

低サイクル疲労を受けるアルミニウム鑄造合金の 三次元き裂発生挙動

桑水流 理*・松村 圭悟**・アギアルデソウザ ヴィニシウス***
小林 正和****・戸田 裕之*****

Journal of The Japan Institute of Light Metals, Vol. 64, No. 11 (2014), 570-575
© 2014 The Japan Institute of Light Metals

Three-dimensional crack initiation behavior of cast aluminum alloy under low-cycle fatigue

Osamu KUWAZURU*, Keigo MATSUMURA**, Vinicius AGUIAR DE SOUZA***
Masakazu KOBAYASHI**** and Hiroyuki TODA*****

The crack initiation mechanism of cast aluminum alloy was addressed to quantitatively evaluate the fatigue strength. We employed the synchrotron radiation microtomography to visualize the three-dimensional damages around pores and silicon particles. Two types of specimens underwent a low-cycle fatigue test. The temperature of solution treatment was different, and it yielded a difference in the shape, size and distribution of silicon particles. After a certain cycles of fatigue, a catastrophic damage around many silicon particles occurred, and they connected to each other so as to form a crack especially within the high stressed region around a relatively large pore. The scanning electron microscopy after the test showed that the type of damage was the breakage of long-shaped silicon particles or the aluminum-silicon interface debonding of round silicon particles. The high temperature solution treatment facilitated the interface debonding by the enlargement of silicon particles.

(Received May 27, 2014 Accepted September 4, 2014)

Keywords: aluminum alloy, casting defect, fatigue, cracking, X-ray computed tomography

1. 緒 言

アルミニウム合金は航空機や自動車にとって重要な軽量材料であり、生産性やリサイクル性の観点から、アルミニウム合金鑄物への需要も高い。ただし、鑄巣（ガス欠陥および引け巣）等の鑄造欠陥が強度や信頼性を低下させるため、鑄造欠陥の低減を目的に、鑄造方法の改善に多くの試みがなされてきた^{1),2)}。しかし、鑄巣を完全に排除することは不可能であるため、ある程度の鑄巣を許容したうえで、最適な状態に制御することが望まれる。

機械的特性の中でも、疲労強度は欠陥に敏感であり、鑄巣等のマクロな欠陥の影響^{3)~10)}も受けるが、介在物等のミクロな欠陥の影響¹¹⁾も大きい。アルミニウム鑄造合金の場合、鑄巣の影響のほか、DASの影響やSi粒子の影響が知られている^{1),11)}。等価欠陥寸法を用いた疲労限度予測法¹¹⁾により、Si粒子の影響を評価できるが、基本的には1つの最大欠陥を起点として、き裂の進展を評価し、疲労強度を推定するものである。しかし実際のアルミニウム鑄造合金では、多数

のSi粒子が近接して存在している。よって、単一のSi粒子を評価するだけでは、アルミニウム鑄造合金の疲労強度を定量的に予測することは困難である。

疲労強度を定量的に予測するには、疲労破壊メカニズムの定量的理解が必要不可欠である。そのためには、実際のアルミニウム鑄造合金において、鑄巣による応力集中とSi粒子による応力集中が同時に作用したとき、疲労き裂が発生、進展する過程を、3次元で定量的に観察および計測する必要がある。それにより、き裂発生挙動に対する鑄巣とSi粒子の影響を定量化し、き裂発生寿命を予測できるようになれば、鑄造欠陥と金属組織を同時に最適化する材料設計への道がひらける。

本研究は、アルミニウム鑄造合金の疲労破壊の過程を定量的に解明することを目指し、X線CTを用いた非破壊での3次元その場観察を進めている。近年、シンクロトロン放射光CTを用いた研究が盛んに行われており、疲労き裂の可視化^{12)~14)}や金属組織の可視化¹⁵⁾、さらにはイメージベースシミュレーション^{9),10),16),17)}が可能となった。本研究では、

* 福井大学大学院工学研究科（〒910-8507 福井県福井市文京3-9-1）。Graduate School of Engineering, University of Fukui (3-9-1 Bunkyo, Fukui-shi, Fukui 910-8507). E-mail: kuwa@u-fukui.ac.jp

