ステルス欠陥からの回転曲げ疲労破壊†

政木 清孝*

Rotating Bending Fatigue Fracture from Stealth Defect

by

Kiyotaka MASAKI*

Rotating bending fatigue test was performed to confirm the risk of fatigue failure due to stealth defects which are not visible on X-ray computed tomography. The fatigue test was performed on aluminum die-cast alloy ADC12 specimen that had been previously observed for defects inside specimen by the X-ray CT. After the fatigue fracture, the fracture surface was observed with a scanning electron microscope to identify the defect that became the fracture origin. When the stress intensity factor of the defect that became the fracture origin was predicted from the defect shape of the X-ray CT observation results, all the defects satisfied the crack initiation condition. When a large number of defects exist inside the material, it was found that it is difficult to identify the defect that is the starting point of fracture from CT observation results. On the other hand, it was confirmed that stealth defects cause fatigue failure. In this paper, the risk to the observation result of defects by X-ray CT was mentioned.

Key words:

X-ray computed tomography, Di-cast aluminum alloy, ADC12, Rotating bending fatigue, Casting defect, Stress intensity factor, Stealth defect

1 緒 言

1968年に英国 EMI 社によって発明された X 線コンピュータ断層撮影 (Computed tomography) 技術 (以下「X 線 CT」と略す) は、医学分野の大きな進歩をもたらすと同時に、コンピュータの発展や X 線発生器、検出器の発展にともなって急速に進化を遂げた¹⁾。1983 年になると医療用 X 線 CT とは別に、産業用 X 線 CT が開発され、幅広い産業分野での利用が進められるようになった²⁾。開発当初の産業用 X 線 CT では、X 線発生器のスポットサイズが $0.6\text{mm} \times 0.6\text{mm}$ 、有効ピクセルサイズが $300\mu\text{m}$ と分解能が低いものであったが²⁾、X 線発生スポットのマイクロ化が進められたことによって分解能が向上すると、計測装置の一つとしてもものづくりプロセスにはなくてはならない装置となった³⁾。材料力学分野においては、産業用 X 線 CT と比較して高い透過能力、高い分解能、多くの情報量が得られる放射光 CT を用いて、き裂の発生や進展挙動の調査を非破壊で行おうとする研究が盛んに行われている^{4)~14)}。著者も、鋳造アルミニウム合金 AC4CH 材を対象として、放射光 CT と産業用 X 線 CT よる疲労き裂観察結果を比較し、き裂が十分に開口している場合には産業用 X 線 CT でも十分評価可能であることを示した¹⁵⁾。

産業用 X 線 CT では、材料内部に存在する空間や極端に密度差のある領域を検出することを得意とするため、鋳造製品の鋳造欠陥検出手法^{16)~19)}ならびに複合材料の

繊維方向測定²⁰⁾などに利用されている。一方で、急速に開発が進められている 3 次元積層造形材においても、造形時に発生する未熔融部分や空隙などの内在欠陥による強度低下が問題となっており²¹⁾、その内在欠陥の調査方法として X 線 CT への期待が高まっている。

X 線 CT を用いない従来の材料内部の欠陥調査方法としては、部材断面の顕微鏡観察結果などから極値統計処理を行うことで、内在する最大欠陥寸法を予測する事が一般的であった²²⁾。しかし X 線 CT を用いることで、非破壊で容易に内在欠陥の可視化が可能であり、最大欠陥を特定することができる。一方の検出可能な最小欠陥寸法については、測定条件に起因する分解能に依存するが、ビジュアル的に大きな内在欠陥が可視化されれば、検出限界以下の微小欠陥よりも大きな欠陥に注目がちであり、可視化結果をなんの問題視もせず受け入れてしまう懸念がある。あくまで X 線 CT で検出されるのは材料内部の密度差であり、密度差が小さい場合や密度差の生じない欠陥を検出することはできない。本報では、X 線 CT で明瞭に可視化できないがそこに潜んでいる欠陥、もしくは検出時のノイズと区別し難い欠陥を、「ステルス欠陥」と称することとする。著者は過去に、アルミニウムダイカスト合金 ADC12 の軸荷重条件下での高サイクル疲労特性に及ぼす鋳造欠陥の影響を定量的に評価するため、X 線 CT により鋳造欠陥の可視化を行い、欠陥の応力拡大係数が $1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ を越えると疲労き裂が発生す

