

生産用金型の高度化・高精度化技術の開発 (第1報)*¹

—ダイカスト金型及び金型鋼の有限要素法による熱応力解析—

日原 政彦・八代 浩二・佐野 正明・萩原 茂*²Development of High Quality and High Accuracy Technologies for Various Dies (1st report)
—A Finite Element Simulation of Thermal Stress in Die Casting Die
and Its Steels during Thermal Cycles—Masahiko HIHARA, Koji YATSUSHIRO,
Masaaki SANO and Shigeru HAGIHARA

要 約

繰り返しの熱サイクルが表面に負荷される金型および金型鋼の熱疲労特性について、有限要素法を用いて熱応力の解析を行った。金型のキャビティ面は熔融アルミの射出による加熱および離型剤の塗布による冷却の繰り返しにより、大きな圧縮応力と引張応力が発生した。鋭利なコーナ部は熱応力の集中からクラックの発生が認められ、使用した金型の欠陥発生部位や形態観察と解析結果はよく一致した。PVD・CVD処理金型鋼による熱応力の解析結果は熱サイクルに伴う皮膜と金型鋼 (SKD61) の熱膨張率差 ($\Delta\alpha$) が皮膜の健全性に大きな影響を与えていることを明らかにした。

1. 緒 言

ダイカスト金型は熔融アルミ射出時の急激な加熱と離型剤塗布時の急激な冷却の繰り返し熱サイクルにより、加熱の不均一な表面近傍に大きな熱応力が発生する。この熱応力 (熱ひずみ) は金型のコーナ部および温度勾配の大きな部分に集中し、熱疲労に起因したヒートチェックやクラック等の欠陥を誘発させる原因^{1)~3)}になる。

これらの欠陥はダイカスト金型の寿命低下や製品品質の低下を引き起こし、操業過程における金型や鋳抜きピンの高寿命化・高品質化の達成にとって大きな障害⁴⁾になっている。

近年、ダイカスト鋳造時における熔融アルミの湯流れ解析⁵⁾や金型等の熱応力解析等、有限要素法を用いた解析手法⁶⁾が各種提案されているが、金型の形状変化に伴う熱応力の挙動や皮膜処理金型鋼等の皮膜の熱応力については詳細に検討された報告が少ない。

I.S.Lee⁷⁾はダイカスト金型 (H13鋼) の操業過程におけるスプレー冷却時の表面の温度変化について熱電対測定と熱伝導解析から検討を行い、冷却直後の表面温度は最大350℃程度で、冷却時の時間経過に伴う表面温度は70℃程度まで低下することを示し、このような急激な温度勾配の

存在が金型の寿命低下およびヒートチェック発生の大きな要因になることを指摘している。

山崎⁸⁾はダイカスト金型表面の熱応力を4節点軸対象要素を用いた熱伝導解析から検討を行い、熱疲労に伴うクラックの発生・進展は低サイクル熱疲労により促進されるとしている。また、熱疲労特性の向上には表面に形成した薄い酸化物の存在が効果的であることを指摘しているが、有限要素法解析による金型の詳細な検討は行われていない。

ダイカスト金型および熱間鍛造金型等の繰り返しの熱サイクルを伴う過酷な操業状態を想定した場合、温度変化および熱応力発生に関するシュミレーションは寿命予知技術および事前評価技術の確立や金型の寿命向上を推進するうえで重要な技術課題と考えられる。

著者ら⁹⁾¹⁰⁾はそれらの背景を考慮し、ダイカスト金型等の熱疲労特性や放電加工変質層の改善等について検討を行い、各種の金型や型製造に関する効果的な製造方法や適用領域の拡大並びに評価技術の開発のための研究を行ってきた。

これらの研究過程において、加熱—冷却の熱サイクルの負荷に伴う金型寿命の低下が大きな問題であることから、有限要素法により熱サイクル過程での温度変化や熱応力の

* 1 本報告書は平成5年度から3カ年計画で行っている「国補、技術開発研究費補助事業、広域共同研究」により得られた研究成果の一部である。

* 2 研究第一部、電子工学科

発生形態を事前に推定することは熱疲労試験結果と解析結果との相関性を得ること、操業時の金型の維持管理技術の促進および中小企業の操業リスク回避等にとって大きな意義を持つものと考えられる。

