成元年度秋期学術講演会概要論文集, 10月(1989)649.
- 612) A. Schindler, A. Kulmborg and J.H. Stuhl: Thermal Fatigue of H13 in Die Casting Applications, 9th SDCE congress, Milwaukee, Jun. (1977)G-T77-065.

第 7 章

ガス窒化処理金型鋼 の寿命評価

第7章 ガス窒化処理金型鋼の寿命評価

第7.1節 緒言

第6章においては塩浴中で処理した軟窒化及び浸硫窒化処理金型鋼の熱疲労挙動及び溶損特性について検証・追求を行った。軟窒化及び浸硫窒化処理した金型鋼は加熱-冷却熱サイクルを负荷した熱疲労試験過程において、表面に存在した窒化物が試験初期段階で分解し、拡散層の状態になることを明らかにした。また、窒化物分解後の表面は拡散層に変化し、この拡散層領域が熱疲労試験過程において、クラックの成長・増殖の阻止効果を示すことも明らかにした。このことは熱疲労試験過程における、各窒化処理金型鋼の耐熱疲労特性は拡散層の存在に大きく影響されることが検証できた。これらのことから、ダイカスト金型の寿命向上を図るうえで、拡散層の挙動解析に注目することは意義あることと考えられる。

そこで、近年開発された、ガス窒化処理は表面の窒化処理状態をコントロール可能な処理（窒化物及び拡散層状態の処理）であることに注目し、軟窒化処理金型鋼等の寿命評価試験から得られた多くの知見に基づき、窒化処理表面の状態を変化させた各種の金型鋼について寿命評価試験を実施することは窒化処理層の挙動解析過程で、多くの新たな情報を与えてくれるものと思われる。また、これらの検証・追求で得られる成果はダイカスト金型等への寿命向上に限らず、窒化処理の熱的な挙動の解明にとって興味ある情報を提供してくれるものと考えた。

そこで、本章においては真空熱処理炉及び流動層炉等を利用し、数種のガス窒化処理（KANUC⁷⁰¹⁾、エジソンハード（E・H）⁷⁰²⁾及び INIX⁷⁰³⁾等）を行った金型鋼について、前章までに述べてきた寿命評価手法を用い、熱疲労挙動、溶損特性の検証及び窒化処理層の熱的な挙動の解析等を目的として各種の実験を行った成果について述べる。

一般に、ガス窒化処理方法は（１）窒化処理後の表面の酸化物等の形成が少ない、（２）窒化物の形成厚さをコントロールできる、（３）真空中及び置換ガス中での処理のため、処理材表面の酸化が少ない、（４）処理温度が 500～560℃ 前後であるため、処理材の変形が少ない、（５）ガス中での窒化処理のため、素材表面の脱炭が少ない、（６）塩浴処理等と比べ、廃液の処理及び公害の問題もなく、作業環境が清浄である、（７）従来の熱処理装置を共用できる、等の多くの利点を持った処理であると言える。

また、ガス窒化処理は金型の加工後（機械加工、放電加工等）のひずみ取り熱処理を併用できることから、多くのダイカスト鋳造企業において使用され始めている。しかし、各ガス窒化処理の詳細な処理条件等は処理メーカーのノウハウがあり、公表されていないために明確にできない部分もあるが、ここでは、ダイカスト金型鋼に各種のガス窒化処理を行ったものについて、各種の寿命評価試験を行った。

第 7. 2 節 実 験 方 法

7. 2. 1 ガス窒化処理方法と種類

寿命評価試験に用いた素材は熱間金型工具鋼（SKD61、改良材、相当材）であり、各素材を焼入れ－焼戻し処理後、表面硬度を改良材は HRC45、相当材は HRC48 に各々調整した。また、ガス窒化処理金型鋼は前章で使用したものと同様な寸法形状を持った金型鋼に各処理を行っている。

表 7-1 に本試験に用いた金型鋼の改良材及び相当材の各成分濃度を示す。なお、KANUC 処理は金型鋼の相当材（HRC48）及び改良材（HRC45）に窒化物形成「化合物処理と言う」と拡散層「拡散処理と言う」の各々の処理を行った。また、他の E・H 及び INIX 等のガス窒化処理は改良材（HRC45）に行った。ガス窒化処理の中で KANUC 処理「メーカーでは真空・ガス窒化処理と言っている」に

表 7-1 金型鋼の成分濃度
(重量%)

	C	Si	Mn	Mo	Cr	V
改良材 SKD61	0.37	1.0	0.4	1.4	5.3	1.0
相当材 SKD61	0.4	0.3	0.8	2.3	2.6	0.9

ついては処理方法の概要を公表⁷⁾⁴⁾していることから、ここでは、KANUC 処理から、ガス窒化処理の概要を概観する。

処理装置の概要と処理条件を図 7-1 に示す。

この処理による金型鋼への窒化処理は、まず、表面に反応促

進物質を塗布し、炉内を 10^{-3} Torr の真空

にした後、 NH_3 ガスを挿入して、0.5 Torr までガス置換する。その後、炉内を 550℃ まで昇温させ、4h 保持して処理を行う方法である。この KANUC 処理は窒化物が明確に形成する処理と拡散層の状態に処理する 2 種類の処理方法があり、金型等の使用目的に応じて選択できる利点がある。

なお、他の 2 種類のガス窒化処理（E・H 及び INIX 処理）については処理方法及び処理条件等が明確にされていないことから、詳細は不明であるが、各ガス

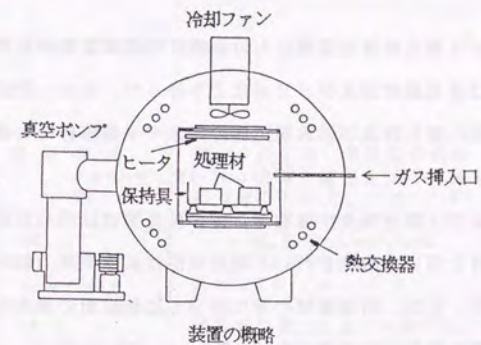


図 7-1 ガス窒化処理装置と処理条件

窒化処理後の窒化物の形成状態を観察すると、両者の処理には著しい違いが認められなかった。このことから、近年、多くのガス窒化処理方法が提案されているが^{505), 506), 507)}、共に窒化処理層の形成状態は処理メカによって著しい違いはないものと考えられる。

7. 2. 2 ガス窒化処理層の観察と硬度測定

ガス窒化処理金型鋼における熱疲労試験前後の処理層近傍の表面及び断面観察は金属顕微鏡及びSEMにより行った。なお、熱疲労試験及び溶損試験後の断面の窒化物及び拡散層近傍の窒素の挙動解析はX線マイクロアナライザ分析(XMA)による線分析から行った。

また、窒化物及び拡散層近傍の硬度測定は明石社製、マイクロビッカース硬度計を用いて測定を行い、測定条件は試験荷重、100~200gf、保持時間、30sとした。なお、断面領域の硬度測定では最表面の測定が不可能となることから、表面の測定から推定した。

7. 2. 3 熱疲労試験過程でのX線回折図形の観察及び残留応力測定

熱疲労試験過程及び試験前後の各種のガス窒化処理金型鋼表面について、表面の窒化物の挙動をX線回折法により各段階で測定し、回折線の変化を追跡調査した。

また、ガス窒化処理金型鋼の場合、一般に表面の窒化物の形成が少なく、 αFe (211) 回折面が認められることが多い。そこで、熱疲労試験過程における試験面の残留応力をX線残留応力測定法を用いて、金型鋼における αFe (211) 回折面の残留応力を測定した。

なお、表7-2に示す残留応力測定条件は第4章において述べた方法に準じて行った。X線残留応力測定における応力値の算出方法は表7-2欄外に示す

が、解析は半価幅中点法及び80%法(αFe (211) 面近傍に Fe_{2-3}N 窒化物が存在する場合、半価幅中点法では測定誤差が大きくなるために、ピーク高さの80%における中点から 2θ 値を求める方法である。)を用い、応力値は、 $\sigma = -K \cdot M$ によって求めた。ここで、 K は応力定数で、 M は $2\theta - \sin^2\psi$ 線図の傾きを示し、各 ψ 角変化に対する 2θ 値をプロットして得られた直線の傾きである。なお、応力値の算出はコンピュータ処理による応力測定解析装置を用いて行った。

表7-2 X線残留応力測定条件

X線残留応力測定条件		ピーク決定法：半価幅中点法
対陰極管	Cr K α	応力値の計算法： $\sigma = -K \cdot M$ $K = -E / 2(1+\nu) * \cot\theta$ $= -30.33 \text{ kgf/mm}^2/\text{deg},$ -297.3 MPa/deg. $M = \Delta 2\theta / \Delta \sin^2\psi$ 縦弾性係数, E ; $2.1 \times 10^4 \text{ kgf/mm}^2,$ ポアソン比, ν ; 0.28
フィルタ	V	
管電圧	40 kV	
フィラメント電流	30 mA	
走査速度	4 deg/min	
照射面積	$2.5 \times 2 \text{ mm}^2$	
タイムコンスタント	5 s	
ψ 角	0, 15, 30, 45°	

7. 2. 4 熱疲労試験及び溶損試験方法

熱疲労試験はこれまでに述べてきた方法に準じて行った。すなわち、ガス窒化処理金型鋼の試験面の熱サイクルは加熱、570℃、135s及び冷却、100℃、5sを1サイクルとした。試験温度の設定は鋳造後及び離型剤塗布後の金型表面温度を輻射温度計で測定すると、最高温度は400~450℃、最低温度は40~200℃となることから、この結果に基づき試験温度を設定した。

溶損試験はアルミニウム溶湯(ADC12, 680℃)に一定時間浸漬し、浸漬時間と重量減少量の関係から各種のガス窒化処理金型鋼の耐溶損性を検討した。なお、比較のために無処理金型鋼の改良材と相当材についても同様な試験を行い、比較検討した。

7. 2. 5 クラック発生数の測定

熱疲労試験後の金型鋼断面に存在するクラックの測定は第6章、第6. 3. 3項、図6-6に示した方法で行った。なお、クラック分布は表面から15mmの位置を中心として、10mmの範囲に存在するクラック長さを測定して求めた。この位置は熱疲労試験過程での残留応力測定位置に対応しており、クラックの発生状態と熱疲労試験過程での残留応力との対応性を検討する目的で選択したものである。

第7. 3節 実験結果及び考察

7. 3. 1 硬度分布と熱疲労特性との関係

図7-2は前章で述べた、軟窒化処理及び浸硫窒化処理金型鋼の硬度分布曲線とガス窒化処理金型鋼（KANUC 処理）における熱疲労試験前後の硬度分布曲線とを比較して示している。試験前の表面硬度及び硬度分布曲線を相互に比較すると、KANUC化合物処理金型鋼の場合、表面硬度はHV800～1000程度の値を示した。この硬度は軟窒化処理等では窒化物と拡散層の境界領域に対応する値である。また、硬化層領域も100～150 μ m程度で軟窒化処理等の値に比べ約100 μ m程度少ない。これらの挙動は、ガス窒化処理金型鋼の場合、表面に形成する窒化物の存在が少なく、不均一な状態であることを示し、処理時間が軟窒化処理等と同様な時間であっても表面に形成する窒化物はガス反応と塩浴中での化学反応との違いであると考えられる。

このガス窒化処理金型鋼について、10000 サイクルの熱疲労試験を行うと、表面硬度はHV600 程度になる。この硬度低下は軟窒化処理金型鋼の場合に比べ、大きく、表面に形成する窒化物厚さの違いによる影響であり、窒化物厚さが薄い場合、熱疲労試験過程で窒化物は早期に分解し、拡散層状態で長時間加熱さ

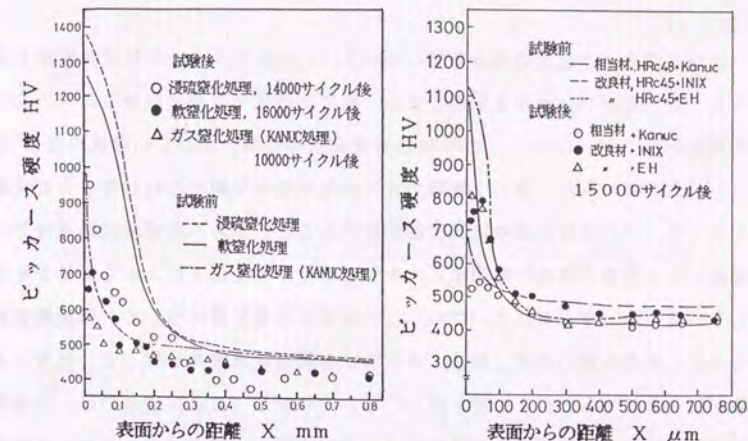


図7-2 熱疲労試験前後のガス窒、図7-3 熱疲労試験前後の各種の
化処理（KANUC 化合物処 ガス窒化処理における硬
理）の硬度分布比較 度分布

れ、表面の窒素の逃散と生地軟化による影響が大きいことに起因している。よって、熱疲労試験後の軟窒化処理金型鋼にみられる、最表面の硬度低下とその直下の硬度上昇現象とは同様な挙動を示すものと考えられる。

図7-3はKANUC、E・H及びINIX処理金型鋼の硬度分布曲線を示す。KANUC拡散処理は金型鋼の相当材に拡散層状態に処理し、E・H及びINIX処理は金型鋼の改良材にガス窒化処理した結果を各々示している。

KANUC 拡散処理は表面に窒化物の形成が殆ど明確に認められない状態を示すことから、表面硬度はHV700程度となり、他のガス窒化処理金型鋼の場合の拡散層領域に対応している。なお、硬化層深さは100 μ m程度と非常に少ない状態を示した。一方、E・H及びINIX 処理金型鋼は図7-2に示した、KANUC化合物

処理の結果と同様な硬度を示し、表面には窒化物の存在が認められる。また、両者の硬化層深さは200 μ m程度となり、軟窒化処理の場合と同様な状態を示した。

これらの各ガス窒化処理金型鋼について、15000 サイクルの熱疲労試験を行うと、E・H及びINIX処理金型鋼の場合、軟窒化処理金型鋼と同様なHV700~800の硬度を示した。しかし、KANUC拡散処理金型鋼の場合、著しい硬度の低下HV500~600が認められ、他の2種類のガス窒化処理金型鋼と比較し異なった状態となった。この処理の表面は拡散層状態であることから、熱疲労試験過程での加熱による窒素の逃散に起因する、生地軟化が硬度低下に大きく影響を及ぼしているものと考えられる。なお、この拡散処理金型鋼について、断面観察を行うと、硬度の高い白層（通常、窒化物は金属顕微鏡観察を行うと、化合物領域が白色を呈するために白層と呼んでいる。しかし、SEM観察では、白層領域は反対になる）とは異なる硬度の低い層が約20 μ m程度認められた。金型鋼相当材の成分濃度は改良材に比べ、Crが1/2に低下し、Mo及びMnは約2倍の濃度となっている。よって、拡散層の生成が素材濃度により異なるためであり、XMA分析でも明かとなるが、表面層近傍にはMo濃度の高い領域が存在することから、ミクロ的には処理表面にMo窒化物の形成が考えられる。これらのことから、ガス窒化処理の条件を変化させて窒化処理する場合、処理する金型鋼の組成を考慮して行うことが必要となることを示している。しかし、各ガス窒化処理金型鋼は窒化物形成量が少ないにも拘らず、熱疲労試験後の硬度の低下は拡散層領域で得られる硬度を維持していることが明らかとなった。

7. 3. 2 ガス窒化処理金型鋼のX線回折図形の観察

図7-4は KANUC拡散処理、E・H及びINIX処理の各ガス窒化処理金型鋼における、熱疲労試験前後の処理表面のX線回折図形の変化を示している。熱疲労試験前の各ガス窒化処理表面は共に、 α Fe回折線が明確に認められた。なお、

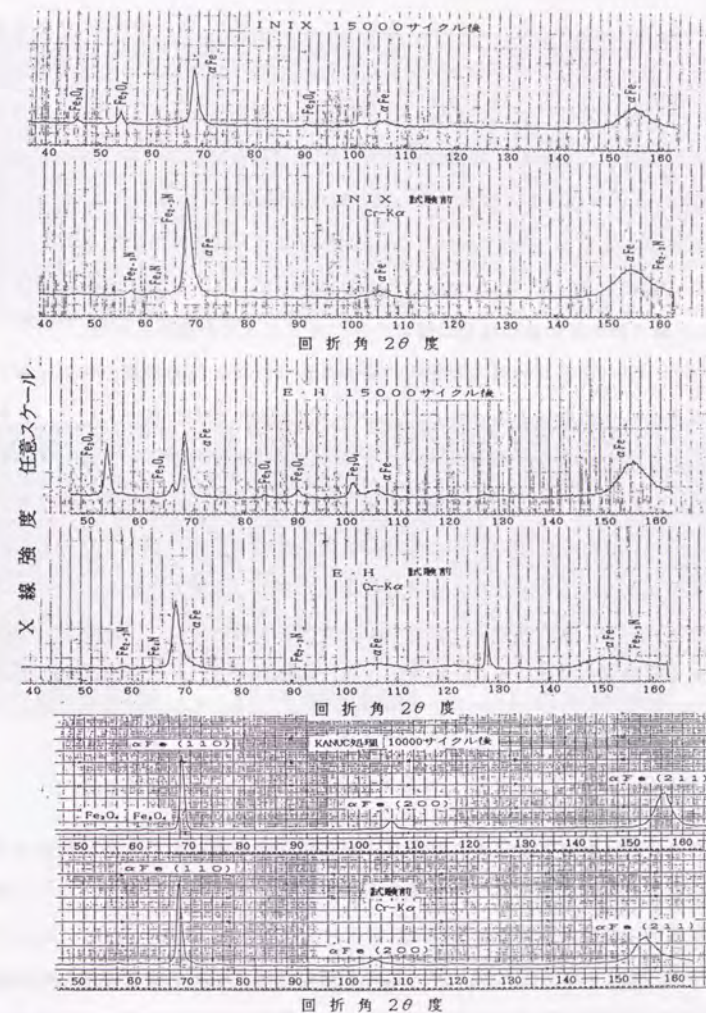


図7-4 各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後のX線回折図形の観察

KANUC 処理は拡散状態の処理であることから、他のガス窒化処理金型鋼に比べピークがシャープとなっている。そこで、 $\alpha\text{Fe}(211)$ 面の回折角 2θ を測定すると、高角度側にシフトすることが認められた。この時の半価幅は金型鋼の焼入れ-焼戻し素材に比べて約 1.4 倍増加していることから、窒化処理時の固溶窒素に起因した格子ひずみの影響であることが明らかとなった。この金型鋼の 10000 サイクル熱疲労試験終了後の回折線を観察するとシャープになり、半価幅も試験前の値に比べ約 13% 減少することが認められた。このことは、熱疲労試験過程で格子ひずみが緩和されることを示している。なお、試験後の $\alpha\text{Fe}(211)$ 面の回折角は無処理金型鋼のそれに近づくことが認められた。

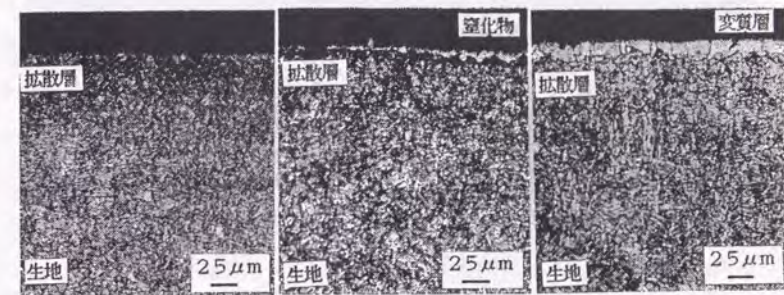
一方、E・H 及び INIX 処理金型鋼の場合においては αFe 回折線のブロードニングが激しく、僅かであるが Fe_{2-3}N 及び Fe_4N 窒化物の存在が認められた。これらの各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験後の回折線を観察すると、 αFe 回折線はシャープとなり、 Fe_{2-3}N 及び Fe_4N 窒化物は消失し、 Fe_3O_4 回折線が新たに認められる状態となった。これらの挙動は軟窒化処理金型鋼において明確にした、熱疲労試験過程での窒化物の分解と同様であることが明らかとなった。

なお、KANUC 化合物処理における、回折図形の観察では E・H 及び INIX 処理の熱疲労試験過程で認められた結果と同様な挙動を示すことが確認されている。

7. 3. 3 熱疲労試験過程での処理層の挙動

写真 7-1 (a) ~ (f) は各ガス窒化処理金型鋼における各試験前の断面について金属顕微鏡観察した結果を示す。また、写真中には参考のために軟窒化処理時の断面写真 (f) も同時に示している。

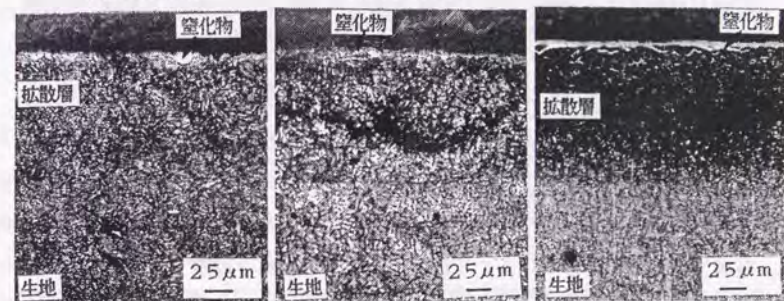
写真 (a) ~ (c) は KANUC 処理の各窒化物形成状態の変化を示している。(a) は金型鋼の改良材に拡散処理した時の断面を示している。この断面からは窒化物の存在が明確に認められなかった。(b) は金型鋼の改良材に窒化物を形成する処理方法で行ったときの断面観察結果である。表面近傍には窒化物



(a) KANUC 拡散処理
SKD61 改良材

(b) KANUC 化合物処理
SKD61 改良材

(c) KANUC 拡散処理
SKD61 相当材



(d) E・H 処理
SKD61 改良材

(e) INIX
SKD61 改良材

(f) 軟窒化処理
SKD61 改良材

写真 7-1 各ガス窒化処理金型鋼の試験前の断面観察

の形成が明確に認められるが、均一な窒化物が形成されていない。(c) は金型鋼の相当材に拡散処理した場合であり、(b) の表面状態とは異なり、約 20 μm 程度の硬度の低い異常層 (XMA 分析からは高濃度窒素領域が認められない) と考えられる領域が存在する。しかし、X 線回折線の解析からは窒化物の存在が認められていない。よって、この層の形成は金型鋼の組成の違いに起因

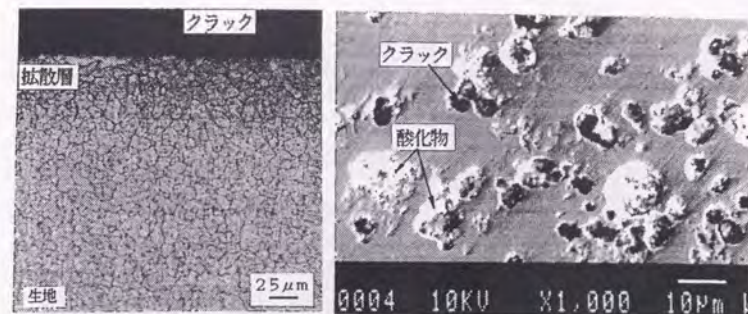
して存在した変質層であり、窒素の拡散領域も少ないことが明かとなった。

なお、E・H(c)及びINIX(d)処理金型鋼の断面には(a)に認められたと同様な状況の窒化物の存在が明らかとなった。これらのことから、ガス窒化処理層の窒化物の形成状態はKANUC、E・H及びINIX処理ともに明確な違いはなく、軟窒化処理に認められたような、均一な窒化物は形成されないことが明らかとなった。しかし、KANUC処理は各種の窒化形態を形成させることが可能となり、ダイカスト金型及び鋳抜きピンへの適用には各処理の利点を有効に利用することで、寿命向上が図れる可能性を持っている。

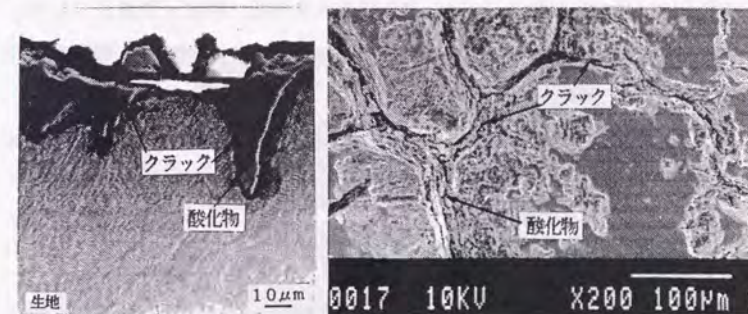
写真7-2(a)~(e)はKANUC、E・H及びINIX処理した金型鋼の熱疲労試験後(10000及び15000サイクル)の表面及び断面のSEM観察結果を示す。なお、表面観察では熱疲労試験後の表面に酸化物等が存在し、クラックの進展状態の観察が明確にできないことから、バフ研磨した後の表面観察結果を示している。(a)はKANUC化合物処理金型鋼(改良材)の表面及び断面を示す。断面写真の表面近傍は窒化物の存在が認められず、最表面近傍にヒートチェックの発生による、小さなクラックが存在した。この金型鋼の試験面全体を観察しても、生地中に成長した大きなクラックの存在は非常に少ない状態を示し、耐熱疲労特性が向上していることが明確となる。表面の観察では、成長したクラックが相互に連結した形態は少なく、ビット状態からクラックに成長し、単独で生地中に進展する形態をとることが認められた。

(b)は参考に金型鋼(相当材)の結果を示す。断面写真では表面のクラックが生地中に成長し、その内部には酸化物の形成した状態を示した。この金型鋼のクラックの成長は比較的表面近傍に多く観察され、改良材の場合に比べ、クラックは生地深くまで成長していないことが明らかとなった。また、表面観察では個々に成長したクラックが連結し、亀甲状のクラックが多く認められた。表面のクラックは開口し、酸化物の形成と破壊の状態が明確に認められる。

(c)は(b)に示した金型鋼にKANUC拡散処理した時の結果を示す。断面部には生地中に成長した明確なクラックの存在が認められず、(b)の場合の無



(a) KANUC化合物処理(SKD61改良材, 10000サイクル後, 断面, 表面)

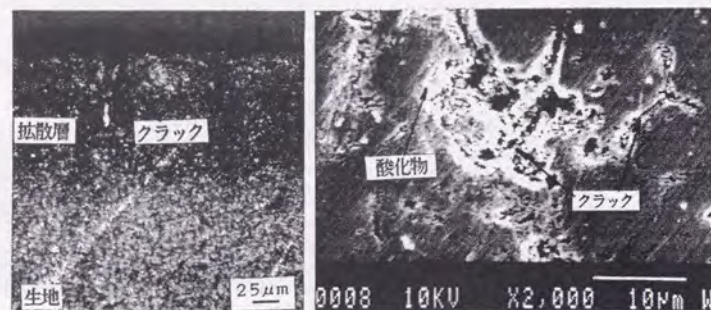


(b) SKD61相当材(15000サイクル後, 断面, 表面)



(c) KANUC拡散処理(SKD61相当材, 15000サイクル後, 断面, 表面)

写真7-2 各ガス窒化処理金型鋼及び無処理金型鋼の熱疲労試験後の表面及び断面の顕微鏡・SEM観察



(d) E・H処理 (SKD61改良材, 15000サイクル後, 断面, 表面)



(e) INIX処理 (SKD61改良材, 15000サイクル後, 断面, 表面)

写真7-2 各ガス窒化処理金型鋼及び無処理金型鋼の熱疲労試験後の表面及び断面の顕微鏡・SEM観察(つづき)

