内部および表面の鑄造欠陥を起点とする アルミニウム合金ダイカストの超長寿命疲労特性*

山 田 耕 二^{*1}, 宮 川 進^{*1}

Super-Long Life Fatigue Properties of Aluminum Alloy Die-casting Related with Internal or Surface Defects

Koji YAMADA^{*2} and Susumu MIYAKAWA

^{*2} Material Eng. R & D Dept of DENSO CORPORATION,
1-1 Showa-cho, Kariya-shi, Aichi, 448-8661 Japan

By the ultrasonic fatigue test for Al-Si-Cu die-casting, the influence of internal or surface defects on super-long life properties was investigated. The results were as follows: (1) When surface defects were the crack starting points, the $S-N$ curve leveled off around 10^7 cycles. On the other hand when the defects were internal defects, the $S-N$ curve showed continued degradation as N_f increase. (2) When the crack starting point was an internal defect, ODA (Optically Dark Area) was observed around the crack initiation point after 10^8 cycles. However, ODA was not observed when the compulsory fatigue was applied for no-break sample that was tested over 10^{10} cycles of N_f . This suggests that the incidence of fatigue crack from the defect point or its progress were not recognized. (3) By using the following formula, which compares the relationship between $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ and $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ based on the $\sqrt{area}$ parameter model, it is possible to explain the breaking or non-breaking phenomenon caused by the casting defect in the super-long life area (over 10^7 cycles).

Key Words: Aluminum Alloy Die Casting, Super-Long Life Fatigue Properties, Casting Defect, ODA (Optically Dark Area), $\sqrt{area}$ Parameter Model

1. 緒 論

アルミニウム合金ダイカストの疲労強度特性に関して、疲労き裂進展特性や 10^7 回までの疲労強度に関する研究⁽¹⁾⁽²⁾ が多く行われているものの、 10^7 回以上の超長寿命域の疲労強度に関する検討を行った報告⁽³⁾ は少ない。著者ら⁽⁴⁾ は、疲労強度に優れる Al-Si-Cu 合金 ADC 10-T 5 材の 10^7 回以上の疲労強度を、シェンク形疲労試験(周波数 50 Hz)と超音波疲労試験(周波数 20 kHz)により評価して、超音波疲労試験の有効性を示すとともに、 $\sqrt{area}$ パラメータモデルに基づいた疲労限度推定手法について検討した。この場合の破壊起点は表面付近の鑄造欠陥であり、 $S-N$ 曲線は 10^7 回付近で折れ曲がる挙動を示した。また Mayer ら⁽⁵⁾ は、アルミニウム合金ダイカスト AISI 9 Cu 3 の $10^4 \sim 10^8$ 回疲労強度を、超音波疲労試験にて評価している。その著者の一人である Stanzl⁽⁶⁾ は、内部の鑄造欠陥を起点とする場合と表面の鑄造欠陥を起点とする場合で、同じ $S-N$ 曲線になるのかどうかを明らかにするには、さらなる検討が必要であることを述べてい

る。

本研究では、Al-Si-Cu 合金 D 10 FM-T 6 材の内部の鑄造欠陥を起点とするであろう試験片と、表面近傍の鑄造欠陥を起点とするであろう試験片にて超音波疲労試験を行い、 10^{10} 回までの超長寿命域の疲労強度に及ぼす鑄造欠陥の影響について検討する。

2. 実験方法

2.1 材料および試験片 実験に用いた材料は、Al-Si-Cu 合金 D 10 FM 材⁽²⁾ に希土類元素(R. E.)を微量添加した材料であり、その化学成分を表 1 に示す。鑄造法は PF ダイカスト法⁽⁷⁾ であり、T 6 熱処理を施した(以下 D 10 FM-T 6 材と記す)。疲労試験片の採取方法を図 1 に模式的に示す。内部の鑄造欠陥を起点とするであろう試験片は、試験片内部が最終凝固部となり、試験片内部に疲労き裂発生起点となる鑄造欠陥が生じると考えられる、試験片より大きい丸棒形状のブロックより切り出した。表面近傍の鑄造欠陥を起点とするであろう試験片は、試験片内の鑄造欠陥が比較的均一となり、表面付近の鑄造欠陥が疲労き裂発生起点となるであろう平板形状のブロックより切り出した。丸棒形状のブロックから切り出した試験片を D 10 FM-T 6-R とし、平板形状のブロックから切り

