Al ダイカスト金型のヒートチェックの発生と進展[†]

岩 永 省 吾* 榊 原 雄 二** 小 長 哲 郎*
中 村 元 志** 神 谷 孝 則***

Initiation and Propagation of Heat Checking in Aluminum Die Casting Dies

by

Shogo IWANAGA*, Yuji SAKAKIBARA**, Tetsuro KONAGA*,
Motoyuki NAKAMURA** and Takanori KAMIYA***

This paper describes the initiation and propagation of heat checking and the variation of residual stress on aluminum die casting dies. Detailed observations by SEM were conducted repeatedly after every prescribed number of shots on the cavity surface near the gate of die casting dies made of steel, SKD61 (AISI H13), in actual service, and the origins of heat checking were searched. Using the newly defined crack density, the propagation of heat checking on the cavity surface was discussed quantitatively. The residual stress on the surface of dies, which was produced by cyclic thermal stress, was measured by X-ray, and the variation of residual stress in the early part of the service life was made clear.

The following conclusions were drawn from this investigation.

(1) Cracks, appearing in the early stage of heat checking, started from three types of origins: First, pits and wavy patterns, which initiated during the use of the die from the clean surface without any defect before use, second, various machining scratches and defects such as indentations, and third, strain concentrated parts of the die surface.

(2) The crack density, obtained from the number of surface cracks longer than 0.2 mm, increased rapidly in the first period, and then saturated in the latter period of crack propagation.

(3) The residual stress of die surface before use, was compressive stress which had been created during the making of the dies, but it changed immediately toward the tensile side and saturated in the early stage of casting process before 50 shots.

キー・ワード：ヒートチェック，Al ダイカスト，金型，残留応力

1 緒 言

Al ダイカスト鋳物は，最終製品に近い形状の品物を得ることができる，生産性がよい，軽いなどの理由により，ますます，多量に生産される傾向にある。一方，Al ダイカスト鋳物の鋳造に用いられる金型は，繰返し熱負荷を受けるため，金型のキャビティ面にヒートチェックと呼ばれる網目状のき裂が発生し，生産性，経済性の面において，古くから問題になっている。すなわち，金型にヒートチェックが生じると，製品の1) 外観を損ねたり，形状や寸法が不適格になったり，生産時の離型抵抗が増大するなどの不都合が生じ，金型の寿命を規制する大きな原因になっている。このように重要な問題であるにもかかわらず，実用金型の使用中に生じるヒートチェックについての系統的な研究は非常に少なく，2) ヒートチェックについての十分な現象

解明や対策がなされているとはいいがたい。

そこで，我々は，Al ダイカスト金型に生じるヒートチェック現象を解明するため，実際に生産に用いられている金型について，所定のショット数ごとに金型のキャビティ面を詳細に観察して，ヒートチェックの発生起点を明確にし，ヒートチェックの進展のようすを明らかにした。なお，ヒートチェックの進展に関しては，き裂密度という尺度を導入して，金型表面におけるヒートチェックの定量化を試みた。また，金型表面の残留応力にも注目して，X線による応力測定を実施し，ショット数に伴う表面残留応力の変化を明らかにした。

2 実験方法

2・1 対象金型

対象とした金型は，円板状 Al 合金鋳物用 SKD 61

† 原稿受理 昭和61年10月11日 Received Oct. 11, 1986

* 正 会 員 (株)豊田中央研究所 愛知県愛知郡長久手町長秋横道, Toyota Central Research and Development Laboratories, Inc., Nagakute-cho, Aichi-gun, Aichi

** (株)豊田中央研究所 愛知県愛知郡長久手町長秋横道, Toyota Central Research and Development Laboratories, Inc., Nagakute-cho, Aichi-gun, Aichi

*** アイシン精機(株) 刈谷市朝日町, Aisin Seiki Co., Ltd., Asahi-cho, Kariya

製であり、型締力 4 900 kN の鋳造機において 2 個取りの状態で使用されているうちの 1 組の固定型と可動型である（以後、それぞれ、金型 A、金型 B と呼ぶ）。これらの金型の概略図と観察・測定位置を Fig. 1 に、また、それらの外観写真を Fig. 2 に示す。観察・測定は、それぞれの金型のゲートに近いキャビティ面で実施した。すなわち、金型 A の観察・測定対象位置は平坦部であり、金型 B の場合は、Fig. 1 にその断面図を示すように、環状凸部の頂上部である。

Fig. 1. Schematic drawings of die casting dies and positions of measurement.