処理金型鋼と比較して、ヒートチェック及びクラックの発生状態は著しく改善されることが明確となる。この処理の表面の異常層は試験前に、20μm程度存在するが(写真7-1参照)、試験後には消失し、(a)の断面状態と同様となった。このことは、試験前に存在する変質層は窒化物の可能性を示唆される。なお、表面の観察では個々の単独のクラックが存在し、クラックとクラックが連結した状態を示すことが認められた。また、(a)及び(c)のクラック

の発生状態を比較すると、熱疲労試験サイクル数が(aは10000サイクル, bは15000サイクル)異なるものの、拡散処理の場合、クラックの発生状況はビット状態からクラック状態に変化することが明らかとなった。

(d)はE・H処理した金型鋼の場合を示す。断面観察からは生地中に成長したクラックの存在が確認され、クラック内に酸化物が形成している状態を示した。また、表面のクラック状態はKANUC化合物処理と同様に試験初期段階ではビット状の欠陥から生地中に進展する形態をとるが、クラック間相互の連結も認められた。(e)はINIX処理した金型鋼の場合を示す。この結果もE・H処理と同様な形態を示し、この両者の窒化処理における表面の窒化物及び拡散層の熱疲労挙動は類似していることが明らかとなった。

各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験後の各表面・断面観察からは無処理金型鋼のクラック発生形態に比べて異なり、ビット状のクラックが単独で生地中に進展する傾向が観察され、窒化物及び拡散層の存在はクラックの発生及び進展を阻止する挙動を示すことが明確となった。

7. 3. 4 クラック発生数とサイクル数との関係

これらの各ガス窒化処理金型鋼における、熱疲労試験過程での単位面積当たりのクラック総長と試験サイクル数との関係を両対数で示した結果が図7-5である。これらの結果は第3章, 3. 2. 3項に示した、クラック測定方法に準じて解析を行った結果である。参考のために、無処理金型鋼の従来材及び改良材の場合も示している。KANUC処理は拡散層状態(図のKANUC. D)と化合物状態(図のKANUC. C)の場合を示している。これらの結果から、各ガス窒化処理の熱疲労試験過程でのクラック発生頻度は1000サイクル近傍から異なることを示した。この各直線の傾き $n = \Delta \ln C / \Delta \ln N_f$ から、クラックの発生頻度を求めると、1000サイクル以前では無処理金型鋼の値 $n=0.2 \sim 0.4$ 程度の値に比較し、大きな値(0.85程度)を示すが、1000サイクル以降は $n=0.3 \sim 0.5$ の値となり、

無処理金型鋼の場合と同様な状態となった。

試験初期段階における各ガス窒化処理金型鋼は窒化物が熱疲労試験過程での熱衝撃で破壊する。よって、表面に観察される微細クラック数が増加するためにクラック発生頻度の値が無処理金型鋼に比較し大きくなる。また、拡散層領域は圧縮応力が存在し、この領域に

急激な熱ひずみが重畳されることに起因して、無処理金型の場合に比べ大きな値を示すと考えられる⁷⁸⁾。1000サイクル以降は、熱サイクルの繰返しによる表面近傍の熱疲労により、弾性ひずみが低下し、塑性ひずみが増加する過程で、クラックの発生よりもクラックの成長・増殖が優先し、クラック発生頻度が低下すると考えられる。この結果は第4章、4.3.6項で述べた無処理金型鋼の結果とも傾向が一致する。なお、KANUC 化合物処理金型鋼 (KANUC. C) 表面のクラック発生頻度の結果は他のガス窒化処理金型鋼の場合に比べ低い値を示した。

図7-6はKANUC 化合物処理金型鋼とこの処理の素材に使用した無処理金型鋼の10000 サイクル熱疲労試験後の断面に存在したクラックの分布測定結果を示す。無処理金型鋼の結果は微細クラックから大きなクラックまで広い範囲にその存在が認められるが、窒化処理金型鋼の場合、微細クラックの発生が多く、約30 μ m以上のクラックの存在が認められなかった。このことは、軟窒化処理

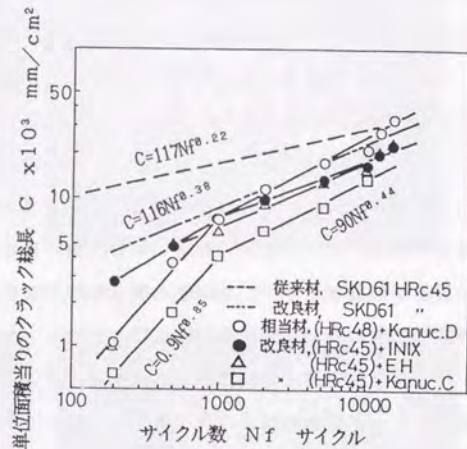


図7-5 サイクル数とクラック発生数との関係

金型鋼における結果と同様な傾向を示し、表面の窒化物の形態は異なるが、熱疲労挙動に対する窒化物及び拡散層のクラック発生・成長特性は類似した状態を示している。

なお、表中に示さないが、無処理金型鋼の最大クラック深さは約 80

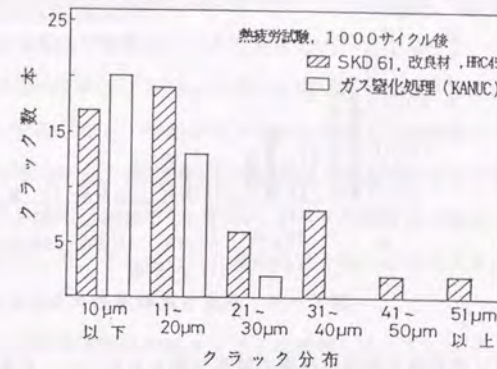


図7-6 熱疲労試験後のクラック分布

μ m程度、KANUC化合物処理の場合、30 μ m程度となり、約2倍のクラック阻止効果を示した。なお、KANUC 化合物処理の最大クラック深さは拡散層領域内に存在することからも、拡散層領域はクラックの進展を阻止する効果大きい。

図7-7は各ガス窒化処理金型鋼における、15000 サイクルの熱疲労試験後のクラック分布を示している。これらの結果においても、図7-6と同様な傾向を示すことが明確となった。なお、無処理金型鋼は相当材を使用し、KANUC処理は拡散層状態に処理したものである。これらの結果から、表面に形成した化合物形態が異なっているが、ガス窒化処理金型鋼は表面の薄層領域に微細クラックの発生が優先し、生地深くまで成長したクラックの存在は少ないことが明らかとなった。また、KANUC 拡散処理の最大クラック深さは他のガス窒化処理金型鋼 (E・H及びINIX 処理) に比較し、約1/2の値を示した。よって、拡散層は加熱-冷却熱サイクルを负荷した熱疲労試験過程でのクラック発生及び進展に対して、効果的な阻止作用を示すことが明確となった。このことは軟窒化処

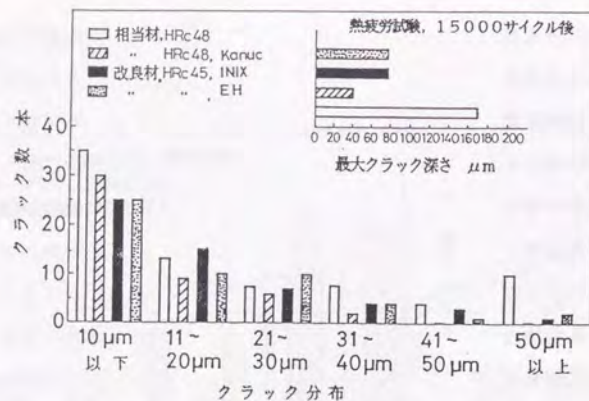


図7-7 熱疲労試験後のクラック分布

理及び浸炭窒化処理金型鋼の結果で明らかにした、拡散層の存在がクラック等の成長阻害要因になることを、本試験結果から裏付けることができた。よって、クラック発生及び進展は熱疲労試験過程での拡散層の挙動によって大きく左右されることを明らかにすることができた。また、E・H及びINIX処理金型鋼は熱疲労試験後の断面観察でも明確なとおり、最大クラック深さは共に同様な値を示した。なお、試験サイクル数が異なることから単純に比較はできないが、無処理金型鋼の相当材及び改良材の最大クラック深さは共に熱疲労特性を向上させた素材⁷⁹⁾であるために、従来材の値、800μm程度に比べ著しく低い値を示した。このことは、第4章で述べたように、素材の品質改善及び熱疲労特性の向上がクラック発生・成長及び進展形態に大きな影響を与える要因となることを示している。

7. 3. 5 サイクル数と残留応力との関係

図7-8は各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験過程における、表面の残留応力変化の測定結果を示す。熱疲労試験前の各ガス窒化処理金型鋼の表面は窒化

物の形成したE・H及びINIX処理の場合、無処理金型鋼の相当材における表面研磨状態の応力と同様な圧縮応力を示した。一方、KANUC 拡散処理金型鋼の場合、他の処理金型鋼に比べ、表面に窒化物の形成が少ないことに起因して、侵入型元素である窒素の格子ひずみの増加から大きな圧縮応力が認められる。これらの各ガス窒化処理金型鋼のなかで、E・H及びINIX処理は約15000サイクル程度まで、応力値に明確な変化がなく、初期の応力状態で推移する形態を示した。しかし、KANUC 拡散処理の場合、約1000サイクル程度までは初期応力で推移するが、その後、急激に圧縮応力が低下し、10000サイクル程度まで減少した後、安定応力となる形態を示した。この違いは、表面の窒化物の形成と大きく関係している現象と考えられる。

窒化物の存在は熱疲労試験過程で分解することは明確となっているが、この窒化物の分解に伴って、処理層の表面領域は拡散層状態に変化する。窒化物が拡散層に変化するまでの分解時間の遅延がクラックの生地中への進展を阻害し、応力の開放が少なく、応力値の低下を示すサイクル数が高サイクル側に移行するものと考え、拡散処理との応力形態の違いが理解できる。なお、表面に形成した窒化物の分解は軟窒化処理した金型鋼の熱疲労試験過程でのXMA分析から推定すると、約1000~5000サイクル近傍であることが推定できる(第6

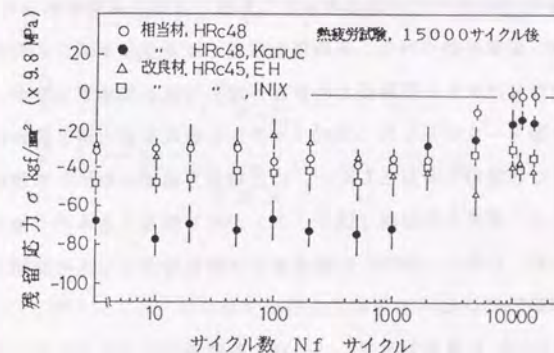


図7-8 ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験過程での残留応力変化

章、図6-8参照)。よって、この試験サイクル領域までは拡散層が表面に存在し、格子ひずみ発生させ、窒化物の破壊による応力の開放に比べ、拡散層の存在によるひずみ効果が優先する結果であると考えられる。

また、拡散処理の場合、試験面の加熱による窒素の拡散速度が早くなり、試験面から大気中に逃散し、表面近傍は脱窒素領域がサイクル数の増加に伴い発生すると考えると、表面層領域の微細クラックの発生と軟化効果が試験後期におけるサイクル数の応力低下を引き起こす原因になるものと考えられる。なお、無処理金型鋼の改良材は2000サイクル近傍から圧縮応力が徐々に低下し、約10000サイクルで零となる応力形態を示した。よって、15000サイクルにおける応力値の違いが各ガス窒化処理方法により異なることをこの結果は示している。

なお、無処理金型鋼の改良材及び相当材における熱疲労試験後の表面からの残留応力変化曲線は第4章、図4-6に示したが、これらの金型鋼表面にガス窒化処理を行ったため、それらの結果と相互に比較検討する。

図7-9は無処理金型鋼における残留応力と研磨深さとの関係を、図7-10はそれらの素材にKANUC 拡散処理（素材は相当材）及びE・H処理（素材は改良材）した金型鋼の結果を各々示す。これらの結果から明確のように、改良材にE・H処理を行い、15000サイクル熱疲労試験後の表面からの残留応力形態は無処理金型鋼の10000サイクル後の残留応力形態と同様な結果を示した。

一方、KANUC 拡散処理の場合、無処理金型鋼の改良材は表面に応力の開放が認められ、内部には大きな圧縮応力の存在が認められる形態を示すが、処理後の応力形態は図7-8に示した15000サイクルの最表面応力値と僅かに異なるものの、大きな圧縮応力が存在した。この圧縮応力領域はKANUC 拡散処理及びE・H処理ともに、硬度分布曲線（図7-3）からも明確であるが、硬化層深さに対応している。しかし、KANUC 拡散処理では硬化層深さ以上の領域では応力が零となる状態を示した。

このことはKANUC 拡散処理及びE・H処理の熱疲労試験過程で表面に存在する拡散層は分解せずに残留することを示している。なお、KANUC 拡散処理の応力

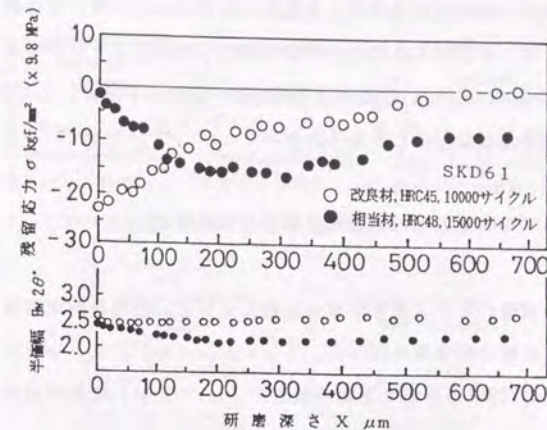


図7-9 無処理金型鋼の表面からの応力変化

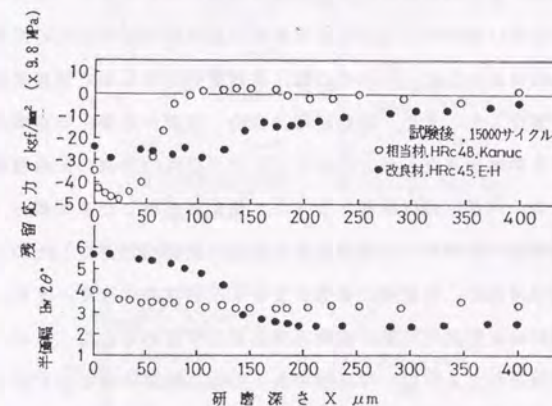


図7-10 ガス窒化処理金型鋼の表面からの応力変化

が零になる現象について、現在、明確な解明はできていないが、窒化処理で存

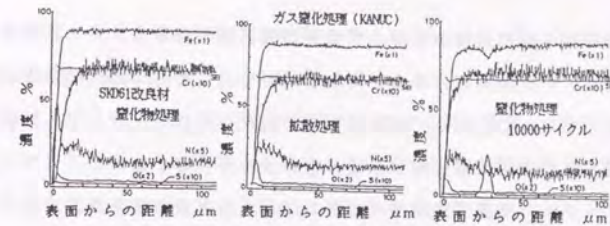
在する圧縮応力と熱疲労試験過程で重畳される応力とにより、熱影響層領域の応力の釣合から、金型鋼の内部応力状態と異なる挙動を示すものと考えられる。

なお、100~200 μm 近傍には僅かな引張応力が認められるが、この挙動は応力の釣合により発生したものと考えられる。

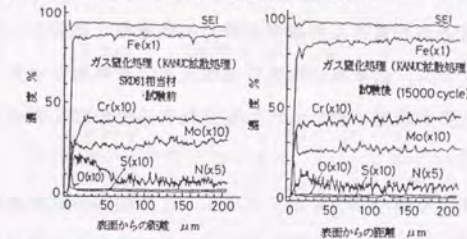
7. 3. 6 処理層近傍の熱疲労試験後の挙動観察

熱疲労試験前後の各ガス窒化処理金型鋼について、処理層断面領域のXMAによる各元素の線分析結果を図7-11(a), (b), (c)及び(d)に各々示す。なお、図中の各元素濃度の添え字(x1, x5, x10)は測定感度を示し、x1は縦軸の濃度の直読値を、x5は濃度として1/5の値となることを各々示している。

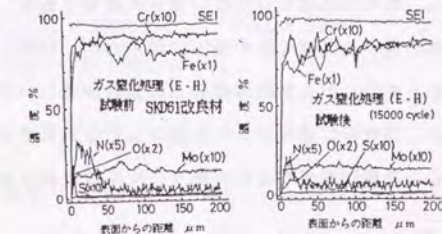
(a)はKANUC化合物処理及び拡散処理金型鋼の場合を示す。試験前の処理層断面領域の分析において、この化合物処理の最表面には約10%の高濃度窒素領域が約5 μm 程度認められ、その後には、拡散層の存在を示す窒素濃度の領域が30 μm 程度存在した。また、拡散処理の場合、表面から窒化物形成処理の拡散層に対応する領域が存在した。しかし、この2形態の処理の拡散層領域深さを比較した場合、同様な形成状態となった。窒化物処理した金型鋼の10000サイクル熱疲労試験後の表面からの窒素濃度分布は、試験前に存在した約10%の高濃度窒素領域は消失し、拡散層の状態となることが認められた。また、試験後の分析で、約30 μm 程度の位置に硫黄元素の増加が認められた。このことは、素材品質が改善された金型鋼の改良材であっても、硫黄の偏析が存在することを示し、鉄元素の低下が認められることからFeS化合物の形成を示唆できる。なお、拡散層深さは試験前後で明確な変化が認められず、軟窒化処理金型鋼で検証した結果と本試験から得られた結果はよく一致した。よって、窒化物の熱疲労挙動は処理方法が異なった場合においても同様な形態となることを示している。



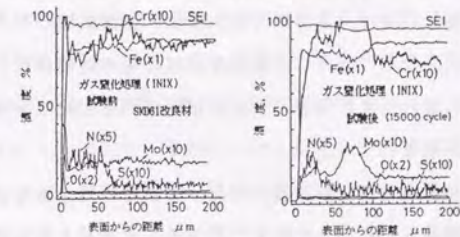
(a) KANUC処理 (SKD61改良材, 試験前, 10000サイクル後)



(b) KANUC処理 (SKD61相当材, 試験前, 15000サイクル後)



(c) E-H処理 (SKD61改良材, 試験前, 15000サイクル後)



(d) INIX処理 (SKD61改良材, 試験前, 15000サイクル後)

図7-12 各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後のXMA分析結果

(b) はKANUC 拡散処理金型鋼の熱疲労試験前後の結果を示す。試験前の窒素濃度は(a)の拡散処理の場合と同様な状態を示した。この金型鋼はSKD61相当材を使用していることから、顕微鏡写真で認められた(写真7-1)化合物の状態と見られる領域は窒化物が存在しないことが明確となった。

15000 サイクルの熱疲労試験後の分析では最表面近傍の窒素濃度が低下し、その後、上昇する傾向を示した。この挙動は硬度測定結果の傾向ともよく一致した挙動であり、最表面の窒素は熱疲労試験の加熱過程で表面から逃散することを示唆している。なお、試験後のMo及び酸素元素は最表面で増加し、他の改良材及び従来材の金型鋼表面に認められる酸化物以外にMo酸化物の形成が推測される挙動を示した。

(c) はE・H処理金型鋼の場合を示している。この処理の試験前の窒素濃度は低い値を示したが、硬度測定及び顕微鏡観察からは窒化物の形成が不均一な状態を示したことから、窒化物の形成が少ない部分の結果である。なお、熱疲労試験後の結果は窒素の減少及び酸化物の増加が認められ、KANUC 処理の場合と異なる挙動を示した。また、Cr元素の濃度分布は変動が著しい状態を示した。ガス窒化処理の場合、処理時に添加ガスと各種の反応促進元素を各メーカで添加していることから、表面に形成する化合物及び反応生成物は各々異なるためと考えられる。

(d) はINIX 処理金型鋼の場合を示している。この処理は最表面にKANUC処理の窒化物形成処理と同様に、高濃度(約8%程度)窒素領域が存在し、その後拡散層となる状態を示した。しかし、拡散層領域は他の処理に比べ深い状態を示した。この処理も他の処理と同様、熱疲労試験後の窒化物は分解し、拡散層の状態となることが明確になった。

このように、各ガス窒化処理金型鋼の場合、最表面の窒素濃度は軟窒化処理金型鋼等の熱疲労試験後のそれに比較して低下することが大きな特長である。このことは、処理時の表面に形成する窒化物の均一性に大きく依存されることを意味し、表面の拡散層中の窒素は加熱-冷却熱サイクル熱疲労試験過程にお

いて一部分が大気中に逃散した結果と考え、本ガス窒化処理金型鋼の試験後の窒素の挙動が理解できる。

なお、試みに、熱疲労試験過程の加熱(570℃)と冷却(100℃)温度が窒化物の拡散にどのような影響を与えるか検討する。金型鋼の場合、窒素は鉄中に侵入型元素として存在すると仮定して計算を試みる。

α Fe (BCC) 中の窒素の拡散係数⁷⁾⁸⁾(室温から1400℃の範囲)は

$$D = 0.488 \exp(-18350 / RT) \text{ mm}^2 / \text{s} \quad \text{---- (7-1)}$$

ここで、
 D : 拡散係数, mm^2 / s , ($\times 10^{-6} \text{ m}^2 / \text{s}$)
 D_0 : 頻度因子, mm^2 / s , ($\times 10^{-6} \text{ m}^2 / \text{s}$)
 Q : 拡散の活性化エネルギー, kcal / mol , ($\times 4.19 \text{ kJ/mol}$)
 R : ガス定数, $1.987 \text{ cal} / \text{deg} \cdot \text{mol}$, ($\times 4.19 \text{ kJ/deg} \cdot \text{mol}$)
 T : 絶対温度, K

で与えられる。この式から、熱疲労試験の加熱温度を570℃として拡散係数を求めると、 $D = 1.95 \times 10^{-5} \text{ mm}^2 / \text{s}$ ($1.95 \times 10^{-11} \text{ m}^2 / \text{s}$)となる。この時の拡散平均自由行程、 X は下記に示される。

$$X^2 = D t \quad \text{---- (7-2)}$$

ここで、 X : 拡散平均自由行程, mm , ($\times 10^{-6} \text{ m}$)

D : 拡散係数, mm^2 / s , ($\times 10^{-6} \text{ m}^2 / \text{s}$), t : 時間, s

加熱時(570℃)の保持時間、 $t=135 \text{ s}$ とすると、約 $50 \mu\text{m}$ (拡散層 $100 \mu\text{m}$ の点からの移動距離)となり、Fe中の窒素の拡散が可能な距離となる。また、冷却時(100℃)の保持時間、 $t=5 \text{ s}$ では約 $2 \times 10^{-10} \mu\text{m}$ となり、拡散は非常に遅くなる。よって、加熱時、窒素はFe中を拡散して大気中に逃散する可能性が考えられる。しかし、熱疲労試験過程での金型鋼の表面に形成する酸化物の存在等の阻止効果による影響及び加熱時の表面から内部への温度勾配による温度の低下等から、窒素の逃散は最表面近傍の微小領域での変化に留まり、各ガス窒化処理金型鋼に存在した拡散層全体は明確に変化しないものと考えられる。

7. 3. 7 処理層と溶損特性の関係

各ガス窒化処理金型鋼及び無処理金型鋼の溶損試験結果及び参考のために、軟窒化処理金型鋼の場合について表7-3に各々示す。

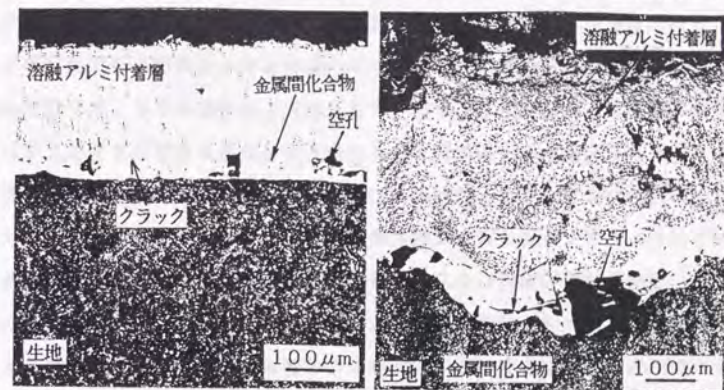
この結果は浸漬時間34.5hの場合であり、各ガス窒化処理金型鋼の結果は無処理金型鋼及び軟窒化処理金型鋼の結果に比べ、重量減少量は大きな値を示した。これらのことは各ガス窒化処理金型鋼の場合、表面に形成する窒化物が少なく、浸漬時の熔融アルミニウムの温度(680℃)により、初期段階に窒化物は分解し、同時に、固溶窒素が金型鋼内からガスとなって放出するものと考えられる。すなわち、熔融アルミニウムとの反応性が窒素の分解により激しくなり、放出過程で、アルミニウムが表面に拡散し、金属間化合物を形成する。よって、この繰返しから溶損量が増加するものと考えられる。しかし、窒化物を形成させた金型鋼は拡散処理金型鋼に比べ、耐溶損性は約1.5~2倍向上した結果が得られた。このことは、窒化物の存在が耐溶損性にとって有効であり、窒化物の分解までの時間差が重量減少量の違いとして認められることになる。よって、工業的に使用する場合、金型及び鋳抜きピンの寿命目的を明確にし、適用することが重要になることをこの結果は示している。

表7-3 各ガス窒化処理金型鋼の溶損試験結果

(浸漬時間, 34.5 h, 試験温度, 680℃, ADC12)

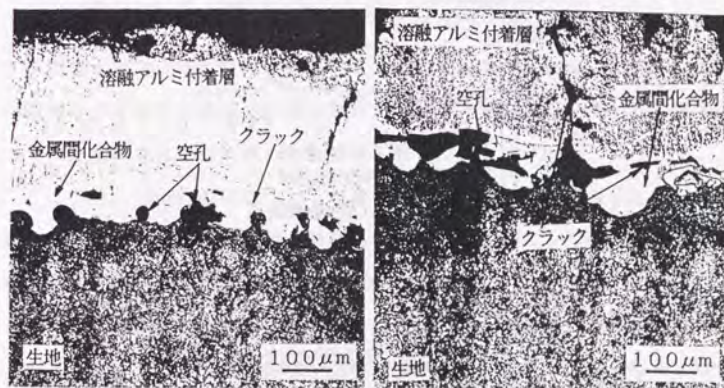
金型鋼		値	重量減少量 mg/㎠
改良材 SKD61			380
相当材 SKD61			280
ガス窒化処理	カタク	拡散, 改良材SKD61	638
		拡散, 相当材SKD61	860
		窒化物, 改良材	460
	E・H 処理		498
	I N I X 処理		530
軟 窒 化 処 理			225

写真7-3は熔融アルミニウム(ADC12, 試験温度, 680℃)中で溶損試験を行った後の断面写真を示す。なお、金型鋼相当材の結果も示す。各ガス窒化処理金型鋼の溶損形態は共に同様な状態を示した。表面から熔融アルミニウム付着層-金属間化合物形成層-熱影響層-生地組織となっている。金属間化合物層領域内には各ガス窒化処理金型鋼共に、空孔の形成が認められ、浸漬過程での



(a) 無処理金型鋼 (SKD61相当材)

(b) KANUC処理 (SKD61相当材)



(c) E・H処理 (SKD61改良材)

(d) INIX処理 (SKD61改良材)

写真7-3 各ガス窒化処理金型鋼の溶損試験後の断面観察

窒素ガスの放出が激しい状況を呈している。また、これらの空孔近傍からクラックが表面に成長していることが明確となる。これらのガス窒化処理金型鋼の耐溶損性の低下は試験過程での窒化処理の窒化物及び拡散層中から分解・放出される窒素ガスと溶融アルミニウムとの反応が激しく、表面の化合物の形成・脱落の繰返しが増加させる要因になることが明かとなった。