そこで、ここでは加熱—冷却熱サイクル過程を想定した金型鋼、ダイカスト金型および皮膜処理金型鋼の熱応力の発生挙動等について、有限要素法を用いて解析を試みたので得られた結果について報告する。

2. 実験方法

2-1 金型および試験材の形状・特性

有限要素法の解析に用いた素材は直径58mm×厚さ20mmの円筒形状を持つ熱間工具用金型鋼（SKD61、試験材と称す）である。

ダイカスト金型の解析には幅80×長さ160×高さ50mmの寸法を持った2個取り金型を用いた。試験材および金型は共に同一素材であり、焼入れ—焼戻し処理により、表面硬さを45HRCとした。

表1 有限要素法解析に用いたSKD61の特性値

熱伝導率	29.4 W/m・K (20°C) 25.2 W/m・K (600°C)
熱膨張係数	10.3×10 ⁻⁶ /°C, (20°C) 13.2×10 ⁻⁶ /°C, (600°C)
比熱	487 J/kgf
密度	7.8×10 ⁻⁶ kgf/m ³
熱伝達係数	10.0×10 ⁻¹ W/m ² ・K (25°C)
縦弾性係数	20.6×10 ⁴ MPa
ポアソン比	0.28
降伏応力	1293.6 MPa (20°C) 784.0 MPa (600°C)
引張応力	1421 MPa (20°C) 950.6 MPa (600°C)
伸び	7%, (20°C) 12%, (600°C)

金型の解析には長さ160mmの1/4の位置（製品部）を切断し、その断面について温度分布および熱応力の発生状態を表面から深さ方向に解析した。

なお、有限要素法解析に用いたSKD61素材の物性値および機械的性質を表1に示す。

試験材の熱疲労試験は図1に示す装置を用い、試験条件は加熱時の到達温度570°C、保持時間135sおよび冷却時の到達温度100°C、保持時間5sの繰り返し熱サイクルを各試験材の表面に負荷する方法で行っている。

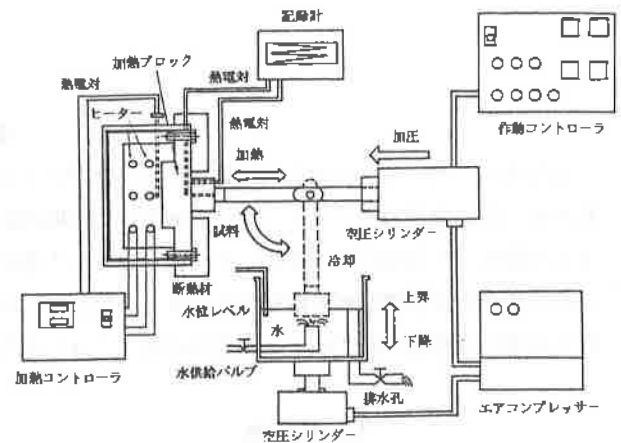


図1 熱疲労試験装置の概要図

有限要素法による試験材および金型の解析は上述の試験機および熱サイクル条件を想定して行い、下記に示す初期条件を設定した。

- 1) 初期温度：実験前の試験材・金型温度、25°C。
- 2) 雰囲気温度：大気の加熱—冷却を考慮し、20°C。
- 3) 放熱面の熱伝達係数：加熱—冷却の熱サイクル試験面以外の面は自然対流の20°Cにおける値（10.0×10⁻¹ W/m²・K）。

2-2 有限要素法解析

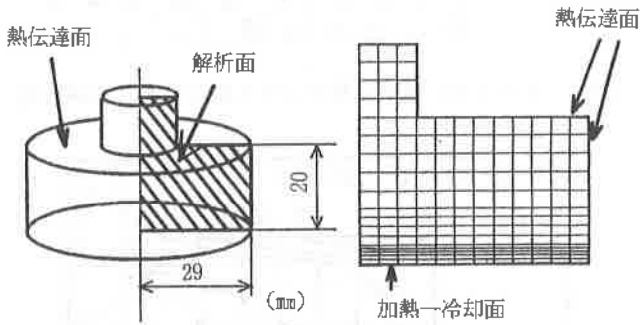
有限要素法解析はSwanson Analysis Systems社のANSYS/THERMAL, LINERのソフトを使用した。要素分割は8節点ならびに6節点の2次元アイソパラメトリック要素を用いた。なお、試験材は円筒形状のため、1/4断面の回転軸上の各節点は全てX軸方向を対称境界として回転軸最上部の節点を軸方向に拘束した。試験材の解析には熱サイクルを加熱時0.25sで570°Cに到達させ、135s保持した。冷却は0.25s（135.25s）後に100°Cとなる条件を設定した。