** 福井大学大学院学生（福井市）。Graduate Student, University of Fukui (Fukui-shi, Fukui).

*** 東北大学大学院工学研究科（仙台市）。Graduate School of Engineering, Tohoku University (Sendai-shi, Miyagi).

**** 豊橋技術科学大学機械工学系（豊橋市）。Department of Mechanical Engineering, Toyohashi University of Technology (Toyohashi-shi, Aichi).

***** 九州大学工学研究院機械工学部門（福岡市）。Department of Mechanical Engineering, Kyushu University (Fukuoka-shi, Fukuoka).

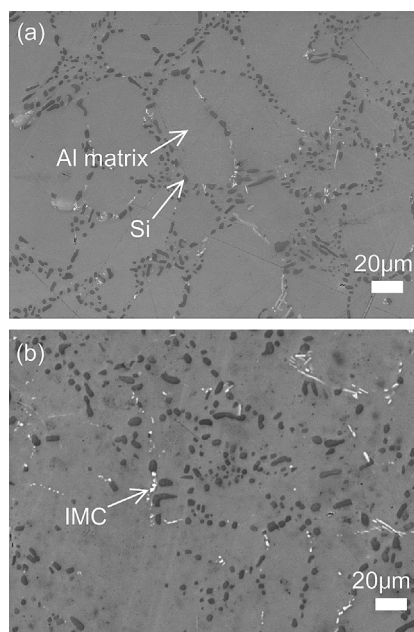


Fig. 1 SEM image of AC4CH-T6. (a) Normal solution treatment by 803 K, (b) high temperature solution treatment by 843 K.

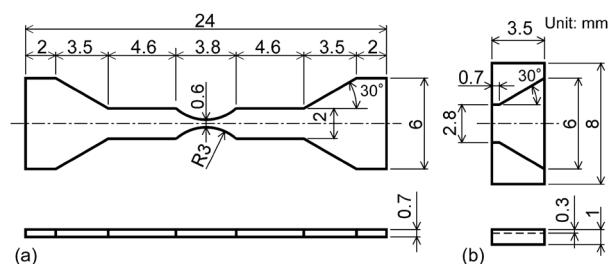


Fig. 2 Fatigue test specimen ($K_t=1.064$). (a) Specimen, (b) tab reinforcement.

特に疲労き裂の発生メカニズムに注目し、放射光CTを用いて、アルミニウム鋳造合金の低サイクル疲労き裂の発生挙動を3次元的に可視化し、き裂の発生メカニズムを明らかにした。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は、アルミニウム鋳造合金AC4CH-T6である。重力鋳造により作製した棒状の鋳塊から、厚さ1mmの板状の試料を複数切出した。そこから、溶体化処理温度の異なる2種類の試料を作製した。803 K (A材) および843 K (B材) でそれぞれ6hの溶体化熱処理を行った。843 KはAl-Si二元共晶温度の直下であり、Si粒子の粗大化や金属間化合物の偏在化により、引張強度等の機械的性質は低下する¹⁸⁾。溶体化処理後、水冷し、すぐに443 Kで6hの人工時効処理を施し、供試材とした。溶体化処理および人工時効処理にはマッフル炉を用いた。供試材の金属組織をFig. 1に示す。A材では、細かいSi粒子がAl粒界にほぼ均等に分布しているが、B材では、粗大化したSi粒子が偏在している。

A材とB材の板から、ワイヤカット放電加工により、Fig.

Table 1 Mechanical properties of materials A and B.

	A	B
Solution treatment temperature [K]	803	843
Ultimate tensile strength [MPa]	294	280
0.2% proof stress [MPa]	216	220
Young's modulus [GPa]	83	88

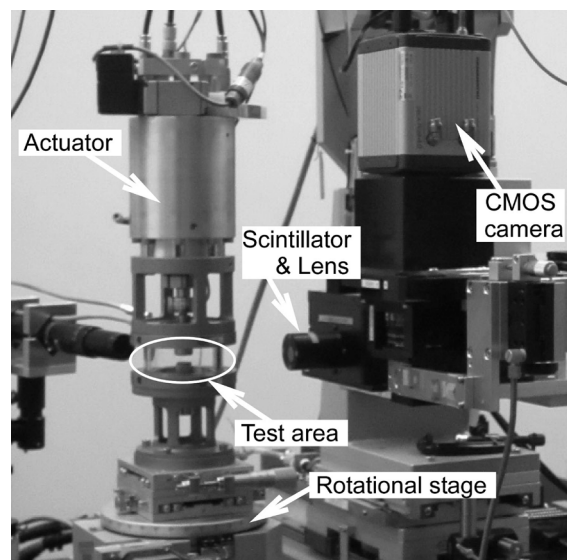


Fig. 3 Test apparatus for fatigue test and *in situ* observation by CT.