また、これらの溶損試験後の断面におけるXMA分析結果の一例をE・H処理金型鋼の場合について図7-12に示す。測定領域は金属間化合物領域から生地中に線分析した結果を示している。これらからも明確のように、最表面近傍はAl, Si, Fe, Cr 元素の存在が認められ、これらの各元素が化合物を形成していることが明確となる。また、表面からの窒素濃度は金属間化合物領域中は存在が殆ど認められず、生地中の窒素濃度に比べ低い値となり、完全に窒素はガスとして、金型鋼中から逃散したものと考えられる。また、生地中ではガス窒化処理の拡散層に対応する窒素の存在が認められない状態を示した。なお、他のKANUC及びINIX 処理金型鋼の溶損試験後の分析結果も同様な状態が認められた。

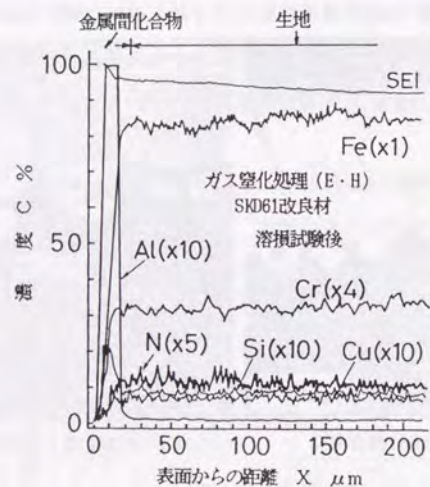


図7-12 E・H 処理 (SKD61 改良材) の溶損試験後のXMA分析

7. 3. 8 金型への適用と評価試験結果の対応性

各種のガス窒化処理金型鋼について寿命評価試験を行い、窒化物及び拡散層の熱疲労挙動及び溶損特性を検討・追求してきた。ガス窒化処理は処理層の状態を変化させることが可能な処理であることから、多くの領域で使用され始めている。また、この処理は金型鋼に限らず、ステンレス及びチタン材料等にガス窒化処理が可能となってきた。そこで、これらのガス窒化処理方法は従来から使用され、耐摩耗性の低下に苦慮していた材料に使用可能となり、機能性向上に大きく貢献できる処理となりつつあり、今後、更に適用領域の拡大が図られ、期待できる表面処理と考えられる。

なお、ガス窒化処理の利点は、複合化処理が可能となることである。すなわち、生地領域にガス窒化処理を行った後、更に、PVD及び低温プラズマCVD処理を併用した、複合表面処理層の形成は工業的に表面処理の適用領域を拡大させる可能性を秘めた方法と考えられる。一般に、窒化処理の場合、Fe-N 系化合物の形成が優先され、耐食性が低下する欠点を持っている。そこで、複合処理により、表面層 (PVD・CVD皮膜) で耐食性を維持し、窒化処理層で製品の強度低下を防止する方法により、機能性が更に向上することになる。よって、これらの処理はダイカスト金型及び鋳抜きピン等における寿命向上のための適用に限らず、工業的に大きな利点のある処理と言える。

ここでは、KANUC 処理について、窒化物の形成及び拡散層の2形態の処理が可能であることから寿命評価試験結果の検証をダイカスト製造企業のカスタム金型及び鋳抜きピンに適用した成果について述べる。

表7-4は電気部品のダイカスト金型 (a) と、機械構造用部品ダイカスト金型 (b) におけるKANUC 処理、他の表面処理及び無処理金型の寿命比較を示す。

(a) の結果は拡散処理した場合の結果であるが、W₂C 皮膜処理金型鋼との比較で、約4倍、無処理金型では約10倍の寿命向上が得られた。このダイカス

ト製品は表面の鑄造肌の品質安定性を求められていることから、無処理の品質限界が数1000ショットとなる状態のものである。この製品に皮膜処理及び拡散処理を行い、各処理における寿命比較を行うと、KANUC 処理の場合が良好な結果を示し、管理限界のショット数が向上した。このことは、本章で述べた、拡散層の存在がクラックの発生・進展にとって有効に作用する結果である。

また、ダイカスト金型（b）の場合は金型鋼にKANUC 化合物処理した結果であるが、これらの結果からも、軟窒化処理及び他のガス窒化処理に比べ著しい寿命向上が得られた。

表7-4 ガス窒化処理（KANUC処理）適用事例の寿命比較

金 型 処理の種類	金型寿命（a） ショット数	金型寿命（b） ショット数
KANUC 拡散処理	20000～25000	-----
KANUC 化合物処理	-----	24000～28500
他のガス窒化処理	-----	12000
軟窒化処理	-----	16000
皮膜処理（W ₂ C）	8000	-----
無処理（SKD61改良材）	2500～5500	6000

一般に、ガス窒化処理金型鋼の窒化物の存在する処理の場合、ダイカスト鑄造初期段階で微細なヒートチェック及びクラックが発生するが、ショット数の増加に伴い、そのクラックの開口幅及び長さは進展しないことが多く、数1000～数10000ショットまで余り変化しないことを確認している。また、表面に窒化物が形成されていることから、ゲート及び湯口近傍の溶融アルミニウムの流速の激しい部分でも溶損が少なく、耐溶損性にも効果のあることが認められた。なお、クラックの進展遅延は拡散層の存在が大きく影響していることが明らか

であり、評価試験結果ともよく対応した結果が得られた。

また、拡散処理の適用領域は電気部品、カメラ部品及びオーディオ機器等の鑄造肌を優先するダイカスト製品において、無処理金型鋼のクラック発生ショット数に比べ、著しい遅延効果を示す事例が認められ、実際のダイカスト鑄造製品においても、拡散層の存在はクラックの発生を阻止する効果を示した。

なお、ダイカスト鑄造過程での金型の寿命管理は各ショット段階における、ダイカスト製品の初期欠陥発生位置をマーカとして、各ショット毎に追跡して観察をすることにより、金型寿命の推定及び補修時期の予知管理が可能となる。このことは、金型の欠陥がダイカスト製品に精度良く転写されることを物語り、ダイカスト鑄造機の停止、金型取り出し、金型補修等に伴って発生する生産性の低下及び操業経費等の削減効果を期待でき、寿命予知管理技術として効果的な手法となる。

これらの成果から、本研究による寿命評価試験の工学的な評価方法の成果が工業的に立証されたことを示すものであり、研究成果の客観性が裏付けられたものと考えられる。

第7. 4 節 本章の総括

本章では各種のガス窒化処理金型鋼における、各寿命評価試験から得られた成果について述べてきた。熱疲労試験では窒化物の存在する処理と拡散処理の場合において、耐熱疲労特性が異なることを明らかにした。ダイカスト金型に適用した場合においても、従来の各種の処理に比べ、耐ヒートチェック性及びクラックの進展阻止効果が認められ、寿命向上手法としては有効であると考えられる。なお、耐溶損性は窒化物の存在した場合に効果が認められたことから、各処理方法の特長を的確に把握・検討し、効果的な適用領域の選択が金型等の寿命向上にとって重要になることを明らかにした。

得られた成果を要約すると、下記のとおりである。

- 1) 熱疲労試験前後の硬度分布曲線において、窒化物の存在するガス窒化処理金型鋼の表面硬度はHV1000~1200程度となるが、拡散処理の場合、HV700~800程度の低い値を示した。これらの金型鋼における熱疲労試験後の硬度は前者の場合、HV700~800程度、後者の場合はHV500~600の値となった。窒化物形成処理の結果は軟窒化処理金型鋼の場合と同様、試験過程での窒化物の分解に起因した挙動であり、拡散処理の場合は窒素の逃散と生地軟化の影響であることを明らかにした。
- 2) 熱疲労試験前後のX線回折図形の観察において、窒化物処理に認められた、 $\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$ 及び Fe_4N 回折線は熱疲労試験後には消失し、 αFe 回折線がシャープになった。また、金型鋼表面の加熱に伴う酸化により、新たな Fe_3O_4 酸化物が形成された。拡散処理の場合の試験前の回折線は固溶窒素の影響から、 αFe 回折線の 2θ 角は高角度側に移動し、結晶格子が圧縮されていることを示したが、窒化物の回折線は検出されなかった。なお、試験後は無処理金型鋼の αFe 回折線と同様な値になり、この挙動は硬度分布曲線の挙動とよく一致することを明らかにした。
- 3) 熱疲労試験後の各ガス窒化処理金型鋼の断面に存在するクラック分布

の測定結果は無処理金型鋼のそれに比較し、微細なクラックの形成が著しく、生地深くまで成長したクラックは少ない傾向を示した。また、最大クラック長さはE・H及びINIX処理が共に、 $80\mu\text{m}$ 、KANUC拡散処理が $40\mu\text{m}$ 及び無処理金型鋼相当材が $170\mu\text{m}$ 程度となり、ガス窒化処理による熱疲労試験過程でのクラックの進展阻止効果が明確に認められた。このことは拡散層の存在がクラックの進展に大きな影響を与えていることを明らかにした。拡散処理は軟窒化処理金型鋼の熱疲労挙動解析に基づき、追求した成果であり、クラックの成長は拡散層により遅延されることを本結果は検証することができた。

- 4) 各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後のXMA分析結果では窒化物の存在した金型鋼の場合、試験後には高濃度窒素領域が消失し、拡散層領域の窒素濃度となることが認められた。また、拡散層状態の試験後の窒素濃度は最表面近傍で低下する。この挙動は硬度分布曲線の挙動ともよく一致するが、加熱過程での窒素の逃散に起因する結果と考えられる。また、窒化物の熱疲労試験後の挙動は軟窒化処理金型鋼の場合に認められた挙動とよく一致した。
- 5) 各ガス窒化処理金型鋼における損試験結果では無処理金型鋼の改良材及び相当材に比較して耐溶損性は低い結果を示した。また、軟窒化処理金型鋼等の窒化物の形成層が均一で厚い処理に比較して、重量減少量は2~4倍と大きな値となった。このことは、窒化処理における耐溶損性が表面に形成する窒化物厚さに大きく依存されることを明らかにした。
- 6) 寿命評価試験で得られたKANUC処理の成果に基づき、ダイカスト金型適用した場合、拡散処理金型はクラックの発生を遅延させ、無処理金型と比較し、約10倍の寿命向上を示した。また、窒化物形成処理金型の場合は約3倍の寿命向上効果が得られ、他の窒化処理及び皮膜処理金型に比べ良好な結果となり、ガス窒化処理の有用性が検証できた。

参 考 文 献

- 701) 竹村秀世, 小出 悟: 耐熱・耐衝撃に優れたダイカスト・アラ型用表面処理法の開発, 型技術, 4, 5(1989)82.
- 702) リヒト精光(株)技術資料(1989)
- 703) 飯塚光次: 応用機械工学, 8(1976)10.
- 704) 日原政彦, 堀越康弘: 1990年日本ダイカスト会議論文集(1990)JD90-07.
- 705) 紀田兼昭, 清山鉦一, 伊藤康雄, 須田光則, 吉岡防人: 金型寿命を伸ばす高真空ガス複合表面改質(GVD)と高性能熱処理(NES・NIS), 1990年日本ダイカスト会議論文集(1990)JD90-08.
- 706) 桑原美博: ニューガス窒化法による金型寿命の延長, 型技術, 2, 12(1987)69.
- 707) 藤沢昭一, 藤原九十朗, 中村修二郎: 活性粉体窒化法, プレス技術, 26, 5(1988)98.
- 708) X線材料強度学: 日本材料学会編, 養賢堂, 東京(1973)225.
- 709) L-A. Norstrom: New Premium Die Steel for the 1990s, Die Casting Engineer, Jan/Feb. (1988)13.
- 710) J. D. Fast: Interaction Metal and Gases, 2, "Kinetics and Mechanisms", Whitefriars Press, London(1971)221.

第 8 章

金型鋼における放電加工面

物性と寿命評価

第8章 金型鋼における放電加工面 物性と寿命評価

第8.1節 緒言

ダイカスト金型等の金型加工にとって、形彫り放電加工法及びワイヤ放電加工法は金型製作の合理化や工程の短縮等の生産性向上を図るうえで、非常に有力な加工手段となっている。特に、近年のダイカスト製品はデザインの多様化に伴い、多品種・少ロット化等の傾向から、金型製作期間の短縮化の要求が強く、各種の放電加工法が多用されている。

近年の形彫り放電加工機は高精度・高能率化された機種が開発され、荒加工から仕上げ加工まで一連の加工が可能となってきている。それらの加工技術の進歩に伴い、放電加工面の物性及び変質層近傍の挙動に関する検討は金型等における品質安定化や精度向上を維持するために、ますます重要な課題となってきている。

放電加工面変質層近傍は、形彫り放電加工の場合、灯油の熱分解による浸炭、水素による気泡の生成及び冷却過程で発生するクラック等が存在する。一方、ワイヤ放電加工では加工液（純水）の電解作用による脱炭素層及び電解腐食部等^{881)~883)}の存在が認められ、これらの放電加工後の加工欠陥は金型等の表面品質に大きな影響を与える。

特に、ダイカスト鑄造や熱間鍛造に用られる金型は加熱-冷却熱サイクルの繰返しから、操業条件が非常に過酷となり、これらの欠陥を起点として金型の寿命低下を誘発させる原因になることが多い。さらに、ダイカスト製品の高精度化・高品質化の要求に伴い、これらの加工欠陥の処理方法及び対策法の良否によって金型等の寿命が著しく異なる事例も多くなってきている^{884)・885)}。

これらの背景から、放電加工法及び加工条件の違いが加工欠陥に及ぼす影響等の検討・追求は放電加工面の品質向上及び金型等の寿命向上にとって重要な

ことと考えられる。

そこで、本研究においては下記に述べる項目を主眼点として、各種の検証及び追求を行った。

- (1) 金型鋼 (SKD61) の放電加工面の残留応力挙動の解析
- (2) 金型鋼の熱処理履歴の違いに及ぼす放電加工面残留応力の影響
- (3) 形彫り及びワイヤ放電加工面の熱疲労に伴う残留応力挙動
- (4) 放電加工面のクラック発生と熱疲労挙動の解析
- (5) 形彫り放電加工した金型の加工面挙動と窒化処理の効果

第8.2節 実験方法

8.2.1 金型鋼の加工方法及び放電加工条件

(1) 金型鋼

本試験に用いた金型鋼は熱間金型工具鋼 (SKD61) であり、成分濃度を表8-1に示す。これらの素材に焼なまし処理及び焼入れ-焼戻し熱処理を各々行い、試験材とした。焼なまし処理金型鋼は放電加工及び熱疲労試験過程における金型鋼の基礎的な挙動・知見を得る目的で用いた。

なお、焼なまし処理金型鋼の生地硬度はHRC10程度を示し、非常に軟化しているが、処理後の素材表面の残留応力測定においては無応力状態であることを確認している。

素材の熱処理履歴を図8-1に、金型鋼の放電加工方法を図8-2に各々示す。また、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の表面硬度はHRC45に調整し、一般のダイカスト金型に使用されている硬度とした。

熱疲労試験に用いた各金型鋼は図8-2に示す寸法に放電加工を各々行った。

表8-1 SKD61成分濃度 (重量%)

成分	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
SKD61	0.38	1.0	0.4	5.0	1.5	1.0

形彫り放電加工表面の残留応力測定に用いた金型鋼の寸法形状は長さ85mm×幅45mm×厚さ20mmであり、この表面に30mm角の銅電極を用いて、約10分間加工を行った。また、熱疲労試験用金型鋼の場合、形彫り放電加工は直径58mmの端面に同一寸法を持つCu電極を対向させ、試験面を0.21mm除去(加工時間、6分)した。ワイヤ放電加工においては試験面から3mmの位置を切断して、実験材として各々準備した。

なお、加工後の表面あらさは放電電流ピーク値 (I_p) 68Aにおけるパルス幅 (τ_{on}) $50\mu s$ の場合、 $60\mu s$ で110 μs Rmax及び1200 μs で200 μs Rmaxの各々であり、 I_p 12.4A、 τ_{on} 20 μs では20 μs Rmax、 I_p 4.2A、 τ_{on} 6 μs では5 μs Rmaxの表面あらさとなった。

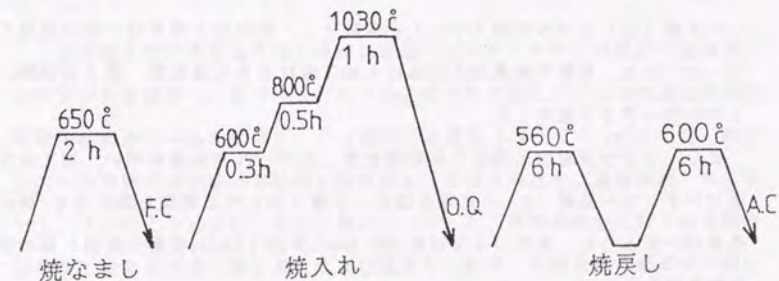


図8-1 金型鋼 (SKD61) の熱処理履歴

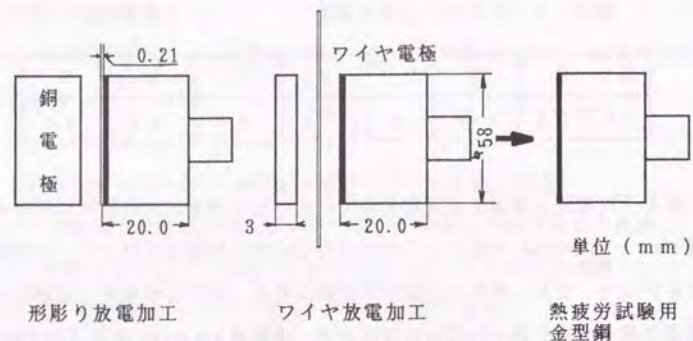


図8-2 放電加工方法と金型鋼形状

(2) 放電加工条件

放電加工は形彫り及びワイヤ放電加工の2種類の加工方法について行い、加工後の放電加工表面について、各試験を行った。各々の加工条件を表8-2に示す。

形彫り放電加工機は三菱電機社製、DM-250N にトランジスタ電源 (DE-90TF) 及びクイックジャンプ機構付き装置を用いた。形彫り放電加工条件は放電電流ピーク値 (I_p) とパルス幅 (τ_{on}) を変数とし、他の加工条件は一定の状態で行った。なお、形彫り放電加工における加工液は日本石油社製、第3石油類、メタルワーク3を使用した。

また、ワイヤ放電加工機は三菱電機社製、DIAX-PWC80装置を用い、加工条件はコンデンサー容量 (C) と充電電流ピーク値 (I_p) の2種類を変化させ、他の条件は一定とした。使用ワイヤは直径0.2mmの黄銅 (70/30重量%黄銅) 製の引き抜き線を用いた。

これらの放電加工条件で加工を行った各種の金型鋼について、各加工方法及び加工条件の違いが表面残留応力、残留応力変化及び熱疲労特性に及ぼす影響について検討を行った。

表8-2 放電加工条件

形彫り放電加工		ワイヤ放電加工	
電 極	銅	加工液比抵抗	$4 \times 10^4 \Omega \text{cm}$
極 性	逆極性	コンデンサー容量 (C)	0.2, 0.5, 1.5 μF
加工液	灯油	充電電流ピーク値 (I_p)	5.0, 11.2, 20.0 A
放電電流ピーク値 (I_p)	4.2, 12.4, 33, 68 A	デューティファクタ (D・F)	65 %
パルス幅 (τ_{on})	6, 20, 50, 500, 1200 μs	ワイヤ走行速度	1.7 m / min
デューティファクタ (D・F)	50 %	ワイヤ張力	840 gf
加工時間	6, 10 min	テーブル送り速度	0.4 mm / min
加工形式	繰返し放電	加工液・液圧 (上)	2200 mmHg (20.6MPa)
		〃 (下)	2250 mmHg (23.5MPa)

8. 2. 2 試験面の残留応力測定

放電加工面の残留応力はX線回折装置のゴニオメータに残留応力測定アタッチメントを装着し、表8-3に示す条件により測定した。応力の測定位置は試験面端部から15mmの位置とし、X線照射面積は $2.0 \times 2.5 \text{ mm}^2$ とした。深さ方向への残留応力測定は試験面を電解研磨 (電解液の比率、過塩素酸、氷酢酸 = 1 : 3) により除去し、各除去量ごとに行った。試験面除去に伴う応力開放は非加工面を各研磨 (除去量) ごとに測定した結果、実験値への影響は少ないことを確認している。また、残留応力は金型鋼の軸方向に平行な領域に存在する応力について測定した。

なお、放電加工後及び熱疲労試験後の金型鋼表面について、残留応力の測定と同時に残留オーステナイト量についても各研磨量ごとに行った。残留オーステナイト量の測定は鉄鋼材料の場合、 αFe と γFe との回折線から求めることが

一般的であるが^{886), 887)}, 本試験金型鋼の場合, 放電加工後の変質層内に炭化物等の存在が認められ, また, 熱疲労試験過程において酸化物が形成される。そこで, 単純に α Feと γ Fe回折線から求めた残留オーステナイト量は他の回折線の影響により, 測定値が大きくなる。これらのことを考慮し, 本試験においては各研磨ごとに認められる, 全回折線の積分強度から, 全回折線積分強度に対する γ Fe回折線積分強度の比により残留オーステナイト量の測定を行った。

各試験における残留オーステナイト量は8-1式から求めた。

$$\gamma \text{Fe} = \frac{\Sigma \gamma \text{Fe}}{(\Sigma \alpha \text{Fe} + \Sigma \gamma \text{Fe} + \Sigma \text{Fe}_3\text{C} + \Sigma \text{Me}_7\text{C}_3 + \Sigma \text{Fe}_3\text{O}_4)} \times 100 (\%)$$

---- (8-1)

ここで, γ Fe ; 残留オーステナイト量, (%)
 $\Sigma \gamma$ Fe ; 存在する全オーステナイトの積分強度
 $\Sigma \alpha \text{Fe} + \Sigma \gamma \text{Fe} + \Sigma \text{Fe}_3\text{C} + \Sigma \text{Me}_7\text{C}_3 + \Sigma \text{Fe}_3\text{O}_4$; 存在する全回折線積分強度

表 8-3 X線残留応力測定条件

X線残留応力測定条件		ピーク決定法; 半価幅中点法
対 陰 極	Cr K α	応力値の計算法; $\sigma = -K \cdot M$
フ ィ ル タ	V	$K = -E / 2(1+\nu) * \cot \theta$
管 電 圧	40 kV	$= -30.33 \text{ Kg/mm}^2/\text{deg},$
フィラメント電流	30 mA	$= -297.3 \text{ MPa/deg},$
走査速度	4 deg/min	$M = \Delta 2\theta / \Delta \sin^2 \psi$
照射面積	2 x 2.5 mm	縦弾性係数, E; $2.1 \times 10^4 \text{ Kg/mm}^2,$
タイムコンスタント	5 s	ポアソン比, ν ; 0.28
ψ 角	0, 15, 30, 45°	

8. 2. 3 熱疲労試験方法

形彫り及びワイヤ放電加工後の金型鋼は熱疲労試験により繰返し熱サイクルを各放電加工面に負荷して, 試験を行った。

熱疲労試験方法は前章までに述べてきた方法に準じて行った。熱疲労試験方法の概要は金属ブロック (SKD61) を埋め込みヒータによって加熱し, その加熱面に各放電加工した金型鋼の試験面を一定時間, 加熱保持した後, (加熱温度, 550~570℃, 保持時間165s) 3方向から水により, 一定時間急冷する (冷却温度, 100~110℃, 保持時間 7s) 方法である。

なお, 試験サイクルの増加に伴い, 加熱ブロックは表面酸化が進行して金型鋼表面温度が低下することになるが, 金型鋼と同様な材質及び形状を持つ温度校正用試験材により試験温度を確認し, 加熱ブロックの温度を調整して試験を行った。

8. 2. 4 放電加工面の評価方法

形彫り及びワイヤ放電加工後, 熱疲労試験を行った各種の金型鋼はヒートチェック発生状況, 表面のクラック幅, 金型鋼の生地表面に発生したクラック長さ等と試験サイクル数との関係, 試験後の残留応力変化, 残留オーステナイト量の変化及びクラック分布等から熱疲労挙動に及ぼす放電加工条件の影響等を各々検討した。

放電加工表面

$$L = \left\{ \sum_{i=1}^N l_i / N \right\} \sin \theta$$

----- (8-2)

ここで, L; 平均変質層厚さ, μm l_i ; 変質層内のi等分点の測定位置
N; 測定等分点数, $N=10$ θ ; 試験材傾き角, $\theta=10^\circ$

図 8-3 放電加工変質層厚さの測定方法

放電加工後の表面に形成される変質層厚さは熱疲労試験後の表面性状に著しい影響を及ぼすことから、熱疲労試験後の変質層厚さは前頁に示す、8-2 式から求めた。なお、放電加工変質層は放電加工条件により変質層厚さが異なることから、測定精度向上のために熱疲労試験後の金型鋼の観察面を傾斜（傾斜角 $\theta=10^\circ$ ）させ、埋め込み樹脂に固定、研磨後、5重量%ナイトール腐食液によりエッチングし、変質層厚さを測定した。本試験による変質層厚さ測定の概略を図8-3に示す。

8. 2. 5 クラック発生形態の観察

熱疲労試験後の各金型鋼に発生するクラック数の測定は第3章、3. 2. 3 項で述べた、評価試験方法に準じて行い、8-3 式⁽⁸⁻³⁾で示される方法から求めた。放電加工後の金型鋼の断面には変質層内に微細なクラックが存在し、熱疲労試験後に、熱応力の負荷から、それらのクラックは成長することになる。

よって、クラック数は各熱疲労試験後、顕微鏡により表面を観察し、得られた一定倍率の写真の単位面積内に存在するクラックを測定し、単位面積当りのクラック総長として整理した。それらの値とサイクル数との関係から熱疲労特性について各種の検討を行った。

$$C = K \Sigma L / A \quad \text{----- (8-3)}$$

ここで、C；各サイクルの単位面積当りのクラック総長、 $\mu\text{m}/\text{mm}^2$

ΣL ；視野内に認められたクラック総長、 μm

A；測定倍率での単位面積、 mm^2

K；測定倍率

また、クラック幅及びクラック長さは金型鋼断面を走査型電子顕微鏡により撮影して得られた写真から求めた。

この試験により金型鋼表面に発生する熱応力はS. Masson⁽⁸⁻⁹⁾によって提案された熱応力式（8-4式、第3章、3. 2. 2 項）から推定すると、約153Kg/mm²となり金型鋼（SKD61）の500～600℃における破断応力120 kgf/mm²に比べて高い応力が発生し、評価試験として十分な設定条件であると考えられる。

$$\sigma = \{ \alpha E / (1-\nu) \} (T_m - T_a) \quad \text{---- (8-4)}$$

ここで、 σ ；表面応力、kgf/mm²、 α ；熱膨張率、 $13.6 \times 10^{-6} / ^\circ\text{C}$ 、600℃、
E；縦弾性係数、 2.1×10^{-4} kgf/mm²、 ν ；ポアソン比、0.28
 T_m ；最高加熱温度、570℃ T_a ；最低冷却温度、100℃

第8. 3 節 実験結果及び考察

8. 3. 1 放電加工面の残留応力の影響

（1）形彫り放電加工の場合

図8-4は焼なまし処理金型鋼に放電電流ピーク値（ I_p ）を68及び12.4A、パルス幅（ τ_{on} ）を20, 50, 500及び1200 μs の各々の加工条件により形彫り放電加工を行った時の、研磨深さと残留応力との関係を示す。各加工条件における、最表面残留応力値は約25～38kgf/mm²程度の引張応力が認められた。表面に形成する放電加工変質層厚さは放電エネルギーの増加に伴い増加することは明らかにされているが、表面の残留応力は放電エネルギーの違いに余り依存されない結果を示した。