Fig. 2. Photographs of die casting dies.

2・2 観察・測定方法

今回の実験では、所定のショット数のダイカスト鋳造と、金型キャビティ面でのヒートチェックの観察および表面残留応力の測定とを繰り返して実施した。ヒートチェックの観察は、対象位置から 1 段レプリカをとり、SEM あるいは投影機を用いて行った。したがっ

Table I. Conditions of X-ray stress measurement.

X-ray	CrK α
Voltage	30 kV
Current	10 mA
Filter	V foil
Irradiation area	2.5×6 mm ²
Divergent angle of soller slit	0.69 deg.
Scanning speed of detector	2 deg./min.
Time constant	16 sec.

て、レプリカを対象とした SEM 写真あるいは投影機を用いた写真での凹凸は、金型キャビティ面におけるものとは逆になっている。また、キャビティ表面の残留応力は、CrK α 線を用いた X 線により、Table I に示す条件で約 1 000 ショットまで測定した。

2・3 き裂密度

今まで、感覚的にしか評価されていなかった金型表面におけるヒートチェックの程度を定量的に評価するための一つの試みとして、き裂密度 ρ を定義する。き裂密度という尺度は、以前に、著者の一人らによって、丸棒単軸熱疲労試験片の表面に生じたき裂に対して、単位長さの母線と交差するき裂数と定義して用いられた⁴⁾。ここでは、この考えを、平坦な面において方向を定めず発生・進展するき裂に対して使えるようにするため、次のように定義した。すなわち、Fig. 3 に示すように、SEM 写真（約 20 倍）において、等間隔に引いた格子の縦または横の線分と交わるき裂の本数を数え、実寸に換算したあとでの単位長さ（1 mm）当りのき裂数を、それぞれ、水平方向または上下方向のき裂密度 ρ とする。ここでは、金型表面におけるき裂が加工傷などと明確に区別できるくらいに大きく、しかも、十分な数量となるようなき裂を測定の対象とした。すなわち、実際のき裂の長さが、0.2 mm 以上のものを対象としたき裂密度 $\rho_{0.2}$ を用いた。

$$\text{Crack density } P \text{ (number/mm)} = \frac{(\text{Crack numbers crossing vertical or horizontal segments})}{(\text{Total length of segments}) \times (\text{Magnification of photograph})}$$

Fig. 3. Definition of crack density.

3 実験結果と考察

3・1 ヒートチェックの発生起点

(1) 平滑な面から発生するき裂 金型を鋳造に使用する前には、そのキャビティ面に大きな欠陥や傷などは観察されなかった平滑な面に、まず、ピットが発生して、そこを起点としてき裂が生じた例（金型 A）を Fig. 4 に示す。なお、写真中の矢印は同一位置を表している。金型使用前には、平滑であったゲート側のキャビティ面に Fig. 4 (a) に示すように、35 ショットでピットが観察された。これらのピットから 2 000 ショットの時点で微視き裂が発生し、5 000 ショット

Fig. 4. Cracks started from pits in die A.

Fig. 5. Cracks started from wavy pattern in die A. (Photos by universal projector.)

後には, Fig. 4 (b)に示すように, き裂はピットを連ねるように進展していた. そして, 21 000 ショットでは, Fig. 4 (c)のように成長し, さらに, 42 000 ショットの時点では, Fig. 4 (d)に示すように, き裂は約 2 mm まで進展していた.

つぎに, やはり, 金型使用前には, 大きな欠陥や傷など観察されなかった平滑な面に, 金型の使用とともに波状模様があらわれ, そこからき裂が発生した場合の例を Fig. 5 に示す. 対象とした位置は金型 A のゲートに近い部分で, この場合の写真は投影機によるものである. Fig. 5 (a)に示すように, 2 000 ショット使用した時点では, 前述のピットがみられるが, まだ, 波状模様は発生していない. 5 000 ショットになると Fig. 5 (b)に示すように, ゲートに近い下部に波状模様が現れていた. さらに, Fig. 5(c)に示すように, 21 000 ショットになると波状模様も顕著になり, 主として波状模様に垂直な方向にき裂が生じているのがわかる.

