

特集 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*

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

山田 耕二
Koji YAMADA

宮川 進
Susumu MIYAKAWA

Using 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 to a no-break sample that was tested over 10^{10} cycles of N_f . This suggests that the incidence of fatigue cracking from the defect point or its progress were not recognized. (3) By using the following formula, which compares the relationship between $\Delta K_{CD} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ 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ADC10-T5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50Hz)と超音波疲労試験(周波数20kHz)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AISI9Cu3の $10^4 \sim 10^9$ 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Stanzl⁶⁾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更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D10FM-T6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D10FM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Table 1に示す。鑄造法はPFダイカスト法⁷⁾であり、T6熱処理を施した(以下D10FM-T6材と記す)。疲労試験片の採取方法をFig. 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D10FM-T6-Rとし、平板形状のブロックから切り出した試験片をD10FM-T6-Pと以下記述する。

Fig. 2に疲労試験片の形状・寸法を示す。試験片の表面粗さは3.2Z以下に加工した。機械的性質をTable 2に示す。試験片の組織をFig. 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2次デンドライドアーム長は約 $10\mu\text{m}$ である。なお、疲労き裂は鑄造欠陥周辺の α 相より発生・進展することより、Table 2中のピッカース硬さHVは α 相を狙い測定

* 「日本機械学会論文集 (A編)」第72巻 723号 (2006年11月号) より転載

した。ピッカース硬さの押込み荷重は25 gで、10点の平均値である。

2.2 疲労試験方法

疲労試験には(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℃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。110msの負荷時間に対し停止時間を応力レベルに応じて0 ms~440ms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鑄造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。

Table 1 Chemical compositions of test materials (wt%)

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

* : D10FM with small amount of R.E.

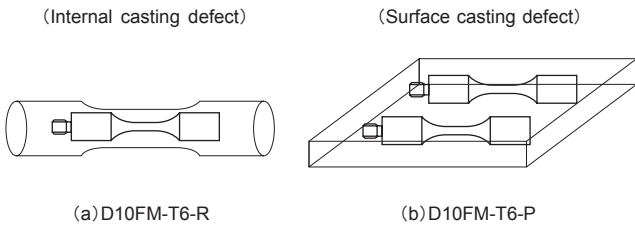


Fig. 1 Orientation of specimens

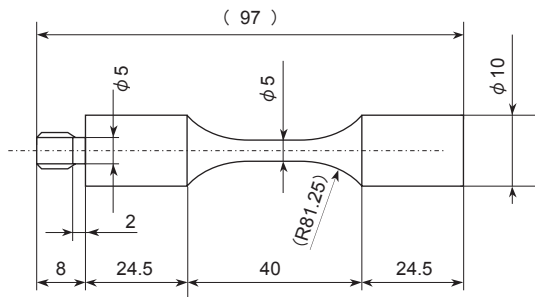


Fig. 2 Fatigue test specimen

3. 実験結果と考察

3.1 S-N線図

Fig. 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。D10FM-T6-Rの場合は、試験片表面近傍の鑄造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鑄造欠陥を起点とする破面を呈していた。D10FM-T6-Pの場合は 10^7 回以降で試験片内部の鑄造欠陥より破損した二つを除きすべて試験片表面近傍の鑄造欠陥を疲労き裂発生起点とした。Fig. 5に内部欠陥起点型と表面欠陥起点型で再整理した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