しかし、応力の存在する深さ「応力作用域深さ、という」は放電エネルギーの違いにより、著しく異なる状態を示した。放電電流ピーク値が68Aの場合、パルス幅の減少に伴い、50 μs では450 μm と1200 μs の750 μm に比較し、約1/2程度となる。また、放電電流ピーク値（ I_p ）が12.4A、パルス幅（ τ_{on} ）20 μs の場合には約100 μm となり、放電エネルギーの増加に伴い、供給エネルギーの影響が深い領域まで及ぶことが明らかとなった。また、図には示さないが、表面

からの半価幅分布曲線は応力分布曲線と同様な傾向を示した。表面は加工の影響から格子中の加工ひずみは増加し、半価幅が大きくなる。また、応力の取れんする領域での生地（ $2\theta^\circ$ ）は1.8程度となり、金型鋼の無ひずみ状態と同様な値となった。焼なまし処理金型鋼の残留応力

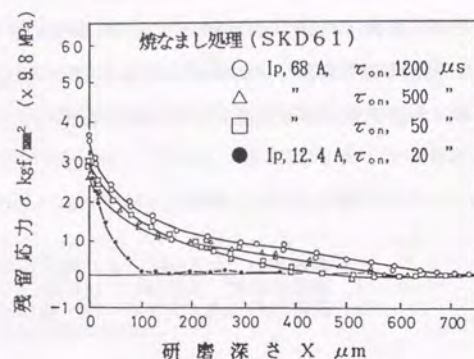


図8-4 焼なまし処理金型鋼の研磨深さと残留応力との関係

分布曲線の形態はLloydら⁸⁾¹⁰⁾の薄片に放電加工を行った時に発生する応力を薄片の曲率変化から求めた応力分布形態と良い一致を示した。

図8-5は焼入れ-焼戻し処理金型鋼に形彫り放電加工を行った時の、研磨深さと残留応力分布曲線及び半価幅との関係を示す。放電加工条件は図8-4と同様であるが、応力分布曲線及び半価幅分布曲線は焼なまし処理金型鋼に放電加工を行った結果と比較して著しく異なる傾向を示した。

表面の残留応力は放電エネルギーの低下に伴い、引張応力に変化した。また、放電電流ピーク値（ I_p ）が一定の場合、パルス幅（ τ_{on} ）の低下に伴い、引張応力は増加し、パルス幅が50 μ sにおける表面の引張応力は約5kgf/mm²程度となり、500 μ sで7kgf/mm²、1200 μ sで10kgf/mm²の各圧縮応力を示した。

このように、放電加工面の応力は放電エネルギーの増加に伴い引張応力から圧縮応力に変化することが認められた。しかし、研磨深さの増加に伴い、残留応力は放電電流ピーク値（ I_p ）68Aの場合、各パルス幅の条件共に、ある研磨量において最大引張応力値を示した後、急激に生地に取れんする分布形態を示

した。この時の、最大引張応力及び研磨深さは共に、パルス幅の増加に伴い増加する傾向を示した。

引張応力作用域深さは50 μ sで150 μ m、500 μ sで250 μ m及び1200 μ s、300 μ mとなり、パルス幅の増加に伴い、

応力の存在が深い領域まで認められ

た。このことは、

エネルギー供給時間の増加が熱エネルギーの伝達を生地深く促進させることを意味している。

また、パルス幅の増加に伴う、最表面残留応力の低下は放電加工時の、溶融再凝固層厚さの違いと急冷に伴う熱勾配の増加に起因して、変質層内に多くのクラックが発生するためと考えられる。よって、本試験のX線応力測定における透過深さ（本測定では約10~20 μ mの深さとなることを確認している⁸⁾¹¹⁾）領域内には多くのクラックが存在し、塑性変形領域の増加が表面残留応力の低下として認められることになる。

また、放電電流ピーク値（ I_p ）12.4A、パルス幅（ τ_{on} ）20 μ sの場合は加工エネルギーが他の条件に比べ小さく、前述の条件と異なり、変質層厚さも薄く、クラックの発生が少ないことから、大きな引張応力を示すことになる。しかし、この応力は金型鋼の高温引張強度（650℃、55kgf/mm²）に近い値となり、表面

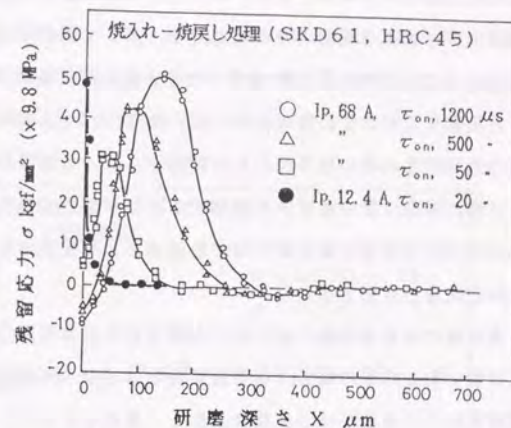


図8-5 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の研磨深さと残留応力との関係

近傍には塑性変形領域が存在することを示唆している。また、この加工条件では応力作用域深さも他の条件と比較し、著しく減少する傾向を示した。

なお、これらの結果は焼なまし処理金型鋼に放電加工した時の応力作用域深さと比較しても少ない傾向を示した。また、パルス幅の変化に対する最大引張応力並びにその時の研磨深さとの関係からは、本試験条件の範囲において、パルス幅の増加に伴い直線的に増加することが認められた。また、半価幅分布曲線の変化は半価幅の最小値を示す研磨深さと残留応力分布曲線の最大値を示すそれとは良い対応を示した。

金型鋼の熱処理状態の違いによる残留応力分布形態及び応力作用域深さの変化は焼なまし処理の場合、金型鋼組織はフェライト地に微細炭化物の存在する組織を示し、硬度がHRC10程度と低く、軟化している。この素材に放電加工を行うと、加工時の表面膨張と加工液の冷却に伴う収縮とによる熱応力の発生及び変質層内に存在する残留オーステナイトの冷却時のマルテンサイトへの変態応力とが重畳され、表面に大きな応力が発生する。また、生地の変形能が大きく、内部まで発生応力の影響を受けることから応力作用域深さが増大することになる。

一方、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、生地組織は焼戻しマルテンサイト及びベイナイト組織を持ち、硬度及び高温強度が高い。この表面に放電加工を行うと、表面に形成される変質層の加工液における急冷作用で発生する熱応力及び変態応力等の相互作用により、クラックを誘発させる。特に、パルス幅（放電エネルギー）の大きい条件ではクラックの発生が著しく、応力の解放に伴い表面応力は低下する。その後の応力の増加は表面応力の解放と生地中の応力との釣合によって発生した引張応力と考えられる。また、応力作用域深さの減少はマルテンサイト組織の変形能が小さく、生地との相互作用によって深い領域まで応力（加工時の入熱）が伝達されないことに起因した挙動と考えられる。なお、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の応力分布曲線の形態は焼入れ鋼及び溶接時に発生する応力分布形態に類似する挙動を示した^{8) 12)}。

(2) ワイヤ放電加工の場合

図8-6は焼なまし金型鋼のワイヤ放電加工後の研磨深さと残留応力分布曲線を示す。焼なまし処理金型鋼はコンデンサ容量(C) 0.2及び0.5 μ F、充電電流ピーク値(I_p) 5.0及び11.2 Aの結果を各々示している。

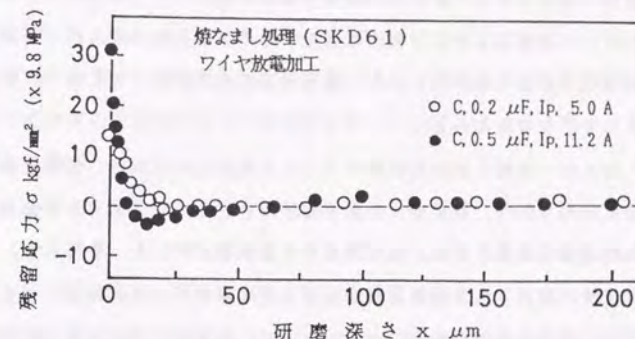


図8-6 ワイヤ放電加工後の研磨深さと残留応力との関係
(焼なまし処理金型鋼)

焼なまし処理金型鋼の加工面残留応力値は放電エネルギーの低い加工の場合、約12kgf/mm²程度、高い場合は約30kgf/mm²の引張応力が各々存在し、放電エネルギーの増加に伴い増加した。また、応力作用域深さはコンデンサ容量(C) 0.5 μ F、充電電流ピーク値(I_p) 11.2 Aの放電加工条件の場合、C=0.2 μ F、 I_p =5.0 Aのそれに比べて増加し、なおかつ、圧縮応力の存在が引張応力の直下に認められられた。放電エネルギーの増加に伴い、加工変質層の増加を促進し、焼なまし処理の場合、生地の軟化から表面の引張応力領域の増加に伴い、応力の釣合により内部に圧縮応力の存在する形態をとるものと考えられる。

図8-7は焼入れ-焼戻し処理金型鋼における、コンデンサ容量(C) 0.2、0.5及び1.5 μ F並びに充電電流ピーク値(I_p) 5.0、11.2及び20.0 Aの場合の結

果を各々示している。焼入れ-焼戻し処理金型鋼の加工面残留応力値は放電エネルギーの増加に伴い、23, 25及び52kgf/mm²の引張応力を各々示した。

焼入れ-焼戻し処理金型鋼においては放電加工条件の増加に伴い、引張応力値及び応力作用域深さは共に、20, 40及び50μmと加工条件の増加に伴い増加する傾向を示した。しかし、焼なまし処理の場合に認められた圧縮応力の領域は認められない。放電加工により表面に発生する応力は生地焼入れ-焼戻し処理時の強度以上とならないことから、放電加工領域の影響にとどまり、圧縮応力が発生しないと考えられる。

なお、焼入れ-焼戻し処理金型鋼のワイヤ放電加工の表面は、形彫り放電加工の場合に認められた、残留応力の低下領域は存在しない。応力分布曲線は最表面から研磨量の増加に伴い、徐々に低下する形態を示した。すなわち、ワイヤ放電加工後に形成される変質層領域は加工液（純粋）の電解作用による脱炭層が存在し、硬度の低下が認められる。よって、放電加工表面近傍は生地中の炭素濃度の減少を誘発させ、加工後の急冷過程で、表面近傍は残留オーステナ

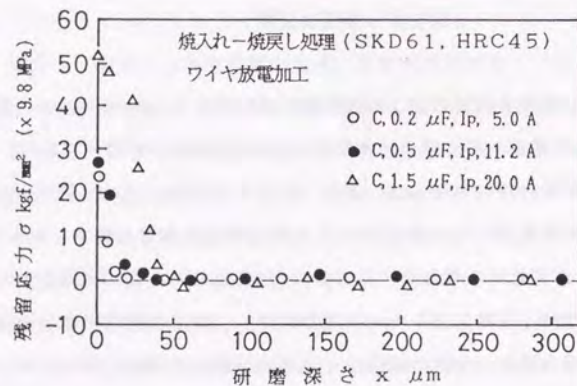


図8-7 ワイヤ放電加工後の研磨深さと残留応力との関係
(焼入れ-焼戻し処理金型鋼)

イトの存在が優先し、硬度の低下を引き起こすためと考えられる。

よって、形彫り放電加工の場合に比べ、表面の急冷作用に伴う、変質層組成が異なることから、表面残留応力値に違いが認められることになる。これらの結果から、形彫り及びワイヤ放電加工により形成する表面の変質層状態の違いが残留応力に与える影響は放電加工方法により大きく異なることが明らかとなった。

なお、表8-4は形彫り放電加工及びワイヤ放電加工における各放電加工条件での表面応力値及び応力作用域深さ等について、上述から得られた結果を整理して示す。

表8-4 形彫り・ワイヤ放電加工における加工条件と表面
残留応力値及び応力作用域深さ

		放電電流 ピーク値 Ip, A	パルス幅 τon, μs	放電エネ ルギー Q, J	表面残留 応力, σ, kgf/mm ²	応力作用域 深さ, X μm
形彫り放電加工	焼なし 処理	6.8	1 200	1. 22	3 6	7 50
		"	500	0. 51	3 0	5 80
		"	50	0. 26	3 0	4 50
	焼入れ・ 焼戻し 処理	1 2. 4	20	0. 04	3 0	1 00
		6.8	1 200	1. 22	-10, (50)	3 20
		"	500	0. 51	- 8, (43)	2 50
ワイヤ放電加工	焼なし 処理	5. 0	0. 2	1.0 x10 ⁻³	1 5	20
		1 1. 2	0. 5	2.5 x10 ⁻³	3 0	50
	焼入れ・ 焼戻し 処理	5. 0	0. 2	1.0 x10 ⁻³	2 4	1 5
		1 1. 2	0. 5	2.5 x10 ⁻³	2 7	2 5
		20. 0	1. 5	7.5 x10 ⁻³	5 0	3 5

なお、この表中において、形彫り放電加工の焼入れ-焼戻し処理金型鋼の表面残留応力値の()内は表面が応力開放され、その後、応力の最大値をとることからその時の値を示す。また、応力作用域深さは表面に引張応力及びその直下に圧縮応力が認められる形態を取る場合があるが、全応力の存在している深さを示している。

これらからも明確なように、形彫り及びワイヤ放電加工ともに、素材の熱処理履歴及び放電加工方法の違いにより表面残留応力値及び応力作用域深さ等は各々異なることが明らかとなった。

8. 3. 2 焼戻し処理による放電加工変質層の改善効果

図8-5に示した焼入れ-焼戻し処理金型鋼に形彫り放電加工後、250 及び 550℃、1h の焼戻し処理した場合の研磨深さと残留応力との関係を図8-8に示す。

通常、ダイカスト金型に使用する場合、放電加工後の表面は研磨仕上げを行い除去しているが、金型形状が複雑な深穴部及び鋭利なコーナ部等は十分な仕上げ加工ができない場合が多い。そこで、放電加工変質層を残存させた時の金型の欠陥軽減方法として焼戻し処理を行っている。これらのことから、本試験は放電加工面を焼戻し処理した場合、

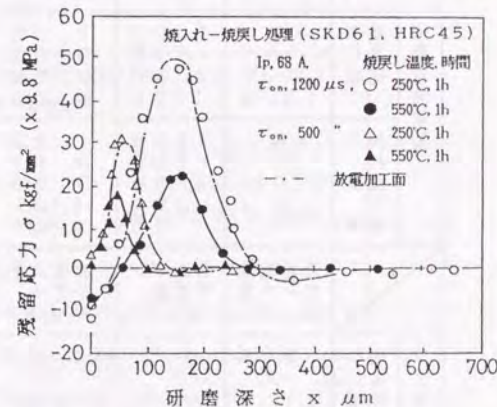


図8-8 放電加工表面の残留応力に及ぼす焼戻し処理温度の影響

表面の放電加工変質層の変化及び残留応力分布形態が処理温度の違いにより、どのような挙動を示すか検討した。

この結果は焼入れ-焼戻し処理金型鋼に各条件の放電加工を行った後、低温焼戻し処理(250℃, 1h)と高温焼戻し処理(550℃, 1h)を各々実施した。図中の一点鎖線は放電加工における残留応力分布形態を示している。各焼戻し処理温度における最表面残留応力値は放電加工時の結果と同様な値を示し、低温焼戻し処理における残留応力分布はパルス幅(τ_{on})が50 μ sと1200 μ sにおいて放電加工のままの結果と同様、図中の一点鎖線上に分布し、応力解放効果は認められなかった。

また、図中に示さないが、この処理を2回行った場合の結果においても、残留応力分布形態は50 μ sの場合、ほとんど変化が認められず、1200 μ sにおいて、引張応力の最大値が約10%減少する程度であった。

一方、高温焼戻し処理の場合、最表面応力値は各条件において明確な減少は認められなかったが、最大引張応力値が50 μ sで18kgf/mm²及び1200 μ sで20kgf/mm²と共に減少し、各条件とも約50%の軽減が認められた。また、応力作用域深さは放電加工時の値に比べ約30 μ m程度減少することが明らかとなった。

なお、この処理を2回行うと、パルス幅50 μ sの場合、最表面応力値及び最大引張応力値はあまり変化が認められないが、パルス幅1200 μ sの場合、最表面応力値は5kgf/mm²の圧縮応力となり、最大引張応力値は16kgf/mm²と僅かに減少する傾向を示した。

これらの結果から、放電加工変質層は高温焼戻し処理によって残留応力が著しく軽減され、また、変質層内の異常組織(溶融再凝固層)が金型鋼(SKD61)の焼戻し処理後に得られる微細炭化物組織に変化することが明らかとなった。

放電加工後及び焼戻し処理後のX線回折図形の変化を図8-9(a)~(d)に各々示す。

(a)は焼入れ-焼戻し処理金型鋼表面に放電電流ピーク値(I_p)68A、パルス幅(τ_{on})1200 μ sの条件で放電加工した時の回折図形を示す。高角度側の

(a) 放電加工後

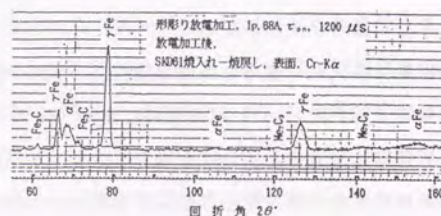
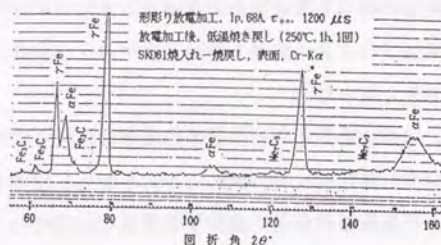
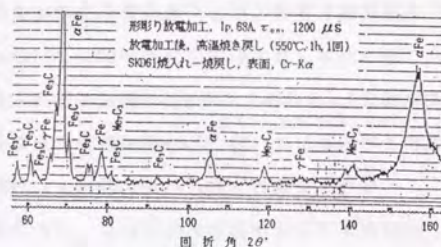
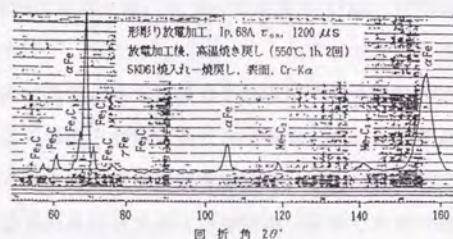
(b) 低温焼戻し
処理後(c) 高温焼戻し
処理 1 回後(d) 高温焼戻し
処理 2 回後

図 8-9 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り放電加工後及び焼戻し処理後の
X線回折図形の観察

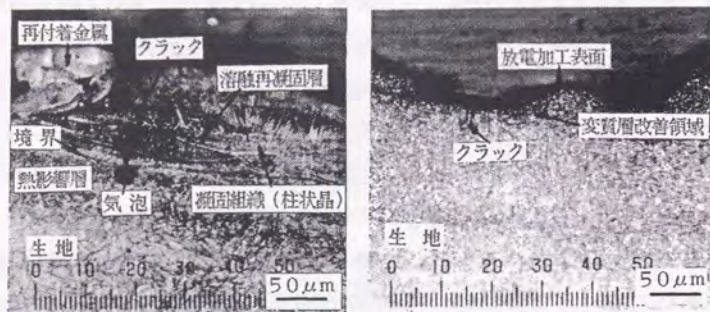
α Fe 回折線は変質層中の熱応力、炭化物 (Fe_3C 及び Me_7C_3) 及び γ Fe の存在並びに溶解再凝固層中の柱状組織の形成等から回折ピーク強度は非常に低下している。また、灯油の浸炭作用により形成した炭化物 (Fe_3C 及び Me_7C_3) 及び急冷作用により残留した残留オーステナイト (γ Fe) の存在が認められた。

(b) は (a) の金型鋼について、 250°C , 1h の焼戻し処理した場合の回折図形を示す。各回折線は放電加工時の状態と明確な違いは認められないが、 α Fe 及び γ Fe 回折線の強度が増加し、加工時の熱ひずみの開放効果が顕著に認められた。しかし、放電加工時に形成した炭化物 (Fe_3C 及び Me_7C_3) は明確な変化が認められない。

(c) は 550°C , 1h の焼戻し処理した場合の回折図形を示している。これらの回折線の観察では、 α Fe 及び Fe_3C 及び Me_7C_3 炭化物の回折線強度が著しく増加し、逆に、 γ Fe 回折線は減少することが明確となった。なお、焼戻し処理を (c) と同様な条件で 2 回行くと、 α Fe 及び Fe_3C 及び Me_7C_3 炭化物の回折線強度のピークがシャープとなり、各成分中に存在する加工ひずみの開放効果が顕著に認められた。また、 γ Fe 回折線はこの処理により消失することが明らかとなった。なお、高温焼戻し処理においては放電加工時に存在した炭化物は分解されず、安定な炭化物として残留することが明らかとなった。

なお、残留オーステナイトは生地中の焼戻しマルテンサイト中に再固溶し、金型鋼の焼入れ-焼戻し処理状態と同様な状態になった。しかし、放電加工時に存在する残留オーステナイト組織の生地中への再固溶は体積膨張を伴い、金型の変形等が発生させる要因となることから、充分な管理が必要となることをこの結果は示している。写真 8-1 (a) 及び (b) は焼入れ-焼戻し処理金型鋼表面に放電電流ピーク値 (I_p), 68A, パルス幅 (τ_{on}), $1200\mu\text{s}$ の条件により灯油中で加工した時の放電加工後の表面近傍の断面 (a) 及び放電加工後、 550°C , 1h の条件で焼戻し処理した時の断面 (b) における顕微鏡観察結果を各々示す。

(a) において、変質層内には柱状晶組織と放電加工時の溶解と再凝固の繰返



(a) 放電加工後 (b) 放電加工後, 550°C, 1h 焼戻し処理
写真 8-1 放電加工後及び焼戻し処理後の変質層近傍の観察

しにより形成された層状部が存在し、溶融層と生地との境界には気泡やクラック等の存在が認められた。気泡の形成は灯油の熱分解によって発生した水素によるものであり、冷却時、固溶度の減少に伴い過飽和の水素は大気へ放出されるが、残留水素は内部欠陥（転位、結晶粒界、析出物等）に拡散して集積する結果と考えられる。

なお、欠陥及び結晶粒界に拡散した水素は集積して気泡を形成し、内圧を高め、変質層領域の組織異常層や欠陥に沿ってクラックを誘発させる原因となる⁸¹²⁾。これらの挙動は写真からも明確に認められた。また、気泡は生地との境界に最も多く存在するが、一部の気泡は凝固過程で表面に逃散できず変質層内に残留するものも断面観察により認められた。

(b) は焼入れ-焼戻し処理金型鋼を放電加工後、更に 550°C, 1h の焼戻し処理を行った断面写真を示している。(a) の写真位置とは対応しないが放電加工変質層は熱処理により消失し、微細炭化物の分散した組織を示した。また、変質層近傍の組織は僅かながら腐食の進行が速く、完全な焼戻し組織に回復していない状態を示したが、放電加工後の変質層内の異常層は高温焼戻し処理により改善されることが明確となった。しかし、変質層内に存在したクラックは

残存することが認められた。なお、同様の金型鋼における 250°C, 1h の焼戻し処理においては、変質層の改善が明確に認められなかった。

8. 3. 3 表面残留応力の変化と熱疲労試験サイクル数との関係

(1) 形彫り放電加工の場合

放電電流ピーク値 (I_p) 12.4 A, パルス幅 (τ_{on}) 20 μ s で形彫り放電加工を行った焼なまし処理金型鋼について、7734 及び 13672 サイクルの熱疲労試験後の各表面から、生地内に電解研磨により除去した時の、研磨深さと残留応力との関係を図 8-10 に示す。

放電加工後の表面は約 30 kgf/mm² の引張応力が存在し、研磨量の増加に伴い、残留応力値は最表面から徐々に低下する傾向を示し、約 100 μ m 程度の深さで零となる形態をとる。焼なまし処理金型鋼の表面応力は予備試験において、残留応力の存在が認められないことを確認している。よって、この引張応力の存在は放電加工によって形成されたものである。なお、表面に存在した引張応力値は金型鋼焼なまし処理材の破断応力値と同様となり、表面層領域にクラックの

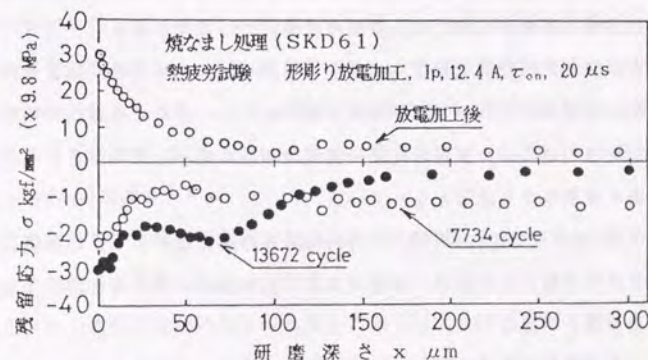


図 8-10 焼なまし処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

発生が認められる値であると考えられる。

表面に引張応力の存在するこれらの金型鋼について7734 及び13672サイクルの各熱疲労試験により、放電加工表面に加熱-冷却熱サイクルによる熱応力を重畳させると、最表面応力値は共に、圧縮応力に変化する。この急激な応力値の変化は放電加工表面に存在したクラックの増殖・進展を促進す結果となる。

これらの金型鋼について、表面から研磨し、応力値を測定すると、熱疲労試験7734サイクルの場合、表面から約40~50 μm 程度までの領域は圧縮応力が増加するが、その後は研磨量の増加に伴い応力値は一定値 (10kgf/mm²の圧縮応力) で推移する傾向を示す。一方、13672サイクルの場合は60 μm 程度まで僅かに応力値が減少し、その後、徐々に零となる変形形態を示した。

熱疲労試験過程における金型鋼表面の熱応力発生形態は拘束の無い自由膨張-収縮であるために、試験後の表面には圧縮応力が存在するが、熱疲労試験過程での加熱時には、表面の膨張で圧縮応力が、また、冷却時には引張応力が各々発生し、表面領域は疲労破壊が進行する形態をとることは第3章、3. 4. 3項で明らかにした。しかし、放電加工後の表面には引張応力が存在し、この引張応力と加熱-冷却熱サイクルで発生する圧縮及び引張応力との相互作用により、表面の応力状態が変化する。この繰返し熱サイクルの負荷状態は通常金型鋼における熱疲労試験での応力負荷状態に比べ過酷となる。

このために、熱疲労試験過程での放電加工領域は大きな塑性変形を発生させ、素材の深い領域までクラックの進展を促進することになる。なお、この素材は焼なまし処理のために、生地熱疲労強度は著しく低下していることもクラックの進展を促進させる原因となっている。

なお、13672サイクルにおける40~80 μm 近傍の応力はクラックの進展に伴う、クラック内への酸化物の生成・増殖による、生地領域への圧縮作用により発生したものと考えられる。

図8-11は焼入れ-焼戻し処理金型鋼に放電電流ピーク値 (I_p) 12.4 A, パルス幅 (τ_{on}) 20 及び250 μs の加工条件で形彫り放電加工後、7970サイク

ルの熱疲労試験後の研磨深さと残留応力の関係を示す。この結果は焼なまし処理の場合と一部同様な放電加工条件で行っているが、熱疲労試験後の応力分布形態は異なる傾向を示した。最表面応力値は I_p 12.4 A, τ_{on} 20 μs の場合、放電加工後の表面残留応力は50kgf/mm² 程度を示すが、7970サイク

