

研究論文

微粒子ピーニングによるADC12合金ダイカスト材の
疲労強度向上井澤 龍介* 梅澤 修**
中村 紀夫*** 高木 眞一****

Research Article

J. JFS, Vol. 85, No. 3 (2013) pp. 155 ~ 160

Effect of Surface Modification by Fine Particle Bombardment on
High-cycle Fatigue Strength of ADC12 Die-castRyusuke Izawa*, Osamu Umezawa**
Norio Nakamura***, Shinichi Takagi****

Due to transcription of the die heat check and exposure of interior defects by machining, etc., there exist defects on the surface of die casting parts, which often act as the origin of fatigue failure. Fine particle bombardment (FPB) highly improved the 10^7 cycles fatigue strength of ADC12 die-cast. In the FPB treated die-cast, a thin modified layer of about $5\mu\text{m}$ in depth was formed on the surface and filled the surface defects. Both the application of compressive residual stress in the surface regime and these surface modifications resulted in the higher fatigue strength.

Keywords : Die cast, Fine particle bombardment, Fatigue strength, Mechanical properties, Surface defect

1. はじめに

アルミニウム合金は、その比重の小ささから強度部材の軽量化に寄与し、自動車部品などに多く用いられている。中でもアルミニウムダイカスト部品は、その寸法精度の高さ、サイクルタイムの短さなどの理由により、大量生産品である自動車の軽量化と低コスト化に大きく貢献している。

しかし、コールドチャンバーダイカスト製法は、高速で溶湯を鋳込むことによるガスの巻き込みや、金型キャビティ内での急凝固に伴う収縮欠陥の生成、鋳込みスリーブ内で発生する破断チル層の混入などによるマクロ欠陥を生じるために、アルミニウムダイカスト部品の機械的特性に関する信頼性は著しく低いとされてきた。それに対して、近年では、局所加圧法¹⁾、高真空鋳造法^{2),3)}、層流充填法⁴⁾など、内部欠陥の数密度やサイズを低減する各種の高品位ダイカスト法が開発されており、実際の使用部品に適用が進められている。

ここで、実際のダイカスト部品の使用状態を考えてみる。欠陥を起点とした疲労破壊が生じる場合、その起点は表面欠陥か内部欠陥のいずれかになる。同サイズの欠陥の場合、応力拡大係数が大きくなる表面欠陥の方がより破壊の起点として働きやすい。ダイカスト部品の表面には、金

型のヒートチェックや微小な凹凸の転写や、機械加工の後に内部欠陥が表面に露出するため、疲労破壊の起点となる凹凸や欠陥が存在する確率が高い。このため、高品位ダイカスト法により内部欠陥の低減が得られても設計上の許容応力の安全率を大きくする必要があり、結果として肉厚の増加、つまり部品重量の増加が避けられない。

そこで、表層の改質及び圧縮残留応力の付与による疲労強度向上を目的としたアルミニウム鋳物表面へのショットピーニング処理についていくつかの報告^{5)~7)}がされているが、その疲労強度改善の効果は小さく、強度のパラッキも大きい。実用化に至ったケースは少ない。これらに用いられたショットピーニング処理は、 $500\sim 800\mu\text{m}$ 径の粒子を投射するのに対して、 $20\sim 100\mu\text{m}$ 径の微粒子を 100 m/sec 以上の速度で投射して均一な微小凹凸 (micro dimple) を表面に形成する微粒子ピーニング処理 (fine particle bombardment : FPB) であれば、より大きな効果を期待できる。すなわち、微粒子ピーニング処理は、非同期な粒子の衝突による表面近傍の超強加工によって表層組織の微細化が可能であり、鉄鋼およびアルミニウム合金において表面近傍にナノ結晶組織あるいはナノ複合組織を生成する⁸⁾。これら微細複合組織は、圧縮残留応力の付与に加え、表面欠陥の無害化や表面硬化を生じ、表面の疲労き裂の形成を抑制すると考えられる。

受付日：平成24年7月25日，受理日：平成24年11月30日 (Received on July 25, 2012; Accepted on November 30, 2012)

* リョービ(株)ダイカスト本部

RYOBI Limited

** 横浜国立大学大学院工学研究院

Faculty of Engineering, Yokohama National University

*** 神奈川県産業技術センター

Kanagawa Industrial Technology Center

本研究では、アルミニウムダイカスト部品の表面に微粒子ピーニング処理を施すことによる疲労強度の向上を検証するとともに、そのメカニズムを考察し、実用の可能性について検討する。