Table 2 Mechanical properties of fatigue test materials

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

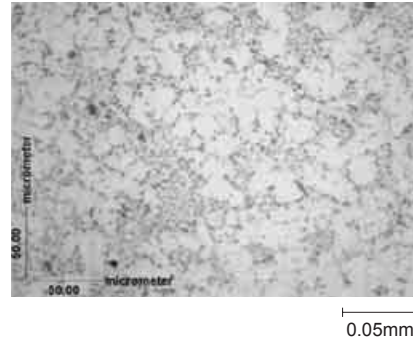


Fig. 3 Microstructure of materials tested

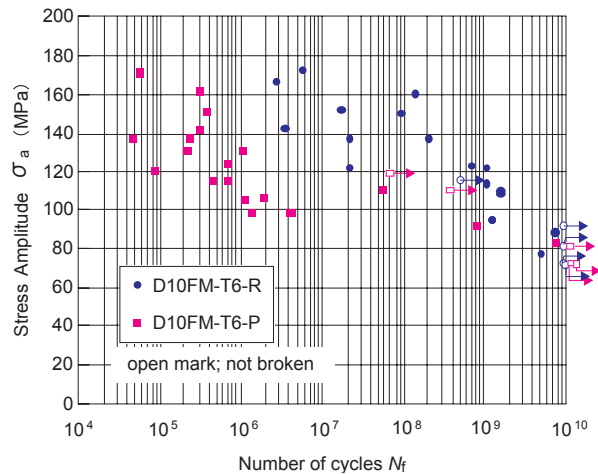


Fig. 4 S-N curve

のS-N曲線は異なり、内部欠陥起点型の疲労寿命の方が表面欠陥起点型の疲労寿命に比べ長寿命側である。そして、表面欠陥起点型の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、内部欠陥起点型の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。この表面欠陥起点型の疲労挙動は著者らが既に報告したADC10-T5の疲労挙動⁹⁾と同様である。

河野ら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方が大気中の場合より寿命が延長し、Fish eye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型と表面欠陥起点型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。

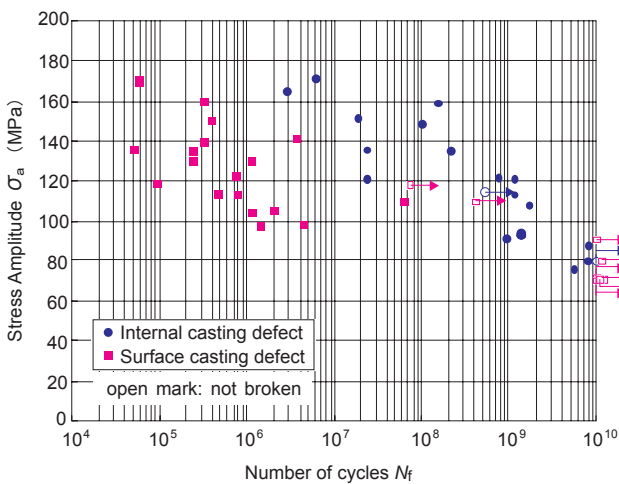


Fig. 5 S-N curve

3.2 破面観察結果

表面欠陥起点型の破面例をFig. 6に示し、内部欠陥起点型の破面例をFig. 7に示す。表面欠陥起点型の疲労き裂発生活動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。内部欠陥起点型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。Figs. 8&9は表面欠陥起点型の詳細破面例を示す。Fig. 8は 10^7 回以下で破損した場合であり、Fig. 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活動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。

Figs. 10-12に内部欠陥起点型の詳細破面例を示す。Fig. 10は 10^7 回以下で破損した場合である。疲労き裂発生活動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。Fig. 11は $N_f=2.2 \times 10^8$ で破損した場合を示す。疲労き裂発生活動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。Fig. 12は 1.7×10^9 回で破損した破面を示す。疲労き裂発生活動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が困難である。なお、疲労き裂発生活動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型の試験片すべてに認められた。