ル試験後の応力は約30kgf/mm² に減少した。また、引張応力の存在する応力作用域深さは変化しないが (約50 μm 程度)、熱疲労試験後はその直下に、圧縮応力を示す領域が50~180 μm 程度存在した。この応力形態は放電エネルギーの高い、 I_p 12.4 A, τ_{on} 250 μs においても、応力作用域深さは増加するが、同様な分布形態をとった。なお、放電加工時の表面残留応力値はこの2条件とも、引張応力を示すが、 τ_{on} 20 μs の最表面応力値は τ_{on} 250 μs の場合に比べ、約10kgf/mm²程度大きい。

この両者の熱疲労試験後の表面応力の低下は相互に10kgf/mm² 程度低下するが、その直下の圧縮応力領域は放電エネルギーの増加に伴い増加している。このことは、熱疲労試験過程での放電加工変質層は分解せずに、残存することを示している。その結果、加熱-冷却熱サイクルにより表面に発生する熱応力と変質層中に存在する応力とが応力の平衡をとるとすると、熱影響部及び生地近

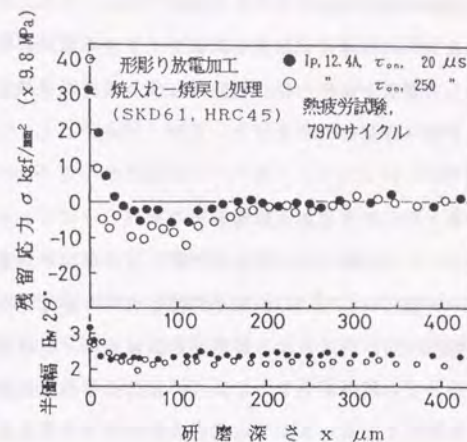


図8-11 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

傍に圧縮応力の発生することが理解できる。これらの結果から、形彫り放電加工した表面の熱疲労試験では試験サイクルの増加に伴い、表面から深い領域まで応力の影響が認められ、熱疲労に伴う素材の機械的強度の低下を促進させることが明らかとなった。

(2) ワイヤ放電加工の場合

図8-12は焼なまし処理金型鋼にコンデンサ容量(C) 0.5 μ F 及び充電電流ピーク値(I_p) 11.2 Aの加工条件でワイヤ放電を行った加工面について、250、2000及び9913 サイクルの各熱疲労試験を行った時の、表面からの研磨深さと残留応力との関係を示す。これらの応力分布形態は形彫り放電加工の場合と同様な挙動を示した。また、圧縮応力作用域深さは熱疲労試験サイクル数の増加に伴い深くなる傾向を示した。生地の残留応力は熱疲労試験 250サイクルの場合、約15kgf/mm²程度の圧縮応力で推移するが、他の2000及び 9913サイクルでは約5kgf/mm²程度の圧縮応力となった。

ワイヤ放電加工面における引張応力の作用域さは表面から約 10 μ m程度であるが、熱疲労試験後の表面近傍の応力作用域深さは高サイクルになるに従い、深い領域まで存在する。熱疲労試験サイクル数の初期段階では繰返し熱応力の重畳が少なく、焼なまし金型鋼の降伏強度程度の応力が負荷されるために生地

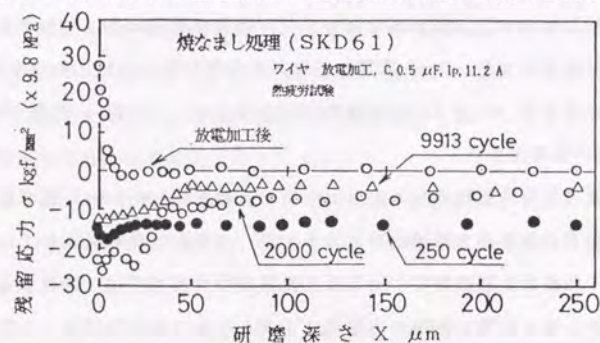


図8-12 焼なまし処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

の残留応力が大きな値となるが、サイクル数の増加に伴い、生地の変質と表面に発生したクラックの成長に起因して、酸化物の形成が促進され、圧縮応力領域の拡大と生地の応力低下を誘発させる結果となった。

図8-13、14及び15は焼入れ-焼戻し処理金型鋼表面にコンデンサ容量(C) 0.2, 0.5及び1.5 μ F 及び充電電流ピーク値(I_p) 5.0, 12.4及び20.0 Aの各条件でワイヤ放電加工を行い、熱疲労試験を図8-13は3538、7335及び10873サイクル、図8-14は3542及び10801サイクル並びに図8-15は10581及び19291サイクルを各々行った時の、研磨深さと残留応力との関係を示す。

図8-13の結果は焼なまし処理金型鋼の場合と同様な応力分布形態を示し、ワイヤ放電加工後の引張応力状態が熱疲労試験により圧縮応力となる分布形態を示した。また、熱疲労試験サイクル数の増加に伴い、表面応力値及び生地の応力は共に低下する状態を示した。

図8-14の場合はコンデンサ容量(C) 0.5 μ F及び充電電流ピーク値(I_p) 11.2 Aの条件でワイヤ放電加工を行い、3542及び10801 サイクルの熱疲労試験後の残留応力分布形態を示す。図8-13の結果と異なり、表面の残留応力は僅かながら引張応力が残存する状態を示した。また、応力作用域深さは試験サイクル数の増加に伴い、圧縮応力の存在が明確となる。しかし、ワイヤ放電加工後の応力作用域深さは熱疲労試験後の応力作用域深さと明確な違いが認められなかった。

図8-15の場合、放電加工時の表面残留応力値は約50kgf/mm²と大きな引張応力を示し、応力作用域深さは約50 μ m となるが、各サイクル後の表面応力値は約10kgf/mm²となり、図8-13及び8-14の結果に比べ、表面に残存する引張応力値は放電エネルギーの増加に伴い、大きくなることが明確となった。

このことは、ワイヤ放電加工で形成した変質層厚さは放電エネルギーの増加に伴い増加し、放電加工により形成した変質層領域は熱疲労試験過程において、分解しないことを意味している。また、表面の残留応力の低下はクラックの発生及び熱疲労試験過程における、変質層の軟化及び改質による応力の開放効果

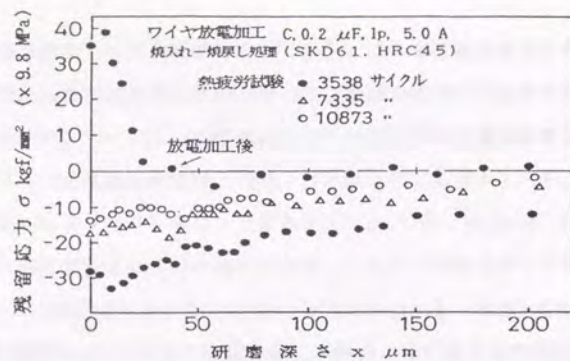


図8-13 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

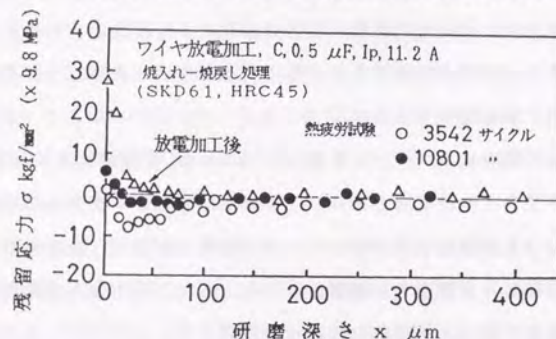


図8-14 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

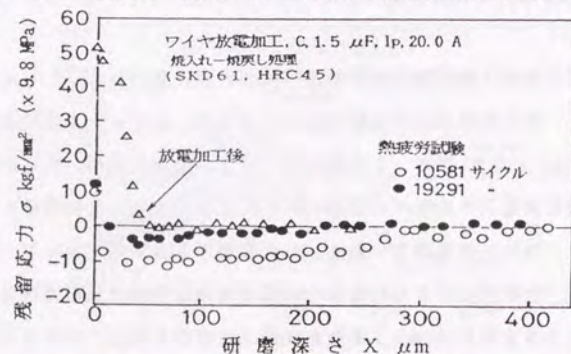


図8-15 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の熱疲労試験後の残留応力変化

の影響と考えられる。なお、試験サイクル数の増加に伴う表面応力の低下は少ないが、生地中に存在する圧縮応力の影響は10581サイクル数の場合が19291サイクル数に比べ著しく大きくなる。また、引張応力から圧縮応力に変化する深さは試験サイクル数の少ない、10581サイクルの場合、約5~10μm程度となるが、19291サイクルでは約10~20μm程度に増加している。ワイヤ放電加工の場合、放電エネルギーの増加に伴い、熱疲労試験後の表面残留応力及び分布形態は圧縮応力から引張応力へと変化することが明らかとなった。

表8-5は上述の試験から得られた結果に基づき、形彫り放電加工及びワイヤ放電加工後及び熱疲労試験後における各金型鋼の表面残留応力と応力作用域深さについて整理した結果を示す。なお、熱疲労試験後の応力作用域深さは生地領域の熱サイクル負荷状態が各々の金型鋼により異なることから、生地領域の残留応力値が変化しない領域までの深さとして整理した。

焼なまし処理金型鋼の熱疲労試験後の表面残留応力は形彫り及びワイヤ放電加工ともに、圧縮応力を示した。また、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、各放電加工法ともに、表面残留応力は放電加工条件の増加に伴い、圧縮応力から引張応力へと変化するが、表面に引張応力の存在する加工条件では熱疲労試験後、この応力が残存し、研磨深さの増加に伴い、圧縮応力の存在する形態をとった。

このことは、熱疲労試験での加熱-冷却熱サイクルの繰返し過程において、放電加工変質層内の応力と熱疲労試験で発生する応力との相互作用により、発生応力が異なることを意味している。なお、生地領域に存在する圧縮応力近傍は表面の応力とその影響から発生する生地の応力との影響により存在するものと考えられ、この領域は応力振幅(ひずみ振幅)が大きくなり、欠陥を誘発させる起点になることが推察される。

表 8-5 形彫り・ワイヤ放電加工金型鋼の熱疲労試験後の加工条件
と表面残留応力値及び応力作用域深さ

		放電電 流ピー ク値, I_p , A	パル ス幅 τ_{on} , μs	表面残 留応力 σ , kgf/mm^2	応力作 用域深 さ, X, μm	サイク ル数, サイク ル, Nf	表面残 留応力 σ , kgf/mm^2	応力作 用域深 さ, X, μm
形彫り放電加工	焼な まし 処理	12.4	20	30	100	7734 13672	-23 -30	60 170
	焼入 れ・ 焼戻 し 処理	12.4	250 20	40 50	110 50	7970 12250 7970 12250	-23 5 30 -38	250 220 160 600
		充電電 流ピー ク値, I_p , A	コン デン サ容 量, C, μF	表面残 留応力, σ , kgf/mm^2	応力作 用域深 さ, X, μm	サイク ル数, サイク ル, Nf	表面残 留応力, σ , kgf/mm^2	応力作 用域深 さ, X, μm
ワイヤ放電加工	焼な まし 処理	11.2	0.5	30	50	250 2000 9913	-15 -25 -13	25 80 50
	焼入 れ・ 焼戻 し 処理	5.0 11.2 20.0	0.2 0.5 1.5	24 27 5	15 25 35	3638 7335 10873 3542 10801 10561 19291	-28 -18 -15 3 6 10 13	160 200 220 200 150 300 200

8. 3. 4 残留オーステナイト量と残留応力との関係

図 8-16 及び 8-17 は焼なまし処理金型鋼表面に形彫り及びワイヤ放電加工後及び熱疲労試験後の表面近傍の残留オーステナイト量の変化を示す。

図 8-16 は放電電流ピーク値 (I_p) 12.4A, パルス幅 (τ_{on}) 20 μs の条件で形彫り放電加工を行い, 熱疲労試験, 7734 及び 13672 サイクル終了後の表面

から研磨量の変化に伴う残留オーステナイトの変化を示す。放電加工後の残留オーステナイト量は約 25% 程度認められ, 存在深さは約 17 μm 程度となる。形彫り放電加工後の残留応力分布において, 応力作用域深さは約 100 μm であることから, 残留オーステナイトの存在は加工変質層領域であることが明らかとなった。

この金型鋼に熱疲労試験を行うと, 7734 サイクルでは約 15%, 13672 サイクルでは数% (1~2%) に低下する。しかし, 残留オーステナイトの存在深さは 7734 サイクルが最も深く, 約 25 μm 近傍, 13672 サイクルでは 10~15 μm となった。この

深さは残留応力変化曲線の表面から応力の低下する領域に

対し, 熱疲労試験過程で変質層領域の加熱による回復が不完全であることを示している。また, 13672 サイクルにおいては表面の残留オーステナイト量はほとんど認められないが, 研磨量の増加に伴い僅かに増加し, 約 10 μm 近傍で消失した。この領域の挙動は応力変化の傾向とよく一致する。

この現象は形彫り放電加工により形成した残留オーステナイトが加熱温度の高い表面近傍において, 熱応力による応力誘起マルテンサイト変態を誘発し, 初期段階で生地中に再固溶するが, 内部になるに従い熱応力の影響が少ないこ

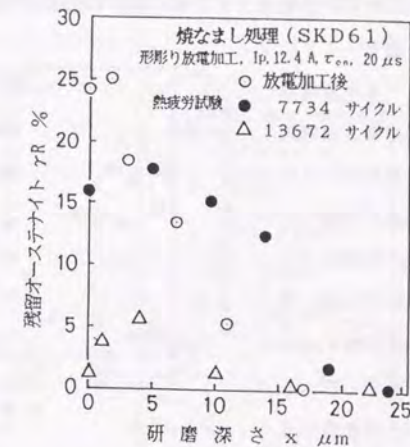


図 8-16 形彫り放電加工の熱疲労試験後の残留オーステナイト量の変化 (焼なまし処理金型鋼)

とから再固溶が促進されず、初期の試験サイクル数では変質層の状態も完全に回復しないためと考えられる。また、熱疲労試験におけるサイクルの増加に伴い、変質層近傍は加熱による軟化と熱応力との相互作用から、残留オーステナイトが生地中に再固溶するために存在が認められなくなると考えられる。

一方、コンデンサ容量 (C) $0.5\mu\text{F}$ 及び充電電流ピーク値 (I_p) 11.2 A の加工条件でワイヤ放電加工を行い、250、2000及び9913サイクルの熱疲労試験後の場合を図8-17に

示す。ワイヤ放電加工では形彫り放電加工時の残留オーステナイト量とは著しく異なり、表面及び内部においても数%程度の存在が認められる状態を示した。しかし、この状態から熱疲労試験を行うと、試験サイクルの増加に伴い残留オーステナイト量及びその存

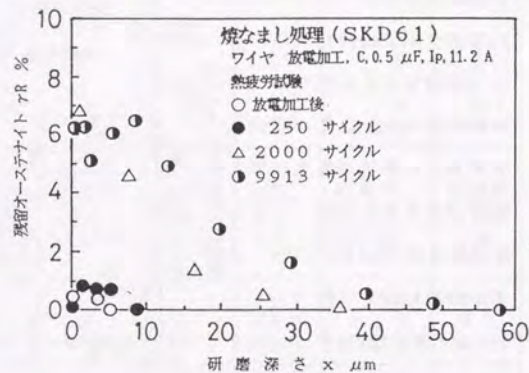


図8-17 ワイヤ放電加工の熱疲労試験後の残留オーステナイト量の変化 (焼なまし処理金型鋼)

在深さは各々増加することを示した。ワイヤ放電加工表面は脱炭層が存在し、加工表面ではFe及びCr元素がワイヤ側に移行し、生地濃度が低下する。一方、生地中にはワイヤ成分のCu及びZn元素が最表面近傍に残留し⁸¹⁴⁾、変質層内はこれらの元素と金型鋼成分である、Fe及びCrとの固溶体を形成する可能性がある。なお、 γFe 中にCuは 1484°C で約7.5重量%、 αFe 中にCuは 800°C で3.0重量%固溶することが可能であり⁸¹⁵⁾、最表面層はこれらの元素の存在が残留オーステナイトの変化に影響を及ぼしていると考えられる。また、放電加工後の残留

オーステナイトの存在は少なく、熱疲労試験サイクル数の増加に伴い増加する現象は現在明確することができなかったことから、今後の課題と考えている。

なお、2000 及び9913 サイクルの残留オーステナイトの存在深さは残留応力測定時の、表面からの変曲点に対応することから、熱応力及び放電加工時の熱影響層領域との関連性も考慮した検討が必要と考えられる。

図8-18は焼入れ-焼戻し処理金型鋼表面にコンデンサ容量 (C) $0.5\mu\text{F}$ 及び充電電流ピーク値 (I_p)

5.0Aの加工条件でワイヤ放電加工を行い、3538、7335及び10873 サイクルの熱疲労試験後の結果を示す。

図中には各熱疲労試験過程の残留応力分布曲線を同時に示している。実線は3538サイクルの場合であり、最表面から残留オーステナイトは徐々に低下し、残留応力値の安定領域近傍で、残留オーステナイト量は零になる形態を示した。この傾向は7335サイクル

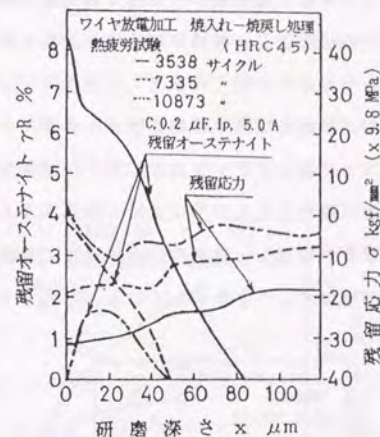


図8-18 形彫り放電加工の熱疲労試験後の残留オーステナイト量の変化 (焼入れ-焼戻し処理金型鋼)

たが、10873 サイクル後の最表面では残留オーステナイト

の存在が認められず、約 $20\mu\text{m}$ 近傍で最大値を示す分布形態となった。これらの傾向は焼なまし処理金型鋼の熱疲労試験後の残留オーステナイトの分布形態と反対に減少する傾向を示した。すなわち、熱疲労試験サイクル数の増加に伴い残留オーステナイトは減少する傾向となった。この傾向の違いは生

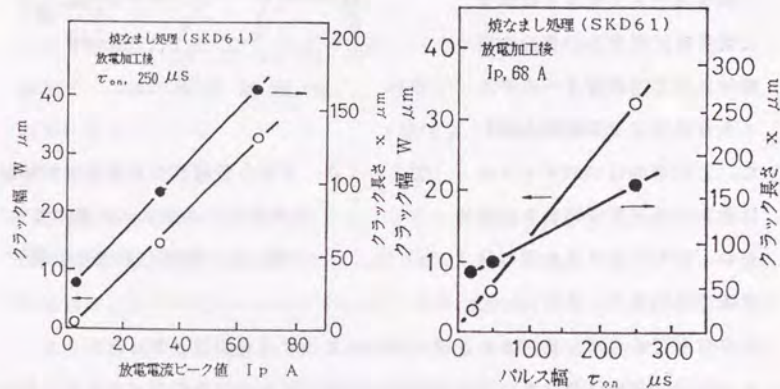
地組織及び残留応力の発生形態の違いが大きく影響しているものと考えられる。

8. 3. 5 クラック発生数と熱疲労試験サイクル数との関係

焼なまし処理金型鋼表面に形彫り放電加工を行った時の、各放電加工条件の中で放電電流ピーク値 (I_p) とパルス幅 (τ_{on}) の変化に及ぼすクラック幅及びクラック長さ影響を図8-19 (a) 及び (b) に示す。

(a) は放電電流ピーク値 (I_p) を68Aと一定にした時の、パルス幅 (τ_{on}) 25, 50及び250 μ s の違いがクラック幅及びクラック長さに及ぼす影響について示している。

パルス幅の増加に伴い、クラック幅及びクラック長さの各値は増加するが、クラック幅はクラック長さに比べ、増加率が高い。このことは、加工後の最表面に認められるクラックは、放電エネルギーの増加に伴い、変質層領域の形成厚さが増加し、放電時の冷却過程で急激な熱勾配が負荷されるために、開口量が増加することを示している。なお、クラック長さは放電エネルギーの増加



(a) パルス幅の影響

(b) 放電電流ピーク値の影響

図8-19 放電加工条件とクラック幅及びクラック長さとの関係

に伴い増加することが明確となった。

(b) はパルス幅 (τ_{on}) を250 μ sと一定にし、放電電流ピーク値 (I_p) を6, 33及び68 Aと変化させた時の、クラック幅及びクラック長さの影響を示す。

放電電流ピーク値 (I_p) に対するクラック幅及びクラック長さは放電電流ピーク値 (I_p) の増加に伴い、共に増加する傾向を示した。このことは、クラック幅及びクラック長さに与える影響はパルス幅の値が大きな要因になることを示している。すなわち、パルス幅の増加は放電加工面に与える単位時間当りの熱エネルギーの供給時間を増加させ、入熱量を増加させる要因となる。

金型鋼の場合、熱エネルギーの増加は加工表面からの熱勾配を増加させる作用として働き、生地深くまで伝播した入熱量が、放電終了後の加工液による急冷作用により表面から冷却される。この時の冷却速度はパルス幅の増加に伴い増加することになり、

熱応力の影響から表面に生成したクラックは開口幅が増加することになる。

この結果は図8-4に示した、残留応力分布曲線の最表面残留応力値が明確に変化せずに、応力作用域深さがパルス幅の増加に伴い、深い領域まで影響を及ぼす結果からも、良く一致した挙動を示した。

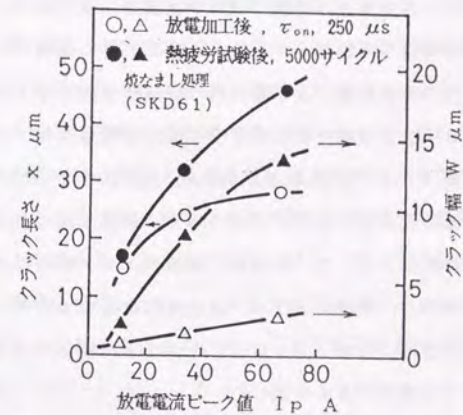


図8-20 形彫り放電加工面の熱疲労試験後のクラック幅、長さの関係

図8-20は焼なまし処理金型鋼表面に、パルス幅(τ_{on})を250 μ s一定、放電電流ピーク値(I_p)を12.4, 33及び68 Aと変化させ、形彫り放電加工を行った時の放電加工後及び5000サイクル熱疲労試験後のクラック幅及びクラック長さの影響を示す。形彫り放電加工後における、クラック幅及びクラック長さは放電電流ピーク値(I_p)の増加に伴い増加するが、クラック幅の増加率は放電電流ピーク値(I_p)の増加により低くなる傾向を示した。しかし、5000サイクルの熱疲労試験後では、放電電流ピーク値(I_p)の低い12.4 A近傍で変化が認められないが、33及び68 Aと増加するに従い、クラック幅及びクラック長さの増加量は著しく増加する傾向を示した。この素材は焼なまし状態であり、生地硬度は著しく低く、焼入れ-焼戻し処理に比較し、熱疲労強度は低下することが知られている。そのために、表面に生成した放電加工変質層は熱疲労試験過程において生地の耐熱疲労強度の低下が、クラック先端近傍に応力集中を引き起こし、クラックの進展・増殖が促進される。また、クラック幅の増加は加熱-冷却過程での熱サイクルによる熱ひずみに起因した開口幅の増加と、クラック近傍の表面酸化による開口部の脱落が原因になると考えられる。

図8-21は焼なまし処理金型鋼に放電電流ピーク値(I_p)を68 A一定、パルス幅(τ_{on})を20, 50及び250 μ sと変化させた時の、熱疲労試験過程における表面に発生したクラックについて、単位面積当りのクラック総長とサイクル数との関係で示した。放電加工後のクラック総長はパルス幅(τ_{on})の増加に伴い増加し、表面のクラック発生数は放電エネルギーの増大に伴い増加する。このことは、図8-19に示したクラック幅とパルス幅との関係で得られた結果からも傾向が良く一致した。

しかし、熱疲労試験過程での表面に発生するクラック総長は試験サイクル数の増加に伴い増加するが、1000サイクル以降はパルス幅に依存しない発生状態を示した。このことは、放電加工により発生した表面のクラックは初期の試験サイクル段階(1000サイクル近傍)までは熱疲労試験過程において、クラックの発生及び増殖が促進されるが、それ以降はクラックの生地中への進展及びク

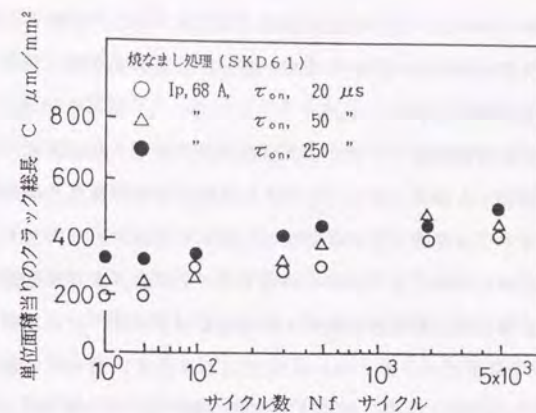


図8-21 クラック総長と熱疲労試験サイクル数との関係(焼なまし処理)

ラック内の酸化が進行するために、クラック発生数は少なくなることを示している。これらの結果は、第2及び4章で示した、ダイカスト金型及び金型鋼の熱疲労試験過程での残留応力変化の少ない領域とも良く対応している。

なお、放電エネルギーの増加は表面から生地内部へのエネルギー供給量が増加することを意味し、熱影響領域の増加を促進させ、変質層厚さが増加する。そのために、変質層領域に形成した炭化物等の高硬度領域が熱疲労試験過程での熱衝撃で破壊しクラックを発生させることになる。また、第4章、図4-8に示した焼入れ-焼戻し処理金型鋼における、熱疲労試験過程での単位面積当りのクラック総長とサイクル数との関係から求めた、金型鋼の熱疲労試験過程でのクラック発生頻度($n = d \ln C / d \ln N_f$)は約 $n = 0.2 \sim 0.5$ (1000サイクル以降の値)の値をとるが、形彫り放電加工面の熱疲労試験においては $n = 0.07 \sim 0.13$ と約1/3~1/6の著しく低い値を示した。この低下は、熱疲労試験過程で新たなクラックが表面に発生することが少なく、放電加工時に発生したクラックの成長及び進展による影響が大きいことを意味している。

図8-22は焼入れ-焼戻し処理金型鋼にパルス幅(τ_{on})を250 μ sと一定

とし、放電電流ピーク値 (I_p) を33及び68 Aと変化させて、形彫り放電加工し
た時の、熱疲労試験過程での試験サイクル数と単位面積当りのクラック総長及
びクラック幅との関係を示す。

放電加工面の単位面積当りのクラック総長及びクラック幅は放電エネルギー
の増加に伴い増加する傾向を示し、焼なまし処理金型鋼の結果と傾向は一致す
るが、約2000サイクル程度まで各値は変化しないで推移し、2000サイクル以降
急激に増加する傾向を示した。なお、5000サイクルにおける、単位面積当りの
クラック総長を焼なまし処理金型鋼の同様な放電加工条件、パルス幅 (τ_{on})
250 μ s 及び放電電流ピーク値 (I_p) 68Aとで比較すると、焼入れ-焼戻し処理
の場合、約1000 μ m/ mm^2 となり、焼なまし処理の値の約 400 μ m/ mm^2 と比べ、約
2.5倍大きな値となった。

この違いは金型鋼の熱処理による機械的強度の違いに起因した結果であり、
同一放電加工条件では表面に形成される変質層厚さは同一であることから、熱
疲労試験過程での焼入れ-焼戻し処理金型鋼は焼なまし処理に比べ、加熱-冷