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

供試材は、アルミニウムダイカスト合金ADC12である。化学成分をTable 1に示す。引張試験用試験片は、250 tダイカストマシンにて鑄造した後、Fig. 1 (a) に示す形状に機械加工したものを用いた。疲労試験用試験片は、250 tダイカストマシンにてFig. 1 (b) に示す形状を有する金型で鑄造したものを用いた。内部欠陥の影響調査のため、通常の鑄造品質である試験片 (A材) と、金型表面への水分や油分残留量を増加して内部欠陥量を増やした試験片 (B材) を用意した。A材とB材の試験片断面の光学顕微鏡写真をFig. 2に示す。B材にはガス欠陥、成分偏析部、塊状組織などの内部欠陥が多く存在していることが分かる。断面内の $\phi 100 \mu\text{m}$ 以上の空孔欠陥の面積を調査したところ、欠陥面積率は、A材の0.0038%に対してB材は2.57%と高

Table 1 Chemical compositions of test material (mass%).

Material	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Al
ADC12	1.9	10.6	0.2	0.8	0.8	0.3	Bal.

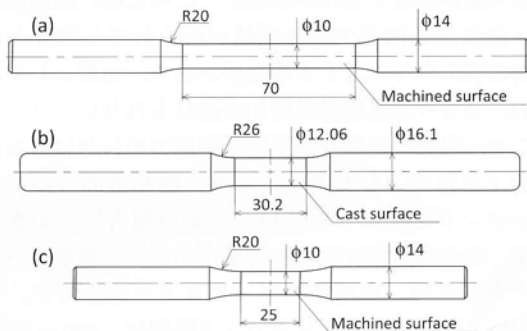


Fig. 1 Dimensions of round-bar type specimens for (a) tensile test, (b) fatigue test in as-cast and (c) fatigue test after machining.

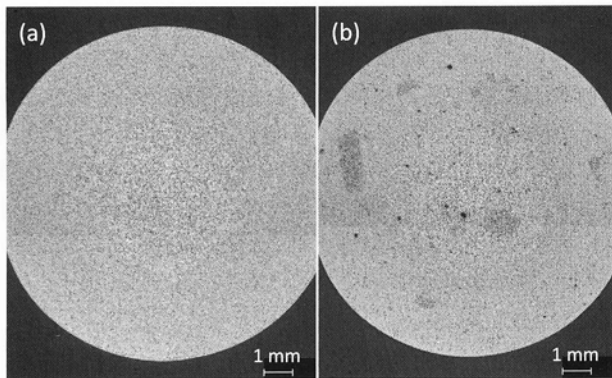


Fig. 2 Optical micrographs of materials A (a) and B (b) in cross section of specimens.

かった。さらに、鑄肌まま (As-cast) 疲労試験片の他に、A材の平行部を $\phi 10 \text{ mm}$ に機械加工した試験片 (Machined) も用意した (Fig. 1 (c))。

2.2 微粒子ピーニング処理

投射材であるステンレス球 (SUS304) #300 (ピーク粒子径 $55 \mu\text{m}$) を、エアブラスト直圧式を用いて投射圧 0.6 MPa にて試験片に投射した。FPB処理をした試験片 (FPB処理) の断面について、光学顕微鏡による組織観察と、電子線マイクロアナライザー (EPMA) による面分析、そして、マイクロピッカース硬さ計 (荷重: 0.49 N) による表面から深さ方向の硬さ測定を行った。

2.3 引張試験及び疲労試験

引張試験は、万能試験機を用い、初期ひずみ速度 $2.38 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で実施し、それぞれの材料について5本を評価して平均化した。

疲労試験は、油圧制御疲労試験機を用いた一軸疲労試験 (応力比 (最小応力 σ_{\min} /最大応力 σ_{\max}): $R=-1$ (引張-圧縮) または $R=0$ (引張-引張)), 周波数: $12 \sim 20 \text{ Hz}$, 波形: \sin 波) と、小野式回転曲げ疲労試験機を用いた回転曲げ疲労試験 (回転速度: $3,000 \text{ rpm}$) を行った。いずれも大気中、室温で実施した。なお、一軸疲労試験では最大応力 σ_{\max} が 0.2 耐力 $\sigma_{0.2}$ より大の場合、試験周波数を 12 Hz で実施した。全ての破断試験片について、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて破面観察を行った。なお、欠陥の大きさは村上による $\sqrt{\text{area}}$ 法⁹⁾により評価し、観察断面の $\sqrt{\text{area}}$ の値で表す。