* 原稿受付 2006 年 3 月 8 日。

^{*1} 正員、(株)デンソー材料技術部 (〒448-8661 刈谷市昭和町 1-1)。

E-mail: Kouji_yamada@denso.co.jp

出した試験片を D10 FM-T6-P と以下記述する。

図2に疲労試験片の形状・寸法を示す。試験片の表面粗さは $3.2\mu\text{m}$ 以下に加工した。機械的性質を表2に示す。試験片の組織を図3に示す。組織は α 相と Al-Si の共晶組織である。組織の微細化度を示す二次 dendroid アーム長は約 $10\mu\text{m}$ である。なお、疲労き裂は casting 欠陥周辺の α 相より発生・進展することより、表2中のビッカース硬さ HV は α 相を狙い測定した。ビッカース硬さの押込み荷重は 25g で、10点の平均値である。

2.2 疲労試験方法 疲労試験は、(株)島津製作所製超音波疲労試験機 USF-2000 を用いた。超音波疲労試験には、その高い繰返し速度に起因する内部発熱の問題があるので、試験片半径方向両側より約 10°C の冷風を吹付けるとともに、試験片への負荷を断続的に停止させる方法を用いた。110 ms の負荷時間に対

Table 1 Chemical compositions of test material [wt.%]

Materials	Si	Cu	Fe	Zn	Mn	Mg	Al
D10FM*	10.5	4.3	0.5	≤ 0.1	≤ 0.5	0.6	$\uparrow$

* : D10FM with small amount of R.E.

Table 2 Mechanical properties of fatigue test material

Test Materials	Tensile Strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Hardness HV
D10FM-T6	412	1.4	150

Fig. 1 Orientation of specimens

Fig. 2 Fatigue test specimen

し、停止時間を応力レベルに応じて $0\sim 440\text{ms}$ とした。これにより、試験片表面の温度を室温程度に抑えることが可能である。なお、超音波疲労試験では試験片軸方向で応力分布を有する。アルミニウム合金ダイカストの疲労き裂発生起点は、casting 欠陥の影響を受けるために、必ずしも最大応力発生位置で生じなかった。よって、破損位置より応力を補正した。

3. 実験結果と考察

3.1 S-N 線図 図4に疲労試験結果を示す。中塗り印で破損を、白塗り印で未破損を示した。D10 FM-T6-R の場合は、試験片表面近傍の casting 欠陥を起点とした振幅応力 $\sigma_a = 141\text{MPa}$ 、破損繰返し数 $N_f = 3.66 \times 10^6$ を除き、すべて試験片内部の casting 欠陥を起点とする破面を呈していた。D10 FM-T6-P の場合は、 10^8 回以降で試験片内部の casting 欠陥より破損した二つを除き、すべて試験片表面近傍の casting 欠陥を疲労き裂発生起点とした。図5に内部欠陥起点形と表面欠陥起点形で再整理した S-N 曲線を示す。なお、 10^7 回以上の未破損試験片に対しては、過大な応力にて疲労破壊させて破損モードを決定した。両者の S-N 曲

Fig. 3 Microstructure of test material

Fig. 4 S-N curve

線は異なり、内部欠陥起点形の疲労寿命のほうが、表面欠陥起点形の疲労寿命に比べ長寿命側である。そして、表面欠陥起点形の $S-N$ 曲線は、 10^7 回付近で折れ曲がるような挙動を示すのに対し、内部欠陥起点形の $S-N$ 曲線は、破損繰返し数の増加に伴い低下する挙動を示す。この表面欠陥起点形の疲労挙動は、著者らがすでに報告した ADC 10-T 5 の疲労挙動⁽⁴⁾と同様である。