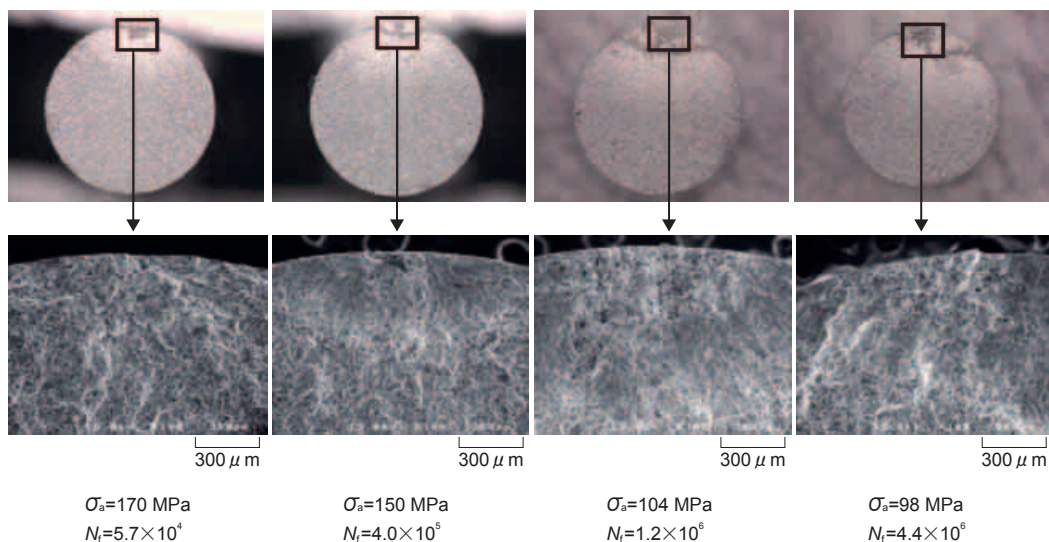


Fig. 6 SEM micrographs of fracture surface (Surface casting defect)

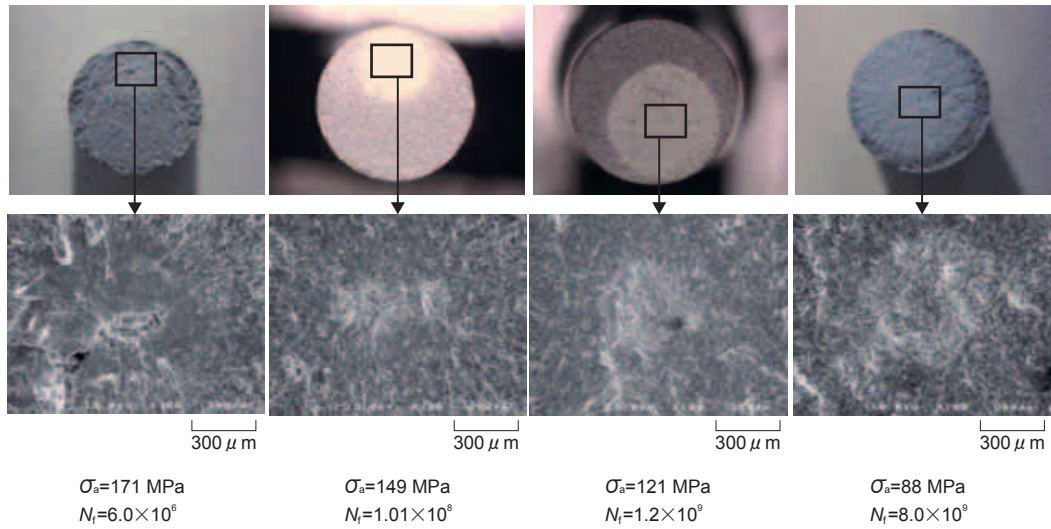


Fig. 7 SEM micrographs of fracture surface (Internal casting defect)

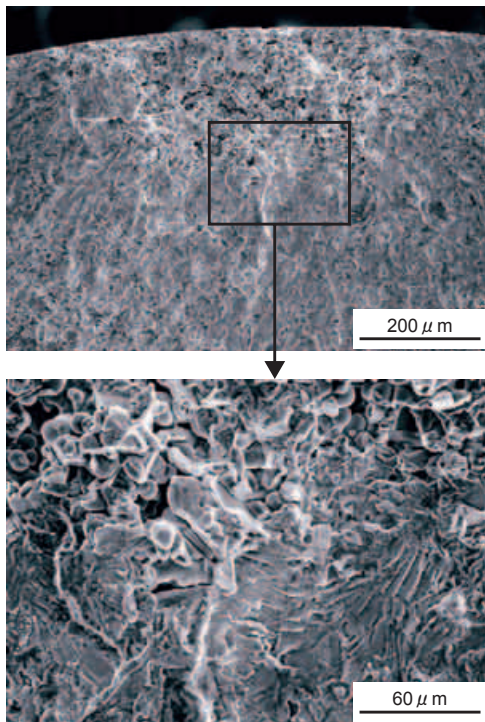


Fig. 8 SEM micrographs of fracture surface
($\sigma_a=97 \text{ MPa}$, $N_i=1.5 \times 10^8$)