この波状模様は形状測定機による測定の結果, Fig. 6 に示すように, 溶損により金型が削られたために発生した模様であることがわかった. この部分の溶損量は 21 000 ショットの時点で最大 $86\mu\text{m}$, 42 000 ショ

Fig. 6. Schematic sectional drawings of metal wash in die A.

ットになると最大 $148\mu\text{m}$ にも達していた. この波状模様の発生位置はゲートの近くであり, この部分では可動型がキャビティに突出し, 固定型と非常に接近している. したがって, ゲートから射出された溶湯は可動型と固定型の狭いすき間を勢よく流れるため, 局部的に溶損が生じたものと思われる.

(2) 傷から発生するき裂 金型製作中につけられた加工傷からき裂が発生した例(金型 B)を Fig. 7 に示す. 使用前, 金型表面には, Fig. 7 (a)に示すように加工傷が観察され, 5 000 ショットの時点ではこの傷

Fig. 7. Cracks started from machining scratches in die B.

Fig. 8. Cracks started from indentations in die A.

から発生したき裂の存在は明らかではなかったが、12 000 ショットになると、Fig. 7 (b)に示すように明らかに加工傷が起点となっているき裂が発生していた。この時点で、すでに、加工傷と直角な方向の小さなき裂も認められた。さらに、42 000 ショットになると、Fig. 7 (c)に示すように、加工傷に沿った方向のき裂も増加しているが、加工傷と直角な方向のき裂も非常に多くみられるようになった。

つぎに、金型加工中につけられた圧痕から生じたき裂の例（金型A）を Fig. 8 に示す。Fig. 8 (a)に示すように金型使用前に最大直径 70~80 μ m 程度の圧痕が三つ並んでいるのが観察された。2 000 ショットの時点では、Fig. 8 (b)に示すように、最大の圧痕から微視的なき裂が発生していた。そして、12 000 ショットになると、Fig. 8 (c)に示すように約 0.25 mm まで進展しており、さらに、42 000 ショットでは、Fig. 8 (d)に示すように約 2.5 mm まで進展していた。また、Fig. 8 の(a), (b)および(c)において、圧痕の大きさを比べるとショット数とともに徐々に小さくなっているのがわかる。これは、圧痕の位置がゲートに比較的近いため、その表面が削られていることによると考えられる。

(3) ひずみ集中部から発生するき裂 Fig. 9 に 42 000 ショット使用した後での金型Aのカラーチェックの写真を示す。この写真では、ショット数が多いため、平坦部でもき裂が発生しているが、キャビティの形状が急変するひずみ集中部において、き裂が発生し

Fig. 9. Cracks started from strain concentrated parts in die A at 42 000 shots. (Photos after color check.)

ているのがわかる。すなわち、Fig. 9 の右側の矢印で示すように、金型の凸部においては、その稜線に直角な方向に、また、左側の矢印で示すように、凹部においては、そのコーナーに沿ってき裂が発生している。なお、ゲートに近い溝部のコーナーにおいては、約 1 000 ショットの時点で、すでに、微視的なき裂が観察された。

(4) き裂発生機構 金型AおよびBにおいて観察されたヒートチェックの発生起点は、大別すると上記の3種類であった。このような起点は、いずれも、微視的あるいは巨視的にみた場合、金型の形状が急変している部分である。このように形状が急変している部

分には、ひずみが集中する。この部分に、3・3節において述べるような機構で発生する熱ひずみを繰り返すことにより、き裂が発生するものと考えられる。また、平坦な面においては、ゲートに近い側にしかき裂は観察されなかった。これは、ゲートに近い部分の方が熱負荷が大きく、したがって繰返し熱ひずみも大きいのではないかと考えられる。

3・2 ショット数に伴うき裂密度の変化

これらの起点から発生したき裂は、熱ひずみの繰返しにより進展するとともにその数も増加している。ここでは、金型表面の平坦部を対象としたき裂密度の変化について述べる。

Fig. 10 は二つの金型の、使用に伴う金型表面のき裂密度 $\rho_{0.2}$ の変化を示した図である。この図に示したのは上下方向のき裂密度である。両金型とも約 5000 ショットで、0.2 mm 以上のき裂が現れはじめている。そして、き裂密度 $\rho_{0.2}$ はき裂進展期間の初期、約 40000 ショットまでに急増し、その後、飽和する傾向にある。⁵⁾ これは、表面にき裂が発生することにより、金型表面が不連続となり、き裂の発生や進展に必要な引張応力を持てなくなったためではないかと考えられる。ただし、金型Aのき裂密度 $\rho_{0.2}$ は溶損のため、き裂進展期間の後期には減少している。

Fig. 10. Variation of crack density with number of shots.

