

熱処理したアルミニウム合金ダイキャストで新たに見つかった鑄肌欠陥とその疲労特性への影響

増田, 翔太郎
豊橋技術科学大学大学院

戸田, 裕之
豊橋技術科学大学

青山, 俊三
(株)アーレスティ

折井, 晋
(株)アーレスティ

他

<https://hdl.handle.net/2324/1807815>

出版情報 : 鑄造工学. 81 (10), pp.475-481, 2009-10-01. 日本鑄造工学会
バージョン :
権利関係 :

研究論文

熱処理したアルミニウム合金ダイカストで新たに見つかった鑄肌欠陥とその疲労特性への影響

増田翔太郎* 戸田裕之** 青山俊三***
折井 晋*** 植田将志*** 小林正和**

Research Article

J. JFS, Vol. 81 No, 10 (2009) pp. 475~481

Effects of Sub-surface Defects Newly Found in Tempered Aluminum Alloy Die-castings on Fatigue Properties.

Shotaro Masuda*, Hiroyuki Toda**, Shunzo Aoyama***
Shin Orii***, Shoji Ueda*** and Masakazu Kobayashi**

Usually, aluminum die-cast alloys are used with casting surface, therefore it can be assumed that defects exist in the sub-surface regions. These defects are largely neglected in conventional evaluations as these regions are removed before testing. In the present study, fatigue tests were performed using specimens with casting surface. Fatigue life was statistically analyzed, and synchrotron radiation X-ray microtomography was also applied to visualize surface defects in 3D together with the in-situ observation of crack initiation. The results revealed that specimens with shorter fatigue lives exhibit aligned micropores of approximately 10 μm in diameter in a sub-surface region, which inevitably cause premature fatigue crack initiation. The in-situ observation clearly revealed fatigue crack initiation at agglomerated micropores.

Keywords : casting defects, fatigue, die-cast alloy, microtomography, in-situ study

1. 緒言

地球環境問題の CO₂ 排出削減の要求から自動車軽量化による燃費改善が急務となっている。アルミニウム合金ダイカストは生産性が優れており、比較的 low コストで安定供給できることから、自動車部品に多く使用されているが、製造プロセスで生成する鑄造欠陥が混入し、強度部品への適用が制限されてきた。New Injection (NI) 法は、熔融金属を保温して金型内に炉から直接低速で充満加圧する製法であり、鑄造欠陥が少なく、熱処理により高強度高靱性の素材を製造可能にしている¹⁾。NI 法で製造された素材は、現在高い外部負荷を受ける自動車の足回り部品などに使用されている。

自動車の足回り部品は、干渉および荷重入力を考慮して剛性、静的な破壊強度、疲労強度の各条件をクリアできる軽量形状を解析により求め、この形状を部品試作して、実験により検証することから設計される。この検証実験において特に疲労試験は長時間かかり、試験結果が大きくばらつくこと、試験の繰り返し数が多くなるため、複数の試験装置が必要となり、試験費用が高くなるという問題がある。一般に、疲労寿命のばらつきは、き裂発生および進展初期の状態の影響を大きく受けるので、多くの場合鑄肌のまま使用されるダイカストでは、素材の表層部の材料状況の確

認が重要となる。しかしこれまでの多くの研究の評価は、材料内部からサンプリングした試験片を用いた疲労特性調査が行なわれており、表層部に鑄肌を含む疲労特性調査が殆ど行われていない。

ところで、近年、シンクロトロン放射光を用いたマイクロCT (Synchrotron radiation computed microtomography : SR-CT) は急速な発達を遂げている。材料内部の粒子や微小欠陥の空間的分布、内部組織の変化や変形破壊挙動を 3D/4D (3D+Time) で可視化することが可能となり、新たな知見が得られている²⁻⁴⁾。例えば、日高らは、熱処理時におけるポアの成長挙動⁵⁾を、また南らは、展伸材の製造プロセスにおけるポアの消滅・再発生挙動⁶⁾をそれぞれ観察している。Zhang らは、疲労試験のその場観察を行い、き裂進展駆動力の解析を行っている。彼らは、き裂進展駆動力はき裂前方のポアが存在によって増加し、これによりき裂進展速度が増加する⁷⁾ことを得ている。一方、Weck らは、延性破壊に寄与するポイドの生成・成長および合体のプロセスについて、上記 3D 可視化技術を用いた実験を行い、延性破壊過程についての様々なモデルとの照合および検証を行った⁸⁾。このように、3D/4D イメージングにより、表面層を含む材料全体のマイクロ組織把握と、その各種力学挙動との関連付けがダイレクトかつ定量的に実施できる環境が整ってきた。

平成 21 年 3 月 5 日 原稿受理

* 豊橋技術科学大学大学院 Graduate School, Toyohashi University of Technology
** 豊橋技術科学大学 Faculty of Engineering, Toyohashi University of Technology
*** (株)アールスティ Ahresty Corporation

Table 1 Chemical composition of AC4CH aluminum alloy used.