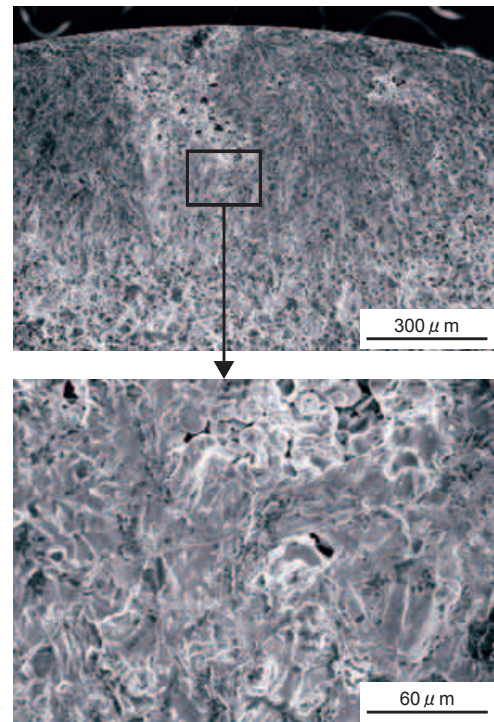


Fig. 9 SEM micrographs of fracture surface
($\sigma_a=110 \text{ MPa}$, $N_i=6.1 \times 10^7$)

高強度鋼の内部欠陥起点型疲労破壊の場合、疲労き裂発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より、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。 $\sigma_a=115 \text{ MPa}$, $N_i=5.3 \times 10^8$ と $\sigma_a=81 \text{ MPa}$, $N_i=1.0 \times 10^{10}$ の二つの試験片を除き、表面欠陥起点型であった。Fig. 13に表面欠陥起点型の詳細破面を示す。疲労き裂発起点である表面近傍の製造欠陥周りの破面は開口形の破面を呈しており、 10^7 回

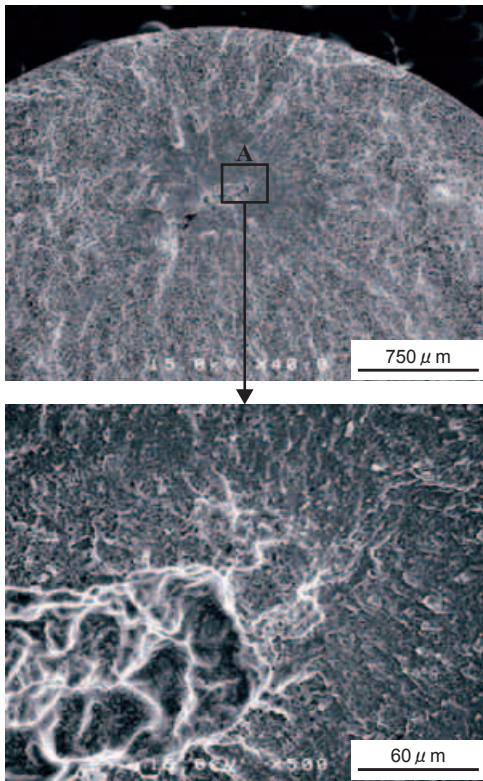


Fig. 10 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=171$ MPa, $N_f=6.0 \times 10^6$)

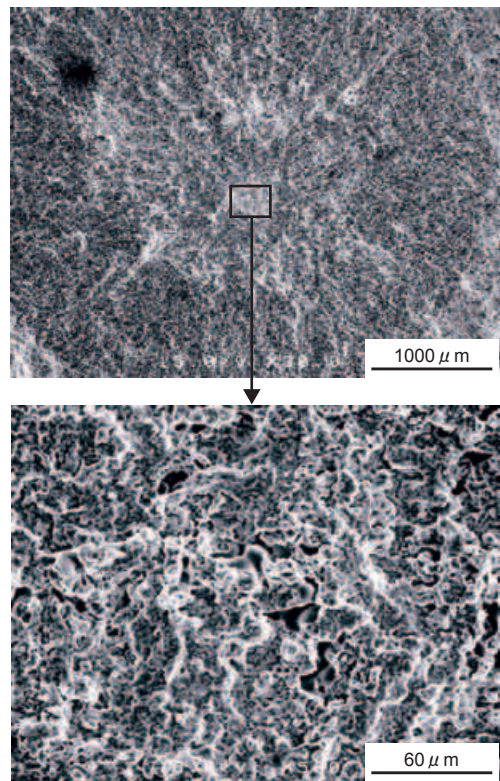


Fig. 12 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=108$ MPa, $N_f=1.7 \times 10^9$)