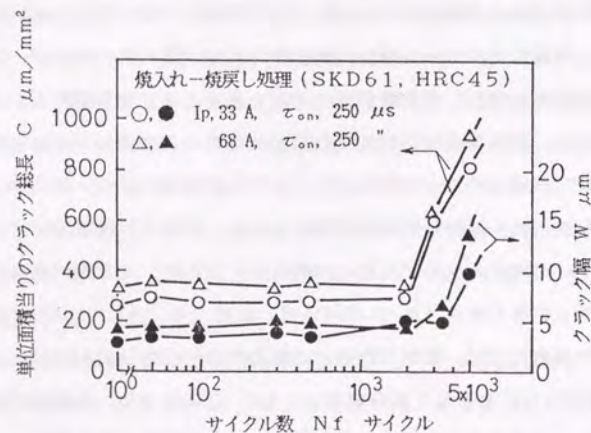


図8-22 クラック総長と熱疲労試験サイクル数との関係
(焼入れ-焼戻し処理)

却熱サイクル過程における生地熱疲労強度は高く、熱応力の重畳によるクラ
ック進展阻止効果が大いいために、初期サイクル過程ではクラックの発生量の
増加及び増殖が遅延されるものと考えられる。しかし、試験後期になると、生
地硬度の加熱による軟化及び熱疲労強度の低下を引き起し、急激にクラック発
生数が増加する状態となる。よって、これらの結果から、金型鋼の熱処理の違
いがクラックの発生及び進展に大きく関与していることを示している。

これらの挙動をダイカスト金型等の場合に適用すると、金型を健全な状態に
維持させるような熱処理方法を選択しなければ効果的な寿命向上が達成されな
いことを示している。

なお、各放電加工後に熱疲労試験を行い、試験後の断面に発生したクラック
数等について、第3章、図3-1に示したクラック測定方法に基づき分布及び
最大クラック深さの測定を行った。

図8-23は焼入れ-焼戻し処理金型鋼に放電電流ピーク値 (I_p) 12.4 Aを
一定とし、パルス幅 (τ_{on}) 20及び250 μ sの条件で放電加工を行い、3200及び
12250 サイクルの熱疲労試験後の断面に存在したクラックの測定結果を示す。

各試験後のクラック分布はパルス幅の増加に伴い、微細なものから大きく成

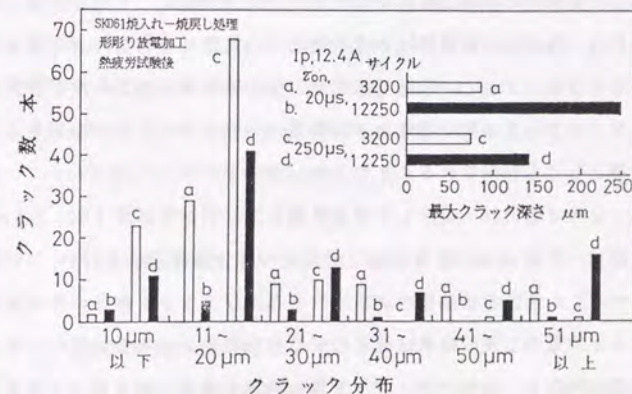


図8-23 形彫り放電加工金型鋼の熱疲労試験後のクラック分布

長したクラックの存在が認められた。また、3200 サイクル後の場合、約20 μm 以下のクラックが非常に多いが、12250サイクル後においては51 μm の範囲で全体に多くのクラックが存在した。なお、この金型鋼（改良材、第4章、図4-7参照）における10000 サイクル熱疲労試験後のクラック分布の結果と比較すると、パルス幅（ τ_{on} ）20及び250 μs の条件における12250 サイクル試験後のトータルのクラック発生数は約2倍になることが認められた。このことは放電加工変質層の存在が耐熱疲労強度を低下させ、クラック発生数を増加させているものと考えられる。

また、熱疲労試験後の最大クラック深さは3200サイクルの場合、パルス幅による違いは明確に認められないが、12250 サイクル後のクラック深さはパルス幅（ τ_{on} ）20 μs の場合が250 μs に比べ、大きなクラックが存在している。

この結果は、熱疲労試験過程での変質層厚さの違いによる影響が著しく、残留応力の測定結果からも、パルス幅の低い条件では表面領域に大きな引張応力の存在が認められていることから、この応力の存在が熱サイクル過程でのクラックの発生及び進展に著しい影響を及ぼしているものと考えられる。

一方、パルス幅の増加は表面領域にクラックを発生させ、応力開放領域が拡大することは残留応力測定結果から明らかとなっている。そのために、応力の開放に伴い、熱疲労試験過程における熱応力の重量が緩和され、クラックの成長が少なくなる。よって、形彫り放電加工後の変質層は加工条件を選択することにより、クラックの発生状態及び変質層の形成をコントロールできると、表面改質層としても利用できることを示唆している⁸⁾⁶⁾。

図8-24は焼入れ-焼戻し処理金型鋼にコンデンサ容量（C）1.5 μF 及び充電電流ピーク値（Ip）20 Aの加工条件でワイヤ放電加工を行い、10581及び19291 サイクル熱疲労試験後のクラック分布及びクラック深さの測定結果を示す。ワイヤ放電加工後の結果は前述の形彫り放電加工の場合に比べ、クラック分布状態は異なり、微細クラックと生地中に深く成長したクラックの存在が認められる結果を示した。また、熱疲労試験サイクル数、10581サイクルと19291

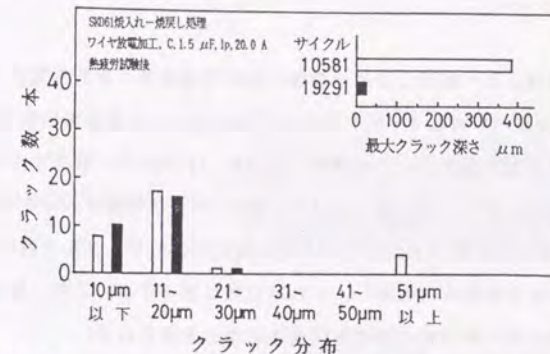


図8-24 ワイヤ放電加工金型鋼の熱疲労試験後のクラック分布

サイクルにおける最大クラック深さは前者が著しく大きく、約400 μm の値を示した。この違いは明確にできなかったが、熱疲労試験過程において、脱炭層領域の表面には酸化物が形成され、脱落及び再形成の繰返しによる影響であると考えられる。

なお、ワイヤ放電加工と形彫り放電加工における最大クラック深さは前者が約2倍のクラック深さを示し、著しく異なる結果を示した。このことは、クラックの成長にとって、脱炭層状態を呈するワイヤ放電加工の場合、表面の耐熱疲労強度を低下させ、クラックの進展を促進させることを示唆している。

よって、ワイヤ放電加工後の焼なまし処理金型鋼における残留応力測定結果の応力作用域の深さが焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合と比較して大きくなる現象がクラック測定結果からも明らかとなった。

8. 3. 6 熱疲労試験に伴う放電加工面変質層の挙動

(1) X線回折図形の観察

焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り及びワイヤ放電加工面及び熱疲労試験後の各試験面について、試験過程でのX線回折図形の変化を図8-25に各々示す。

す。

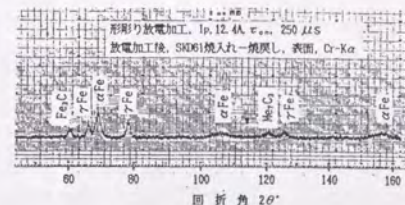
(a) は焼入れ-焼戻し処理金型鋼に形彫り放電加工を放電電流ピーク値 (I_p) 12.4A及びパルス幅 (τ_{on}) 250 μ sの条件で行った表面の回折図形を示す。この条件は放電エネルギーが中程度 (0.0465 J) のため、高エネルギー加工時に明確に認められた、炭化物 (Fe_3C 及び Me_7C_3) 及び残留オーステナイト (γFe) の回折線強度は低下する。これらの表面に12250 サイクルの熱疲労試験を行うと、 αFe 回折線強度は増加し、 γFe 回折線は低下する。また、炭化物は明確に変化しないが、新たに、酸化物が表面近傍に形成された。

なお、図には示さないが、低エネルギー放電加工条件 (0.0037 J) の場合は αFe 及び γFe の回折線が認められ、炭化物の回折線は明確に確認できなかった。なお、放電加工を行わない金型鋼表面は αFe 回折線のみが認められ、ひずみの存在が少ないことから、 αFe (211) 回折面の半価幅 (H_W , $2\theta^\circ$) は1.7と非常に低い値をとるが、放電加工後の値は $H_W=2.4\sim 3.5$ と約 1.5~2倍増加することが認められた。この増加は加工液に用いた灯油の熱分解生成物である炭素の浸炭及び水素の固溶に起因した現象と考えられる。しかし、炭素の固溶度は温度の低下に伴い減少し、過飽和の炭素は炭化物として析出することが、高エネルギー加工条件の表面において認められている。

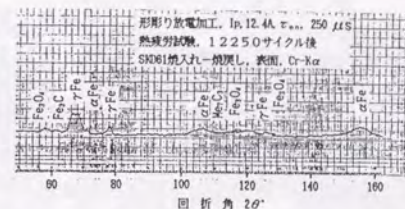
よって、本実験条件において炭化物の存在が認められないことは放電エネルギーにより表面に形成される変質層内近傍の組成が異なることを意味している。なお、熱疲労試験後における回折線の変化は放電加工時に存在した γFe 回折線 (残留オーステナイト) が非常に低下する傾向を示した。この低下は各放電加工条件においても同様な挙動を示すが、熱疲労試験過程での加熱温度 (570 $^\circ C$) により、生地中に再固溶するためであり、焼入れ時に存在する残留オーステナイトを560 $^\circ C$ 程度の条件で焼戻し処理を行い、焼戻しマルテンサイトに変態させる効果^{8) 9) 17)}と同様な挙動が熱疲労試験過程の加熱時に再現されるためと考えられる。

なお、熱疲労試験後の表面を電解研磨し、数 μm 除去したときの回折線は素

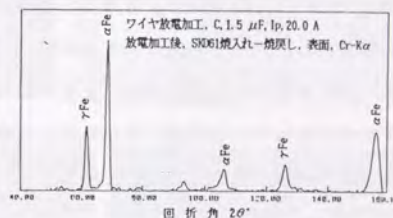
(a) 型彫り放電加工後



熱疲労試験後



(b) ワイヤ放電加工後



熱疲労試験後

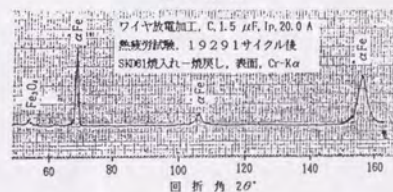


図8-25 型彫り及びワイヤ放電加工後と熱疲労試験後の
X線回折図形の観察

材の場合と同様、シャープな α Fe回折線が明確に認められた。また、熱疲労試験サイクル数の増加は表面酸化の進行から、 Fe_3O_4 回折線強度が増加する傾向を示した。

(b)は(a)と同様な金型鋼表面にコンデンサ容量(C)1.5 μF 及び充電電流ピーク値(I_p)20.0 Aの加工条件でワイヤ放電加工後、及びその金型鋼に19291 サイクルの熱疲労試験を行った後の回折線の変化を各々示す。

ワイヤ放電加工面は加工条件の増加に伴い α Fe及び γ Fe回折線の強度が相対的に異なり、残留オーステナイトは加工条件の増加に伴い、増加する傾向を示すが、炭化物の回折線は明確にされなかった。熱疲労試験を行った場合は α Fe回折線強度が増加し、 γ Fe回折線強度は消失した。また、 Fe_3O_4 回折線が新たに増加する傾向を示した。

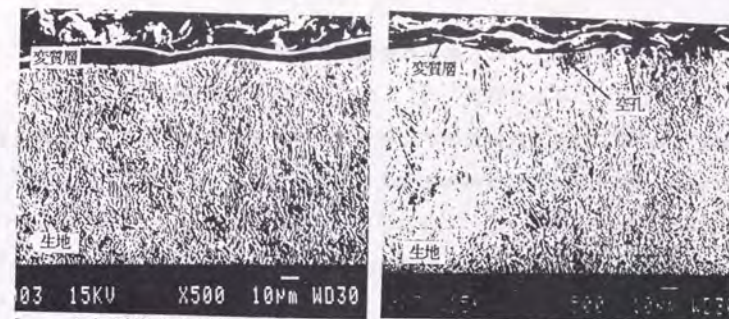
この回折線の挙動から、ワイヤ放電加工時に形成した脱炭層領域は熱疲労試験過程において、表面酸化を促進し、酸化物を形成する。一方、形彫り放電加工時に形成した浸炭層領域には未溶解炭化物(Fe_3C 及び Me_7C_3)が存在する。これらの炭化物は本熱疲労試験による加熱温度域で Me_7C_3 炭化物は Fe_3C 炭化物⁸⁾⁹⁾に分解されず、金型鋼に表面処理した場合と同様な挙動を示し、この炭化物の存在が表面酸化を遅延させているものと考えられる。

(2) 放電加工面の観察

形彫り及びワイヤ放電加工後及び熱疲労試験後の断面観察状態を写真8-2(a)、(b)及び(c)に各々示す。

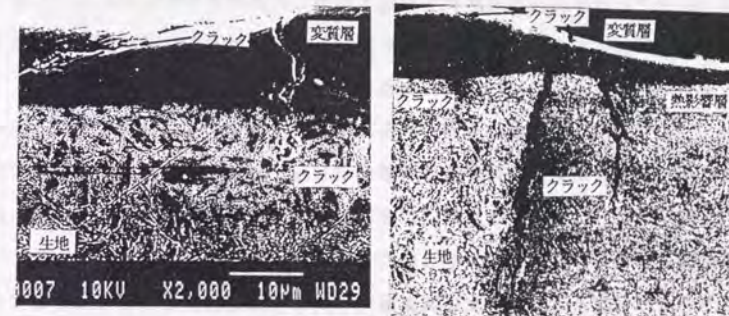
(a-1)は放電電流ピーク値(I_p)12.4A及びパルス幅(τ_{on})20 μs の条件で形彫り放電加工を行った後の断面観察(SEM)を示す。表面には加工変質層の存在が明確に認められるが、高エネルギー加工条件(写真8-1参照)で認められたようなクラック及び空孔等は明確に認められない。

この条件における残留応力測定では、表面に約50kgf/mm²の引張応力の存在が認められている。このことは、放電加工後の表面にはクラックの存在が少ない

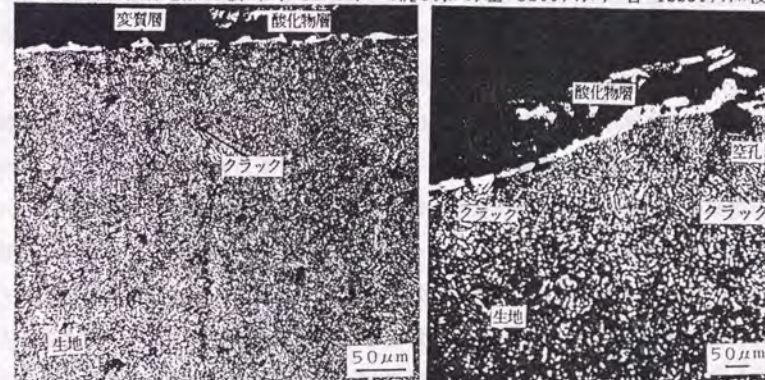


(a-1) 形彫り放電加工後

(a-2) ワイヤ放電加工後



(b) 形彫り放電加工後 (I_p 12.4A, τ_{on} 20 μs , 左 3200サイクル, 右 12250サイクル後)



(c) ワイヤ放電加工後 (C 0.5 μF , I_p 20 A, 左 10281サイクル, 右 19291サイクル後)

写真8-2 形彫り及びワイヤ放電加工及び熱疲労試験後の断面観察

ことが推定できたが、これらのことが断面観察結果からも明らかとなった。

(a-2) はコンデンサ容量 (C) $1.5\mu\text{F}$ 及び充電電流ピーク値 (I_p) 20.0 A の加工条件でワイヤ放電加工を各々行ったときの断面観察写真 (SEM) を示す。この表面近傍は変質層が存在し、その直下の領域には電解作用による腐食孔の存在が認められた。

(b) は形彫り放電加工後、3200及び12250 サイクル熱疲労試験後の断面観察結果 (SEM) を示す。3200サイクルでは放電加工変質層領域のクラックの発生と、その下部からわずかに生地へと成長したクラックの存在が認められた。

一方、12250サイクルにおいては変質層の脱落は少ないが、変質層内に存在するクラックから生地中に深く成長したクラックの存在が明確に認められた。また、クラックの生地中への成長に伴い、クラック近傍の生地は変質し、その領域からクラックが新たに発生する挙動を示した。しかし、形彫り放電加工表面の変質層は12250 サイクル熱疲労試験後においても明確にその存在が認められ、熱疲労試験後においても、分解しないことが明らかとなった。

これらのことから、放電加工変質層内の炭化物は熱疲労試験過程においても、加熱-冷却熱サイクルにより、明確に分解されず残存し、この層の存在が熱疲労強度に大きく影響を与える要因となっていることが、断面観察結果からも明らかとなった。

(c) はワイヤ放電加工後、10581及び19291サイクル熱疲労試験後の断面観察結果 (金属顕微鏡観察) を示す。10581 サイクルの断面は大きなクラックが認めれるが、その数は少ない。また、最表面近傍は放電加工変質層が認められるが、変質層の脱落が著しく、その部分からクラックが生地中に成長する形態をとることが明らかとなった。19291 サイクルの場合は最表面に厚い炭化物の形成及び空孔等が存在し、熱疲労試験過程表面層の脱落や変質が促進されることを示している。この断面観察の結果からは、図8-24に示した最大クラック深さの低下はこれらの挙動によるものと考えられる。

8. 3. 7 放電加工面への窒化処理の効果

放電加工変質層の挙動は前項までにおいて、引張残留応力の存在、熱疲労試験過程でのクラックの成長等の検証・追求を行い、これらの欠陥の存在がダイカスト金型等の寿命に及ぼす影響は著しく大きいことを明らかにしてきた。

放電加工によってダイカスト金型等を製作する場合、複雑な金型形状部 (コーナー部、微小深穴部、水冷孔等) 及びピン穴等の領域は放電加工変質層の研磨作業による除去が作業時間及び除去方法等の問題から非常に難しくなることが多く、変質層を残存させた状態で金型を操業しなければならない場合がある。

ダイカスト金型の品質安定性及び寿命向上等の観点から見ると、放電加工変質層は完全に除去し、焼戻し処理及び窒化処理等を行うことが最良な方法になると考えられるが、現状においては、生産性、工数低減及び作業能率等の問題からあまり行われていない。

そこで、本項ではそれらのことを考慮し、放電加工変質層を残存させた状態で表面にガス窒化処理 (KANUC 処理、化合物形成処理、第7章参照) を行った金型鋼について、熱疲労特性の検証及び金型の改善対策を模索する目的で検討を行ったので、得られた結果について述べる。

写真8-3は焼入れ-焼戻し処理金型鋼 (SKD61改良材, HRC45) に放電電流ピーク値 (I_p) 12.4 A 、パルス幅 (τ_{on}) $20\mu\text{ s}$ の加工条件で形彫り放電加工を行ったもの、ならびに、コンデンサ容量 (C) $1.5\mu\text{ s}$ 、充電電流ピーク値 (I_p) 20 A の条件でワイヤ放電加工及び金型鋼にガス窒化処理場合の各断面観察 (SEM) 結果を示す。

写真は左から形彫り放電加工、ワイヤ放電加工及び金型鋼にガス窒化処理した断面を示す。形彫り放電加工の場合、表面には加工変質層と炭化物の混在した化合物層の存在が認められた。一方、ワイヤ放電加工表面は約 $10\sim 20\mu\text{ m}$ の領域にクラックが存在した。この放電加工条件の場合、写真8-2 (a-2) でも明らかであるが $10\sim 20\mu\text{ m}$ 程度の領域は放電加工変質層の存在領域と対応

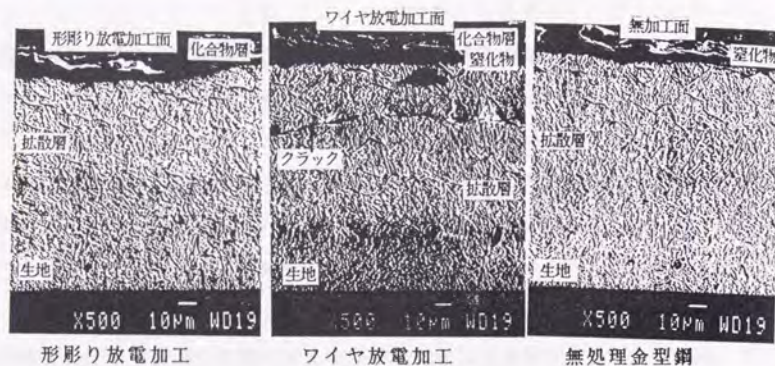


写真8-3 放電加工表面にガス窒化処理した金型鋼の断面観察 (SEM)

し、この領域は電解作用により発生した空孔形成部である。

よって、窒化処理時に脱炭素中への窒素の拡散による引張応力から圧縮応力への変化あるいは空孔近傍との圧縮応力の発生による相互作用の原因が明確にできなかったがクラックの存在が認められた。

これらの内部に存在したクラックは表面に開口したクラックとして明確に認められないことから、放電エネルギーが大きい加工条件で金型等に加工を行う場合には注意が必要であることをこの結果は示している。また、無処理金型鋼 (SKD61) の場合は明確に窒化物及び拡散層領域の存在が認められ、正常に処理されていることを示し、窒化物領域の硬度はHV1200~1400程度の値となることが明らかとなった。

図8-26は放電電流ピーク値 (I_p) 12.4及び4.2A, パルス幅 (τ_{on}) 6及び20 μs の加工条件で形形り放電加工後、表面にガス窒化処理し、15000サイクルの熱疲労試験を行った金型鋼の断面に存在したクラックの測定結果並びに参考のために、図8-23で述べた結果を図中に各々示す。

形形り放電加工後の熱疲労試験におけるクラック分布は、微細なクラックが

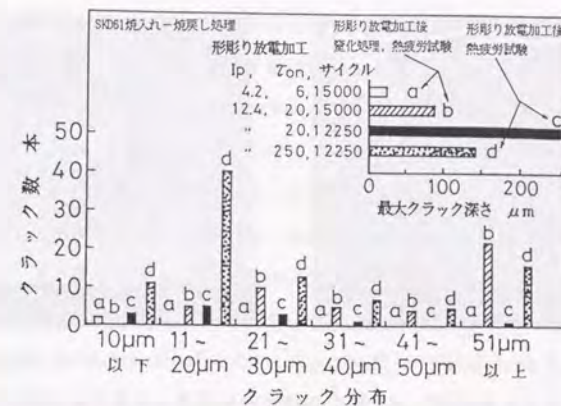
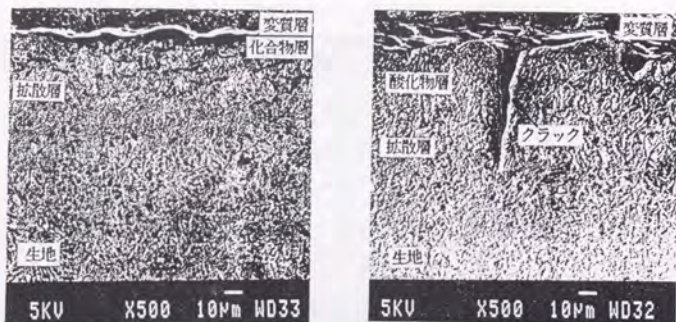


図8-26 放電加工表面に窒化処理した金型鋼のクラック分布

ら大きなクラックまで分布した形態を2条件ともに示すが、ガス窒化処理した場合は大きく成長したクラックの存在が少ない。また、最大クラック深さを同様な放電加工条件 (図中bとc) において比較しても、ガス窒化処理した場合は熱疲労試験サイクル数は増加しているにもかかわらず、低い値を示した。

なお、放電加工条件の低い金型鋼にガス窒化処理した場合の最大クラック深さは高い条件に比べ、低い値を示した。これらの挙動は今後検討しなければならない課題であるが、放電加工変質層の形成が薄い場合、窒化処理層の形成がより促進されるためと考えている。なお、第7章、図7-8の各ガス窒化処理金型鋼の最大クラック深さと比較すると、放電加工条件の高い場合 (図中b) わずかに大きい値 (ガス窒化処理、INIX及びE・H処理では約80 μm) を示し、ガス窒化処理による改善効果は著しいことが明確となった。また、低エネルギー条件の場合 (図中a) は窒化処理により、放電加工変質層の熱疲労特性はガス窒化処理に比べ向上していることが、本試験結果から明らかとなった。

写真8-4 (a) 及び (b) は図8-25に示した窒化処理金型鋼の熱疲労



(a) I_p 4.2 A, τ_{on} 6 μ s (b) I_p 12.4 A, τ_{on} 20 μ s,

写真8-4 放電加工後、窒化処理した金型鋼の熱疲労試験後の断面観察

試験後の断面観察 (SEM) 結果を示す。放電加工条件の低い場合 (a)、表面の変質層領域は明確に残存し、生地中に成長したクラックの存在は非常に少ない状態を示した。一方、加工条件の高い場合 (b) は放電加工変質層の存在もわずかに認められるが、クラックが生地中に成長し、クラック開口部内には酸化物の形成が明らかとなった。よって、形彫り放電加工後の変質層を研磨により除去できない場合、最終加工条件を低い条件に選択し、その後、窒化処理を行うことで、著しい寿命向上が得られることをこの結果は示している。

図8-27は各放電加工後、ガス窒化処理 (KANUC 化合物処理) を行い、15000 サイクル熱疲労試験後の金型鋼について、表面からの研磨深さと残留応力の関係を示す。放電加工後熱疲労試験を行った時の、表面の残留応力 (図8-11及び表8-4参照) は熱疲労試験サイクル数に伴い、引張応力は低下する傾向を示し、窒化処理後の結果と比較しても明確な違いが認められない。なおその後、試験面を電解研磨により除去する過程での残留応力変化形態は放電加工後、熱疲労試験を行った場合のそれに比べ、著しく異なる結果を示した。

放電加工表面にガス窒化処理した場合、最表面近傍の残留応力低下は熱疲労

試験過程において、窒素の表面からの逃散及び軟化の影響が大きい。しかし、研磨深さの増加に伴い、圧縮残留応力は増加し、化合物領域を境に、圧縮応力の最大値を示した後、徐々に生地領域の値となる分布形態をとった。

また、圧縮応力の存在する領域は写真8-4でも明確のように、ガス窒化処理の拡散層領域までの深さともよく対応し、熱疲労試験過程における拡散層領域は分解しないことが明確となった。なお、この挙動は第6章及び第7章において述べた、熱疲労試験後の窒化物の挙動ともよく対応する結果が得られた。

このことは、放電加工時の変質層がガス窒化処理により改質され、処理後に形成する拡散層は熱疲労試験過程の応力集中に伴う、クラックの進展を防止できることを示している。よって、ダイカスト金型の寿命向上にとって、本手法は有効な処理と考えられ、熱疲労強度の向上にとって窒化処理は大きな効果を発揮することが明らかにでき、これらの挙動の解明は工学的にも大きな意味を持つものと考えられる。なお、ワイヤ放電加工表面の窒化処理後のクラック発生機構については今後詳細な検討を行う必要があると考えられる。