河野⁽⁹⁾は高強度鋼の真空環境下と大気中での疲労試験を実施し、真空中での表面破壊のほうが大気中の場合より寿命が延長し、フィッシュアイ破壊と真空中における表面破壊の疲労特性が、ほぼ同じバンド内であることを報告している。今回のアルミニウム合金ダイカストの内部欠陥起点形と表面欠陥起点形の疲労寿命の違いも、大気の影響有無による内部と、表面での疲労き裂進展特性の差異により生じたものと思われる。

Fig. 5 $S-N$ curve

3・2 破面観察結果

表面欠陥起点形の破面例を図 6 に示し、内部欠陥起点形の破面例を図 7 に示す。表面欠陥起点形の疲労き裂発生起点は、試験片表面の巣欠陥であり、巣欠陥周辺の疲労破面は、破損繰返し数の増加に伴い大きくなる傾向を示す。内部欠陥起点形の場合は、内部の巣欠陥を起点とするフィッシュアイを呈し、破損繰返し数の増加に伴い、フィッシュアイの直径が大きくなる傾向を示す。図 8, 9 は表面欠陥起点形の詳細破面例を示す。図 8 は 10^7 回以下で破損した場合であり、図 9 は $N_f=6.1 \times 10^7$ で破損した場合である。いずれの場合も、疲労き裂発生起点である表面近傍の巣欠陥周りの破面は、開口形の破面を呈している。

図 10~12 に内部欠陥起点形の詳細破面例を示す。図 10 は 10^7 回以下で破損した場合である。疲労き裂発生起点である内部の巣欠陥周りの破面も、開口形の破面を呈している。図 11 に $N_f=2.2 \times 10^8$ で破損した場合を示す。疲労き裂発生起点である内部の巣欠陥周りの破面は、組織より微細な凹凸模様の破面を呈しており、 10^7 回以下で破損した破面とは異なった破面を呈している。図 12 に 1.7×10^9 回で破損した破面を示す。疲労き裂発生起点である内部の巣欠陥周りの破面も、組織より微細な凹凸模様の破面を呈している。巣欠陥と組織より、微細な凹凸模様の破面の境界を明確に判断することは困難である。なお、疲労き裂発生起点に認められる、組織より微細な凹凸模様の破面は、 10^8 回以上で破損した内部欠陥起点形の試験片すべてに認められた。

高強度鋼の内部欠陥起点形疲労破壊の場合、疲労き裂発生起点である介在物等の周りの破面には、凹凸の大きな領域 ODA (Optically Dark Area) が認められ

Fig. 6 SEM micrographs of fracture surface (surface casting defect)

Fig. 7 SEM micrographs of fracture surface (Internal casting defect)

Fig. 8 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=97$ MPa, $N_f=1.5 \times 10^6$) Fig. 9 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=110$ MPa, $N_f=6.1 \times 10^7$)

る。内部の巣欠陥周りの微細な凹凸模様の破面も、類似な破面形態を呈することから、本報では、組織より微細な凹凸模様の領域をODA (Optically Dark Area) と記述する。今後、内部の巣欠陥周りのODAやその周辺の断面観察等を実施し、アルミニウム合金ダイカストに認められるODAの形成メカニズムを検討する予定である。

10^7 回以上の超長寿命域で、未破損の試験片を過大な応力にて疲労破壊させた。 $\sigma_a=115$ MPa, $N_f=5.3$

$\times 10^8$ と $\sigma_a=81$ MPa, $N_f=1.0 \times 10^{10}$ の二つの試験片を除き、表面欠陥起点形であった。図13に表面欠陥起点形の詳細破面を示す。疲労き裂発起点である表面近傍の鑄造欠陥周りの破面は、開口形の破面を呈しており、 10^7 回以下で破損した場合と同様である。図14に内部欠陥起点形の詳細破面を示す。 10^8 回以上で破損した破面に認められるODAが認められる。

ODAは 10^8 回以下の破面には認められないことから、過大な応力を負荷する以前の、疲労試験過程にて形成

Fig. 10 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=171$ MPa, $N_f=6.0 \times 10^6$)

Fig. 12 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=108$ MPa, $N_f=1.7 \times 10^9$)

Fig. 11 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=135$ MPa, $N_f=2.2 \times 10^8$)

Fig. 13 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=71$ MPa, $N_f=1.0 \times 10^{10}$ not break $\rightarrow \sigma_a=181$ MPa, $N_f=1.6 \times 10^6$ break)