2に示す疲労試験片を各々1本作製した。試験片中央部の応力集中係数は1.064である。試験片の両面は鏡面状態まで研磨し、0.6~0.7mmの厚さに仕上げた。なお、試験片は薄いので、試験片の両端をそれぞれ2枚のAC4CHの補強板 (Fig. 2(b)) で挟み接着した。この補強板を疲労試験機の治具に引っ掛けて、引張応力を負荷した。別途実施した引張試験より得られた供試材の機械的特性をTable 1に示す。

2.2 疲労試験とCTその場観察

実験は高輝度放射光施設SPring-8のビームラインBL20XUにて実施した。実験装置の概観をFig. 3に示す。载荷には空圧サーボ式小型疲労試験機 (島津製作所) を使用した。試験機は回転ステージの上に設置され、試験機ごと回転することにより、CTを撮像する。これらの装置を用いて、低サイクル疲労試験とその場観察を行った。予備疲労試験の結果に基づき、最大負荷応力をA材では200MPa、B材では220MPaとした。応力比はいずれも+0.1とした。加振周波数は0.5~18.5Hzで適宜調整し、疲労試験開始時は0.5Hzとして、負荷サイクルが増えるごとに徐々に18.5Hzまで上げた。ただし、あらかじめ設定した負荷サイクルに達した時点で、疲労試験を中断し、平均応力で保持した状態でCT撮像した。撮像スケジュールは、 1×10^n および 3×10^n cycle ($n=0, 1, 2, \dots$) とし、試験機の変位に変化が見られたときも、適宜、試験を中断して、CT撮像を行った。試験前の0 cycleについては、ほぼ無負荷状態で撮像した。また、破断起点を確認するため、破断後も撮像した。

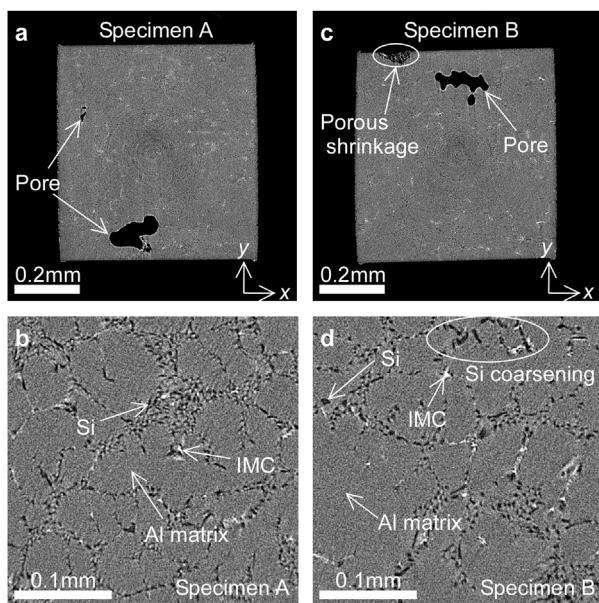


Fig. 4 Example of CT images. (a) Whole cross-section and (b) metallographic structure of specimen A. (c) Whole cross-section and (d) metallographic structure of specimen B.

CT画像の空間分解能は $0.504\mu\text{m}/\text{voxel}$ であり、1回の撮像で $1920\times 1920\text{pixel}$ の16bitグレースケール画像が1,440枚撮像できる。検出器と試験機の位置は、Si粒子を可視化できるように調整した¹⁴⁾。ただし、Si粒子の撮像には屈折を利用しているため、鋳巣表面に強いアーチファクト¹⁹⁾を生じることがある。そこで試験前のみ、試験機の位置を変え、屈折の影響を抑えた状態で、鋳巣だけを明瞭に撮るためのCT撮像も行った。

2.3 画像処理

画像データサイズが大きいため、必要な部分だけ画像を切抜き、可視化を行った。すべての画像に対し、3次元メディアンフィルタを掛け、ノイズを除去した。その3次元画像から荷重軸に平行な断面(縦断面)を構成し、き裂の発生過程を調べた。また、閾値処理による等値面抽出を行い、Si粒子と鋳巣の形状を3次元可視化した。画像の切出しには画像処理ソフトImageJを、ノイズ除去や等値面抽出等の3次元画像処理には、イメージベース構造解析ソフトQuint VOXELCONを使用した。