† 原稿受理 令和 2 年 12 月 10 日 Received Dec.10, 2020 ©2021 The Society of Materials Science, Japan

* 正 会 員 沖縄工業高等専門学校 機械システム工学科 〒905-2192 名護市辺野古

Department of Mechanical Systems Engineering, National Institute of Technology, Okinawa College, Henoko, Nago, 905-2192.

ることを示した²³⁾。その研究の中で、破断チル層などの空間や密度差を伴わず可視化されない欠陥に対する危険性について述べてはいるが、実際にステルス欠陥からの疲労破壊を調査するまでには至らなかった。桑水流らは一連の ADC12 を対象とした研究の中で、X 線 CT による内在欠陥の可視化と、欠陥からの破壊挙動について調査している^{16),24),25)}。しかし、可視化された欠陥が対象であり、ステルス欠陥の危険性については触れていない。そこで著者はステルス欠陥からの疲労破壊の危険性について検討するため、ADC12 を供試材とする軸荷重疲労試験ならびに回転曲げ疲労試験を計画した。本報では得られた回転曲げ疲労試験の結果について報告する。

2 供試材および実験方法

2・1 供試材および試験片

供試材は自動車用アルミニウムダイカスト合金 ADC12 である。化学成分を Table 1 に納入時の素材形状を Fig.1 に示す。おおまかな寸法は、長さ：約 110mm、両端部直径：約 17mm、中央部直径：約 11mm である。なお、素材は意図的に鑄造欠陥が生じやすい条件にて製造されている。組織写真を Fig.2 に示す。例として図中矢印で示

Table 1. Chemical compositions of material. (wt%)

Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn	Pb	Ti
1.8	10.8	0.3	0.7	0.7	0.2	<0.1	<0.1	<0.1	0.04

Fig.1 Shape of casting brock.

Fig.2 Micro structure of material.

Fig.3 Specimen configuration. [mm]

したような組織中に無数に点在する黒い点が鑄造欠陥である。鑄造欠陥サイズは観察場所によってまちまちであり、この観察領域では数 μm 程度である。また初晶 α 粒子の大きさは数十 μm のオーダーである。疲労試験片形状を Fig.3 に示す。試験片形状は曲率半径 R15、最小部直径 7mm、応力集中係数 1.07 の砂時計型である²⁶⁾。試験片形状に切削加工後、試験片表面には#1000 までのエメリペーパーによる研磨仕上げを施したあと、試験片表面における α 相のすべりからのき裂発生を抑制するため、粒径 45~90 μm のガラスビーズを用いて、アークハイトが 0.086mmN という非常にマイルドな条件でショットピーニング (SP) 処理を施した。この SP 処理条件で生じるピーニング効果は、表面ごく表層に限られるものであることを確認している。表面粗さについては平均粗さ (Ra) が 0.64 μm から 0.99 μm へ、最大粗さ (Rz) が 4.2 μm から 6.3 μm に増加した程度であり、疲労特性に及ぼす影響は小さいと考えられる。表面近傍の加工硬化は、母材の平均硬さ約 110Hv に対して最大硬さが 140Hv と、30Hv 程度の硬化であるとともに、その硬化層厚さも 50 μm 程度であった。最表面の圧縮残留応力は、未処理材の約 40MPa に対して約 130MPa 程度であり、硬化層厚さとの相関性を考えると、表面からごく浅い領域のみに残留応力が生じていると思われる。