Si	Mg	Zn	Ti	Fe	Ni	Mn	Cu	Al
7.04	0.35	0.05	0.115	0.09	0.008	0.0065	0.0025	bal.

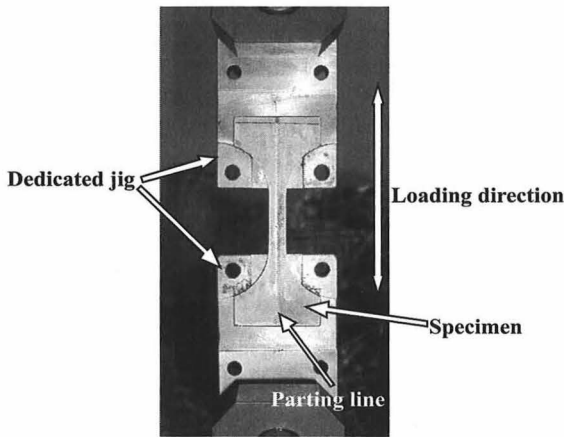


Fig. 1 A fatigue specimen with casting surface and the setup of fatigue test, which used a dedicated jig.

そこで、本研究では、ダイカスト材の鑄肌近傍に着目して、4D可視化を適用する。加えて、疲労特性の統計的な解析を実施する。そして、表面近傍の特有な構造の影響の有無と程度を明らかにするとともに、マクロな特性の発現機構を解明する。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材は、AC4CHアルミニウム合金である。製造法には、低速充てんダイカスト法であるNI法を用いた。供試材の化学組成をTable 1に示す。試験片は、T6処理(803K-5h, 443K-5h)した部材表面から、片面に鑄肌を残した状態で切り出した。通常の疲労試験における試験片形状は、評点間距離15mm、断面 $5 \times 2 \text{ mm}^2$ の平板試験片である。疲労破壊のその場観察用の試験片形状は、評点間距離0.4mm、断面 $0.6 \times 0.6 \text{ mm}^2$ の試験片であり、放電加工により切り出した。

2.2 疲労試験

通常の疲労試験は、容量50kNの電気式油圧サーボ型疲労試験機を用いて、引張-引張の片振り正弦波荷重とし、室温・大気中において荷重制御で行った。荷重条件は、最大応力 $\sigma_{\max} = 150 \text{ MPa}$ 、応力比 $R = +0.1$ 、周波数 $f = 30 \text{ Hz}$ の一定とした。Fig. 1に通常の疲労試験のセットアップを示す。荷重を試験片の肩部で受け持つように、Fig. 1に示すような専用ジグを用意した。なお、試験片表面は、鑄肌を除く全ての面を鏡面に仕上げた。疲労破壊のその場観察の疲労試験条件については、2.5 高分解能X線CT撮像に記す。

2.3 破面観察

疲労試験後の全ての試験片について走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて破面観察を行い、破壊形態および破壊起

点を特定した。特に鑄肌近傍の破面状態を詳細に観察し、その状態について、ミクロポアの分布状態で3段階に、鑄肌の表面状態で2段階にそれぞれ分類した。

2.4 ワイブル係数によるばらつきの評価

疲労寿命のばらつきを、ワイブル分布を用いて評価した。ワイブル分布は、物体の強度や寿命のばらつきを統計的に記述するために用いられる。ワイブル分布関数を以下に示す⁹⁾。

$$P_s = \exp \left\{ -V \left(\frac{\sigma - \sigma_u}{\sigma_0} \right)^m \right\} \quad (1)$$

ここで、 P_s はある負荷応力 σ での生存確率、 V は材料の体積、 m はワイブル係数、 σ_u は応力の下限值、 σ_0 は規格化定数である。 m の値によって、特性のばらつきの程度を定量化することができる。本研究では、 $\sigma_u = 0$ とした二母数のワイブル分布関数とし、データの順位付けには平均ランク法を用いた。

2.5 高分解能X線CT撮像

疲労破壊の原因となる微小欠陥の可視化や微小欠陥からの疲労き裂発生挙動のその場観察を、SR-CTにより行った。これは、高輝度放射光施設SPring-8のイメージング用ビームラインであるBL47XUにて行った。内在微小欠陥を観察するには、破断後の疲労試験片を鑄肌および破面を残した状態で、断面 $0.6 \times 0.6 \text{ mm}^2$ の角柱に切り出して用いた。このとき、破面に破壊起点が残るよう、顕微鏡で観察しながら慎重に採取した。この他、最大2kNまで負荷可能な専用の特殊材料試験機を高精度サンプルステージにセットし¹⁰⁾、疲労破壊のその場観察を行った。この場合の負荷応力は130MPaで、疲労き裂が発生しある程度成長するまで、疲労負荷と撮像を繰り返し行った。