金型の場合、ダイカスト製品面の断面について深さ方向の解析を行った。なお、金型（入子）はキャビティ面（製品鑄造面）以外は全てダイプレートで拘束されていることを考慮し、解析には金型の表面以外の全ての放熱面を法線

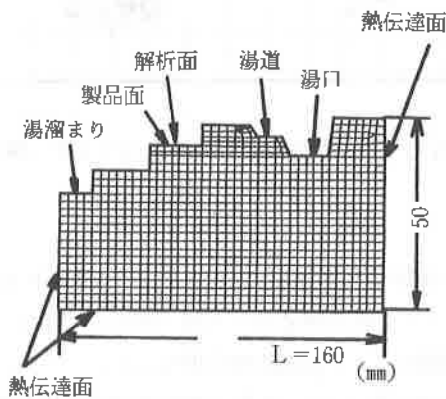
方向に拘束した。加熱—冷却の熱サイクル条件はダイカストの鑄造条件に基づき、加熱時0.25sで680℃、40s保持した。また、冷却は0.25s (40.25s) 後、100℃になる条件とした。

試験材および金型はこれらの設定条件により各分割節点での温度分布ならびに各節点面での熱応力を弾性範囲の解析により各々行った。

なお、図2は試験材および金型における形状と有限要素法解析における断面の要素分割状態を示す。



(a) 金型鋼の温度、熱応力解析モデル



(b) ダイカスト金型の解析モデル

図2 金型鋼およびダイカスト金型の有限要素法解析方法と形状

3. 実験結果と考察

3-1 試験材の解析

図3は試験材表面及び内部(表面から15mmの位置)における加熱—冷却熱サイクル過程での保持時間と温度変化および熱応力変化を示す。

加熱直後の試験材表面は急激な加熱に伴う熱膨張から約-882MPa程度の圧縮応力、内部の領域には約392MPa程度の引張応力が発生した。これらの応力は保持時間の経過に伴い徐々に低下し、加熱時間終了直前では表面から内部への熱伝達に伴う温度勾配の減少により表面の熱応力はゼロになった。

その後、急激に冷却すると、表面は約980MPaの引張応

力、内部には圧縮応力が発生し、加熱時の応力分布形態とは逆の傾向を示した。このように、急激な加熱—冷却の繰り返しを試験材表面に与えた場合、表面と内部における応力の発生形態は力学的な釣合いを保つため、反対の応力が発生すると考えられる。

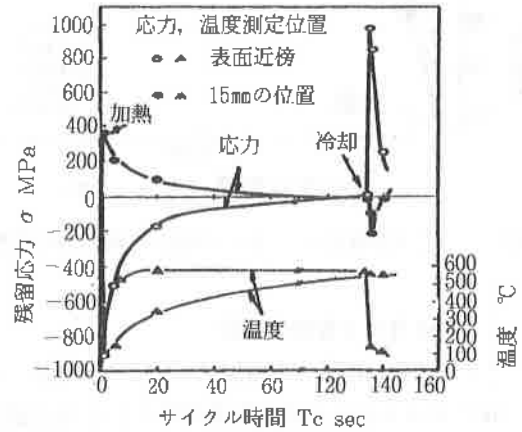


図3 金型鋼の加熱—冷却の熱サイクルに伴う温度分布と熱応力分布

図4は試験材における加熱時の到達温度を変化させた場合の($\Delta T = T_1 - T_2$, T_1 (加熱) = 400, 570, 700, 850℃, T_2 (冷却) = 100℃一定)熱サイクル過程における熱応力分布を示す。

加熱—冷却熱サイクル過程で発生する応力分布形態は図3の結果と同様な傾向を示したが、加熱および冷却直後に発生する熱応力値は温度差(ΔT)の低下に伴い低下した。加熱時の到達温度が850℃($\Delta T = 750^\circ\text{C}$)の場合、試験材表面近傍ではオーステナイト変態温度を越え組織変化を起こす。