3. 実験結果及び考察

3.1 微粒子ピーニング処理による微細複合組織の生成

FPB処理を施した試験片の断面の光学顕微鏡写真をFig. 3に示す。表面には凹凸が形成され、母材と異なる組織が表層に形成されている。表層部分の反射電子像をFig. 4に示す。表層約 $5 \mu\text{m}$ には表面改質層が形成されている。表面に沿って伸張した層状組織であり、 $1 \mu\text{m}$ 以下の結晶粒に微細化している。EPMAによる面分析の結果 (Fig. 5), この表面改質層には、母合金中には添加されていないCrやNi, 母合金中とは異なる高濃度のFeが分散して検出される。したがって、投射材の一部が試験片表層部に機械的に混入し、微細複合組織を形成していることがわかる。A材の疲労試験片の径測定をおこない、10本3箇所の平均値で評価したところ、Machined材の10本平均が $\phi 9.984 \text{ mm}$

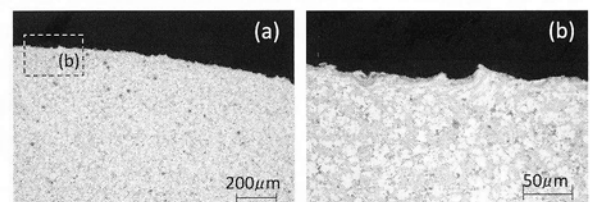


Fig. 3 Optical micrographs of FPB-treated ADC12 specimen in cross section. (b) is magnified image marked in (a).

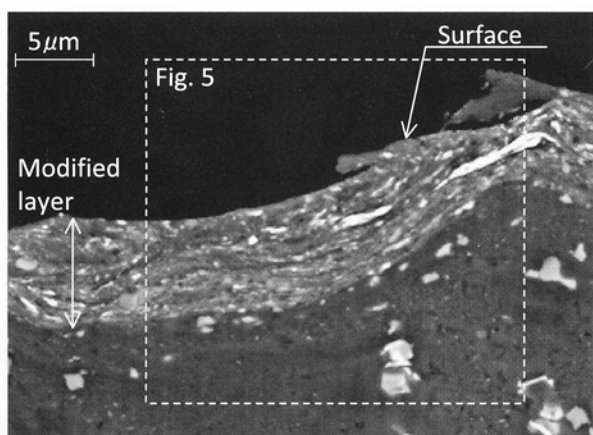


Fig. 4 Backscattered electron image of surface regime in cross section of FPB-treated ADC12 specimen. The left-side arrow shows a modified layer consisting of elongated crystal grains.

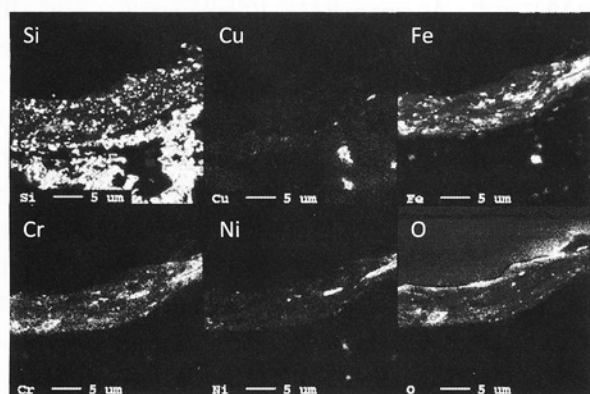


Fig. 5 Mapping images of elements in area marked in Fig. 4.

に対して、FPB処理材がφ 9.936 mmと小さくなっており、塑性変形が生じていた。

また、試験片表面近傍では、Fig. 6に示すように平均硬さ約96 HVの母材に対して約100 µm深さまで硬さが増大しており、FPB処理にともなう塑性変形の影響が生じていた。特に、表面改質層の存在する最表面近傍は約160 HV

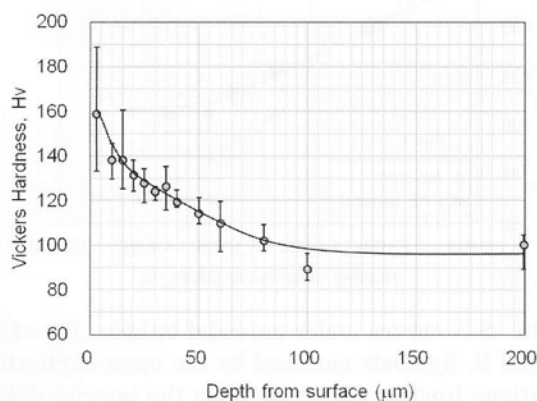


Fig. 6 Effect of FPB treatment on hardness of machined specimen.