2・2 X線CTの欠陥観察条件

内在欠陥の検出は東芝製 X 線マイクロ CT 装置 (TOSCANNER-32300 μhd) を用いて行った。X 線発生条件として管電圧 160kV、管電流 70 μA に設定し、試験片直径が 8mm 以下となる領域 (試験片中心部を含む軸方向長さ約 8mm の領域) を観察対象とした。再構成後の断層撮影像 (スライス像) におけるピクセルサイズが 10 μm 、スライス厚さが 18 μm であるから、再構成像のボクセルサイズは $x : y : z = 10 : 10 : 18$ [μm] となる。欠陥の検出には、Image J を用いた。二値化処理を行って欠陥とマトリクス部分を判別するが、後述するように最も判別しづらかった欠陥が検出できるようにしきい値を設定し、二値化後にノイズ除去を行った。なお、本 X 線 CT 装置は拡大光学系を搭載しているため、さらにボクセルサイズを小さくすることも可能であるが、X 線源のスポットサイズ 4 μm が理論上限界の検出能力となる。

2・3 疲労試験方法

疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機 (東京衡機製 ORB-10 改) を使用し、試験速度 3000rpm、室温、大気中で行った。エメリ研磨、バフ研磨により鏡面仕上げを施した試験片 (以下 MF 材) で S-N 特性を取得したあと、SP 材の S-N 特性を取得した。その後、SP 材を 10 本用意して、公称応力振幅 (210MPa) にて試験を実施した。疲労破断後には破断位置の直径から最大曲げ応力を求め、その公称応力で疲労試験結果を整理した。また SEM によるき裂発生起点の観察結果と、X 線 CT による欠陥検出結果と照らし合わせて、起点となった欠陥の特定を行った。

3 実験結果

3・1 疲労試験結果

疲労試験により得られた S-N 特性を Fig.4 に示す。MF 材に対して SP 材の疲労特性は、 10^7 回疲労強度で 50MPa の改善となった。破断時の破面同士の著しい接触により破損した破面を除き、すべて内在欠陥が起点に確認された。SEM による破面観察例を Fig.5 に示す。MF 材の顕著に短寿命であった試験片 No.33 (127MPa , $1.86 \times 10^5 \text{cycles}$)では、Fig.5(a)に示すように表面近傍に大きな铸造欠陥を確認できた。同じ MF 材で比較的長寿命となった試験片 No.32 (157MPa , $9.87 \times 10^5 \text{cycles}$)では、Fig.5(b)に示すように表面近傍に非常に小さな欠陥を確認できた。一方の SP 材でも、短寿命となった試験片 No.36 (171MPa , $5.45 \times 10^5 \text{cycles}$)には Fig.5(c)に示すように表面近傍に大きな铸造欠陥を確認でき、比較的長寿命となった試験片 No.46 (210MPa , $8.78 \times 10^5 \text{cycles}$)については、Fig.5(d)に示すように表面近傍に非常に小さな欠陥を確認できた。

3・2 X線CTの欠陥検出時におけるしきい値設定

X 線 CT では得られたスライス像から画像処理によって欠陥を検出するが、そこで注意しなければならないのが画像処理におけるしきい値の設定である。本研究では、破断後の SEM 観察結果から破壊起点と特定された最も

小さい欠陥 (Fig.5(b)に示した MF 材 No.32) が、X 線 CT のスライス画像から検出できる値に設定した。No.32 の欠陥部分における CT スライス画像を Fig.6(a)に、その画像中の欠陥部分の $500\mu\text{m}$ 四方を拡大したスライス像を Fig.6(b)に示す。この画像は CT 観察時に得られた原画像であり、画像処理を施していない。この A-B 間のラインプロファイル (8bit gray scale) を Fig.6(c)に示す。起点と確認できた欠陥部のスライス像上のグレースケールの変化はごく僅かであり、この僅かな変化を検出するために本研究では二値化時の gray scale 範囲設定を 120~140 とした。このしきい値で検出された欠陥の軸方向投影図を Fig.7 に示す。欠陥部分を SEM 画像の倍率と同じ大きさで比較すると、欠陥全体像の図中矢印で示した左下と右

Fig.4 S-N diagram of specimens.