なお、加熱直後に発生する大きな圧縮応力は試験材の600℃における降伏強度以上の値を示したことから、加熱過程での表面近傍は圧縮の塑性変形が結晶粒界近傍に発生するものと考えられる。

その後の急激な冷却過程ではマルテンサイト変態時の変態応力と熱応力が重畳され、表面近傍では塑性変形に伴う転位や欠陥の消滅と増殖の繰り返しおよび引張応力の発生に起因して、マイクロクラックや結晶粒界を起点としてヒートチェックやクラックの欠陥が発生し、金型等の寿命低下が促進される機構⁹⁾¹⁰⁾をとるものと考えられる。

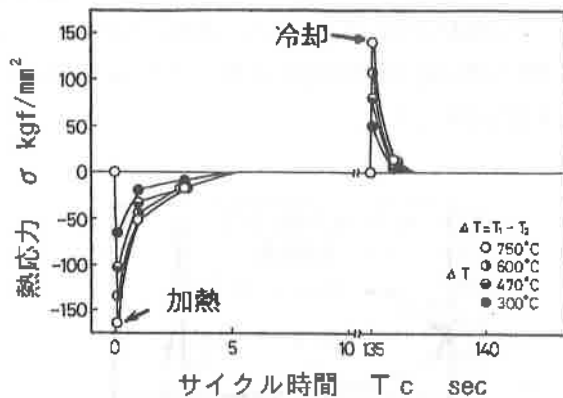


図4 ΔT (温度差)の違いに及ぼす熱応力の影響

3-2 ダイカスト金型の解析

ダイカスト金型の操業時の溶融アルミニウム射出（保持時間、40s）による加熱と離型剤塗布時（2s）の冷却過程を想定した場合の金型表面に発生する熱応力解析結果を図5に示す。

金型の表面近傍は溶融アルミの射出に伴う加熱から圧縮応力が增大し、保持時間の経過に伴い応力値が徐々に低下した。約40s保持後、離型剤を塗布し、金型表面を冷却すると、応力は急激に引張応力（約784MPa）に変化した。この時の応力振幅は約±980MPa程度となり、加熱—冷却熱サイクル過程において、大きな正負の熱応力が表面に重畳されることが明らかとなった。

なお、加熱時間の終了直前において、圧縮応力は試験材の結果のようにゼロに収れんしない。

これは金型の場合、容積が大きく、溶融アルミ射出時の加熱で表面からの熱伝導が内部まで到達されにくいことおよび金型のキャピティ面以外は全てダイプレートで拘束されていること等が主要因となり圧縮応力が残存するためと考えられる。

これらの挙動から加熱と冷却の繰り返しに伴う表面温度の違いが金型の局部応力の発生を促進し、クラックやヒートチェック等の欠陥発生の原因になることが推定できる。

図6はダイカスト金型における製品部近傍の冷却直後（0.1s後）の応力分布コンター図を示す。

複雑形状金型の表面近傍は大きな引張応力が発生し、鋭利なコーナ部には圧縮応力と引張応力との混在した不均一な応力の発生が認められ、この領域が熱サイクル過程において、欠陥発生の起点になることが推定できる。

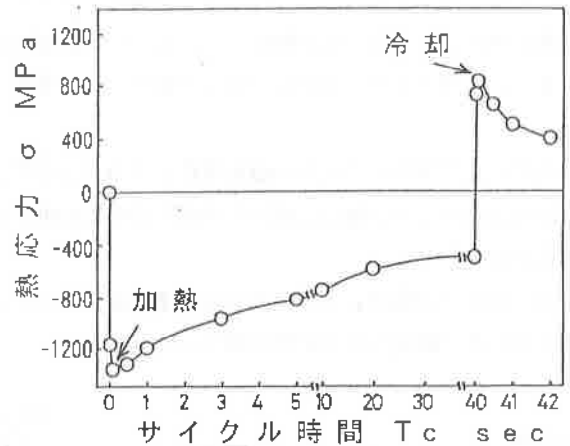


図5 ダイカスト金型の熱サイクル過程における熱応力

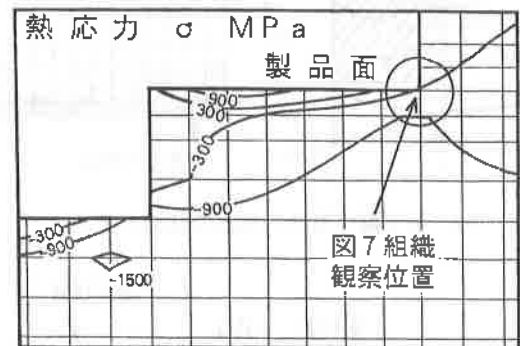


図6 ダイカスト金型の熱応力コンター図
(冷却0.1s後)