3. 実験結果と考察

3.1 CT画像

疲労試験前のA材ならびにB材のCT画像の例をFig. 4に示す。いずれも後述の破断起点となった鋳巣のCT画像である。Fig. 4(a)と(c)は鋳巣に合せた条件で撮ったCT画像で、Fig. 4(b)と(d)はSi相に合せた条件で撮像したCT画像である。いずれも同じ空間分解能で撮像したCTであるが、適宜拡大して表示してある。Fig. 4(a)と(c)より、最大幅 $200\mu\text{m}$ 程度の鋳巣から数十 μm の鋳巣まで鮮明に撮像されている。一方、Fig. 4(b)と(d)では、黒い部分がSi相、白い部分がFe-Mg系金属間化合物相(IMC)である。Fig. 1と同様に、B材ではSi粒子の粗大化と偏在化が確認できる。

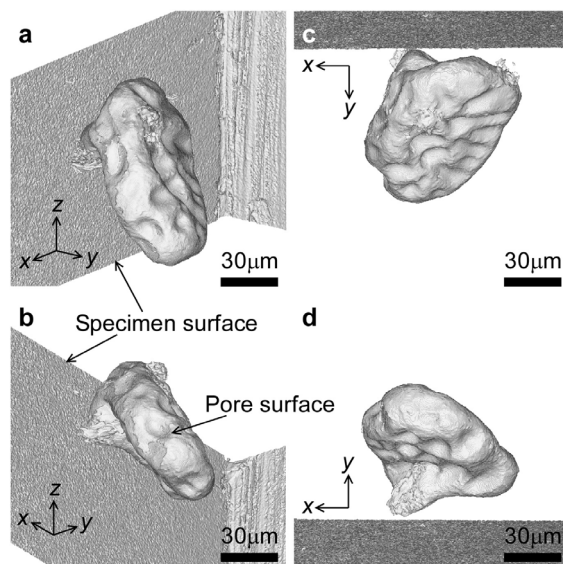


Fig. 5 Multi-angle views of main pore in specimen A. (a) Upper and (b) lower oblique views. (c) Superior and (d) inferior views.

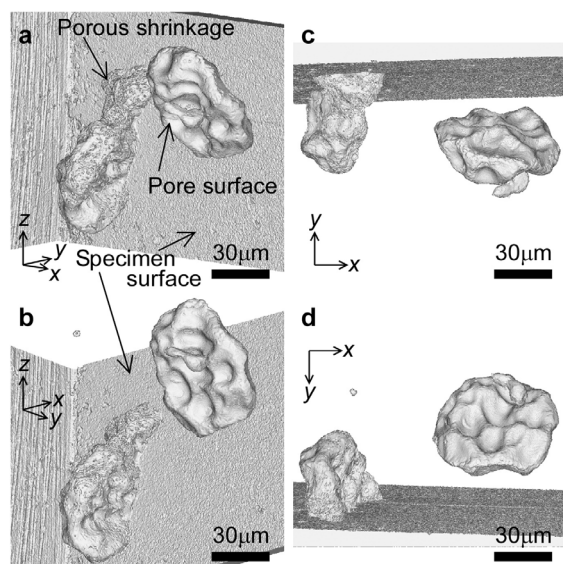


Fig. 6 Multi-angle views of main pores in specimen B. (a) Upper and (b) lower oblique views. (c) Superior and (d) inferior views.

A材ならびにB材の鋳巣表面を等値面抽出して、3次元表示したものを、それぞれFig. 5およびFig. 6に示す。座標軸は、x-yがFig. 4に示したCT画像面であり、z軸が荷重軸である。いずれの鋳巣もデンドライトの露出による、鋳巣表面の凹凸が特徴であり、B材の方が凹凸が大きい。またB材には表面に繋がった鋳巣があり、ざく状の多孔質形状を呈しているため、最終凝固部と推定される。

3.2 疲労試験

A材とB材の破断寿命はそれぞれ100 231 cycle, 10 525 cycleであった。破断後のCT画像から等値面抽出したA材とB材の破面の3次元画像をそれぞれFig. 7およびFig. 8に示す。いずれの試験片も、内部の鋳巣まわりから疲労き裂が発生した。B材では、高さの異なる鋳巣AとCからそれぞれき