Fig. 2に撮像セットアップを示す。これは、 4000×2624 画素の冷却CCDカメラと $\text{Lu}_2\text{SiO}_5:\text{Ce}$ シンチレータ、高精度回転ステージからなる。Si(111)面を用いた二結晶

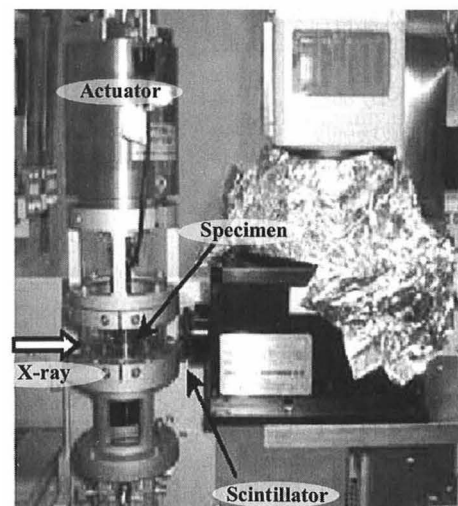


Fig. 2 A pneumatic material test rig specially designed for the X-ray microtomography at the synchrotron radiation facility site.

モノクロメータにより単色化されたエネルギー 20keV の X 線を用い、試料からディテクターまでの距離を、通常 20mm、上記のその場観察では 55mm とした。これらの条件で試料を 0.12° 刻みで 180° 回転させる間に 1500 枚の透過像を撮像した。得られた透過像は、Convolution back projection 法により 3D 像に再構成した。再構成画像の画素サイズは約 $(0.5\mu\text{m})^3$ であった。また、同一部材から採取位置を変化させた厚さ約 100 μm の薄板試料の透過像を、試料-ディテクター間: 50mm の条件で撮像した。

2.6 内部微小欠陥の可視化と定量解析

再構成した断層像で、マイクロポアをセグメント化・抽出し、各マイクロポアについて、重心座標、Marching Cube 法¹⁾を用いて求めた体積 V および表面積 A を求めた。また、マイクロポアの大きさを評価するため、球相当直径 d を以下の式を用いて算出した。

$$d = 2\sqrt[3]{\frac{3V}{4\pi}} \quad (2)$$

3. 実験結果

3.1 疲労寿命の統計的解析

150MPa を負荷した時の 38 本の試験片の疲労寿命の分布を Fig. 3 に示す。疲労寿命は、 $1.83 \times 10^5 \sim 1.20 \times 10^6$ cycle に分布しており、比較的長寿命の数本と 10^5 cycle 台前半から後半にかけ大きく右側に裾を引く非対称な分布に分かれている。Fig. 4 は、これをワイブル統計により整理したものである。このプロットに直線性は見られず、いくつもの破壊原因が競合してその試験片のもっとも弱い破壊原因によって破壊する、多重モードのワイブル分布に見える。

ところで、Fig. 5 に示すように破面の疲労き裂発生起点近傍を SEM で観察した結果、破面上の鑄肌近傍にマイクロポアが配列している様子が観察された。これまでミリメー

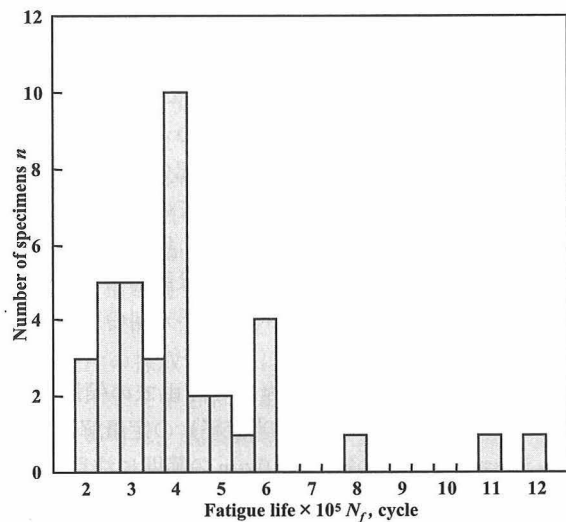


Fig. 3 Histogram of fatigue lives obtained at stress range of 150MPa.