Fig.5 Example of fracture surface.

Fig.6 Example of gray value of defect.

Fig.7 Detection results of the crack origin defect.

下の欠陥部分は SEM 画像で確認できないことから、これらの欠陥が破面位置より試験片軸方向にわずかにシフトした位置に存在していると思われる。破面上に露出した欠陥については、SEM 画像と概ね一致した形状となっており、本研究の場合ではこのしきい値設定で問題ないと考えられる。ただし、検出画像上には起点となった欠陥以外にも数多くの欠陥が検出されており、欠陥であるとの予備知識がなければノイズと区別することは難しい。

4 考 察

4・1 X線CTによる欠陥検出結果と破壊起点

試験前に X 線 CT によって検出された欠陥と、破面観察により得られた欠陥を照合した。例として、比較的大きな欠陥が起点となり、短寿命で破断した SP 材 No.40 (210MPa, 3.92×10^4 cycles)の結果を Fig.8 に示す。Fig.8(a)がマクロ破面、Fig.8(b)が X 線 CT によって試験片内の欠陥を可視化し、軸方向へ透過した図である。この破面で

Fig.8 Observation result of crack origin with X-ray CT.

Fig.9 Observation result of crack origin with X-ray CT.

は、起点を含む 32 枚のスライス像 (約 576μm) を対象としている。この試験片には多くの欠陥が存在している。このような多くの欠陥が存在する試験片では、事前の検査結果から起点を特定することは容易でない。実際の破壊起点は Fig.8(b)の枠内にある欠陥であり、その SEM 観察結果を Fig.8(c)に、立体像を Fig.8(d)に示す。起点には直径 400μm 程度の球状の欠陥があり、その周囲に小さな欠陥が点在している。一方、比較的小さな欠陥で長寿命となった SP 材 No.43 (193MPa, 4.64×10^6 cycles)の結果を Fig.9 に示す。Fig.9(a)がマクロ破面、Fig.9(b)が起点を含む 22 枚のスライス像 (約 396μm) の欠陥を可視化し、軸方向へ透過した図である。図中枠内の大きな欠陥が起点となっており、その欠陥の SEM 観察結果を Fig.9(c)に、立体像を Fig.9(d)に示す。さきの試験片と異なり、この試験片内部には大きな欠陥がほとんど存在しておらず、検出された大きな欠陥が破壊起点となった。このような場合には、検出された欠陥の危険性のみに注目しがちであるが、後述するように起点となる欠陥が何処かに潜んでいることを忘れてはならない。

4・2 破壊起点となった欠陥の定量的評価

破面観察から破壊起点と特定された欠陥を評価するため、欠陥の全体像のわかる X 線 CT の可視化結果から、欠陥の存在位置 (試験片最小直径部からのずれ、試験片表面から欠陥の表面側先端までの深さ)、欠陥面積 (荷重軸方向への投影面積) を求め、村上らのルートエリパラメータ法による応力拡大係数を用いた定量的評価を行った²⁷⁾。計算に使用した応力値には、欠陥のない試験片が曲げ荷重を受ける場合の試験片内部の応力分布を FEM 解析により求め、その当該場所における解析値を使用した。なお、SP 処理による圧縮残留応力は、試験片最表面ごく近傍のみに影響するとして考慮していない。得られた欠陥の応力拡大係数と破断寿命との関係を Fig.10 に示す。図中には過去の研究により得られた、ADC12 材の欠陥からのき裂発生条件 (約 $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) の線を記述した²³⁾。一点のデータを除き、起点となった欠陥の検出結果から求めた応力拡大係数は $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を上回り、き裂の発生条件を満足した。 $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を下回っているデータは、Fig.5(b)に示した MF 材 No.32 であった。この試験片は未処理材であり、表面からのき裂発生の可能性が

Fig.10 Stress intensity factor of crack origin defect.