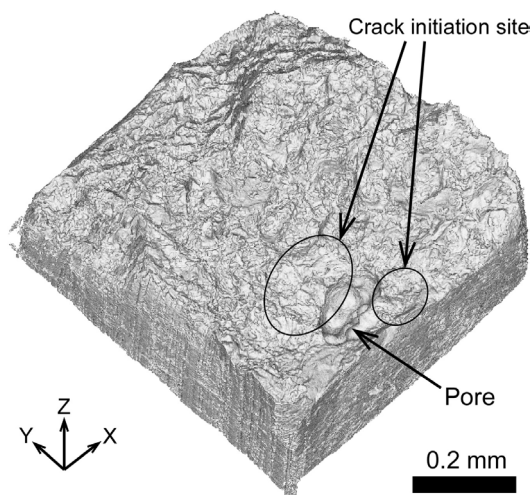


Fig. 7 Fracture surface of specimen A.

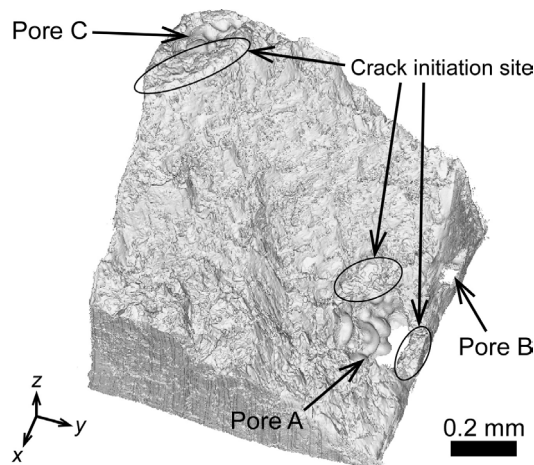


Fig. 8 Fracture surface of specimen B.

裂が発生し、それらが連結して破断に至ったため、傾斜した破面となった。低サイクル疲労であるため、いずれの破面でも、平坦なき裂進展面はほとんど存在せず、脆性的なき裂が進展した後に、最終破断し、凹凸の大きな破面を形成した。

3.3 その場観察

A材の縦断面で見た鑄巣まわりの変化をFig. 9(a)~(f)に示す。また、それぞれに対応する外表面、鑄巣、Si粒子の3次元形状をFig. 9(g)~(l)に示す。紫色が鑄巣とき裂、青色が外表面、灰色がSi粒子を表している。 4×10^4 cycleの手前で、試験機の変位が有意に増加したので、スケジュール外の 4×10^4 および 5×10^4 cycleでもCT撮像した。縦断面画像より、 4×10^4 cycleにおいて、多数のSi粒子まわりでボイドを生じていることがわかる。ボイド表面ではX線の屈折から白いアーチファクトが現れるため、 3×10^4 cycle以前との比較から、ボイドと判断できる。これらが連結することにより、鑄巣まわりにき裂が形成された。特に近接したSi粒子から発生したボイドは、形成と同時に隣接Si粒子からのボイドと連結している。つまり、近接したSi粒子はき裂化しやすいと推察される。3次元表示においては、縦断面と対比させながら、等値面（閉曲面）の大きさや形状から鑄巣、外表面、き裂（ボイド）、Si粒子と判断して、着色した。鑄巣と外表面は形状から明らかであるが、き裂（ボイド）は体積の大きいものの中から、平面的な広がりのあるもののみを選定した。 4×10^4 cycleにおいて、鑄巣の表面近傍だけでなく、離れた点においても、多数のSi粒子からボイドが生成されている点に興味深い。 1×10^5 cycleでは、ボイドが連結し、鑄巣から内部に向かって、2つの大きなき裂が形成されており、これが破断の主要因となった。

B材についても同様に、鑄巣（Fig. 8の鑄巣A）近傍の縦断面の変化をFig. 10(a)~(d)に、3次元形状をFig. 10(e)~(h)に示す。ただし、Fig. 10(d)では鑄巣と外表面が一体化したため、外表面も紫色で表示されている。A材と同様に、 3×10^3 cycleにおいて、多数のSi粒子まわりでボイドが発生した後、鑄巣まわりにき裂を形成し、破断に至った。ただし、 1×10^4 cycleの画像から、き裂は鑄巣から表面側に進展しており、主き裂としては大きくない。また、A材よりも応力が高かったため、Fig. 8に示した鑄巣Cから発生したき裂と合体した