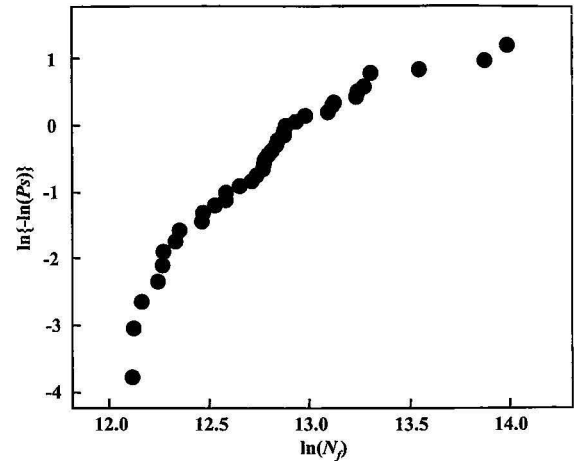


Fig. 4 Weibull plot of fatigue life distribution for 38 fatigue specimens.

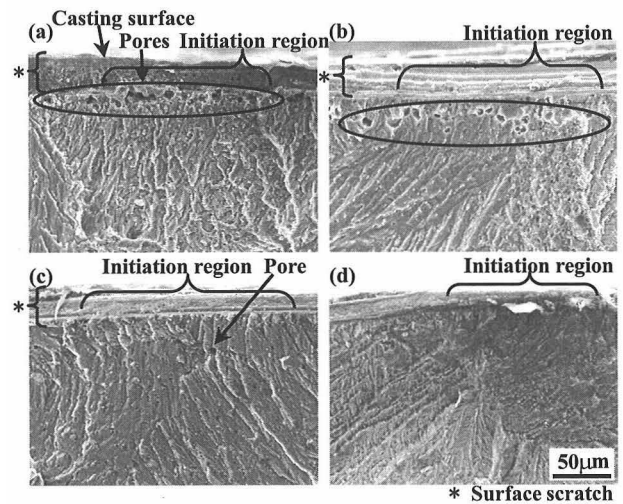


Fig. 5 SEM micrographs of fracture surface after fatigue tests.

トルオーダーの空隙である鑄巣がダイカスト材中に形成されることはよく知られていたが、このように微小なポアが表面直下に密集する例は、少なくとも著者らの知るところでは報告されていない。このようなマイクロポアの密集の程度は試料によって異なっていた。疲労寿命が短い試験片では、Fig. 5(a) および Fig. 5(b) に示すような鑄肌近傍に高密度に分布するマイクロポアが観察された。この場合、(a) では密集したマイクロポアが凝集して一部連結しているのに対し、(b) では比較的孤立しているように見える。さらに (c) では比較的マイクロポアが低密度であり、(d) ではマイクロポアが見られない。(a)~(d) の試験片の疲労寿命は、それぞれ 1.83×10^5 、 3.55×10^5 、 4.85×10^5 、 7.72×10^5 cycle であった。それぞれのマイクロポア直径は、高密度であった試験片においては $10\mu\text{m}$ 程度であり、低密度であった試験片においては $5\mu\text{m}$ 程度である。また、鑄肌には、ばり取り時にできた加工痕も観察された。

これらマイクロポアの分布状態、および加工痕といった破面およびその近傍に存在する欠陥とその程度により分類し、統計解析を行った。その結果を Fig. 6 に示す。図

Table 2 Comparison of Weibull moduli that correspond to Weibull distributions shown in Fig. 6.

Fracture origins	Single distribution in Fig.3	Low density pore	Isolated dense pore	Clustered dense pore	Scratched surface
Weibull moduli	2.4	2.4	2.5	3.2	2.8

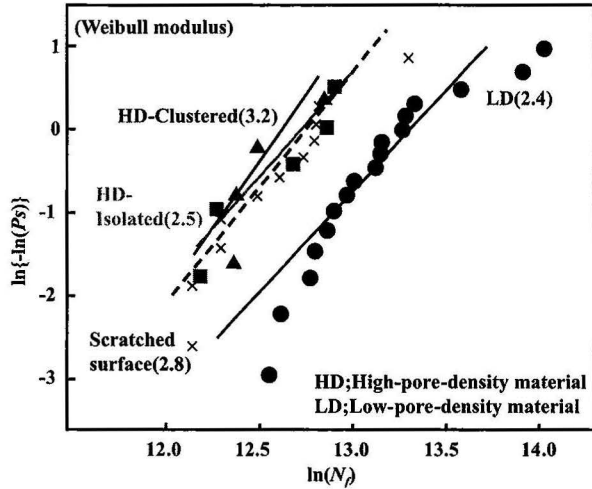


Fig. 6 Weibull plots of fatigue lives, which have been classified into four types depending on fracture origins observed on fracture surface.