Table 2 Tensile properties of materials A, FPB treated material A and material B.

Material	FPB treatment	Total elongation ϵ_1 (%)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Ultimate tensile strength σ_B (MPa)
A	No treated	1.4	145.4	255.9
	FPB treated	1.2	152.4	251.6
B	No treated	1.1	126.0	201.8

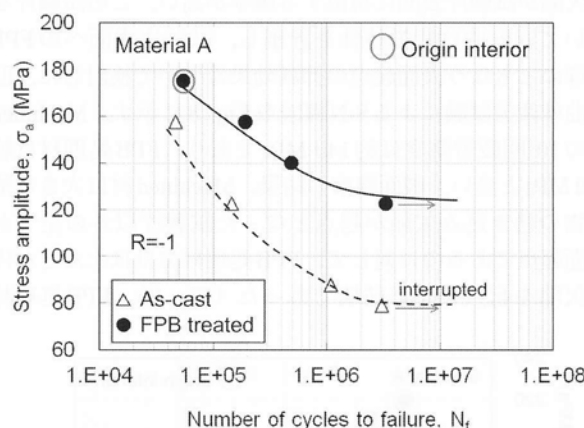


Fig. 7 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material A. Symbols enclosed by the open circle show the fatigue fracture occurring from the interior defect. In other cases, the fatigue fracture occurred on the specimen surface.

と硬かった。硬さの増大はFPB強加工によるものであり、圧縮残留応力(弾性ひずみ)は100 µm以上の深さにまで導入されていると推定できる。

3.2 供試材の引張特性と微粒子ピーニング処理による引張特性への影響

A材およびB材と、FPB処理を施したA材の引張特性の評価結果をTable 2に示す。B材の引張強度はA材と比較して約55 MPa低い。いずれの材料も伸びの値が1%前後と小さく、くびれに至らず早期破断を呈し、B材は伸びの値がA材よりも約0.35%小さく、また、B材の0.2%耐力は、A材のそれより約20 MPa小さかった。B材は、A材よりも多量の内部欠陥を含有することから、実断面積の減少や内部欠陥からのき裂が生じやすく、A材に比較して低強度かつ低延性を示したと考えられる。

A材のFPB処理の有無を比較したところ、引張強度は変化しないが、FPB処理によって0.2%耐力は約5%向上した。

3.3 微粒子ピーニング処理による疲労強度の向上

FPB処理の有無による疲労強度への影響を評価した。通常の casting 品質であるA材の引張-圧縮疲労試験 ($R=-1$) のS-N線図をFig. 7に示す。As-castのA材の 3×10^6 回疲労強度が約80 MPaであるのに対して、鑄肌 にFPB処理を施したA材の 3×10^6 回疲労強度は約120 MPaと大幅に向上した。As-cast材の疲労破壊起点が全て試験片表面であったのに対し、FPB処理材では内部欠陥が破壊起点を与える場合 (Fig. 7中の○印)が生じた。したがって、FPB処理は、

表面き裂形成を抑制する効果があると考えられる。

そこで、表面き裂を形成しやすい回転曲げ疲労試験により疲労特性の評価を行った。回転曲げ疲労試験では、作用する主応力は試験片表面で最大であり、深さ方向に応力勾配を有する。このため、起点となる欠陥の位置によって繰返し応力は異なり、疲労強度に影響する。試験片の鋳肌表面を機械加工したMachined材は、チル層が除去され、内部欠陥が試験片表面に現出する確率が高い。この試験片を用いて回転曲げ疲労特性を評価し、試験片表面へのFPB処理にとまう表面起点の抑制効果について検討した。回転曲げ疲労試験によるS-N線図をFig. 8に示す。Machined材の 10^7 回疲労強度は約140 MPaであり、FPB処理材は約170 MPaと高い。破面観察の結果、Machined材は大きな酸化物の巻き込み欠陥が起点となった試験片以外の全てが表面起点であるのに対して、FPB処理材ではほとんどが内部欠陥を起点とした破壊であった (Fig. 9)。FPB処理材