ため、2つのき裂の相互作用により、短寿命で破断したと考えられる。

3.4 低サイクル疲労き裂の発生機構

以上の結果より、鑄巣まわりの高応力領域において、多数のSi粒子がボイド生成の起点となっていることが明らかとなった。図は省略するが、A材では、鑄巣から十分離れた点においても、Si粒子からのボイド生成が確認された。つまり、 4×10^4 cycle手前で、広範囲にわたって多数のSi粒子が壊滅的に損傷を受け、それらのボイドが連結して、き裂が発生した。低サイクル疲労では、耐力と同程度の高い応力を受けるため、鑄巣やSi粒子により応力集中を受ける部位では、極めて高い応力が作用する。よって、鑄巣の近傍でなくても、Si粒子の配置や形状により強い応力集中を受ける領域では、ほぼ同時に多数のSi粒子からボイドが生成される。次に主として鑄巣まわり等の応力集中部から、鑄巣とボイドあるいはボイドとボイドが連結して、き裂が発生し、成長すると推察できる。このようなボイドの連結がき裂進展の主な機構であるため、Fig. 7とFig. 8に示したような、平坦部のない破面になったと考えられる。また、鑄物の疲労強度の予測においては、鑄巣は応力集中源と考えて、最大応力で評価し、Si粒子のような介在物はき裂発生源と考えて、等価欠陥寸法¹¹⁾で評価すべきである。今回の実験結果はそのような方法論の妥当性を裏付ける結果と言える^{17), 20)}。

Si粒子の損傷形態を確認するため、破断後の試験片を研磨し、Si粒子まわりのSEM観察を行った。A材とB材の代表的な縦断面をそれぞれFig. 11(a)および(b)に示す。A材およびB材の主たる損傷形態は、Si粒子の割れであった。荷重軸方向（Fig. 11の上下方向）に長いSi粒子が複数の点で割れているケースが多く見られたが、Fig. 11(a)のように、丸いSi粒子が割れているケースもあった。一部のSi粒子では、Al母相とSi粒子の界面が剥離している部位もあった。B材の方が、Al-Si界面の剥離が多く見られた。これは、溶体化処理の高温化により、Si粒子が粗大化および球状化したため、Si粒子が割れにくくなった結果として、割れよりも剥離が起こりやすくなったためと考えられる。なお、Fig. 11に示したように、金属間化合物に関しても、Si粒子と同様の損傷が見られた。よって、Si粒子等の介在物の割れに焦点を絞ったイ