あること、欠陥がごく表面にあることから、表面起点型として欠陥の存在位置に関する係数に 0.65 を用いたところ、 $1.17\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となつてき裂発生条件を満足した。

4・3 欠陥寸法や存在位置と破壊の危険性との相関

内在欠陥が破壊起点となる可能性を調査するため、試験片最小直径部のどこかに、軸方向投影形状が円形となる欠陥が存在していると仮定し、その欠陥の試験片表面側先端の応力拡大係数の変化を調査した。応力拡大係数の算出には、最小直径部の表面応力が 210MPa となる曲げ応力分布を用い、前節と同様の方法で村上らのルートエリアパラメータ法を適用した。欠陥投影形状（円形）の寸法（円の直径： d ）と存在位置（中心深さ： z ）を変数として、表面側先端の応力拡大係数の値が $K_{I\max} = 1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる条件を調査した。得られた条件を Fig.11 の図中に実線で示した。この線より上側の領域では注目点の応力拡大係数が $K_{I\max} > 1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となり、下側の領域では $K_{I\max} < 1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる事を意味している。また、図中に示した $d/2 = z$ の線上では欠陥が表面に接する位置条件となり、欠陥が完全に埋没しているケースを考える場合には、この線よりも右側の領域を考えることとなる。今回の X 線 CT により検出された欠陥の投影形状は円形ではないが、Fig.11 の有用性について検討した。可視化された欠陥の荷重軸方向の投影形状の面積の平方根（ $\sqrt{\text{area}}$ ）を代表長さ「 d 」とみなし、欠陥の最大深さと最小深さの平均を欠陥存在深さ（欠陥中心位置）「 z 」とみなして、図中に「○」でプロットした。このとき、 $d > z$ となった欠陥については、表面に露出しているとして $z=0$ の位置（Y 軸上）にプロットした。すべての点が $K_{I\max} > 1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の領域にプロットされており、内在する欠陥の投影形状が円形でなくても、このダイアグラムにより破壊起点となりうる事が判定された。

4・4 ステルス欠陥からの疲労破壊

工業的には X 線 CT により検出された欠陥が、その軸方向投影面積と存在位置を調査することで、疲労破壊起点となる可能性が評価できれば有用である。しかし実際には、内在欠陥から破壊を生じたものの、X 線 CT 観察結果のみからは内在欠陥であると明瞭に判断できず、疲労破断後の破面観察結果と照合することにより判明する

Fig.11 Defect location, size, and stress intensity factor.

ケースも多い。本研究では Fig.7 に示した MF 材 No.32 のほか、SP 材 No.46 (210MPa , $8.78 \times 10^5 \text{cycles}$) がそれに該当した。SP 材 No.46 の起点位置を含む 180 スライス分（厚さ約 3.24mm ）の欠陥を可視化して軸方向に透過した像と、破面のマクロ写真を比較するように Fig.12 に示した。本試験片は全体的に欠陥の少ない試験片であり、図中矢印 A で示した位置にやや大きな欠陥が観察される。しかし実際には、図中の矢印 B で示した位置にある欠陥が破壊の起点となった。この起点となった欠陥 B は、欠陥 A に比べて小さく、試験片全体の透過像ではほとんど確認できない。このように、大きな欠陥が試験片内に観察された場合には、大きな欠陥の評価に重きが置かれ、小さな欠陥を見逃してしまう可能性がある。実際にこの欠陥 B はノイズとの区別が難しく、試験前の X 線 CT 観察で見逃されたステルス欠陥であった。図中 A, B それぞれの欠陥検出結果を Fig.13 に示す。欠陥 A の存在位置（中心位置 z ）は深さ：約 $940\mu\text{m}$ 、大きさ（ $\sqrt{\text{area}}$ ）： $104\mu\text{m}$ であり、Fig.11 のダイアグラムにあてはめると $1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の線図を越える位置にプロットされる。一方の欠陥 B についても、存在位置（中心位置 z ）：深さ約 $220\mu\text{m}$ 、大きさ（ $\sqrt{\text{area}}$ ）： $69\mu\text{m}$ であり、Fig.11 のダイア