中のHDはFig. 5(a)のように高密度のポアが密集しているもの、(b)のように高密度ではあるがそれぞれのマイクロポアが孤立しているものを目視で分類してプロットしている。またLDは、Fig. 5の(c)および(d)程度のマイクロポアに相当する。また、各分類に対するワイブル係数をTable 2に示す。鑄肌近傍に高密度にマイクロポアが存在し、特にこれが凝集していた場合、この平均疲労寿命は、マイクロポアが低密度であった試験片の平均疲労寿命に対し、56.5%程度に低下している。Fig. 4の全データについてのワイブル係数は2.4である。一方で、破壊原因別にデータを分割し、マイクロポアが高密度に分布する場合に $m=2.5$ (孤立)ないし $m=3.2$ (凝集)、加工痕が疲労破壊起点となった場合に $m=2.8$ と、より大きな値となっている。したがって、特に、鑄肌直下に高密度に存在するマイクロポアが疲労寿命を支配する大きな要因であることが分かる。低密度なマイクロポアの場合は、依然としてワイブル係数が小さくその分布も非線形となっている。これは、さらにいくつかの原因が重畳したものであると思われるが、破面だけではこれ以上の解析はできない。

3.2 X線CTによる内部微小欠陥観察

3.2.1 破断した疲労試験片の観察

高分解能CTによって得られた破断後の疲労試験片の3D像をFig. 7に示す。(a)および(b)は短寿命を呈した試験片であり、それぞれの疲労寿命は、 4.86×10^5 cycle: TP-A および 1.83×10^5 cycle: TP-Bである。(c)は長寿命を呈した試験片で、その疲労寿命は 1.06×10^6 cycle: TP-Cである。短寿命の試験片のうち、TP-Aは金型のパーティングライン付近から、TP-Bについてはパーティングラインから1.5mm程度離れた位置からき裂が発生した。TP-C

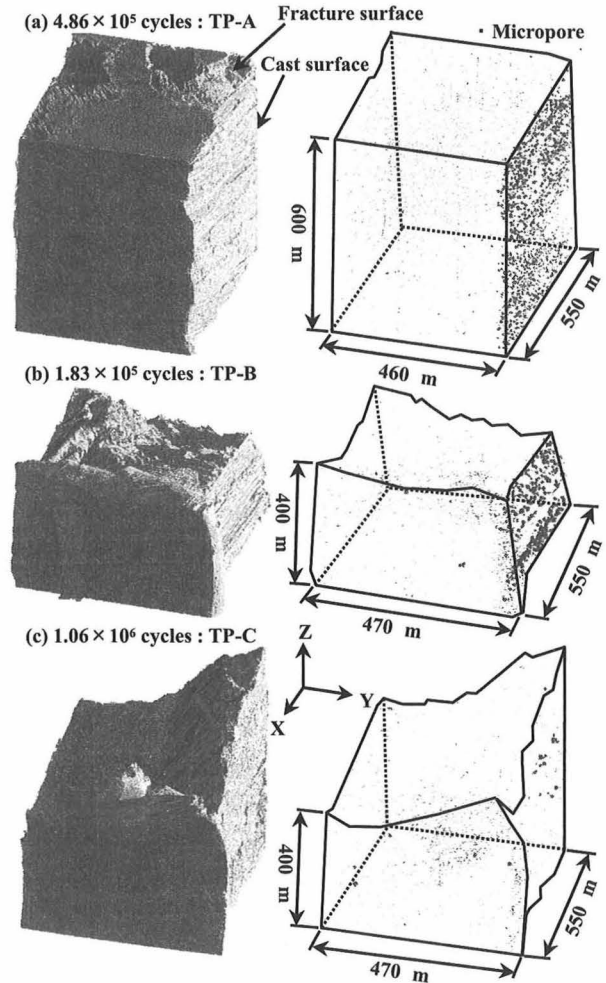


Fig. 7 3D perspective views of fatigue specimens after fracture that have been taken with the synchrotron CT techniques. Right images are micropores extracted from tomographic volumes.

にはマイクロポアはほとんど観察されないが、これ以外の試験片の鑄肌直下には非常に多くのマイクロポアが面状に配列している様子が観察される。これらのマイクロポアは、破面付近だけではなく、破面から離れた部分も含めて一様に分布していることがわかる。また、全ての試験片の内部には、マイクロポアがほとんど観察されず、疲労寿命による試験片内部のマイクロポアの分布にも差異は認められない。また、TP-A、およびTP-Bの鑄肌には水平方向の筋として加工痕も観察される。

Fig. 8に鑄肌からの距離が約50 μ mまでの領域に存在するマイクロポアのサイズ(球相当直径)の定量解析結果を示す。マイクロポア直径が約5~10 μ mの範囲に注目すると、TP-A、およびTP-Bのマイクロポア数が他に比べて多くなっている。特にTP-Bは、直径10 μ m程度のマイクロポアの数が高密度に分布していることが分かる。この程度の大きさのマイクロ