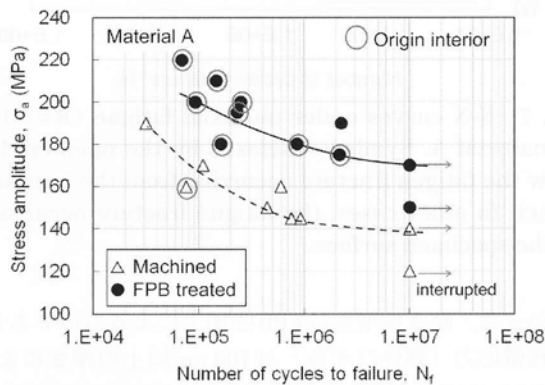


Fig. 8 S-N curves under rotating bending fatigue of material A. Symbols enclosed by the open circle show the fatigue fracture occurring from the interior defect. In other cases, the fatigue fracture occurred on the specimen surface.

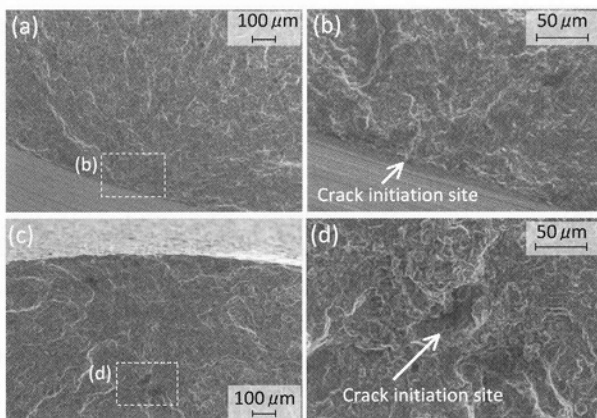


Fig. 9 Fracture surfaces under rotating bending fatigue of material A: (a), (b) machined ($\sigma_a=145$ MPa, $N_f=919,000$ cycles) and (c), (d) FPB-treated ($\sigma_a=180$ MPa, $N_f=854,000$ cycles). (b) and (d) are magnified images of crack initiation sites in (a) and (c), respectively.

の破壊起点を与える内部欠陥は、試料表面から300~500 μm に位置し、その大きさは18~90 μm であった。以上より、FPB処理によって生成した約5 μm の表面改質層が表面き裂の形成を抑制すると同時に、表面から100 μm 以上の深さにわたって導入された圧縮残留応力によって、表面近傍に位置する欠陥の応力拡大係数を低下させ、結果として疲労強度が向上したと考えられる。

3.4 表面欠陥の無害化

前述のように、ダイカスト部品には破断チル層、酸化物の巻き込み、溶湯充填時の湯境、などのマクロ欠陥が生じやすく、これらが鋳肌、もしくは機械加工面に存在する可能性がある。そこで、欠陥量の多いB材を用いてその疲労特性を同様に評価してA材の結果と比較し、FPB処理により表面き裂形成が抑制される要因と実際のダイカスト部品に適用する場合の効果について考察する。

B材の引張-圧縮疲労試験 ($R=-1$) のS-N線図をFig. 10に示す。As-castのB材の 10^6 回疲労強度が約95 MPaであるのに対して、鋳肌にFPB処理を施したB材の 10^6 回疲労強度は約115 MPaであり、A材と比較して増大値が小さいものの、疲労強度は向上した。As-castのB材の疲労破壊起点の多くはFig. 11の (a) 及び (b) に示すような粗大な表面欠陥であり、深さ方向に100~300 μm の厚さを有していた。一方、FPB処理を施したB材の破壊起点は、負荷応力レベルに関わらず全て内部欠陥であり (Figs. 11 (c), (d)), その大きさは180~1,000 μm の範囲に渡っていた。もしFPB処理材の試験片表面にAs-cast材と同等の表面欠陥が存在していたとすれば、大きさ100 μm を超える大きな表面欠陥先端への応力集中とき裂形成の抑制は、約5 μm の表面改質層の形成と圧縮残留応力の導入のみでは困難であると考えられる。すなわち、FPB処理による表面改質層の形成過程で表面欠陥の表面開口部が塞がれ、これらの効果が重畳することで表面欠陥の無害化が得られると考えた。そこで、B材の欠陥が多い部分を円柱状に加工した試験片について、半分 (180°) の領域をマスキング