図7は有限要素法解析に用いたダイカスト金型の約100000ショット後の製品コーナ部（図6の○印コーナ部）の金属顕微鏡による断面観察結果を示す。

応力集中の激しいコーナ部の金型壁は部分的な脱落が認められ、鋭利なコーナ部からはクラックが発生し、内部まで成長していることが認められた。よって、使用後の金型コーナ部の観察と有限要素法による解析結果とは傾向が良く一致していることが明確となった。

3-3 皮膜処理試験材の有限要素法解析

近年、ダイカスト金型や鋳抜きピン等の寿命向上を目的としてPVD、CVDおよびPCVD法による各種の皮膜が処理されている。

しかし、皮膜の硬さは金型素材に比べ著しく高く、金型等の操業状態過程における、加熱時の圧縮応力と冷却時の引張応力の繰り返しの熱応力が重畳された場合、素材と皮膜の熱応力発生形態や熱膨張係数の違いから皮膜に割れや剥離が発生する。その結果、金型や鋳抜きピン等にかじりが起こり、生産性の低下や鋳造製品の品質を著しく損なわれている。



図7 図6の解析結果に対応したダイカスト金型の欠陥発生部の顕微鏡写真

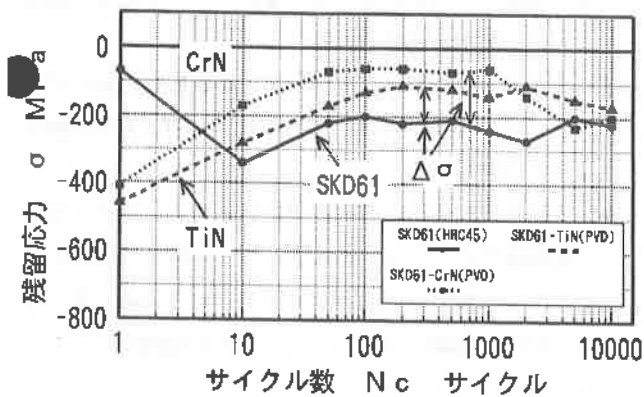


図8 各種の金型鋼の熱サイクル過程での応力分布曲線

著者ら¹⁴⁾はPVD処理によるTiNおよびCrN皮膜を金型鋼の表面に形成させた試験材について、加熱—冷却熱サイクル過程での金型鋼生地での α Fe(211)回折面によるX線残留応力の測定を行い、その結果を図8に示す。

TiNおよびCrN皮膜を処理した試験材の生地応力は $-392 \sim -490$ MPa程度の圧縮応力が存在し、無処理試験材に比べ、皮膜形成に伴う生地への拘束応力は大きいことが認められた。

しかし、TiN皮膜処理試験材の場合、熱サイクル過程での皮膜には大きなクラックの発生が少なく、生地が皮膜の健全性により拘束される結果、高サイクル領域までCrN皮膜に比べ大きな圧縮応力で推移することになる。

一方、CrN皮膜の場合、初期の熱サイクル過程で皮膜の破壊・脱落等が発生し、1000サイクル以降は皮膜の生地への拘束力が低下するため、10000サイクル終了時点では無処理試験材の応力と同様な状態となった。

このことから、熱サイクル過程で皮膜が健全な場合、生地中の圧縮応力は皮膜により拘束力が維持されることから、熱サイクル試験過程での応力値が変化しないものと考えられる。