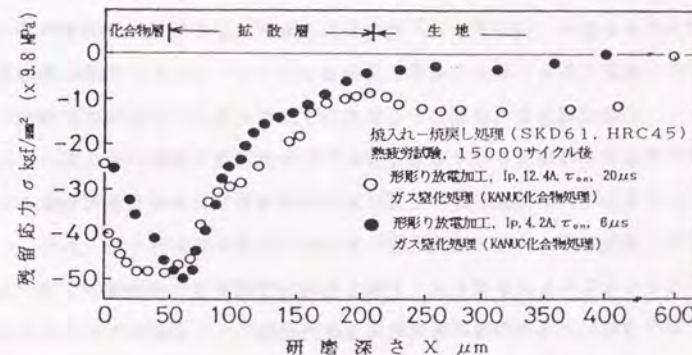


図8-27 放電加工後、ガス窒化処理した金型鋼の熱疲労試験後の研磨深さと残留応力の関係

第8. 4節 本章の総括

焼なまし及び焼入れ-焼戻し処理金型鋼 (SKD61) に形彫り及びワイヤ放電加工後、その加工面について熱疲労試験を行い、素材履歴、放電加工方法の違いに及ぼす残留応力、残留オーステナイト及びクラック発生数等への影響について検証・追求を行い、放電加工における変質層が金型鋼の寿命低下に大きな影響を与えることを明らかにした。

また、放電加工変質層の改善方法の一つである、熱処理及びガス窒化処理による影響等についての挙動解明及び提案を行い、熱処理及び窒化処理は放電加工変質層の改善にとって非常に有効な手法となることを明らかにした。

本研究により得られた結果を要約すると以下のとおりである。

- 1) 形彫り放電加工後の表面残留応力は焼なまし処理金型鋼の場合、引張応力が存在し、放電エネルギーの違いによる影響は明確に認められなかった。焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、放電エネルギーの違いにより、表面残留応力は引張応力から応力の解放による圧縮応力へと変化することが認められた。また、応力分布曲線は焼なまし処理金型鋼の場合、表面から徐々に応力は低下する形態を示すが、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の表面残留応力が開放する放電加工条件の場合、研磨深さの増加に伴い、最大引張応力を示す領域が存在し、その引張応力はパルス幅 (τ_{on}) の増加に伴い増加した。また、応力作用域深さは各処理金型鋼において、放電エネルギーの増加に伴い増加することが明らかとなった。
- 2) 焼なまし及び焼入れ-焼戻し処理金型鋼のワイヤ放電加工後の表面残留応力は各処理及び各放電加工条件において、引張応力の存在が認められた。なお、応力作用域深さは焼なまし処理金型鋼の場合、放電加工条件の増加に伴い明確な変化が認められないが、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、放電加工条件の増加に伴い増加することが明らかとなった。
- 3) 形彫り放電加工後の変質層内には気泡及びクラックの存在が認められ、

変質層の冷却過程において、気泡部からクラックが発生し、表面に進展する形態を示した。また、溶融再凝固層内は柱状晶組織が認められ、この領域は550℃、1hの焼戻し処理によって消失することが明らかとなった。

- 4) 形彫り放電加工表面に存在した残留応力の軽減は低温焼戻し処理 (250℃) に比べ、高温焼戻し処理 (550℃) が有効であり、応力及び応力作用域深さともに1回の高温焼戻し処理において明確に減少することが明らかとなった。X線回折図形の観察では放電加工時に認められた、残留オーステナイト (γ Fe) は焼戻し処理により消失するが、炭化物 (Fe_3C 及び Me_7C_3) は残存し、 α Fe回折線はシャープになることが明らかとなった。
- 5) 焼なまし処理金型鋼における形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った時の表面残留応力は各放電加工条件ともに、放電加工で存在した引張応力が熱疲労試験過程で圧縮応力に変化することが明らかとなった。また、生地の実効応力は熱疲労試験サイクル数の増加に伴い、零に近づく傾向を示した。なお、熱疲労試験後の残留オーステナイト量は残留応力の変化形態と良く対応した挙動を示し、残留応力の変化は熱疲労試験過程での残留オーステナイトの応力誘起マルテンサイト変態に起因することが推測される。
- 6) 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った場合、表面残留応力は形彫り放電加工では表面に引張応力が存在し、その値は放電加工後に比べ低下した。また、研磨深さの増加に伴い、圧縮応力が表面の引張応力の直下に存在することが認められた。この挙動は焼入れ-焼戻し処理金型鋼の機械的強度の向上から熱疲労試験過程での表面の引張応力が熱応力の重疊による応力の均衡を保つために発生するものと考えられる。ワイヤ放電加工の熱疲労試験後の表面残留応力は放電エネルギーの増加に伴い、圧縮応力から引張応力へと変化することが明らかとなった。また、熱疲労試験後の応力作用域深さはサイ

クル数の増加に伴い増加し、放電加工後の深さに比べ、著しく大きくなるが、熱疲労試験サイクルの増加により、生地応力は零になることが明らかとなった。なお、残留オーステナイト量の変化形態と残留応力の変化形態とは形彫り放電加工と同様に良く一致する。

7) 焼なまし及び焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り放電加工後、熱疲労試験を行った場合の単位面積当りのクラック総長、クラック幅及びクラック長さの測定においては、焼なまし処理の場合、放電エネルギーの増加に伴い、ともに増加するが、クラック幅及びクラック長さの増加率が著しく高い。焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合の単位面積当りのクラック総長及びクラック幅は熱疲労試験過程の約2000サイクル近傍から急激に増加する傾向を示した。このことは、金型鋼の熱疲労強度の低下がこのサイクル近傍から発生する挙動とも良く一致し、生地軟化が放電加工表面のクラックの発生を促進する結果と考えられる。

8) 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った場合の試験後の断面のクラック分布及びクラック深さの測定において、形彫り放電加工の場合、クラック分布は微細なクラックから大きいクラックまで存在した。また、最大クラック深さは熱疲労試験サイクル数の増加に伴い増加する傾向を示した。ワイヤ放電加工の場合はクラックの発生数は形彫り放電加工の結果に比べ著しく少ないが、最大クラック深さは放電加工に比べ約2倍の値を示した。この違いは放電加工時に形成する加工変質層（浸炭層及び脱炭層）の違いに起因した挙動と考えられる。

9) 熱疲労試験後の放電加工面の断面観察において、形彫り放電加工の変質層は熱疲労試験過程で分解されず、残存することが明らかとなり、この残存層が熱疲労試験過程でのクラックの進展を阻害する要因になると考えられる。一方、ワイヤ放電加工の場合、表面に熱疲労試験過程で形成したと考えられる酸化物の存在が認められ、この酸化物の脱落がクラ

ック発生数の低下を誘発したものと考えられる。

10) 形彫り放電加工表面にガス窒化した金型鋼の熱疲労試験後のクラック分布及び最大クラック深さの測定では窒化処理による著しい効果が認められ、放電加工の状態に比べ最大クラック深さは約1/2に低下することが明らかとなった。また、窒化処理効果は放電加工条件の低い場合が耐クラック性は向上することが明確となった。このことは、ダイカスト鋳造企業にとって、金型の寿命向上を図る上で有効な知見を与える結果となり、放電加工変質層の改善対策を検討するうえで本手法は有効な方法になることを明らかにした。

しかし、ワイヤ放電加工後の窒化処理表面には放電加工変質層領域に対応した部分にクラックの存在が認められた。この挙動については今後更に検討が必要と考えられるが、ワイヤ放電加工後に存在する脱炭素層と窒化処理時の窒化物形成との相互作用による影響から発生した結果と考えられる。

参 考 文 献

- 801) 六崎賢亮, 鈴木正敏, 河合栄一郎: 鉄鋼材料の放電加工面における変質層, 日本金属学会誌, 27, 6(1963)283.
- 802) 向山芳世, 緒方 勳, 日原政彦: ワイヤ放電加工に関する研究(第1報) -加工面の残留応力分布- 精密機械学会秋季学術講演会講演集, 10月(1982)
- 803) 日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勳: ダイカスト金型鋼に関する研究(第1報) 精密工学会誌, 55, 10(1989)1869.
- 804) 岩永省吾, 榊原雄二, 小長哲郎, 中村元志, 神谷孝則: Alダイカスト金型に生じる残留応力とヒートチェックの関係, 材料, 36, 411(1986)59.
- 805) 向山芳世, 日原政彦, 藤原和徳, 緒方 勳: 熱間金型鋼熱疲労特性に関する研究, 電気加工技術, 11, 32(1987)7.
- 806) 円山 弘: 残留オーステナイトのX線測定方法, 熱処理, 17, 4(1977)198
- 807) 原田敬之: 工具鋼と残留オーステナイト, 金属材料, 15, 3(1975)39.
- 808) 3)に同じ
- 809) S.S.Manson; Thermal Stress and Low - Cycle Fatigue, McGraw-Hill, N.Y. (1966)
- 810) H.K.Lloyd and R.H.Warren: J. Iron and Steel Inst., Mar. (1965)238.
- 811) 3)に同じ
- 812) X線応力測定法: 日本材料学会編, 養賢堂, 東京(1977)291.
- 813) 日原政彦, 向山芳世, 緒方 勳: 放電加工した熱間金型鋼の残留応力, J. of Advanced Science, 2, 2(1990)73.
- 814) 緒方 勳: 放電加工面の加工面残留応力と変質に関する研究, 学位論文, 東京大学(1990)317.
- 815) M.Hansen: Constitution of Binary Alloys, Second Eddition, McGraw-Hill, N.Y. (1958)581.

- 816) 佐野利一, 毛利尚武, 斉藤長男, 大竹広定: 放電加工による鏡面仕上げ(第4報) -抵抗体電極による鏡面仕上げ- 精密工学会昭和63年度春季大会学術講演会論文集(1988), 565.
- 817) 大和久重雄: 残留オーステナイトの実用性, 金属材料, 15, 3(1975)10.
- 818) 佐藤忠雄, 相沢 力: プレス型材料と熱処理, 日刊工業新聞社, 東京(1970)18.

本書は、明治維新の歴史を、政治、経済、文化、教育、社会の各分野から、一貫して、その発展の過程を追う。第一章は、明治維新の背景と、第二章は、明治維新の経緯、第三章は、明治維新の政治、第四章は、明治維新の経済、第五章は、明治維新の文化、第六章は、明治維新の教育、第七章は、明治維新の社会、第八章は、明治維新の国際関係、第九章は、明治維新の歴史的评价、第十章は、明治維新の歴史の教訓、第十一章は、明治維新の歴史の展望、第十二章は、明治維新の歴史の結論。

第 9 章

結 論

本書は、明治維新の歴史を、政治、経済、文化、教育、社会の各分野から、一貫して、その発展の過程を追う。第一章は、明治維新の背景と、第二章は、明治維新の経緯、第三章は、明治維新の政治、第四章は、明治維新の経済、第五章は、明治維新の文化、第六章は、明治維新の教育、第七章は、明治維新の社会、第八章は、明治維新の国際関係、第九章は、明治維新の歴史的评价、第十章は、明治維新の歴史の教訓、第十一章は、明治維新の歴史の展望、第十二章は、明治維新の歴史の結論。

第9章 結 論

本研究はダイカスト金型の操業過程における品質安定性及び寿命向上を図るための、総合的な寿命評価技術の確立を目的とするものである。

本研究においては、まず、ダイカスト金型の現状及び寿命低下要因について特性要因解析を行い、問題点の抽出及び研究方針を明確にした。ダイカスト金型の現状解析からは、操業過程で金型表面に発生する引張残留応力の存在が寿命低下にとって、大きな要因となることが明らかとなった。そこで、ダイカスト金型の操業過程における、表面温度の測定及び残留応力の発生要因解析から諸現象を究明した。

さらに、ダイカスト金型の寿命低下要因解析の成果及び検証に基づき、熱疲労挙動を追求するための寿命評価試験機の製作及び評価法の提案を行った。これらの試験機により、金型鋼（SKD61）及び表面処理金型鋼（PVD・CVD 処理、塩浴窒化処理、ガス窒化処理）等の熱疲労挙動及び溶損特性の解明、ヒートチェック・クラックの発生挙動の究明・検証を行った。また、ダイカスト金型への放電加工法の適用を考慮し、放電加工面の熱疲労挙動の解明を行い、金型鋼にとって、変質層の存在は寿命低下の一要因になることを明らかにした。また、放電加工変質層の改善手法として、高温の焼戻し（550℃）処理及び窒化処理の有用性を提案した。

これらの各種の寿命評価試験で得られた成果に基づき、ダイカスト金型及び鋳抜きピンにCVD 処理及び各窒化処理を適用し、実証試験を行った。実証試験から得られた成果は本研究における寿命評価試験手法の妥当性を明らかにすることが可能となった。

また、寿命評価試験から得られた成果は製鋼メーカー及び表面処理メーカー等において工業的な有用性が認められ、ダイカスト金型等の寿命評価技術に対する重要性が認識され、関係業界の技術の進歩に大きく貢献できたものとする。

なお、寿命評価技術を確立する過程において、熱疲労試験による評価手法は

熱疲労挙動の解明が可能となり、電子部品における表面処理層の熱応力挙動、セラミックスと金属との複合材料及び各素材の熱疲労に対する寿命評価技術及び寿命予知技術の確立にとって、本手法を適用できることが可能となった。なお、ダイカスト鋳造技術に関する評価技術の重要性は製造技術の進歩と同様、重要であることを認識させた意義は大きく、各章で得られた特徴ある成果は工学的にも大きな意味を持つものと考えられる。

本研究で得られた成果の結論を下記に総括して示す。

I. ダイカスト金型の現状解析について（第2章）

第2章においては本研究の骨子となるアルミニウムダイカスト金型の寿命低下に係わる諸要因について、操業条件を考慮したなかでの金型表面の温度測定（操業過程での温度勾配の解析）及び残留応力測定等から解析を行った。なお、生産状態での残留応力測定は非常に煩雑さを伴い、実際の金型について測定した報告はなく、ダイカスト金型の表面状態の解明にとって、非常に価値のある重要な成果となった。

- 1) ダイカスト金型の表面温度の測定において、金型表面温度は約20ショットサイクル程度で定常温度となる。また、固定型及び可動型の表面温度は明確な違いが認められないことを明らかにした。
- 2) 離型剤塗布時間の違いが表面温度に与える影響は塗布時間2 sと1 sとでは金型の表面温度に約100℃程度の違いがあり、1 sでは温度上昇が大きいことを明らかにした。また、製品取り出し後と離型剤塗布直後の表面温度は後者の場合が温度の低下が大きい。
- 3) 金型の応力測定において、表面の残留応力は新規金型における研磨作業後に存在する圧縮応力を除き、鋳造の初期ショットサイクルから引張応力が認められ、100～3000 ショットサイクル程度まで変化しない領域（安定域）が存在することを明らかにした。その後、応力は表面に発生

したヒートチェック・クラックの進展に起因して、応力が解放され零になることを明らかにした。

- 4) 金型の残留応力発生は溶融アルミニウムの射出時における加熱と離型剤塗布時の冷却による温度勾配及び金型のダイブレードの拘束による機械的応力とが重畳し、引き起こされることが明かとなった。
- 5) 金型が溶融アルミニウムに直接接しない位置での残留応力安定域の始点は高ショットサイクル側に移行することが認められ、温度勾配の低下は応力の発生を低下させる効果を示すものと考えられる。また、熱疲労特性は表面温度差（ ΔT ）が熱応力の発生を支配する主要因となることを明らかにした。
- 6) 金型表面の1ショットサイクル過程での有限要素法による温度分布、応力分布及びひずみ分布の解析結果と本実験による温度変化及び応力変化の実測値が明確に対応することを明らかにした。
- 7) ヒートチェック及びクラック発生形態の観察では、表面の温度差及び応力変化の大きい領域が優先的に欠陥発生の起点になることが明らかとなった。また、クラック内の分析ではFe及びCr酸化物が認められ、それらの酸化物内にはクラックが再度発生し、生地の変質が熱疲労特性を低下させる要因となることを明らかにした。
- 8) 操業終了後の金型断面の観察においては、溶融アルミニウムが微細なクラック内まで浸透していることが認められた。また、この領域のXMA分析結果はSKD61 金型鋼成分と溶融アルミニウムとの冶金的反応から、Al-Fe-Si系金属間化合物が形成されることを明らかにした。
- 9) 金型の表面温度、残留応力、表面観察及びXMA分析等の解析手法は金型の寿命低下現象を解明する上で有効な方法であることを明らかにした。

Ⅱ. 金型鋼の寿命評価方法及び評価手法について (第3章)

第2章における、ダイカスト金型鋼の現状解析の成果からダイカスト金型鋼、表面処理金型鋼及び放電加工面における各種の寿命評価に対する評価技術の実験方法並びに評価法等の提案・検証を行い、評価手法を確立した。また、有限要素法によるモデル金型鋼の温度変化及び応力解析から、寿命評価の妥当性を明らかにした。本研究で提案した寿命評価試験法及び評価法を用いることにより金型鋼等の寿命評価が可能となることを明らかにした。

- 1) 直接加熱方式を採用した熱疲労試験機はダイカスト金型鋼の加熱-冷却熱サイクルに伴う熱疲労挙動解析のための試験機として十分な機能及び性能を示すことが明らかとなり、金型鋼等の寿命評価試験機として、十分な機能を持っていることが確認できた。
- 2) 本試験機の特長である、直接加熱方式による実験結果とS. Malmらにより提案された高周波加熱方式との結果から検討すると、金型鋼の熱疲労試験過程でのクラック発生サイクル数は相互によく一致する傾向を示した。また、本試験結果と理論解析結果との比較においても本寿命評価試験の妥当性が検証できた。
- 3) 金型鋼の熱疲労過程での表面に発生するヒートチェック及びクラック数及びクラック発生頻度の評価方法は金型鋼の寿命を充分評価できることが確認できた。また、熱疲労試験過程で発生する表面のクラック発生数は下記に示す式から評価が可能となった。

$$C = K \Sigma L / A$$

ここで、C：各サイクルの単位面積当たりのクラック総長、mm/cm²

ΣL：視野内に認められたクラック総長、mm

A：測定倍率での単位面積、cm²

K：測定倍率

- 4) 金型鋼表面のX線残留応力測定手法は寿命評価及び寿命予知技術として適用可能となることを明らかにした。
- 5) 溶融アルミニウム中に浸漬した溶損試験では金型鋼及び表面処理金型鋼等の溶損挙動を相対評価できることを確認した。しかし、ダイカスト鑄造過程における高速・高圧射出の状況を反映させるためには本評価試験方法では不可能となるために、今後、これらの状態と熱疲労挙動とを考慮した評価試験方法について検討する必要があると考えられる。
- 6) モデル金型鋼について、有限要素法を用い、加熱-冷却熱サイクル過程で発生する温度変化及び応力分布等の検討において、加熱初期の表面には圧縮応力が存在し、内部は引張応力の存在が認められた。また、冷却時の表面には約70~80kgf/mm²の大きな引張応力の発生が認められた。このことは、加熱時の初期段階でも引張応力値と同様な圧縮応力が発生していることを意味するものと考えられる。なお、このような大きな弾性応力の発生は加熱時の素材における高温域での降伏応力を越える値であり、塑性変形を発生させるのに十分な応力となり、熱疲労試験評価法としては妥当性がある挙動であると考えられる。
- 7) 有限要素法の解析は金型鋼の軸中心を固定し、試験面を加熱-冷却する条件で行っている。よって、加熱時の試験面は熱膨張により、外周方向に変位し、冷却時は軸方向に収縮する形態を示した。この時に発生した変位量は加熱及び冷却時、共に約0.23mm程度となった。このことは、試験材の板厚が著しく薄い場合、加熱-冷却による熱変形が大きくなり、応力の発生状態は異なることを示唆している。
- 8) モデル金型鋼のコーナ部は加熱-冷却熱サイクル時、応力集中により、大きな圧縮応力と引張応力を発生させることを明かにした。このことは、複雑な形状を持ったダイカスト金型において、コーナ部及び加工欠陥部等に著しい応力不均衡部が存在することを意味し、これらを起点として、クラック等の欠陥が発生することが推定できる。

Ⅲ. 金型鋼及びPVD・CVD処理金型鋼の寿命評価について

(第3章, 第4章, 第5章)

(A) 熱疲労試験過程での表面残留応力

ダイカスト金型鋼及びPVD・CVD処理金型鋼の熱疲労試験過程での表面残留応力測定において, 金型鋼の表面残留応力は素材組成及び品質の違いによる影響が大きい。PVD 処理皮膜における生地応力の測定では, 皮膜の健全性が応力の発生を支配する要因になることが明確となった。また, これらの皮膜評価手法は薄膜等における熱応力の評価にも適用が可能になることを明らかにした。

- 1) 熱疲労試験過程での表面残留応力測定結果において, 測定した金型鋼は圧縮応力状態で推移することが明らかとなった。しかし, 有限要素法による解析では, 冷却時の表面には大きな引張応力の発生が認められていることから, 加熱-冷却熱サイクル過程においては, 加熱時に圧縮応力, 冷却時に引張応力の発生が起きていると考えられ, この繰返しが金型鋼の熱疲労挙動に大きな影響を与えていることを明らかにした。
- 2) 金型鋼の改良材について, 温度勾配を変化させた熱疲労試験での残留応力の検討では, 温度勾配の低下(加熱温度の低下)によって, 残留応力は高サイクル領域まで開放されないことを明らかにした。この圧縮応力差($\Delta\sigma$)は約10 kgf/mm²となり, 熱応力の発生が温度勾配の低下により低下することを明らかにした。
- 3) PVD処理したTiN及びCrN 皮膜処理金型鋼の残留応力測定結果において, 試験前の皮膜処理金型鋼は各皮膜の拘束により, 無処理金型鋼の応力に比べて大きい圧縮応力($\Delta\sigma=10\sim14\text{kgf/mm}^2$)が認められた。その後, 試験サイクル数の増加に伴い, 各皮膜処理金型鋼の応力は8~10kgf/mm²程度の圧縮応力で推移する。また, CrN 皮膜処理金型鋼の場合, 試験過程で皮膜の破壊から, 皮膜の脱落が発生し, 1000サイクル以降の応力は無処理金型鋼の応力変化曲線に近づく。一方, TiN 皮膜処理金型鋼の応

力は10000 サイクル近傍で開放され無処理金型鋼の応力に近づくことが認められた。

- 4) 本実験に用いたTiN皮膜(PVD処理), TiN皮膜(CVD処理)及びTiC皮膜(CVD処理)処理金型鋼における皮膜面の残留応力はTiN皮膜(PVD処理)及びTiC皮膜(CVD処理)の場合, 圧縮応力の存在を, また, TiC皮膜(CVD処理)の場合, 引張応力の存在が各々認められた。

(B) クラック発生数の測定

熱疲労試験過程において発生するクラック数の測定から, 金型鋼及び皮膜の熱疲労寿命評価が可能となり, クラック発生頻度は, 各表面処理金型鋼における皮膜等の健全性に対する指標となることが明らかとなった。

- 1) 金型鋼の従来材, 改良材及び相当材の熱疲労試験結果から, クラックの発生サイクル数は従来材の場合, 100 サイクル, 改良材及び相当材では200~500サイクル程度となることが認められた。この結果は素材品質の向上により, クラックの発生サイクル数が高サイクル側に移行し, 近年開発された金型鋼は従来材に比べ約 5倍の寿命向上が得られた。また, クラックの発生形態は相当材の場合, 表面の薄層領域に存在するヒートチェック形態をとるが, 従来材及び改良材はヒートチェックとクラックの混在した状態を示し, クラックは生地内部の深い領域まで成長することを明らかにした。
- 2) クラック分布の測定では, 従来材と改良材とで, 発生形態が異なり, クラック深さも改良材が従来材に比べ少ない傾向を示した。このことは, 素材の品質向上に起因した結果であることを明らかにした。
- 3) 単位面積当りのクラック総長と試験サイクル数との関係は各金型鋼ともに, 1000サイクル以降では Coffin-Mansonの提案した, 熱疲労強度式の勾配($0 < n < 1, n=0.5$)と本結果から得られた勾配, n は0.2~0.5程度となり良い一致を示した。このことから, クラック発生数は塑性ひずみ

と破壊ひずみとの関係で示されることを明らかにした。

- 4) 熱疲労試験におけるクラック発生サイクル数はTiN皮膜(PVD,CVD処理)及びTiC-TiCN-TiN(CVD処理)皮膜処理金型鋼はクラックの発生が高サイクル側となることが明らかとなった。これらの各皮膜処理金型鋼は単位面積当りのクラック総長及びクラック発生頻度も他の皮膜処理金型鋼と比較し著しく低い値を示した。これらの現象は、各皮膜の熱膨張率と硬度が熱サイクル過程での皮膜の健全性に大きく影響していることを明らかにした。また、TiCN皮膜(CVD処理)処理金型鋼の熱疲労挙動はTiN皮膜とTiC皮膜との中間的な値を示し、前述の挙動と一致することが明確となった。なお、TiC-TiCN-TiN皮膜(CVD処理)の場合、同一皮膜組成にもかかわらず、処理メーカーが異なると、熱疲労挙動が異なることを明らかにした。

(C) 溶損特性について

- 1) 金型鋼の溶損試験結果において、43.5時間浸漬した時の、重量減少量は相当材が最も良好な結果を示し、従来材の結果と比較し、約4倍の耐溶損性を示した。また、改良材の溶損性は素材の製造メーカーの違いにより異なり、素材相互の違いは2倍程度存在することが明らかとなった。
- 2) PVD及びCVD処理金型鋼の溶融アルミニウム中における、溶損試験結果において、19h投入後の重量減少量は熱疲労試験結果と異なり、TiC及びTiC-TiN皮膜(CVD処理)処理金型鋼が最良の耐溶損性を示し、溶損性は皮膜と溶融アルミニウムとの反応性に大きく依存されることが明らかとなった。

(D) 熱疲労及び溶損試験後の金型鋼の観察について

金型鋼及び皮膜処理金型鋼の熱疲労試験及び溶損試験後の表面及び断面観察・分析から、寿命評価試験で得られた成果の検証を行った。

- 1) 改良材の溶損試験後のXMA分析では金型鋼と溶融アルミニウムとの境界に FeSiAl_3 の金属間化合物の存在が認められた。また、この金属間化合物と生地との境界にはクラック及び気孔等多くの欠陥が存在し、非常に不安定な界面になっていることが明らかとなった。よって、金型鋼の溶損はこの領域から面脱落が起こり、金属間化合物の脱落-再形成の繰返しが大きな要因となることを明らかにした。

- 2) TiN皮膜(PVD,CVD処理)処理金型鋼の熱疲労試験後のSEMによる断面観察及びXMA分析において、TiN皮膜(PVD処理)には生地との境界近傍に空孔の存在が認められ、空孔内の生地には硫黄元素の存在が認められた。この元素は熱疲労試験過程の加熱により、生地中から空孔近傍に拡散したためと考えられる。また、TiN皮膜(PVD,CVD処理)の生地中への析出と考えられる突起物の存在が認められた。これらの析出物をXMA分析を行うと、明確なTiN成分の存在が確認できた。よって、各TiN皮膜の熱疲労特性は、これらの皮膜の析出物が「ピン打ち効果、Pin effect」皮膜の熱疲労寿命の向上に大きく影響を与えていることを明らかにした。

- 3) W_2C 皮膜(CVD処理)処理金型鋼は熱疲労試験及び溶損試験過程で皮膜表面は黄緑色を呈した $\text{W}_2\text{O}_{5.8}$ 及び W_3O 等の酸化物の形成が認められ、これらの挙動は W_2C 皮膜の加熱による分解生成物であることを明らかにした。

IV. 窒化処理金型鋼の寿命評価について(第6章、第7章)

表面処理の進歩に伴い、軟窒化、浸硫窒化及びガス窒化処理が金型及び鋳抜きピン等に適用される状況を判断し、各種の処理金型鋼について熱疲労挙動及び溶損特性の解析を行った。