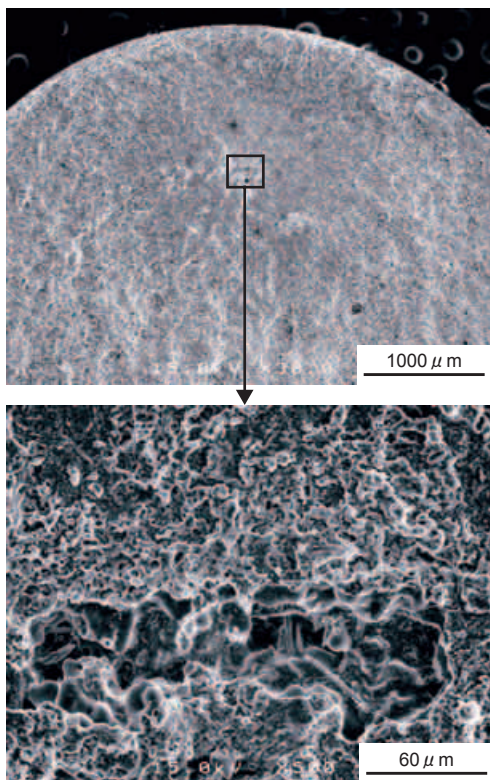


Fig. 11 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=135$ MPa, $N_f=2.2 \times 10^8$)

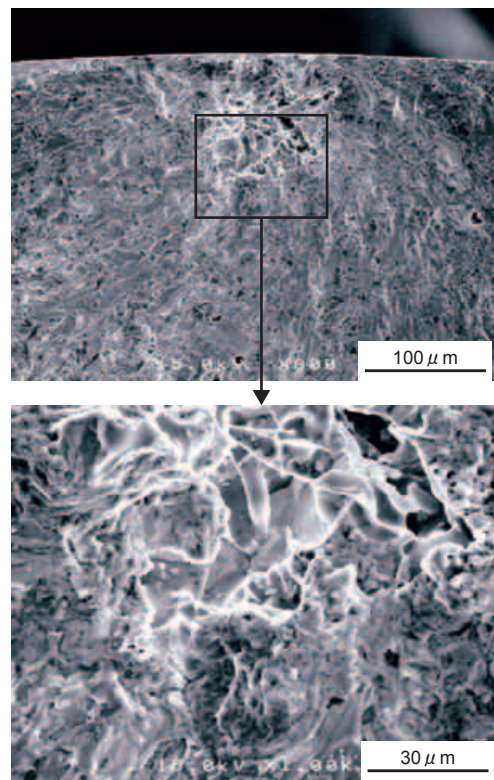


Fig. 13 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=71$ MPa, $N_f=1.0 \times 10^{10}$ not break →
 $\sigma_a=181$ MPa, $N_f=1.6 \times 10^6$ break)

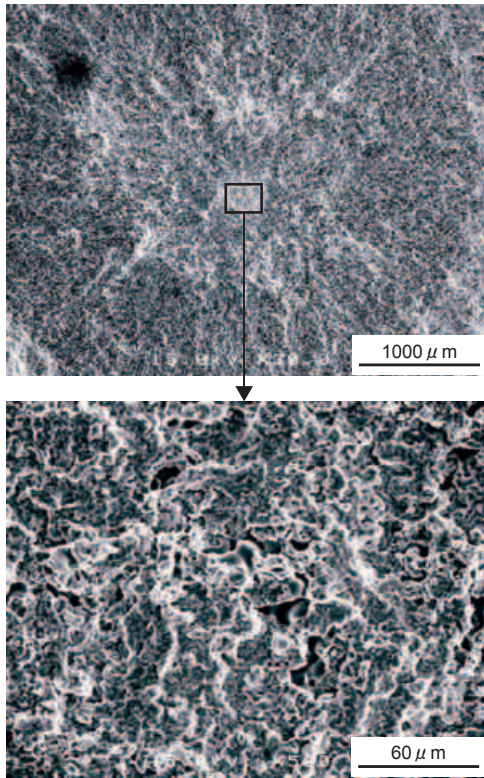


Fig. 14 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=115$ MPa, $N_f=5.3 \times 10^8$ not break→
 $\sigma_a=181$ MPa, $N_f=5.9 \times 10^6$ break)