Fig.12 Comparison result of fracture surface and projected image of SP-No.46 specimen.

Fig.13 Detection results of defects.

Fig.14 SEM image of fracture surface of SP-No.46 specimen.

グラムで $1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の線図を越えるところに位置する。破壊起点付近の SEM 観察結果を Fig.14 に示す。起点には寸法の小さな欠陥を確認できる。Fig.13 からノイズと混同することなく欠陥 B を明確な欠陥として検出できれば、疲労破壊起点となりうる欠陥であると予測できるが、破面からの特定がなければ見逃されるステルス欠陥となる可能性が高い。

4・5 X線CTによる欠陥観察とステルス欠陥

铸造材，3次元積層材など，内在する欠陥が破壊起点となるような材料において，材料内部を可視化し，欠陥を検出できる X 線 CT 装置は，非破壊検査ツールとして期待される。線源のマイクロスポット化が進み数 μm の欠陥まで検出できるようになったが，X 線 CT により検出される欠陥は，材料製造時に発生したボイドなど，あくまで母材と欠陥に大きな密度差のある場合に限られる。またより小さな欠陥を検出しようとする場合には，拡大光学系であることから観察領域が局所的となり，検査対象物の全体像を把握することができない。実構造物に対しては，危険部位をおおまかに検査して大きな欠陥の有無を確認した後，さらに分解能を上げて最重要危険部位の欠陥検出を行うなどの工夫が必要である。また本研究では，寸法が $50\mu\text{m}$ 程度の欠陥を X 線 CT により検出したが，なんの予備知識もなく MF 材 No.32，SP 材 No.46 の欠陥観察結果から，検出結果がノイズではなく，破壊起点となる欠陥であると予測することは容易でない。

また，アルミニウムダイカスト合金において生じやすい「破断チル層」などの組織不連続部分，HIP 処理によって内在欠陥を収縮させても欠陥の表面同士の結合（凝着）が不十分な場合など，空間がほとんど無いような欠陥を X 線 CT で検出することは難しい。例えば，Fig.15

(a) Defect of crack origin

(b) 3D image of the defect

Fig.15 Example of quasi-stealth defect.

に示した SP 材 No.50 (208MPa , 2.63×10^5 cycles) の破壊起点には，SEM 観察結果より軸方向に生じたクラックを確認できる。しかし比較して示した CT 検出結果によれば，軸方向 70 スライス (1.26mm) の範囲に多くのボイド状欠陥が表面近傍に集合していることが確認され，破面観察により確認できた軸方向のクラックは検出されていない。X 線 CT を用いて欠陥検出を行う際には，CT 観察によって可視化された欠陥だけであると過信することなく，大きな密度差を伴わない欠陥（ステルス欠陥）が材料内部に潜んでいることを常に意識しておかなければならない。このようなステルス欠陥の検出においては，検出原理の異なる別の手法の開発が必要である。

5 結 言

アルミニウムダイカスト合金 ADC12 を対象に，X 線 CT による欠陥検出を行ったあと，回転曲げ疲労破壊させた。破面から破壊起点を特定し，X 線 CT による欠陥検出結果と照らし合わせた結果，以下のことがわかった。