Fig. 14 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=115$ MPa, $N_f=53 \times 10^8$ not break $\rightarrow \sigma_a=181$ MPa, $N_f=5.9 \times 10^6$ break)

Fig. 15 SEM micrographs of fracture surface ($\sigma_a=81$ MPa, $N_f=1.0 \times 10^{10}$ not break $\rightarrow \sigma_a=180$ MPa, $N_f=3.4 \times 10^7$ break)

されたものと考えられる。さらに、図 15 に別の内部欠陥起点点形の詳細破面を示す。疲労き裂発生起点は約 $200 \mu\text{m}$ の内部の欠陥であり、疲労き裂発生起点部に ODA は認められない。別途調査した断面観察より、欠陥の種類は他の試験片と同様、巣欠陥であった。 10^8 回以上の疲労き裂発生起点で認められる ODA が、 10^{10} 回未破損試験片に認められなかったことから、巣欠陥からの疲労き裂の発生、もしくは進展がなかったことを示しているものと考えられる。

3.3 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータ法による検討 村上⁽⁸⁾によって提唱され、次式(1)で表される $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルを上記結果に適用し、内部・表面の鑄造欠陥が疲労強度に及ぼす影響を検討する。

$$\sigma_w = C_1(HV+120)/(\sqrt{\text{area}})^{1/6} \dots\dots\dots (1)$$

表面の微小欠陥: $C_1=1.43$

表面に接するような微小欠陥: $C_1=1.41$

内部の微小欠陥: $C_1=1.56$

疲労き裂発生起点部の鑄造欠陥寸法を、式(1)の $\sqrt{\text{area}}$ に代入して σ_w を求める。その際、疲労き裂発生起点の鑄造欠陥と ODA の境界が不明確なことより、鑄造欠陥と ODA の合計面積の平方根を、 $\sqrt{\text{area}}$ に代入して σ_w を求めた。 σ_a を σ_w で無次元化した結果を図 16 に示す。表面欠陥起点点形および内部欠陥起点点形とも、狭いバンドで表現できている。表面欠陥起点点形の場合は、 σ_a/σ_w が約 0.7 付近で破損/未破損の境界が存在し、内部欠陥起点点形の場合は、 σ_a/σ_w が約 0.5 付近で破損/未破損の境界が存在する。このことより、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによる疲労強度予測は、高めの疲労強度を予測することとなり危険側である。特に内部欠陥起点点形のほうが危険側となる。別

Fig. 16 Relationship between σ_a/σ_w and N_f

途、疲労き裂発生起点である巣欠陥付近の α 相を狙い、硬さを測定した。10点の平均値は表面欠陥起点形の場合はHV155であり、内部欠陥起点形の場合はHV152であった。疲労き裂発生起点部の硬さは、予測で用いた表2のHV150と大差なく、硬さの影響により予測が危険側になったとは考えられない。

そこで次に、表面欠陥起点形および内部欠陥起点形の疲労強度予測精度向上に関して、検討を加えた。

一般に、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値が大きいき裂や長いき裂では、材料固有の一定値をとるが、き裂寸法が小さくなるにつれて小さい値になるといわれている⁽¹⁰⁾。 $\sqrt{area}$ パラメータモデルは、各種金属材料の微小き裂の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} 、ビッカース硬さHV、疲労き裂発生起点の欠陥寸法 $\sqrt{area}$ の関係式(2)、(3)と、別途三次元き裂の解析より求めた、応力拡大係数と欠陥寸法の関係式(4)、(5)を組合わせて求めたものである。ここで、先に示した破損/未破損の境界値 σ_a/σ_w が1.0と異なる理由として、ビッカース硬さHVと疲労き裂発生起点の