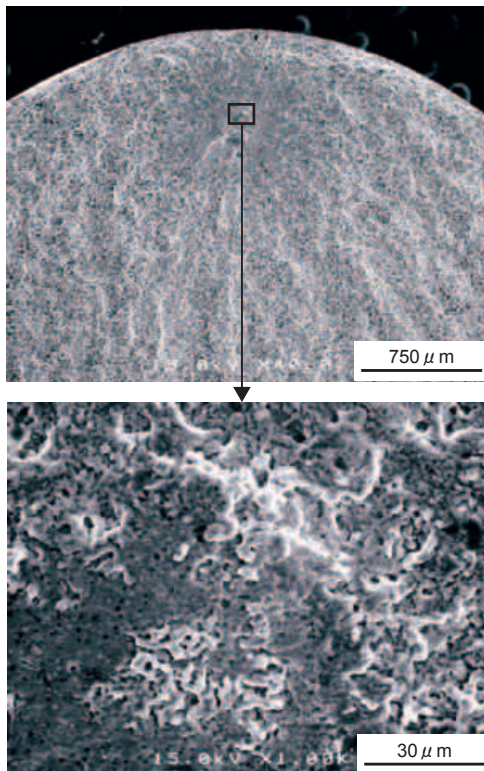


Fig. 15 SEM micrographs of fracture surface
 ($\sigma_a=81$ MPa, $N_f=1.0 \times 10^{10}$ not break→
 $\sigma_a=180$ MPa, $N_f=3.4 \times 10^7$ break)

以下で破損した場合と同様である。Fig. 14に内部欠陥起点型の詳細破面を示す。10⁸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10⁸回以下の破面には認められないことより、過大な応力を負荷する以前の疲労試験過程にて形成されたものと考えられる。さらに、Fig. 15に別の内部欠陥起点型の詳細破面を示す。疲労き裂発生起点は約200μm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。10⁸回以上の疲労き裂発生起点で認められるODAが10¹⁰回未破損試験片に認められなかったことより、巣欠陥から疲労き裂の発生もしくは進展が無かったことを示しているものと考えられる。

3.3 \sqrt{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{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。

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

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{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{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Fig. 16に示す。表面欠陥起点型および内部欠陥起点型とも狭いバンドで表現できている。表面欠陥起点型の場合は σ_a/σ_w が約0.7付近で破損・未破損の境界が存在し、内部欠陥起点型の場合は 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{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。特に内部欠陥起点型の方が危険側となる。別途、疲労き裂発生起点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型の場合はHV 150であり、内部欠陥起点型の場合はHV 152であった。疲労き裂発生起点部の硬さは、予測で用いたTable 2のHV 150と大差無く、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、表面欠陥起点型および内部欠陥起点型の疲労強度予測精度向上に関して検討を加えた。

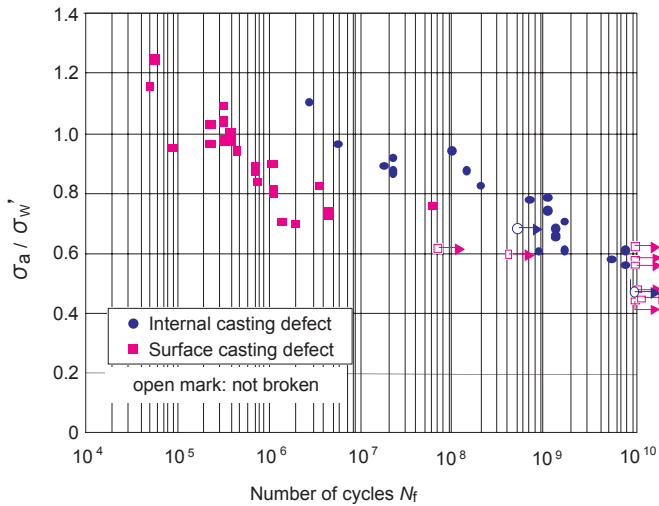


Fig. 16 Relationship between σ_a/σ_w and N_f

一般に下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値は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} とビッカース硬さ HV と疲労き裂発生起点の欠陥寸法 \sqrt{area} の関係式(3), (4)と別途, 3次元き裂の解析より求めた応力拡大係数と欠陥寸法 \sqrt{area} の関係式(5), (6)を組み合わせることで求めたものである。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} の次式(3), (4)が本材質の場合に適用できないのではと考えた。