1. 素材内部に大きな欠陥が少ない場合には，可視化された欠陥の応力拡大係数を算出することで，き裂発生挙動を評価できる。
2. ADC12 のき裂発生起点となる欠陥の大きさは，欠陥部の実応力で整理して応力拡大係数が $1\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以上となる大きさである。
3. CT 観察によって可視化された欠陥は材料内部に確実に存在するが，見えない欠陥（ステルス欠陥）が材料内部に潜んでいることを常に意識しておかなければならない。
4. CT 観察によって材料内部の欠陥を可視化したとしても，非常に多くの欠陥が観察された場合，そのどれが疲労破壊起点となる欠陥であるかを予測することは容易ではない。

本研究の素材である ADC12 は（株）デンソー様より提供いただいた。宮川様をはじめとする関係者各位に謝意を表す。また，SP 施工は新東工業（株）にご協力いただいた。小林様をはじめとする関係各位に謝意を表す。

参 考 文 献

- 1) Y. Hirao, "Historical development of X-ray computed tomography for medical use", Survey Reports on the Systemization of Technologies, No.12, pp.83-160 (2008).
- 2) S. Matsuura and M. Fujii, "Industrial X-ray CT scanner", Journal of the Japan Society for Composite Materials, Vol.12, No.1, pp.2-7 (1986).
- 3) M. Sato, "Current status and future prospects of industrial X-ray CT data analyses", Journal of the Japan Society for Precision Engineering, Vol.82, No.6, pp.529-532 (2016).
- 4) F. Yoshinaka, T. Nakamura, K. Yakaku and K. Uesugi, "Non-destructive measurement of internal small fatigue crack growth rate in Ti-6Al-4V", Journal of the Society of Materials Science, Japan, Vol.66, No.12, pp.928-934 (2017).