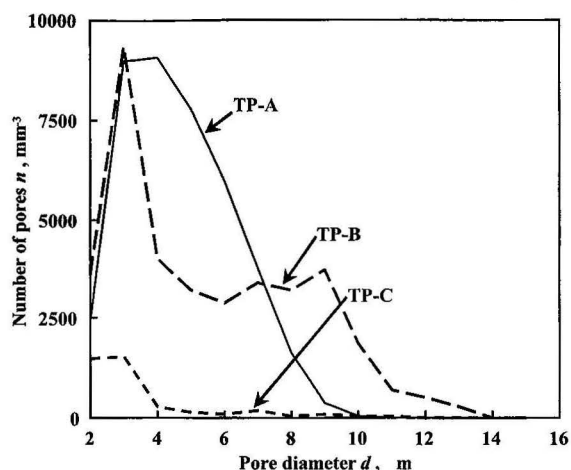


Fig. 8 Histograms of the diameter of micropores contained in the fatigue specimens with the three difference numbers of cycle to failure.

Table 3 Volume fraction, number density and average diameter of micropores for the fatigue specimens shown in Fig. 8.

Specimen	TP-A	TP-B	TP-C
Volume fraction (%)	0.22	0.48	0.01
Number density ($\times 10^{12}/\text{m}^3$)	39.9	36.7	3.96
Average diameter (μm)	4.2	5.0	2.9

ポアは、破面上に見られたマイクロポアと大きさでほぼ一致する。Table 3には、それぞれの試験片におけるマイクロポアの体積率、数密度、平均直径を示す。TP-Bのマイクロポア体積率は、TP-Cよりはるかに大きく、マイクロポアが鑄肌直下に偏在していたことがわかる。TP-Cのみ、体積率および数密度は1桁ないしはそれ以上小さな値となっており、マイクロポアの平均直径もTP-A、およびTP-Bより小さい。以上のことから、鑄肌直下に存在する $10\mu\text{m}$ 以下程度のマイクロポアが高密度に存在する場合、疲労寿命の低下をもたらすものと推測される。本研究で評価した疲労破壊は、高サイクル疲労と低サイクル疲労の中間程度に相当する寿命域にあたる。前者は、き裂発生支配型の疲労破壊であることはよく知られている。したがって、そのような場合には、鑄肌直下のマイクロポアの影響がさらに顕著になるものと推察される。

3.2.2 供試材中のマイクロポアの広範囲にわたる観察

およそ $10\times 4\text{mm}$ の範囲で透過像を取得し、供試材のマイクロポア分布を調べた。Fig. 9はその一例である。Fig. 9(a)では、マイクロポアは数点しか観察されない。Fig. 9(a)は、疲労試験片の採取箇所とほぼ同位置であり、金型パーティングラインを中心に採取した試料である。一方、Fig. 9(b)においては、観察領域内に多数のマイクロポアが観察される。Fig. 9(b)も、(a)と同様、金型パーティングラインを中心に採取しており、Fig. 9(a)の試料位置から約 60mm 離れた部位である。観察されるマイクロポアのサイズは $10\mu\text{m}$ 程度であり、疲労破断後の破面観察で発見され

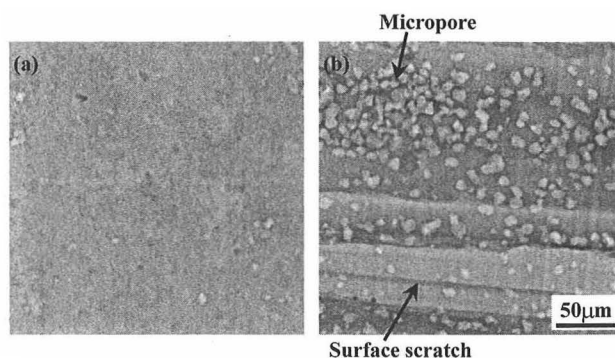


Fig. 9 X-ray radiographs of sub-surface regions taken from two different positions in an ingot. Specimen thickness is less than $100\mu\text{m}$.