$$\Delta K_{th} = \begin{cases} 3.3 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} & \text{(表面欠陥)} & (3) \\ 2.77 \times 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{area})^{1/3} & \text{(内部欠陥)} & (4) \end{cases}$$

$$\Delta K = \begin{cases} 0.65 \times 10^{-3} (\Delta \sigma) \sqrt{\pi \sqrt{area}} & \text{(表面欠陥)} & (5) \\ 0.5 \times 10^{-3} (\Delta \sigma) \sqrt{\pi \sqrt{area}} & \text{(内部欠陥)} & (6) \end{cases}$$

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

10^7 回以上で破損した試験片の疲労き裂発生起点の製造欠陥寸法 \sqrt{area} と振幅応力 σ_a ($\Delta \sigma = 2\sigma_a$)を式(5), (6)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Fig. 17とFig. 18に示す(ここで、 ΔK_{CD} の下付き添え字CDはCasting Defectの頭文字を示す)。Fig. 17は表面欠陥起点型の場合であり、Fig. 18は内部欠陥起点型の場合である。Figs. 17&18中の実線は式(3),

(4)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、Fig. 17中の破損・未破損の境界を実線に平行な破線が表面欠陥起点型であるD10FM-T6の関係式と考えた。(3)式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⁹⁾とよく似た結果となった。Fig. 14で示したように、Fig. 18における製造欠陥寸法250 μm 付近の()付きで示した未破損試験片($\sigma_a = 115 \text{ MPa}$, $N = 5.3 \times 10^8 \text{ MPa}$)の破面にODAが認められた。ODAは 10^8 回以下の破面には認められないことより、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($\sigma_a = 81 \text{ MPa}$, $N = 1.0 \times 10^{10}$)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型であるD10FM-T6材の関係式と考えた。Fig. 18中には、表面欠陥起点型の破線と式(5), (6)において同一の ΔK を与える表面欠陥寸法 $\sqrt{area_s}$ と内部欠陥寸法 $\sqrt{area_i}$ の関係式($\sqrt{area_s} = 1.69 \sqrt{area_i}$)から求め

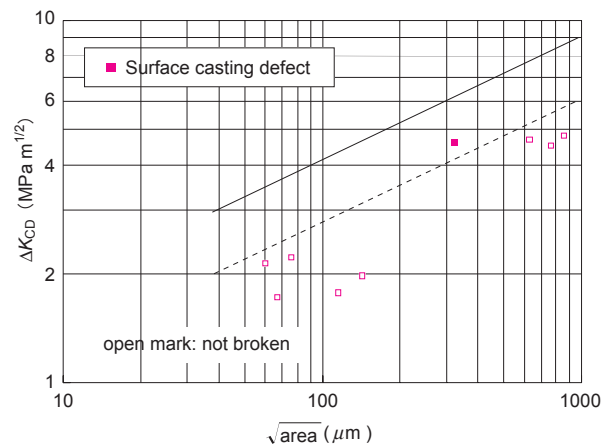


Fig. 17 Relationship between ΔK_{th} and \sqrt{area}

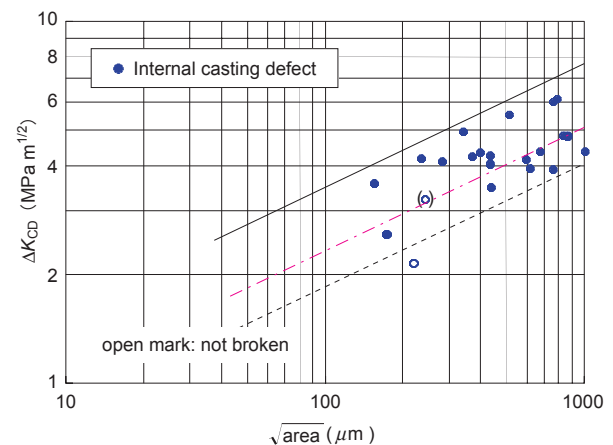


Fig. 18 Relationship between ΔK_{th} and \sqrt{area}

た ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係を一点鎖線で示す。破線は一点鎖線とは異っており、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型の ΔK_{th} と \sqrt{area} の関係は説明できない。内部欠陥が大気から遮断されている環境であることや内部欠陥起点型に認められる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。