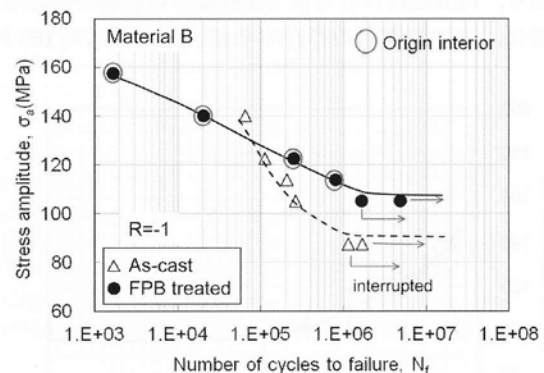


Fig. 10 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material B. Symbols enclosed by the open circle show the fatigue fracture occurring from the interior defect. In other cases, the fatigue fracture occurred on the specimen surface.

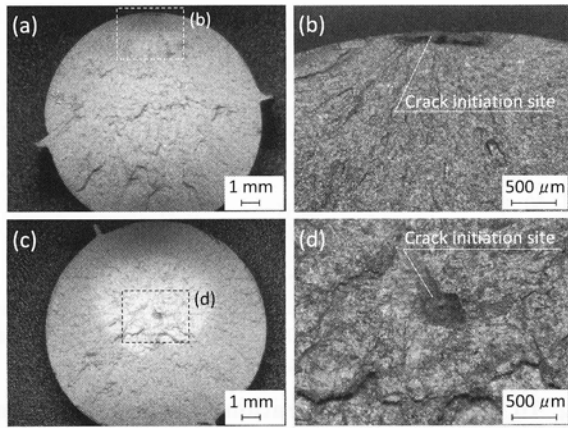


Fig. 11 Fracture surfaces under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material B: (a), (b) as-cast ($\sigma_a=105$ MPa, $N_f=267,000$ cycles) and (c), (d) FPB treated ($\sigma_a=114$ MPa, $N_f=801,000$ cycles). (b) and (d) are magnified images of crack initiation sites in (a) and (c), respectively.

した状態でFPB処理を施し、FPB処理の有無による表面欠陥状態の差を確認した。Fig.12 (a) に染色浸透探傷検査後の写真を示す。未処理表面と比較して、FPB処理を施した表面は明らかに表面欠陥が少ない。Figs. 12 (b), (c) に未処理表面、FPB処理表面の拡大写真を示す。それぞれの領域の表面欠陥数とそれらの大きさを評価すると、未処理表面が30個なのに対して、FPB処理表面は2個と、大幅に表面欠陥が減少した。また、光学顕微鏡にて測定した欠陥の大きさの分布をFig.13に示す。このとき、測定した最小欠陥寸法は33.8 μm である。FPB処理表面に残留した表面欠陥の開口部の大きさは350 μm を超え、逆に350 μm 以下の欠陥は存在しない。すなわち、350 μm 以下の表面欠陥はFPB処理によって機械的に潰されたと考えられる。

以上より、FPB処理を施した場合、表面改質層の形成と圧縮残留応力の導入に加え、表面欠陥の表面開口部が塞がれる結果、表面欠陥の無害化が得られ、疲労強度の向上に結びつくと考えられる。つまり、ダイカスト製品のように

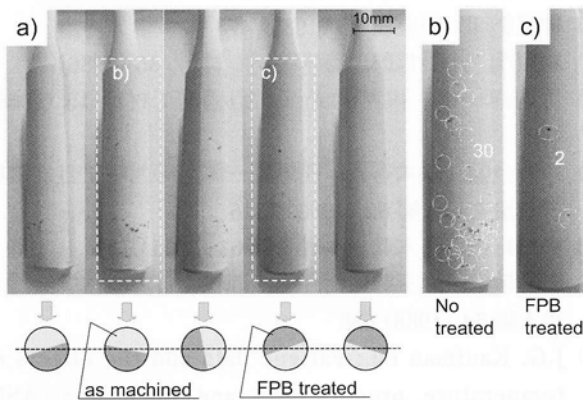


Fig. 12 Effect of FPB treatment on surface defects in machined specimen of material B. (b) and (c) are magnified images in (a).