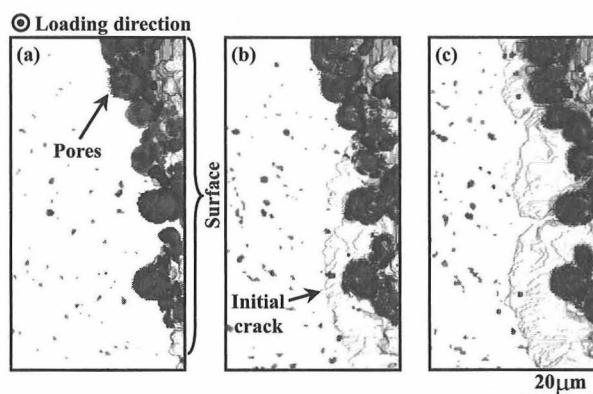


Fig. 10 Micropores observed in a fatigue specimen and fatigue crack initiation behavior from the micropores. Micropores are highlighted in black, and surface and the crack are highlighted in gray. (a), (b) and (c) are captured at 0, 80 000 and 98 000 cycles, respectively.

たマイクロポアサイズとよく一致する。また、観察に用いた試験片厚さは鑄肌を含んで $100\mu\text{m}$ 以下であり、観察されたマイクロポアは鑄肌直下に存在していると結論される。また、その存在の有無は、場所によって大きく異なることも観察された。なお、水平方向および垂直方向に観察される筋状のコントラストは、加工痕および研磨傷である。

3.3 疲労き裂発生過程その場観察

疲労き裂の発生過程を放射光下でその場観察した結果をFig. 10に示す。ここでは疲労負荷0, 80 000, 98 000 cycleにおける内在マイクロポアおよび疲労き裂のみを抽出して示している。Fig. 10(a)に示すように、負荷前の段階で鑄肌には加工痕が、また鑄肌近傍にはマイクロポアがそれぞれ観察される。これに疲労負荷を加えると、Fig. 10(b)のように、80 000 cycleの段階でマイクロポアが密集した所を発生起点とする疲労き裂が観察された。98 000 cycleでは、Fig. 10(c)に示されるように疲労き裂はさらに成長し、表面と平行な方向に拡大している。

一般に疲労き裂は半円形であり発生起点から放射状に伝播することはよく知られている。一方、Fig. 10(c)のき裂形状は、表面に平行な方向に細長く伸びており、複数箇

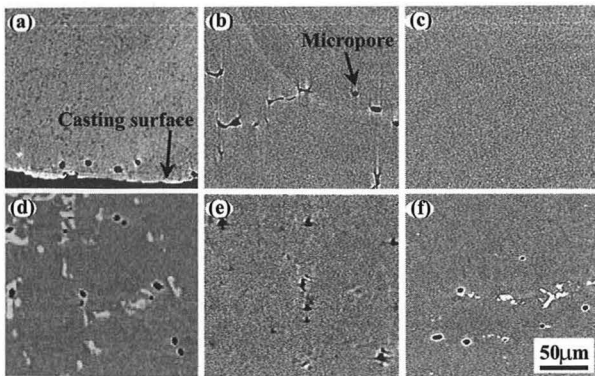


Fig. 11 Two-dimensional slices of reconstructed volumes, representing the existence of micropores in many aluminum alloys^{2,5)}. (a) an AC4CH die-cast, (b) an Al-5%Mg alloy, (c) an A1050 alloy, (d) an A2024 alloy, (e) an A6061 alloy and (f) an A7475 alloy.

Table 4 Number density and average diameter of micropores for the many aluminum alloys shown in Fig.11^{2,5)}.

Materials	Number density ($\times 10^{12}/\text{m}^3$)	Average diameter (μm)
AC4CH Die-cast (Internal pores)	8.0	1.86
Al-5%Mg alloy	14.5	3.96
A1050	3.2	1.73
A2024	69.6	3.41
A6061	18.4	2.62
A7475	20.2	3.40

所からほぼ一斉に疲労き裂が発生したか、もしくは表面近傍のき裂伝播抵抗が低く、内部に向かうより、表面に沿う方向に優先的に伝播したことを示唆している。すなわち、マイクロポアが、き裂の発生ないし伝播を促進したことをうかがわせる。

供試材のように熱処理を施したアルミニウム合金内部でのマイクロポアの存在は、Fig. 11に示すように、純アルミニウムの場合、あまり確認されないが、多くの合金系で確認されている^{2,5)}。Table 4に、供試材内部および各種アルミニウム合金中のマイクロポアの数密度と平均直径を示す^{2,5)}。供試材内部のこれらの値は、一般的な展伸材と比較して小さな値を示しており、平均直径については、純アルミニウムとほぼ同等の大きさである。さらに、供試材と同等の水素濃度を有するAl-5%Mg合金鋳物で、全水素濃度0.30ml/100g Alのうち4割以上もの水素が材料中にはほぼ均一に分散するマイクロポア内に分子状水素としてトラップされることが明らかにされている⁵⁾。ところが、供試材内部のマイクロポアは非常に少なく、一方で、鋳肌直下に偏在している。これは、何らかの原因により鋳肌近傍の水素濃度が極めて高くなっていることを示唆している。一つの可能性として、溶湯のガス量が離型剤の塗布とダイカスト特有の急冷の影響で均一ではなく、水素が表面付近に濃化したことが考えられる。いずれにせよ、供試材の平均水素濃度が非常に高いことによって、マイクロポアが他の材料