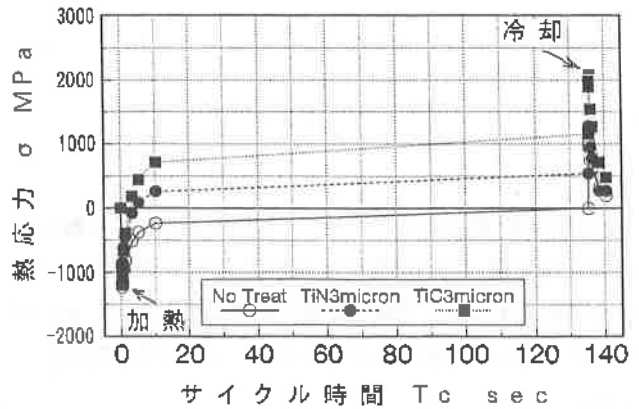


図9 TiNとTiC皮膜の有限要素法解析による熱応力発生状態

図9はTiNおよびTiC皮膜を試験材全面に処理した場合を想定し、加熱—冷却熱サイクル過程で発生する皮膜の熱応力を有限要素法により解析した結果を示す。なお、CrN皮膜については物性値が明確にされていないことから、TiNおよびTiC皮膜で解析を行った。

TiNおよびTiC皮膜の膜厚は各々 $3 \mu\text{m}$ とし、解析の境界条件等は2-1項に示した条件で行った。

表2はTiNとTiC皮膜の有限要素法解析に用いた物性値¹⁵⁾を示す。

各皮膜処理試験材の加熱直後に発生する熱応力は各試験材ともに明確な違いが認められないが、保持時間の経過に伴い各皮膜の熱応力は各皮膜の熱膨張率の違いに起因して異なった値を示した。

また、冷却直前(135s)では明確にTiNおよびTiC皮膜に大きな引張応力が認められた。この応力は試験材全面に皮膜を形成させた状態で解析していることから、加熱過程における試験材の熱膨張の影響が皮膜に作用し、引張応力が発生したものと考えられる。

なお、TiN皮膜とTiC皮膜とで発生する熱応力の違いは両者の皮膜の熱膨張率差($\Delta\alpha$)が表2からも明確なとおり、試験材(SKD61)のそれに比較し、TiN皮膜は約10%およびTiC皮膜は約23%と各々小さい。

また、TiC皮膜はTiN皮膜に比べ、約 $\frac{1}{2}$ の熱膨張率であることから、生地と皮膜との拘束応力は逆に約2倍となり、TiC皮膜の引張応力がTiN皮膜に比べ大きな値を示す結果となる。

表2 SKD61金型鋼, TiNおよびTiC皮膜の物理物性値

試料	熱伝導率 W/m・K, (20°C)	熱膨張率 /°C, (20°C)	比熱 J/kgf	密度 kgf/m ³	熱伝達係数 W/m ² ・K (25°C)	縦弾性係数 MPa	ポアソン比 ν
SKD61	29.4	10.3×10 ⁻⁶	487	7.8×10 ⁻⁶	10×10 ⁻¹	20.6×10 ⁴	0.28
TiN	7.0×10 ⁻²	9.3×10 ⁻⁶	5.4×10 ⁻⁶	25.0×10 ⁴	0.25
TiC	5.0×10 ⁻²	7.4×10 ⁻⁶	39.2×10 ⁴	0.28

これらの結果は山本¹⁰⁾がWC-Co基板上にTiN被覆した時のCo添加量の違いに及ぼす残留応力発生形態の違いからも明確なように、基板と皮膜材の熱膨張率差(Δα)が小さくなるほど皮膜内の応力は小さくなる現象と類似している。

また、田中¹⁰⁾は熱膨張率の異なる各種の素材にTiC皮膜を形成した時の内部応力の発生は生地と皮膜の熱膨張率差(Δα)に大きく依存されることを示している。

よって、金型および試験材(母材)に皮膜処理した残留応力測定結果(皮膜のX線残留応力測定は加熱-冷却熱サイクル試験後、室温で測定しているため試験材全体の冷却に伴う収縮により、圧縮応力として認められると考えられる)と有限要素法解析結果を比較すると傾向が良く一致した。

なお、加熱-冷却熱サイクル過程で生地と皮膜との相互作用により発生する熱ひずみは1式で示される。

$$\epsilon_{\text{thermal}} = (\alpha_c - \alpha_{\text{matrix}}) \cdot (T_1 - T_2) \dots\dots(1)$$