- 5) L. Salvo, P. Cloetens, E. Maire, S. Zabler, J.J. Blandin, J.Y. Buffière, W. Ludwig, E. Boller, D. Bellet and C. Jossierond, "X-ray micro-tomography an attractive characterisation technique in materials science", *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 200, pp.273-286, (2003)
- 6) W. Ludwig, J. Y. Buffière, S. Savelli, and P. Cloetens, "Study of the interaction of a short fatigue crack with grain boundaries in a cast Al alloy using X-ray microtomography", *Acta Materialia*, Vol.51, pp.585-598 (2003).
- 7) K. Masaki, Y. Sano, Y. Ochi, K. Akita, K. Kajiwarra and T. Adachi, "Investigation of propagation and interference behavior of surface fatigue cracks under rotating bending fatigue by μ CT technique with synchrotron radiation", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.58, No.12, pp.975-981 (2009).
- 8) K. Masaki and Y. Sano, "Investigation of fatigue crack propagation behavior with micro computed tomography on aluminum alloy", *Journal of the Japanese Society for Non-Destructive Inspection.*, Vol.58, No.10, pp.439-445 (2009).
- 9) H. Toda, M. Sato, H. Okuda and M. Kobayashi, "Observation and analysis of materials with synchrotron radiation", *Journal of Japan Institute of Light Metals*, Vol. 61, No. 1, pp. 38-48 (2011).
- 10) A. King, W. Ludwig, M. Herbig, J.Y. Buffière, A. A. Khan, N. Stevens and T. j. Marrow, "Three-dimensional in situ observations of short fatigue crack growth in magnesium", *Acta Materialia*, Vol.59, pp.6761-6771 (2011)..
- 11) W. Ludwig, A. King, P. Reischig, M. Herbig, E. M. Lauridsen, S. Schmidt, H. Proudron, S. Forest, P. Cloetens, s. Rolland du Roscoat, J. Y. Buffière, T. J. Marrow and H. F. Poulsen, "New opportunities for 3D materials science of polycrystalline materials at the micrometre lengthscale by combined use of X-ray diffraction and X-ray imaging", *Materials Science and Engineering A*, Vol.524, pp.69-76 (2009).
- 12) J. Shibano, K. Kiriya, K. Kajiwarra, T. Shobu, K. Suzuki, T. Arai, S. Miura and M. Kobayashi, "Observation of internal crack of steel bar by computed tomography and strain mapping near its tip using synchrotron with the X-ray", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.58, No.7, pp.596-602 (2009).
- 13) T. Shiozawa, Y. Nakai, T. Kurimura, Y. Morikage, H. Tanaka, H. Okado, T. Miyashita and K. Kajiwarra, "Observation of cracks in steels using synchrotron radiation X-ray micro tomography", *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, Vol.56, No.10, pp.951-957 (2007).
- 14) T. J. Marrow, J. Y. Buffière, P. J. Withers, G. Johnson and D. Engelberg, "High resolution X-ray tomography of short fatigue crack nucleation in austempered ductile cast iron", *International Journal of Fatigue*, Vol.26, pp.717-725 (2004).
- 15) K. Masaki, F. Kuwae, Y. Sano and K. Kajiwarra, "Comparison of the fatigue crack observation results by the computed tomography using synchrotron radiation and industrial X-ray", *Journal of Material Testing Research Association*, Vol.58, No.2, pp.126-133 (2013).
- 16) O. Kuwazuru, Y. Murata, Y. Hangai, T. Utsunomiya, S. Kitahara and N. Yoshikawa, "X-ray CT inspection for porosities and its effect on fatigue of die cast aluminium alloy", *Journal of Solid Mechanics and Materials Engineering*, Vol.2, No.9, pp.1220-1231 (2008).
- 17) A. Hirakimoto, "Radiation test for casting inspection", *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, Vol.77, No.12, pp.808-811 (2005).
- 18) T. Ikeda, T. Umetani, N. Kai, M. Endo, T. Matsuo and K. Ogi, "Influence of internal shrinkage cavities on high cycle fatigue strength of spheroidal graphite cast iron", *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, Vol.89, No.9, pp.570-576 (2017).
- 19) T. Miyake, M. Murata, T. Yoshida, H. Shimoyama, H. Fujii and K. Yamashita, "Introduction of X-rays CT scanner and application examples", *Mazda Technical Review*, No.22, pp.167-172 (2004).
- 20) A. Yoshimura, R. Hosoya, J. Koyanagi and T. Ogasawara, "Measurement of fiber orientation in CFRP laminates by using X-ray computed tomography", *Journal of Japan Society for Composite Materials*, Vol.40, No.4, pp.146-152 (2014).
- 21) H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto and Y. Murakami, "Influence of defects, surface roughness and HIP on the fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing", *International Journal of Fatigue*, Vol.117, pp.163-179 (2018).
- 22) Y. Murakami and T. Toriyama, "Critical review of the inclusion rating by JIS-G-0555 method and new inclusion rating based on statistics of extreme and its applications", *Testu-to-Hagane* Vol. 79, No.12, pp.1380-1385 (1993).
- 23) K. Masaki and S. Kawamitsu, "The effect of casting defects on the high-cycle fatigue properties of aluminum die-casting alloy ADC12", *Proceedings of Mechanical Engineering Congress*, 2018, G0300203 (2018).
- 24) Y. Hangai, S. Kitahara, O. Kuwazuru and N. Yoshikawa, "Fractal analysis of porosity area distribution in die casting using X-ray CT image", *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, Vol.80, No.5, pp.284-289 (2008).
- 25) Y. Hangai, S. Takahashi, S. Kitahara, O. Kuwazuru, T. Utsunomiya and N. Yoshikawa, "Influence of compression process for porosity reduction on tensile strength of die castings", *Journal of Japan Foundry Engineering Society*, Vol.81, No.5, pp.218-221 (2009).
- 26) H. Funakubo and S. Nishijima, "Kinzoku no tsukare", Maruzen, (1973).
- 27) Y. Murakami, "Metal Fatigue : Effects of small defects and nonmetallic inclusions", Yokendo, (1993).