より多数あるいは大きなものが存在し、疲労破壊に影響するというのではないと判断される。これは、比較的水素濃度が低い材料であっても、ダイカスト材ないしは鋳造材の表面近傍では、本研究で見られたように、マイクロポアが表面直下に高密度に存在し、疲労き裂発生に影響を及ぼすことがあるためである。

ところで、金属材料の延性破壊において、このマイクロポアが成長して破面を構成することが、本研究と同様な放射光下の引張試験その場観察によって報告されている¹²⁾。これまで、粒子の損傷によるボイドの発生とその後の成長、合体が延性破壊のプロセスとされてきたが、少なくともその一部分は既存のマイクロポアの単なる成長に過ぎないことになる。本研究においても、鋳肌直下に高密度に存在するマイクロポアが疲労き裂発生に強く関与するという意味では、マイクロポアのこれまで知られていなかった役割が明らかになったと言える。今後、マイクロポアの疲労き裂発生促進効果について、マイクロポアの発生条件、マイクロポアの性状や分布による疲労き裂発生促進の程度について、より詳細な解析を行う。

4. 結言

鋳肌を残したAC4CH低速充てんダイカスト材を用いて疲労試験を行い、疲労寿命の統計解析を行った。さらに、SR-CTによる疲労破壊の3D/4D観察を行った結果は、以下に整理される。

- (1) 疲労寿命を計測し、破壊原因毎に分類してその統計解析を行った結果、様々な要因により支配される場合の多重モードの疲労寿命分布を整理・解析することができた。
- (2) 供試材の内部にはマイクロポアはほとんど観察されないものの、鋳肌直下には非常に多くのマイクロポアが偏在するものが見られた。そのサイズは概ね10 μm 以下であった。このような表面直下の高密度のマイクロポアの存在はこれまで報告されておらず、熱処理を施したダイカスト材特有のものとも考えられるが、今後、より詳しい生成の原因や機構の解明が必要と考える。
- (3) 疲労寿命は、このようなマイクロポアの存在、および表面の加工痕によって低下し、特にマイクロポア密度の影響を大きく受けた。マイクロポア密度は、試験片毎に大きく異なった。鋳肌近傍でマイクロポアが密集した所が起点となって疲労き裂が発生し、疲労き裂発生寿命を低下させる様子が観察された。
- (4) 今後、マイクロポアの発生機構について検討し、鋳肌近傍にマイクロポアを発生させないことで疲労特性を向上する手法を創製することも可能と考えられる。

謝辞

本研究は、SPring-8(2007B1078, 2008A1142)の課題である。これを記して感謝する。

参考文献

- 1) 青山俊三：型技術, 12 (1997), 第5号, 30.
- 2) H. Toda, I. Sinclair, J.-Y. Buffiere, E. Maire, K.H. Khor, P. Gregson, T. Kobayashi : *Acta Mater.*, 52 (2004), 1305-1317.
- 3) L. Qian, H. Toda, K. Uesugi, T. Kobayashi, T. Ohgaki, M. Kobayashi : *Appl. Phys. Lett.*, 87 (2005), 241907.
- 4) L. Qian, H. Toda, K. Uesugi, M. Kobayashi, T. Kobayashi : *Phys. Rev. Lett.*, 100 (2008), 115505.
- 5) H. Toda, T. Hidaka, M. Kobayashi, K. Uesugi, A. Takeuchi, K. Horikawa : *Acta Mater.*, 57 (2009), 2277-2290.
- 6) H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi, K. Uesugi, Y. Suzuki : *Acta Mater.*, 57 (2009), 4391-4403.
- 7) H. Zhang, H. Toda, H. Hara, M. Kobayashi, T. Kobayashi, D. Sugiyama, N. Kuroda, K. Uesugi : *Metall. Mater. Trans. A*, 38A (2007), 1774-1785.
- 8) A. Week, D. S. Wilkinson, E. Maire, H. Toda : *Acta Mater.*, 56 (2008), 2919-2928.
- 9) 松尾陽太郎：セラミックスの寿命と破壊, (1989), 19-39.
- 10) 戸田裕之, 小林俊郎, 大垣智巳：材料試験技術, 49 (2004), 5-10.
- 11) W.E. Lorensen, H.E. Cline : *ACM Computer Graphics*, 21 (1987), 38-44.
- 12) H. Toda, H. Oogo, K. Uesugi, M. Kobayashi : *Mater. Trans.*, 50 (2009), 2285-2290.