ここで、 $\epsilon_{\text{thermal}}$ は熱サイクル過程で発生する熱ひずみ、 α_c 、 α_{matrix} は皮膜および生地との熱膨張率/°C、 T_1 、 T_2 は加熱温度および冷却温度、°Cである。

この式から、熱サイクル過程における温度差(ΔT= $T_1 - T_2$)が一定であれば熱ひずみの発生量は熱膨張率差(Δα)に比例することになる。

よって、皮膜の健全性は試験材と皮膜の熱膨張率差(Δα)を小さくすることが熱応力の発生の防止に有効となり、皮膜の熱疲労特性を向上させる方法であると考えられる。

4. 結 言

ダイカスト金型、試験材及び表面処理試験材等の操業過程を想定した、加熱-冷却熱サイクル過程における有限要素法解析によって得られた結果を要約すると下記のとおりである。

- 1) 試験材の加熱-冷却熱サイクルによる表面は加熱時に圧縮応力、冷却時に引張応力の大きな応力が発生することが明らかとなった。
- 2) ダイカスト金型の場合においても、試験材と同様な結果が得られたが、金型の形状は複雑で、大きな容積を持つことから、加熱時には圧縮応力の残存が保持時間の経過に伴い認められた。また、コーナ部等には著しい応力集中が認められた。
- 3) ダイカスト金型のコーナ部の顕微鏡観察においてはクラックの存在が明確に認められ、有限要素法の解析結果と傾向がよく一致した。
- 4) 皮膜処理試験材の解析結果においては試験材と皮膜の熱膨張率差(Δα)に起因して、試験材に圧縮応力が、皮膜には引張応力が認められ、両者の応力発生挙動は熱疲労試験から得られた結果とも傾向が良く一致した。

終わりに、本解析の一部については長野県工業試験場、工藤誠一氏に多大な協力を頂きました。また、東京大学生産技術研究所増沢隆久教授には有益なご討論・ご教示を頂きました。ここに感謝申し上げます。

参考文献

- 1) L-A. Norstrom and L. Jonson: New Premium Die Steel for the 1990s, Die casting Engineer, Jan/Feb (1988) 13.
- 2) J. M. Samuels and A. B. Draper: An Analysis of Thermal-Induced Stress in Die Casting Die, 8th SDCE, Mar (1975) G-T75-052.
- 3) 鈴木宗男: ダイカスト用金型の残留応力とヒートチェックについて, 熱処理, 13, 4 (1973) 247.
- 4) 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.
- 5) H. F. Wang, X. Yang, H. Bangert, P. Torziesky and

- L.Wen: Two Dimensional Finite Element Method Simulation of Vickers Indentation of Hardness Measurements on TiN-coated Steel, Thin solid films, 214 (1992) 68.
- 6) C. Dhatt, D. M. Gao and A. Ben Cheikh: A Finite Element Simulation of Metal Flow in molds, Int.J. for Numerical Methods in Engineer, 30 (1990) 821.
- 7) I. S. Lee: Spray Cooling of Die Casting Dies, Foundary trade J., May 18 (1990) 336.
- 8) 山崎義夫, 横幕俊典: アルミニウム合金鑄造用金型材料の高温疲労特性に及ぼす酸化皮膜の影響, 熱処理, 30, 4 (1991) 213.
- 9) 日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勲: 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—, 精密工学会誌, 55, 10 (1989) 1869.
- 10) S.Malm and L-A.Norstrom: Material Related Model for Thermal Fatigue Applied to Tool Steels in Hot-Work Applications, Metal Sci., Sep. (1979) 544.
- 11) 日原政彦, 藤原和徳, 向山芳世, 緒方 勲: 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—, 精密工学会誌, 56, 5 (1990) 906.
- 12) 沖 猛雄: ドライブプロセスによる表面硬化技術とその動向, 表面技術, 41, 5 (1990) 462.
- 13) 馬場 茂: コーティング膜の密着性, 熱処理, 28, 4 (1989) 223.
- 14) 山本 勉, 伊東 亨, 蒲地一嘉: CVDおよびPVD法によってTiNを被覆した超硬合金の被覆層と母合金の応力関係, 日本金属学会誌, 50, 3 (1986) 320.
- 15) 田中啓介: 表面処理層の内部応力, 表面技術, 43, 7 (1992) 624.