欠陥寸法 $\sqrt{area}$ にて表される、下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の式(2)、(3)が、本材質の場合に適用できないのではないかと考えた。

$$\Delta K_{th} = \begin{cases} 3.3 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} & \text{(表面欠陥)} \dots\dots\dots (2) \\ 2.77 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} & \text{(内部欠陥)} \dots\dots\dots (3) \end{cases}$$

$$\Delta K = \begin{cases} 0.65 \times 10^{-3} (\Delta\sigma) \sqrt{\pi \sqrt{area}} & \text{(表面欠陥)} \dots\dots\dots (4) \\ 0.5 \times 10^{-3} (\Delta\sigma) \sqrt{\pi \sqrt{area}} & \text{(内部欠陥)} \dots\dots\dots (5) \end{cases}$$

上式で各量の単位は、 ΔK_{th} , ΔK [MPa $\cdot$ m^{1/2}], HV [kgf/mm²], $\Delta\sigma$ [MPa], $\sqrt{area}$ [μ m]]である。

10⁷回以上で破損した試験片の、疲労き裂発生起点の鑄造欠陥寸法 $\sqrt{area}$ と振幅応力 σ_a ($\Delta\sigma = 2\sigma_a$)を、式(4)、(5)に代入して求めた応力拡大係数範囲 ΔK_{CD} と $\sqrt{area}$ の関係を、図17と図18に示す(ここで、 ΔK_{CD} の下付添字CDはCasting Defectの頭文字を示す)。図17は表面欠陥起点形の場合であり、図18は内部欠陥起点形の場合である。図17、18中の実線は、式(2)、(3)の ΔK_{th} と $\sqrt{area}$ の関係式を示す。 ΔK_{CD} の値は、 $\sqrt{area}$ が小さくなるにつれて小さくなっている。 ΔK_{CD} と $\sqrt{area}$ の関係が $\Delta K_{th} \propto \sqrt{area}^{1/3}$ で表現されるとし、図17中の破損/未破損の境界を参考に、実線に平行な破線が表面欠陥起点形であるD10 FM-T6の関係式と考えた。式(2)による実線と破線との違いは、同じAl-Si-Cu系合金ADC10-T5材の場合⁽⁴⁾とよく似た結果となった。図14で示したように、図18における鑄造欠陥寸法250 μ m付近の、()付きで示した未破損試験片($\sigma_a = 115$ MPa, $N_f = 5.3 \times 10^8$)の破面にODAが認められた。ODAは10⁸回

Fig. 17 Relationship between ΔK_{th} and $\sqrt{area}$

Fig. 18 Relationship between ΔK_{th} and $\sqrt{area}$

Fig. 19 Relationship between σ_a/σ_w and N_f

以下の破面には認められないことから、過大な応力を負荷する以前の疲労試験を継続すると、破損することが予想される。そこで、 10^{10} 回の未破損試験片 ($\sigma_a = 81 \text{ MPa}$, $N_f = 1.0 \times 10^{10}$) を参考に、破損/未破損の境界に実線と平行に引いた破線が、内部欠陥起点形である D 10 FM-T 6 材の関係式と考えた。図 18 中には、表面欠陥起点形の破線と、式 (4), (5) において同一の ΔK を与える表面欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}_s$ と内部欠陥寸法 $\sqrt{\text{area}}_i$ の関係式 ($\sqrt{\text{area}}_s = 1.69 \sqrt{\text{area}}_i$) から求めた ΔK_{th} , $\sqrt{\text{area}}$ の関係を一点鎖線で示す。破線は一点鎖線とは異なっており、表面欠陥と内部欠陥の幾何学的な形状の違いだけでは、内部欠陥起点形の ΔK_{th} と $\sqrt{\text{area}}$ の関係は説明できない。内部欠陥が大气から遮断されている環境であることや、内部欠陥起点形に認められる ODA 等が影響しているものと思われるが、詳細は今後の検討課題である。

図 17 と図 18 の破線の近似式を式 (6), (7) に示す。式 (6), (7) と式 (4), (5) より、疲労限度と欠陥寸法との関係を示す式 (8), (9) を得た。

$$\Delta K_{th} = 2.2 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (\text{表面欠陥}) \dots\dots\dots (6)$$

$$\Delta K_{th} = 1.50 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{1/3} \quad (\text{内部欠陥}) \dots\dots\dots (7)$$

$$\sigma'_w = 0.96 (HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (\text{表面欠陥}) \dots\dots\dots (8)$$

$$\sigma'_w = 0.85 (HV + 120) / (\sqrt{\text{area}})^{1/6} \quad (\text{内部欠陥}) \dots\dots\dots (9)$$