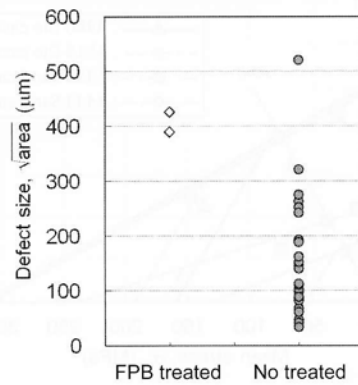


Fig. 13 Surface defects after FPB treatment on specimen shown in Fig. 12.

表面欠陥を完全に排除できない部品についても、FPB処理の適用は疲労強度保証値の向上が期待できる。

3.5 鋳造アルミニウム合金の応力設計評価方法とFPB処理材への適用

ダイカスト部品が自動車部品として実際に使用されるときは、鋳造後の収縮による内部残留応力や、部品組み付け時の拘束、車重負荷、駆動トルクなどによって発生する応力が平均応力として負荷され、その上で回転、振動といった繰返し応力が加わる。平均応力が負荷された状態での疲労特性の評価には、修正グッドマン線図の適用が一般的である。そこで、最初に、ダイカストをはじめとした鋳造アルミニウム合金への修正グッドマン線図適用の妥当性を検証した。すなわち、文献¹⁰⁾に示された各応力比の疲労強度、引張強さ、及び0.2%耐力のデータを用い、引張強さ σ_B と応力比 $R=-1$ の 10^7 回疲労強度 σ_w とを結んだ修正グッドマン線と、応力比 $R=-2, -1, -0.5, 0, 0.5$ における疲労強度をプロットした疲労限度線図を作成した(Fig.14)。A380ダイカストF材、A518ダイカストF材、A443砂型鋳造F材、A355砂型鋳造T6処理材とともに、各応力比での疲労強度を結ぶ線は直線的で、横軸との交点は明らかに0.2%耐力を上回り、引張強さに近い。つまり、曲線であるゲルバー線や、横軸と交わる点が0.2%耐力となるゾーダーベルク線とではなく、修正グッドマン線と良く一致する。したがって、アルミニウム鋳造材の応力設計評価において、修正グッドマン線図による評価は有効であるといえる。

次に、FPB処理の疲労強度に及ぼす影響について修正グッドマン線図を用いて評価し、実用化に向けた設計値への反映を検討した。Machined材(A材)を用い、応力比 $R=0$ (引張一引張)での一軸疲労試験のS-N線図をFig.15に示す。Machined材の 10^6 回疲労強度が約82 MPaであるに対して、そのFPB処理材は約90 MPaである。 $R=0$ でのFPB処理による疲労強度改善効果は、Fig. 7あるいはFig. 8で認められるような $R=-1$ の条件で得られた強度増大と比較すると明らかに小さい。また、破壊起点はFPB処理の有無に関わらず試験片表面であった。これは、最大繰返し応力が

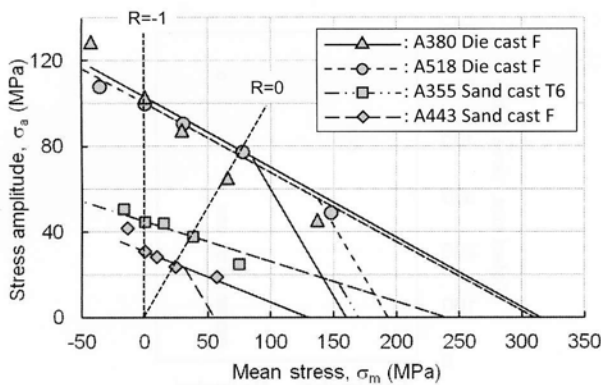


Fig. 14 Evaluation of fatigue strength at 10^7 cycles for aluminum casting alloys¹⁰⁾ by modified Goodman diagram. A part of line showing yielding is also drawn for each alloy.