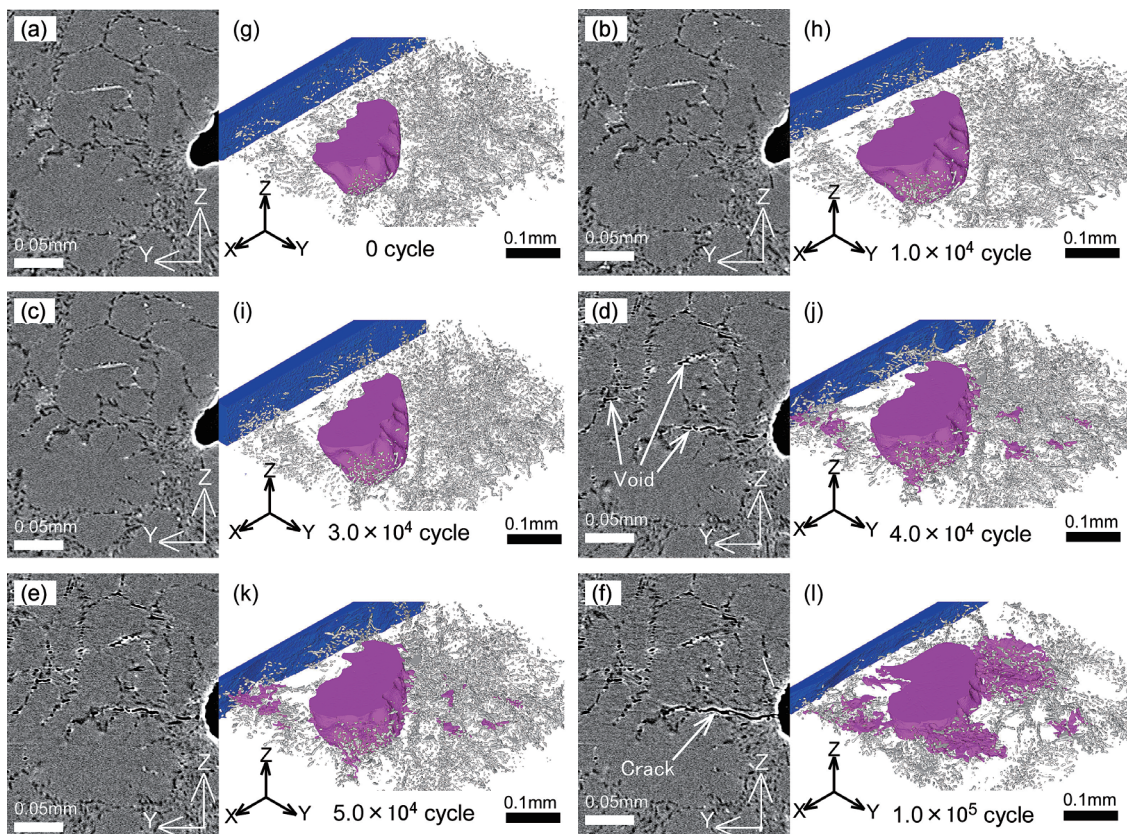


Fig. 9 Chronological alteration in (a)–(f) vertical cross-section and (g)–(l) three-dimensional shape of surfaces and interfaces of specimen A.

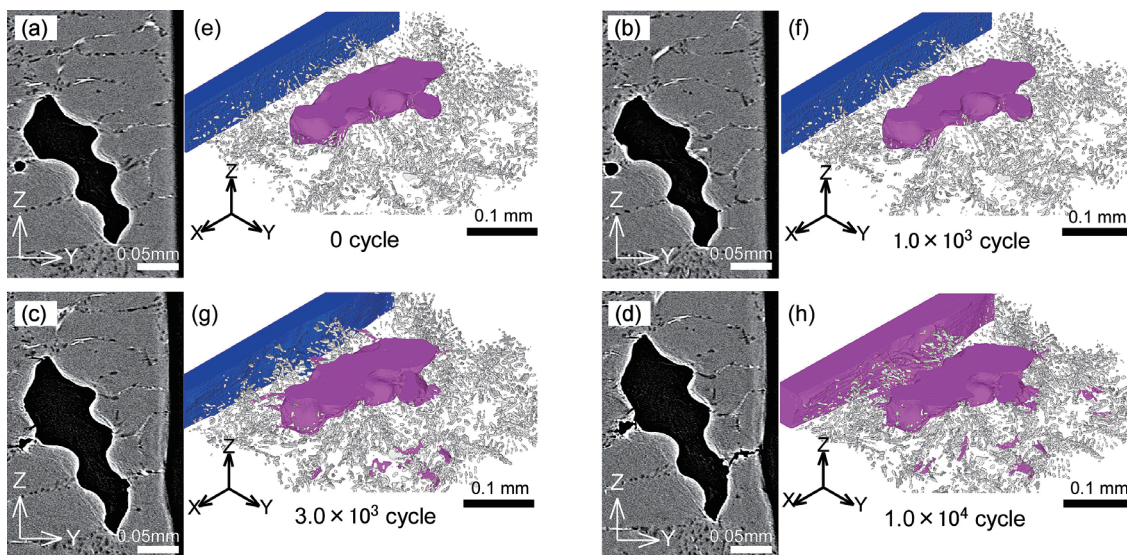


Fig. 10 Chronological alteration in (a)–(d) vertical cross-section and (e)–(h) three-dimensional shape of surfaces and interfaces of specimen A.

メージベース疲労シミュレーションにより、介在物からのき裂発生メカニズムを定量的に解明することが、今後の課題である。

4. 結 言

高輝度放射光施設内でAC4CH-T6アルミニウム鋳造合金の低サイクル疲労試験を実施し、試験片内部の疲労損傷過程を3次元可視化した。低サイクル疲労のき裂発生起点は、Si粒

子であり、多数のSi粒子が壊滅的に損傷し、多数のポイドが生成された。鋳巣まわりでは、特に多くのSi粒子がポイドを生成し、それらが連結することにより、鋳巣まわりに主き裂が生成され、破断に至った。Si粒子の損傷形態は主として粒子の割れであったが、粒子の形態によっては、母相との剥離もみられた。溶体化熱処理を高温化すると、Si粒子を粗大化および球状化させるため、損傷形態には界面剥離が増えた。それらを総合すると、鋳巣まわりの応力集中と、Si粒子