σ'_w で再整理した σ_a/σ'_w 線図を図 19 に示す。 $\sigma_a/\sigma'_w = 1.0$ で、破損/未破損の現象を説明することができる。

4. ま と め

超音波疲労試験により、共晶 Al-Si-Cu ダイカスト合金 D 10 FM-T 6 材の疲労強度評価を行い、超長寿命域 ($\sim 10^{10}$ 回) の疲労強度に及ぼす鑄造欠陥の影響について検討した結果、次の結論を得た。

(1) 内部欠陥起点形と表面欠陥起点形の $S-N$ 曲線は異なる。表面欠陥起点形の $S-N$ 曲線は、 10^7 回付近で折れ曲がるような挙動を示すのに対し、内部欠陥起点形の $S-N$ 曲線は、破損繰返し数の増加に伴い低下する挙動を示す。

(2) 疲労き裂発生起点が内部の鑄造欠陥の場合、 $N_f > 1 \times 10^8$ 回にて疲労き裂発生起点の鑄造欠陥周りに、組織より微細な凹凸模様 (ODA と記す) が認められた。 $N_f > 10^{10}$ 回の未破損試験片を、強制的に疲労破

壊させた破面には ODA は認められず、巣欠陥からの疲労き裂の発生、もしくは進展がなかったことを示しているものと考えられる。

(3) $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによる σ_a/σ_w から、表面欠陥起点形および内部欠陥起点形とも狭いバンドで表現できる。表面欠陥起点形の場合は、 σ_a/σ_w が約 0.7 付近で破断/未破断の境界が存在し、内部欠陥起点形の場合は、 σ_a/σ_w が約 0.5 付近で破断/未破断の境界が存在する。

(4) 10^7 回以上の破断/未破断試験片の $\Delta K_{CD} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/3}$ と、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルでの $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{\text{area}})^{1/3}$ 関係を比較して補正することにより、 $\sigma_a/\sigma_w = 1.0$ で破損/未破損の現象を説明することができる。

文 献

- (1) Kanazawa, K. et al., Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Characteristics of Aluminum Alloy Die castings, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 62, No. 594 (1996), pp. 379-386.
- (2) Yamada, K. et al., Effect of Casting Defect on the Fatigue Strength of Aluminum Die Casting Materials, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 68, No. 667 (2002), pp. 515-521.
- (3) Yamada, K. and Miyakawa, S., Extra-long Fatigue Properties of Aluminum Die Casting Materials, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol. 55, No. 3 (2006), pp. 295-300 Japan.
- (4) Yamada, K. and Miyakawa, S., Super-long Life Fatigue Properties of Al-Si-Cu Die Casting Alloy by Using Ultrasonic Fatigue Tests, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 72, No. 717 (2006), pp. 155-162.
- (5) Mayer, H. et al., Influence of porosity on the fatigue limit of die cast magnesium and aluminium alloys, *International Journal of Fatigue*, Vol. 25 (2003), pp. 245-256.
- (6) Stanzl-Tschegg, S. E., Gigacycle fatigue and fatigue crack growth, *International Conference on Advanced Technology in Experimental Mechanics 2003*, CD-ROM, (2003), Nagoya, Japan.
- (7) Japan Die Casting Association ed., *History of Die Casting Technology*, (1995), p. 9, Japan Die Casting Association.
- (8) Murakami, Y. et al., Effect of Small Defects and Inclusions on Fatigue Strength of Maraging Steel, *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 53, No. 492 (1987), pp. 1482-1491.
- (9) Kawano, H. et al., A Study on ODA Formation Condition for High Strength Steel during Fatigue Test in vacuum, *Journal of the Society of Materials Science*, Vol. 54, No. 12 (2005), pp. 1213-1216.
- (10) Kitagawa, H. and Takahashi, S., Fracture Mechanics Study of the Small Fatigue Crack Growth and the Threshold Condition (in Japanese), *Transaction of the Japan Society of Mechanical Engineers, Series A*, Vol. 45, No. 399 (1979), pp. 1289-1303.