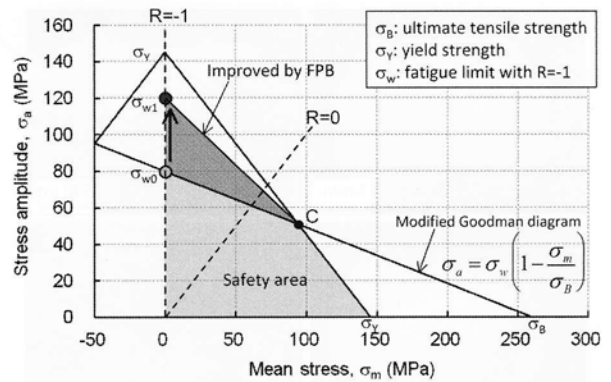


Fig. 16 Schematic illustration of safety design for FPB-treated ADC12 die-cast material in fatigue limit diagram. Fatigue limit σ_{w0} under stress ratio $R=-1$ improved to σ_{w1} after FPB treatment.

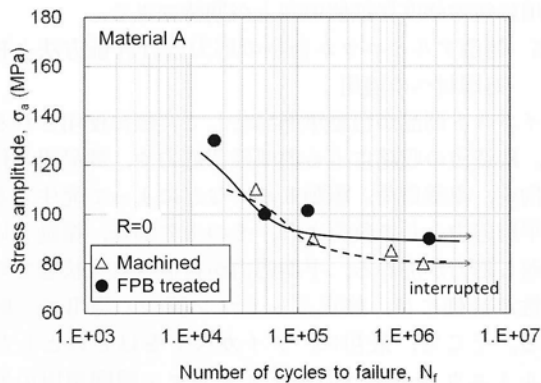


Fig. 15 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=0$) of material A.

0.2%耐力を超えるため、FPB処理による表面の破壊起点抑制効果は小さいものと考えられる。

ADC12ダイカストA材を例にとり、修正グッドマン線図に基づくFPB処理による改善領域について、その概念図をFig.16に示す。FPB処理による0.2%耐力への影響は、その増加量 (Table 2) が 10^7 回疲労強度で得られる増加量に比して十分小さいことから、概念図では無視している。応力比 $R=-1$ における疲労限 σ_{w0} は、FPB処理によって σ_{w1} に改善された。また、低サイクル破断領域や $R=0$ での実験結果のように、最大応力が0.2%耐力を超える領域では効果がほとんど得られなかった。したがって、最大応力が0.2%耐力に等しい線と修正グッドマン線との交点をCとすると、FPB処理によって安全使用領域は σ_{w0} とCを結ぶ上限線が σ_{w1} とCを結ぶ線まで改善されると予測される。応力比によって改善される領域が異なることから、実際にかかる応力状態によって期待される疲労強度向上幅が異なることに注意すべきことがわかる。

4. 結 言

アルミニウムダイカストのAs-cast材とFPB処理材の疲労試験を比較検証した結果、次の結論を得た。

- (1) ADC12ダイカストにFPB処理を施すことにより、両振り疲労試験において約50%の疲労強度向上が確認できた。
- (2) FPB処理によって表面改質層が形成されて残留圧縮応力を生じるとともに、表面欠陥が潰されたことが、疲労強度向上の大きな要因と考えられる。
- (3) アルミニウム鑄造材の応力設計評価をするうえで、修正グッドマン線図による考察が有効である。
- (4) FPB処理による表面の疲労き裂形成に対する抑制効果は、塑性変形を伴うような高応力下では小さい。

謝辞

FPB処理に協力していただいた株式会社不二WPCの下平英二氏に感謝いたします。また、実験に協力していただいたリョービ株式会社の保久明大氏にも感謝いたします。

参考文献

- 1) 杉浦恒之, 泉錦廸, 鈴木治男: 軽金属 **36** (1986) 105
- 2) 金指研, 田代政己, 鈴木信男, 松本茂, 勝倉誠人, 板倉浩二: 軽金属 **59** (2009) 148
- 3) 駒崎徹: 鑄造工学 **76** (2004) 289
- 4) 神尾彰彦: 軽金属 **35** (1985) 478
- 5) 岩室茂, 小長哲郎, 猿木勝司: 材料, **35** (1986) 731
- 6) 竹内洋一郎, 佐々木光三, 山盛浩: 材料 **15** (1966) 492
- 7) 伊藤金彌, 鈴木秀人, 西野創一郎, 寺西明: 日本機械学会論文集A編 **62** (1996) 1316
- 8) 中村紀夫, 高木真一: 軽金属 **61** (2011) 155
- 9) 村上敬宣, 児玉昭太郎, 小沼静代: 日本機械学会論文集A編 **54** (1988) 688
- 10) J.G. Kaufman ed.: Fatigue data and the effects of temperature, product form, and processing (ASM International) (2008) 518