ここで求めたき裂密度 $\rho_{0.2}$ は、金型表面における値であり、今後、深さ方向あるいは幅方向の進展についても検討する必要がある。

3・3 金型の表面残留応力の変化

金型Aについて、金型使用の初期段階におけるショット数に伴う表面残留応力の変化を Fig. 11 に示す。使用前の表面残留応力は、機械加工のため、 $-500 \sim -600$ MPa 程度の圧縮値である。しかし、金型の使用に伴って引張側へ変化し、35ショットという少ないショット数で、ほぼ、飽和している。その値には、測定方向による違いは認められず、 $750 \sim 850$ MPa 程度であった。

つぎに、金型Bについて、金型使用の初期段階におけるショット数に伴う表面残留応力の変化を Fig. 12

Fig. 11. Variation of residual stress with number of shots. (Die A. Flat surface.)

Fig. 12. Variation of residual stress with number of shots. (Die B. Circular convex part.)

に示す。使用前の値は $-700 \sim -800$ MPa 程度であるが、使用後、第1回目の測定を実施した17ショットの時点で、すでに、引張側へ変化して、ほぼ、飽和している。その値は水平方向が約 700 MPa、上下方向が約 400 MPa であった。金型Bの場合は、金型Aの場合とは違って、上下方向より水平方向の方が大きな値をとっている。

いずれの金型においても、表面の残留応力は使用のごく初期の段階、約50ショットまでに引張りに変化して飽和している。このことは、次のように考えられる。使用前、圧縮残留応力をもっていた金型の表面は、使用され始めると、Al 溶湯によりキャビティ表面のみが急激に加熱されて膨張しようとする。しかし、このとき、下層部は温度が上昇していないため、表面層の膨張を拘束することになる。このため表面層は圧縮されて塑性変形が生じる。その後、金型が冷却されると、今度は、表面層が下層部から引張られることになる。このため、冷却後の残留応力は引張りになる。そして、熱ひずみの大きさや材料の強度などに応じた値に飽和するものと考えられる。

この飽和した段階においては、SEM 観察の結果では、いかなる微視的なき裂も生じておらず、Fig. 10 に示したき裂密度 $\rho_{0.2}$ も零である。その後、前にも述べたように、熱ひずみの繰返しにより、き裂が発生し、進展している。

4 結 言

実用に供されている Al ダイカスト用金型のキャビティ面に生じるヒートチェックの詳細な観察を実施し、その発生起点を明らかにするとともに、き裂密度という尺度を導入して、ショット数とき裂密度との関係を明らかにした。また、所定のショット数ごとに、X線を用いて表面残留応力を測定し、ショット数に伴う残留応力の変化を求めた。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) ヒートチェックの発生起点は次の三つに大別できる。①使用前、表面欠陥などは観察されなかった平滑な面において、使用に伴って生じるピットおよび波状模様が起点となる場合。②金型製造過程でつけられた機械加工などによるさまざまな傷や圧痕などが起点となる場合。③キャビティの形状によるひずみ集中部が起点となる場合。

(2) 新しく定義した0.2 mm以上の長さの表面のき裂を測定の対象とした、き裂密度という尺度でヒートチェックの定量化を試みた結果、き裂密度は、き裂進

展の前期には急増するが、後期には飽和する傾向にある。

(3) キャビティ面の表面残留応力は、使用前では機械加工のため圧縮の残留応力をもっているが、使用開始後すぐ、約50ショットまでに引張りに変化して飽和する。

(昭和61年5月29日 日本材料学会第35期学術講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) H. H. Doehler, 祝田謙一, 小河原和夫訳, “ダイカスティング”, p. 263 (1963) 日刊工業新聞社.
- 2) M. Suzuki, M. Ishihara and H. Miyachi, Transaction, 7th SDCE, paper No. 6472 (1972).
- 3) L. Norstroem and J. Worbye, Die Casting Engineer, Sep.-Oct., p. 24 (1982).
- 4) 金澤健二, 岩永省吾, 國尾 武, 岩元兼敏, 上田輝之, 日本機械学会論文集, **34**, 243 (1968).
- 5) R. Danzer, F. Sturm and W. Zlepping, Giesserei Praxis, N19/20, p. 287 (1983).