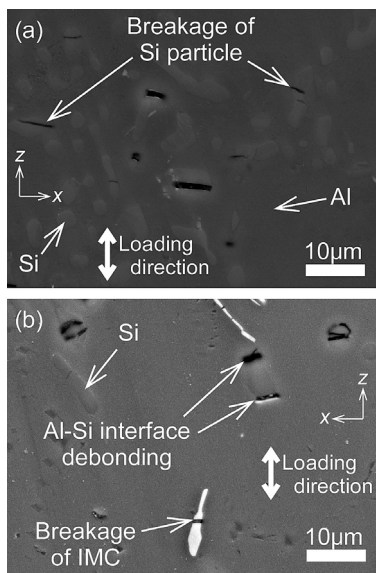


Fig. 11 SEM images of polished vertical cross-section of (a) specimen A and (b) specimen B after fatigue test.

まわりの応力集中が疲労き裂発生に強く関与していることは明白である。よって、疲労強度の定量的予測には、応力集中に関与する鑄巣およびSi粒子の寸法と形状、Si粒子の数密度などが重要なパラメータとなる。

謝 辞

本研究はJSPS科研費24226015の助成を受けた。放射光実験はSPring-8課題番号2012A1205, 2012B1013, 2013A1181, 2013A1537, 2013B1027にて実施した。ここに記し謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) 小林俊郎：アルミニウム合金の強度，内田老鶴圃，(2001)。
- 2) 菅野友信，植原寅藏：アルミニウム合金ダイカスト—その技術と不良対策，カロス出版，(1997)。
- 3) C. M. Sonsino and J. Ziese: *Int. J. Fatigue*, **15** (1993), 75–84.
- 4) J.-Y. Buffiere, S. Savelli, P. H. Jouneau, E. Maire and R. Fougères: *Mater. Sci. Eng. A*, **316** (2001), 115–126.
- 5) J. Z. Yi, Y. X. Gao, P. D. Lee, H. M. Flower and T. C. Lindley: *Metall. Mater. Trans. A*, **34** (2003), 1879–1890.
- 6) J. Linder, M. Axelsson and H. Nilsson: *Int. J. Fatigue*, **28** (2006), 1752–1758.
- 7) O. Kuwazuru, Y. Murata, Y. Hangai, T. Utsunomiya, S. Kitahara and N. Yoshikawa: *J. Solid Mech. Mater. Eng.*, **2** (2008), 1220–1231.
- 8) Y. Jang, Y. Jeong, C. Yoon and S. Kim: *Metall. Mater. Trans. A*, **40** (2009), 1090–1099.
- 9) N. Vanderesse, E. Maire, A. Chabod and J.-Y. Buffiere: *Int. J. Fatigue*, **33** (2011), 1514–1525.
- 10) G. Nicoletto, R. Konecna and S. Fintova: *Int. J. Fatigue*, **41** (2012), 39–46.
- 11) Y. Murakami: *Metal Fatigue—Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, Elsevier, (2002).
- 12) H. Toda, I. Sinclair, J.-Y. Buffiere, E. Maire, T. Connolly, M. Joyce, K. H. Khor and P. Gregson: *Philos. Mag.*, **83** (2003), 2429–2448.
- 13) H. Toda, I. Sinclair, J.-Y. Buffiere, E. Maire, K. H. Khor, P. Gregson and T. Kobayashi: *Acta Mater.*, **52** (2004), 1305–1317.
- 14) H. Zhang, H. Toda, P. C. Qu, Y. Sakaguchi, M. Kobayashi, K. Uesugi and Y. Suzuki: *Acta Mater.*, **57** (2009), 3287–3300.
- 15) 日高達真，戸田裕之，小林正和，上杉健太郎，小林俊郎：軽金属，**58** (2008)，58–64。
- 16) H. Toda, H. Mizutani, T. Kobayashi, T. Akahori and M. Niinomi: *Mater. Trans.*, **46** (2005), 2229–2236.
- 17) 桑水流理，村田陽三，宇都宮登雄，半谷禎彦，矢野貴之，ビダハルスジット，椎原良典，北原総一郎，吉川暢宏：日本機械学会論文集A編，**77** (2011)，48–57。
- 18) 入之内豊，戸田裕之，酒井崇之，小林俊郎，王 磊：軽金属，**55** (2005)，159–163。
- 19) 辻岡勝美：日本放射線技術学会雑誌，**58** (2002)，733–739。
- 20) 桑水流理，宇都宮登雄，半谷禎彦：鑄造工学，**85** (2013)，672–676。