(A) 熱疲労試験過程での表面処理層の挙動について

- 1) 軟窒化及び浸硫窒化処理金型鋼の硬度測定において、熱疲労試験後の表面近傍の硬度は試験前に比較して低下するが、硬化層深さは変化しない。また、熱疲労試験過程で窒化物は分解し、拡散層となる。この挙動により硬度が低下することを明らかにした。
- 2) X線回折図形の観察において、軟窒化処理金型鋼は試験前に存在した $\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$ 窒化物が試験初期段階で分解し、高角度領域に認められた回折線は消失し、低角度に存在したそれは著しい回折強度の低下が認められた。浸硫窒化処理金型鋼の場合、 $\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$ 窒化物の挙動は軟窒化処理の場合と同様な挙動を示すが、 Fe_3O_4 酸化物の回折線強度が増加することが認められ、酸・窒化物内の窒素の分解に伴う、酸化物の増加によることを明らかにした。
- 3) 軟窒化及び浸硫窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後の断面におけるXMA線分析結果では、表面近傍の窒化物の存在を示す、高濃度窒素領域は試験初期に分解し、拡散層領域と同様な窒素濃度になることを明らかにした。また、拡散層領域の窒素濃度及びその存在深さは試験前後において変化しないことも明らかとなった。一方、浸硫窒化処理金型鋼では、表面から酸化物、酸・窒化物、窒化物及び拡散層と形成されることが認められ、熱疲労試験後の領域は酸化物が残留し、窒化物は分解する傾向を示した。また、酸化物内では窒素濃度が著しく低下することを明らかにした。
- 4) 各処理金型鋼の熱疲労試験過程における窒化物の挙動は硬度分布測定、X線回折による回折線の観察及びXMA分析等の結果から相互に検討・追求すると傾向が良く一致し、評価試験の妥当性及び窒化物の熱サイクル挙動の関連性を明確にすることが可能となった。なお、加熱-冷却熱サイクル過程での窒化物及び酸・窒化物の挙動解析では、熱的な領域への適用を検討する上で有効な知見を与えることが可能となった。
- 5) ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後の硬度分布曲線において、表面

硬度はHV1000~1200程度となるが、拡散処理の場合、HV700~800程度の低い値を示した。これらの金型鋼における熱疲労試験後の硬度は前者の場合、HV700~800程度、後者の場合はHV500~600の値となった。窒化物形成処理の結果は軟窒化処理金型鋼の場合と同様、試験過程での窒化物の分解に起因した挙動を示した。また、拡散処理の場合は窒素の逃散と生地の変質による影響から表面硬度が低下することを明らかにした。

- 6) ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後のX線回折図形の観察において、窒化物処理に認められた、 $\text{Fe}_2\text{-}_3\text{N}$ 、 Fe_4N 回折線は熱疲労試験後には消失し、 αFe 回折線がシャープになった。また、試験過程で、新たな Fe_3O_4 酸化物が形成される。拡散処理の場合、試験前の回折線は固溶窒素の影響から、 αFe 回折線の 2θ 値は高角度側に移動し、結晶格子が圧縮されていることを示したが、窒化物の回折線は検出されなかった。試験後は無処理金型鋼の αFe 回折線の 2θ 値に近づくことが明確となり、この挙動は硬度分布曲線の挙動と良く一致することを明らかにした。
- 7) 各ガス窒化処理金型鋼の熱疲労試験前後のXMA分析結果では窒化物の存在した金型鋼の場合、試験後には高濃度窒素領域が消失し、拡散層領域の窒素濃度となることが認められた。また、拡散層状態の試験後の窒素濃度は最表面近傍で低下することが明らかとなった。この挙動は加熱過程での窒素の逃散に起因する結果と考えられ、硬度分布曲線の挙動とも良く一致した。なお、熱疲労試験後の窒化物の挙動は軟窒化処理金型鋼の場合に認められた挙動と良く一致した。

(B) 熱疲労試験過程でのクラック発生数について

- 1) 軟窒化及び浸硫窒化処理金型鋼の熱疲労試験後の断面のクラック発生数の測定においては、無処理金型鋼の場合に比べ、著しく発生量が少ないことを明らかにした。このことは、表面処理層の拡散層が熱疲労試験過程で分解せずに残留することが大きな要因となり、拡散層中の圧縮残

留応力の存在がクラックの進展阻止に大きな役割をはたすことを明らかにした。

2) 熱疲労試験後の各金型鋼の表面に発生したクラックのSEM観察では無処理金型鋼、軟窒化及び浸硫窒化処理金型鋼ともに、特徴あるクラック発生形態を示し、表面処理層の形態がクラックの発生挙動に反映されることを明らかにした。

3) 熱疲労試験後の各ガス窒化処理金型鋼の断面に存在するクラック分布の測定結果では、無処理金型鋼のそれに比較し、微細なクラックの発生が多く認められ、生地深くまで成長したクラックは少ない傾向を示した。また、最大クラック深さはE・H及びINIX処理が共に、 $80\mu\text{m}$ 、KANUC拡散処理が $40\mu\text{m}$ 及び無処理金型鋼相当材が $170\mu\text{m}$ 程度となり、ガス窒化処理層の存在がクラックの進展阻止に大きな影響を与えていることが明確となった。また、拡散処理は軟窒化処理金型鋼の熱疲労挙動解析に基づき、追求した成果であり、クラックの成長が拡散層の存在により遅延されることを検証することができた。

(C) 溶損特性について

1) 各処理金型鋼の溶損試験においては、浸硫窒化処理3h金型鋼の耐溶損性が最も良好であり、無処理金型鋼の従来材に比べ約1/60、軟窒化処理に比べ約1/5及び浸硫窒化処理10hでは約1/10になることが明らかとなった。このことは、浸硫窒化処理3hの場合、表面に緻密な酸化物及び硫化物の形成が耐溶損性を向上させているものと考えられる。

2) 各ガス窒化処理金型鋼における損試験結果では無処理金型鋼の改良材及び相当材に比較して耐溶損性は低い結果となった。また、軟窒化処理金型鋼等の窒化物の形成が厚い処理に比較して、重量減少量は2~4倍と大きい値を示した。このことは、窒化処理における耐溶損性が表面に形成する窒化物厚さに大きく依存されることを明らかにした。

V. 放電加工面の熱疲労挙動の解析について (第8章)

ダイカスト金型の加工にとって、形彫り及びワイヤ放電加工法は重要な加工手段となってきたことを考慮し、各放電加工面の残留応力挙動及び熱疲労挙動について各種の検討を行った成果を述べる。

(A) 加工面の残留応力について

1) 形彫り放電加工後の表面残留応力は焼なまし処理金型鋼の場合、引張応力が存在し、放電エネルギーの違いによる影響は明確に認められなかった。焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、放電エネルギーの違いにより、表面残留応力は引張応力から応力の解放による圧縮応力へと変化するところが認められた。また、応力分布曲線は焼なまし処理金型鋼の場合、表面から応力は徐々に低下する形態を示すが、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、表面残留応力がクラックの発生で開放する放電加工条件においては、研磨深さの増加に伴い、最大引張応力を示す領域が存在し、その引張応力はパルス幅(τ_{on})の増加に伴い増加した。また、応力作用域深さは各処理金型鋼において、放電エネルギーの増加に伴い増加することを明らかにした。

2) 焼なまし及び焼入れ-焼戻し処理金型鋼のワイヤ放電加工後の表面残留応力は各処理及び各放電加工条件において、引張応力の存在が認められた。なお、応力作用域深さは焼なまし処理金型鋼の場合、放電加工条件の増加に伴い明確な変化が認められないが、焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、放電加工条件の増加に伴い増加することを明らかにした。

(B) 熱疲労試験後の残留応力及び残留オーステナイトの挙動について

1) 焼なまし処理金型鋼における形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った時の表面残留応力は各放電加工条件において、放電加工で存

在した引張応力が熱疲労試験過程において圧縮応力に変化することが明らかとなった。また、生地の実力は熱疲労試験サイクル数の増加に伴い零に近づく傾向を示した。なお、熱疲労試験後の残留オーステナイト量は残留応力の変化形態と良く対応した挙動を示し、残留応力の変化は熱疲労試験過程での残留オーステナイトの応力誘起マルテンサイト変態に起因する挙動と考えられる。

- 2) 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った場合、表面残留応力は形彫り放電加工では表面に引張応力が存在し、その値は放電加工後に比べ低下した。また、研磨深さに伴い、圧縮応力が引張応力の直下に存在することが認められた。この挙動は焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、生地の実力的強度の向上から熱疲労試験過程での表面の引張応力が熱サイクルの重畳により発生した応力との均衡を保つための現象と考えられる。

ワイヤ放電加工面の熱疲労試験後の表面残留応力は放電エネルギーの増加に伴い、圧縮応力から引張応力へと変化することが明らかとなった。また、熱疲労試験後の応力作用域深さはサイクル数の増加に伴い増加し、放電加工後の深さに比べ著しく大きくなった。また、熱疲労試験サイクルの増加により、生地の実力は零になることが明らかとなった。なお、残留オーステナイト量と残留応力との変化形態は形彫り放電加工の場合と同様、良く一致した挙動を示した。

(C) 熱疲労試験後のクラック発生数について

- 1) 焼なまし及び焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り放電加工後、熱疲労試験を行った場合の単位面積当りのクラック総長、クラック幅及びクラック長さの測定においては、焼なまし処理の場合、放電エネルギーの増加に伴いともに増加するが、クラック幅及びクラック長さの増加率が著しく高い。焼入れ-焼戻し処理金型鋼の場合、単位面積当りのクラック

総長及びクラック幅は熱疲労試験の約2000サイクル近傍から急激に増加する傾向を示した。このことは、金型鋼の熱疲労強度の低下がこのサイクル近傍から起こることとも良く一致し、生地の実力の軟化が放電加工表面のクラックの発生を促進させていることが明らかにできた。

- 2) 焼入れ-焼戻し処理金型鋼の形彫り及びワイヤ放電加工後、熱疲労試験を行った時の、試験後における断面のクラック分布及びクラック深さの測定では、形彫り放電加工の場合、クラック分布は微細なクラックから大きいクラックまで存在した。また、最大クラック深さは熱疲労試験サイクル数の増加に伴い増加する傾向を示した。

一方、ワイヤ放電加工の場合、クラックの発生数は形彫り放電加工の結果に比べ著しく少ないが、最大クラック深さは放電加工に比べ約2倍の値を示した。この違いは放電加工時に形成する加工変質層(浸炭層及び脱炭層)の違いに起因した挙動と考えられる。

- 3) 熱疲労試験後の放電加工面の断面観察において、形彫り放電加工の変質層は熱疲労試験過程で分解されず残存することが明らかとなり、この残存層が熱疲労試験過程でのクラックの進展を阻害する要因になるものと考えられる。一方、ワイヤ放電加工の場合、表面に熱疲労試験過程で形成したのと考えられる酸化物が認められ、この酸化物の形成・脱落がクラック発生数の低下を誘発させたものと推察できる。

(D) 放電加工面の改善効果

- 1) 形彫り放電加工後の変質層内には気泡及びクラックの存在が認められ、変質層の冷却過程において、クラックは気泡から発生し、表面に進展する形態を示した。また、溶融・再凝固層内は柱状晶組織が認められ、この領域は550℃、1hrの焼戻し処理によって消失することが明らかになった。

- 2) 形彫り放電加工表面に存在した残留応力の軽減は低温焼戻し処理 (

250℃)に比べ、高温焼戻し処理(550℃)が有効であり、応力及び応力作用域深さはともに1回の高温焼戻し処理において明確に減少することが明らかとなった。X線回折図形の観察では放電加工時に認められた、残留オーステナイト(γ Fe)は焼戻し処理により消失するが、炭化物(Fe_3C 及び Me_7C_3)は残存し、 α Fe回折線はシャープになることを明らかにした。

- 3) 形彫り放電加工表面にガス窒化処理した金型鋼の熱疲労試験後のクラック分布及び最大クラック深さの測定では窒化処理による著しい効果が認められ、放電加工の状態に比べ最大クラック深さは約1/2に低下することが明らかとなった。また、窒化処理効果は放電加工条件の低い場合が耐熱疲労特性は向上することが明確となった。このことは、ダイカスト鋳造企業にとって、金型の寿命向上を図るための有効な方法となり、改善対策を推進する上で効果的な手法になることを明らかにした。

しかし、ワイヤ放電加工後の窒化処理表面には放電加工変質層に対応した領域にクラックの存在が認められた。この挙動については、今後、更に検討が必要と考えられるが、脱炭素層の存在と窒化物の形成による圧縮応力の発生との相互作用による影響と考えられる。

Ⅶ. 金型への適用と寿命評価試験の検証(第5章、第7章)

ダイカスト金型鋼の寿命評価試験に基づき、実際の金型に適用し、評価試験の客観性及び妥当性について検証した結果を述べる。

(A) CVD処理皮膜について

- 1) 本寿命評価試験で得られた一部の皮膜について、ダイカスト金型及び鋳抜きピンへ適用し、寿命評価試験と実装試験とを比較検討した。TiC-TiCN-TiN皮膜(CVD処理)の場合、評価試験と同様、4~5倍の大幅な

寿命向上が得られた。また、金型鋼素材硬度が低い、プレハードン鋼等への皮膜の適用は生地の変質が著しく、変形から皮膜の破壊を誘発させることを明らかにした。また、分散粒子型素材を使用した金型鋼の場合、熱サイクルの重量から、分散粒子と生地との境界からクラックの発生が認められた。よって、これらの鋼種のダイカスト金型等への利用は注意が必要となることを提案した。

- 2) 低温処理で金型の変形等が問題とならない、 W_2C 皮膜(CVD処理)処理した金型の寿命比較では、無処理金型の寿命に比較し3~14倍の寿命向上効果が得られたが、表面品質を重要視する金型ではヒートチェック及びクラックの発生が使用中期に金型のコーナ部に認められた。このことは評価試験結果のクラック発生サイクル数が低い結果とも傾向が一致する現象である。まお、同一皮膜を使用しても、その金型を使用する企業により、皮膜処理した金型の寿命が著しく異なる傾向を示した。よって、ダイカスト金型等の寿命向上には使用する企業の技術力及び金型管理技術等も大きく影響することを明らかにした。

(B) 窒化処理について

- 1) ガス窒化処理の寿命評価試験で得られたKANUC処理について、ダイカスト金型に適用した場合、拡散処理金型はクラックの発生を遅延させ、無処理金型と比較し、約10倍の寿命向上を示した。また、窒化物形成処理金型の場合は約3倍の寿命向上効果が得られ、他の窒化処理及び皮膜処理金型に比べ良好な結果を示し、ガス窒化処理の有用性が検証できた。
- 2) 本試験で行ってきた寿命評価試験の成果に基づき、実際の金型に適用した場合に得られる寿命は試験結果と良い対応性を示した。このことは本寿命評価試験の客観性を検証できたものであり、今後、多くの金型鋼の評価試験手法として十分な利用が可能となった。
- 3) 金型及び鋳抜きピンの適用に当たってはダイカスト鋳造企業の製品の

品質管理限界が各々異なることから、一律に寿命サイクルを議論することは問題があり、金型の状況及び操業状況を的確に把握し、表面処理方法及び組成を選択することが重要になることを提案した。

- 4) ダイカスト金型の寿命向上及び品質安定性における要求はダイカスト製品の品質及び機能向上により、今後、ますます重要な問題になることが予測される。これらの状況から、ダイカスト金型等の寿命向上対策としては、窒化処理とPVD・CVD処理を併用した複合化処理方法が今後、大きな発展性を期待できる技術領域であると考えられる。

VII. 本研究における問題点と今後の課題

- 1) 本研究はダイカスト金型の寿命低下に関する諸問題の解決について、現状解析から、各種の金型鋼等における寿命評価試験及び評価方法の提案を行ってきた成果であるが、熱サイクルの繰返しを負荷する熱疲労試験機等を各研究者の発想に基づいて製作し、その試験機及び評価方法により各種の評価を行っているのが現状である。今後、これらの研究領域の発展に伴い、より精度の向上した試験方法及び評価方法を確立するとともに、これらの試験に対する標準化(JIS化等)を促進し、客観性のある試験方法等が確立されることを希望したい。
- 2) 熱疲労試験課程での加熱ブロックは長時間加熱による表面酸化が進行する。この状態は加熱金型鋼表面の熱伝導率の低下をきたすことがあり、加熱出力を調整して、表面温度の一定化を維持していることから、加熱体の温度管理が難しい欠点がある。今後、加熱体をセラミックス材とし、温度の変化、温度勾配の選択、最高加熱温度の高温化及び試験表面の加圧化等の実験条件を各種の状態に変化できる装置を検討したい。

なお、このような装置にすることで、ダイカスト金型、表面処理材料の皮膜評価、セラミックスと金属との複合材料の熱疲労評価及び電子部

品の熱サイクル評価等、多くの工業材料及び機能性材料の熱疲労挙動の解明にとって、有効な寿命評価試験機になるものと考えられる。

しかし、本熱疲労試験における結果から有用性の認められた各金型鋼及び皮膜処理金型鋼等は実証試験においても同様に良好な適用効果が認められている。

- 3) 本研究の熱疲労試験はダイカスト鑄造過程の加熱-冷却熱サイクルが低サイクル熱疲労で推移する根拠に基づき、低サイクルの挙動解析を主として行ってきた。今後関連技術の進歩に伴い、高Si系及びチタン等の融点素材のダイカスト鑄造技術への適用に伴い、高サイクル熱疲労挙動についても検討する必要があると考えている。
- 4) ダイカスト金型鋼のクラックの発生を防止することは金属材料の特性上非常に難しく、本評価試験結果においても、熱疲労現象に伴い各試験後の金型鋼等にはクラックが発生する。そこで、本研究はクラックの発生を如何に遅延させるかを重点課題として行ってきた。なお、寿命延長手法として、熱処理及び窒化処理の有用性を提案してきたが、今後の課題には(1)自己修復金属の適用、(2)耐熱衝撃性セラミックス等の開発が促進されるならば、効果的な寿命向上が図られるものと考えられる。しかし、金型寿命については製品の生産ロット数を考慮することが重要であり、過剰品質の金型を製作する必要はないとも考えられる。
- 5) 近年では、技術の進歩及び新素材の開発はめざまし発展を遂げているが、総合的な技術の発展は材料及び素材の製造技術とそれに伴う、各素材の評価技術がともに確立されなければならないと考えられる。

企業にとって製造技術は重要な生産活動であり、他の技術領域に比べ優先しなければならないことは理解できるが、製造品の品質及び保証等の評価技術についても、製造者責任等が問われる社会環境の変化から、重要性が増してきている。これらの状況を認識し、各種の評価技術をさらに発展させることが、今後重要な課題になるものと考えられる。

謝 辞

本研究を行うにあたり、終始御親切な御指導と御教示を賜り、また折りにふれ激励下さいました東京大学生産技術研究所 増沢隆久教授並びに山梨大学工学部 向山芳世教授の両先生に心から感謝申し上げます。

また、東京大学生産技術研究所 棚澤一郎教授、中川威雄教授、渡辺勝彦助教授並びに東京大学先端科学技術研究センター 須賀唯知助教授の各先生には本論文を草するにあたり、多くの御教示を頂きました。ここに深甚なる謝意を表します。さらに、山梨大学工学部 緒方 勳博士には放電加工に関する御討議、御協力を頂き謹んで感謝申し上げます。

本研究は山梨県工業技術センターにおいて、1983年から1991年の約8年間にわたり行ってきた研究成果を論文として整理したものであり、同センター 中村悦郎所長、金丸慶次副所長（現山梨県教育委員会事務局教育次長）、石部晴一副所長並びに各職員の皆様には終始変わらぬ御激励、御助力をいただき深甚の謝意を表します。また、当センター、藤原和徳研究員には本研究を遂行する過程で多くの御協力を頂き深く感謝致します。

ダイカスト金型の残留応力測定、表面処理金型等の実証試験については蛇の目金属工業株式会社（現蛇の目ミシン工業㈱山梨工場）及び技術研究所の皆様にも多大な御協力を頂きました。ここに、滝島政雄社長（現蛇の目ミシン工業㈱・山梨工場常勤顧問）、諸住 進氏（現蛇の目ミシン工業㈱開発事業部次長）、大林政志氏（現蛇の目ミシン工業㈱山梨工場次長）並びに技術研究所第4研究部次長 松永 昇氏及び磯貝俊郎室長にはダイカスト金型の寿命向上に関する多くの示唆に富む御議論・討論をいただきましたことを感謝申し上げます。

また、山梨県内のダイカスト鋳造企業の皆様にはダイカスト鋳造方法、金型製作法、金型の寿命低下要因解析等の問題点の現場技術について多くの御教示をいただきました。本論文はこれらの皆様方の御協力、御教示の賜であると感謝しております。

なお、1973年3月まで勤務した、科学技術庁・金属材料技術研究所、元機能特性研究部長 佐々木靖夫博士及び現機能特性研究部長 天野宗幸博士には本研究過程での金属学的な様々な問題点について多くの御教示をいただきました。ここに深く感謝申し上げます。

1991年6月10日

日 原 政 彦

本研究に関連する研究論文、学会・

協会講演及び雑誌・解説等

本研究に関連する研究論文，学会・
協会講演及び雑誌・解説等

(I) 研究論文

ダイカスト金型鋼に関する研究（第1報）－金型と試料の残留応力
測定－

日原政彦，藤原和徳，向山芳世，緒方 勲

精密工学会誌，55, 10(1989)137.

ダイカスト金型鋼に関する研究（第2報）－PVD処理した熱間金型
鋼の皮膜挙動について－

日原政彦，藤原和徳，向山芳世，緒方 勲

精密工学会誌，56, 5(1990)906.

Residual Stress of Hot Die Steels after Electric Discharge
Machining - 放電加工した熱間金型鋼の残留応力 -

Masahiko HIHARA, Yoshitugu MUKOYAMA and Isao OGATA

Journal of Advanced Science, 1, 2(1990)73.

ダイカスト金型鋼に関する研究（第3報）－軟窒化および浸硫窒化処
理した熱間金型鋼の熱疲労－

日原政彦，藤原和徳，向山芳世，緒方 勲

精密工学会誌，56, 8(1990)147.

ワイヤ放電加工における加工面残留応力に関する研究(第1報)

—加工条件と応力分布—

緒方 勤, 向山芳世, 日原政彦,

精密工学会誌, 57, 1(1991)144.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第4報)—CVD処理した熱間金型鋼の熱疲労挙動—

日原政彦, 向山芳世, 緒方 勤

精密工学会誌, 57, 1(1991)150.

熱疲労に基因する放電加工面・品質に関する研究(第1報)—SKD 61焼きなまし材の熱疲労特性—

向山芳世, 日原政彦

電気加工学会誌, 24, 48(1991)24.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第5報)—ガス窒化処理した熱間金型鋼の熱疲労挙動—

日原政彦, 向山芳世

精密工学会誌, 57, 6(1991)

Measurement of Residual Stress on Actual Dies and Model Samples with Different Steels

Masahiko HIHARA and Yoshitsugu MOKOYAMA

Bulletin of the Japan Society of Precision Engineering :

投稿中

(Ⅱ) 学会及び協会発表

ダイカスト金型鋼に関する研究(第1報)—実機金型の残留応力とショット数の関係—

日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勤

精機学会, 広島地方講演会講演集, 11月(1983)23.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第2報)—金型鋼へのイオンブレーティング法の適用について—

日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勤

精機学会, 山梨地方講演会講演集, 10月(1984)55.

型彫り放電加工面のX線残留応力測定

日原政彦, 向山芳世, 緒方 勤

日本材料学会”X線材料強度に関するシンポジウム”講演集, 7月(1987)8.

熱間金型鋼の熱疲労耐性に関する研究

向山芳世, 日原政彦, 藤原和憲, 緒方 勤

電気加工技術, 11, 32(1987)7.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第3報)—金型鋼へのCVD処理皮膜の適用について—

日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勤

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 10月(1988)891.

硬質皮膜処理金型鋼の皮膜性状に関する研究

日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勲

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 10月(1988)893.

熱疲労に基因する放電加工面・品質に関する研究(第1報) -

向山芳世, 日原政彦, 緒方 勲

精密工学会春季大会学術講演会講演集, 3月(1989)1097.

アルミダイカスト金型の寿命延長

日原政彦

型技術協会, 型技術者会議'89, 講演論文集, 6月(1989)168.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第4報) - 軟窒化および浸硫窒化処

理層の熱疲労特性 -

日原政彦, 向山芳世, 緒方 勲

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 10月(1989)649.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第5報) - 真空ガス窒化処理層の熱

疲労特性 -

日原政彦, 向山芳世, 緒方 勲

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 10月(1989)651.

熱疲労に基因する放電加工面・品質に関する研究(第2報) - 残留応

力・残留オーステナイトについて -

向山芳世, 日原政彦

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 10月(1989)187.

ダイカスト金型の熱処理

日原政彦

熱処理技術協会, 第3回熱処理技術セミナー "寿命を伸ばす金型技

術" 講演集, 11月(1989)3-1.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第6報) - 拡散処理金型鋼の諸特性 -

日原政彦, 向山芳世,

精密工学会春季大会学術講演会講演集, 3月(1990)767.

真空・ガス窒化処理(カナック処理)によるプラスチック金型及びダ

йкаスト金型の寿命延長

日原政彦, 堀越康弘

型技術協会, 型技術者会議'90講演論文集, 6月(1990)314.

熱疲労に基因する放電加工面・品質に関する研究(第3報)

向山芳世, 日原政彦

精密工学会秋季大会学術講演会講演集, 9月(1990)1031.

真空・ガス窒化処理による金型寿命延長

日原政彦, 堀越康弘

日本ダイカスト会議, 講演論文集, 10月(1990)JD90-07.

ダイカスト金型鋼に関する研究(第7報) - 熱疲労試験におけるガス

窒化層の挙動 -

日原政彦, 向山芳世,

精密工学会春季大会学術講演会講演集, 3月(1991)152.

熱疲労に基因する放電加工面・品質に関する研究(第4報)

日原政彦, 向山芳世

精密工学会春季大会学術講演会講演集, 3月(1991)151.

ガス窒化処理したダイカスト金型鋼の熱疲労挙動

日原政彦

型技術協会, 型技術者会議'91講演論文集, 6月(1991).

(Ⅲ) 雑誌, 解説及び年報等

拡散処理した熱間金型鋼の熱疲労特性

日原政彦, 向山芳世, 緒方 勳

材料学会X線材料強度部門委員会・関東地区委員会資料, 3月(1989)

ダイカスト金型鋼の寿命向上

日原政彦

金属, 58, 8(1989)34.

ダイカスト金型の窒化処理

日原政彦

ある, A1, Sep. (1989)ダ.14.

ダイカスト金型の寿命延長

日原政彦

型技術, 14, 7(1989)168.

ダイカスト金型の熱処理

日原政彦

金属, "特集号, 熱処理のニューテックとハイテック" 6月, (1990)71.

SKD61放電加工面の残留応力

日原政彦

加工データファイル, (財)機械振興協会技術研究所編, (1991)

12-1.

Life Up of Aluminium Die Casting Die

Masahiko HIHARA

韓国, 型技術, 23, 1(1990)34.

真空ガス窒化処理(カナック処理)によるプラスチック金型及びダイ

カスト金型の寿命延長

日原政彦, 堀越康弘

型技術, 15, 7(1990)150.

ダイカスト用金型鋼に関する研究—イオンプレーティング皮膜の金型
鋼への適用について—

日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勳

山梨県機械金属工業指導所年報, No. 14(1984)44.

熱間金型材の寿命向上に関する研究—PVD・CVD皮膜処理金型の
寿命向上について—

日原政彦, 藤原和徳

山梨県工業技術センター研究報告, No. 15(1985)40.

金型鋼の品質及び寿命向上に関する研究－PVD・CVD処理皮膜の
皮膜挙動について－

日原政彦, 古谷國夫, 齊藤 修

山梨県工業技術センター研究報告, No. 1(1987)74.

金型鋼の品質及び寿命向上に関する研究－ W_2C 皮膜の挙動について－

日原政彦

山梨県工業技術センター研究報告, No. 2(1988)69.