Fig. 17とFig. 18の破線の近似式を式(7), (8)に示す。式(7), (8)と式(5), (6)より疲労限度と欠陥寸法の間係を示す式(9), (10)を得た。

$$\Delta K_{th} = 2.2 \times 10^{-3} (HV+120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad (\text{表面欠陥}) \quad (7)$$

$$\Delta K_{th} = 1.50 \times 10^{-3} (HV+120) (\sqrt{area})^{1/3} \quad (\text{内部欠陥}) \quad (8)$$

$$\sigma_w' = 0.96 (HV+120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (\text{内部欠陥}) \quad (9)$$

$$\sigma_w' = 0.85 (HV+120) / (\sqrt{area})^{1/6} \quad (\text{内部欠陥}) \quad (10)$$

σ_w' で再整理した σ_a/σ_w' 線図をFig. 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D10FM-T6材の疲労強度評価を行い超長寿命域(～ 10^{10} 回)の疲労強度に及ぼす製造欠陥の影響について検討した結果、次の結論を得た。

- (1) 内部欠陥起点型と表面欠陥起点型のS-N曲線は異なる。表面欠陥起点型の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、内部欠陥起点型の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製造欠陥の場合、 $N_f > 1 \times 10^8$ 回にて疲労き裂発生起点の製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、巣欠陥から疲労き裂の発生もしくは進展が無かったことを示しているものと考えられる。
- (3) \sqrt{area} パラメータモデルによる σ_a/σ_w' により、表面欠陥起点型および内部欠陥起点型とも狭いバンドで表現できる。表面欠陥起点型の場合は σ_a/σ_w' が約0.7付近で破断・未破断の境界が存在し、内部欠陥起点型の場合は 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 $\Delta K_{cb} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ と \sqrt{area} パラメータモデルでの $\Delta K_{th} \propto (\sqrt{area})^{1/3}$ 関係

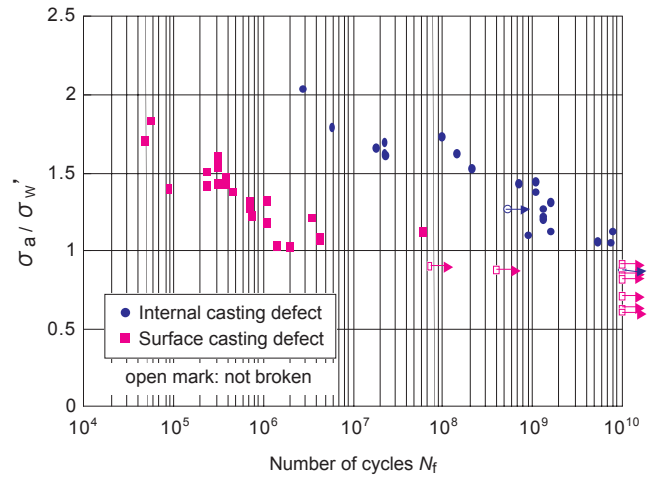


Fig. 19 Relationship between σ_a/σ_w' and N_f

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。

<参考文献>

- 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, Ser.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, Ser.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, Japan*, Vol.55, No.3 (2006), pp. 295-300.
- 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, Ser.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 aluminum alloys, *International Journal of Fatigue*, 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, Nagoya, Japan (2003).
- 7) Japan Die Casting Association ed., *History of Die Casting Technology* (1995), p. 9.
- 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, Ser.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, Japan*, 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, Ser.A*, Vol.45, No.399 (1979), pp. 1289-1303.



<著者>



山田 耕二
(やまだ こうじ)
材料技術部
博士 (工学)
材料強度の基礎・応用研究業務に
従事



宮川 進
(みやがわ すすむ)
材料技術部
博士 (工学)
材料強度の基礎・応用研究業務に
従事