

博士論文

ADC12 合金ダイカストにおける疲労強度設計と
疲労限度向上に関する研究

Study on Fatigue Strength Design and Increase of
Fatigue Limit in JIS ADC12 Die Casting

国立大学法人 横浜国立大学大学院
工学府

井澤 龍介

Ryusuke Izawa

2014 年 3 月

目次

第1章 序論

1-1	ダイカスト	1
1-1-1	ダイカスト法の優位性	
1-1-2	ダイカストの製法	
1-1-3	アルミニウムダイカストの casting 欠陥	
1-1-4	高品位化に向けたダイカスト casting 技術	
1-1-5	ダイカスト用アルミニウム合金の種類と ADC12 合金ダイカストの組織	
1-2	ADC12 合金ダイカストの機械的特性	14
1-3	部品形状の変更による構造体の強度特性向上	15
1-4	ダイカストの疲労破壊と casting 欠陥の影響	16
1-5	修正グッドマン線図による疲労限度評価	19
1-6	ADC12 合金ダイカストの疲労限度と保証値	21
1-7	ADC12 合金ダイカストの疲労限度保証範囲の拡大	22
1-8	本研究の目的	23

第2章 局部加圧による ADC12 合金ダイカストの疲労強度向上

2-1	はじめに	24
2-2	実験方法	24
2-2-1	供試材	
2-2-2	疲労試験と破面解析	
2-3	実験結果及び考察	28
2-3-1	局部加圧による内部欠陥の抑制	
2-3-2	局部加圧による組織の変化	
2-3-3	局部加圧による疲労強度の関係	
2-3-4	欠陥サイズと疲労強度の関係	
2-3-5	疲労限度を改善する要因	
2-4	小括	40

第3章 鋳造後水没急冷工程の追加による ADC12 合金ダイカスト

の 0.2%耐力向上

3-1	はじめに	41
3-2	実験方法	42
3-2-1	供試材	
3-2-2	引張試験	
3-3	実験結果及び考察	45
3-3-1	鋳造後の水没急冷の有無による機械的特性の変化	
3-3-2	鋳造後の水没急冷による組織の変化	
3-3-3	疲労限度線図での評価	
3-4	小括	51

第4章 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

4-1	はじめに	52
4-2	実験方法	52
4-2-1	供試材及び試験片	
4-2-2	微粒子ピーニング処理	
4-2-3	引張試験及び疲労試験	
4-3	実験結果及び考察	55
4-3-1	微粒子ピーニング処理による微細複合組織の生成	
4-3-2	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	
4-3-3	微粒子ピーニング処理による疲労強度の向上	
4-3-4	表面欠陥の無害化	
4-3-5	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	
4-4	小括	65

第5章 総括

関連公表論文リスト73

謝辞74

第1章 序論

1-1 ダイカスト

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、生産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。

ダイカストとは、熔融金属を金型に高速、高圧で充填し、短時間で凝固させることにより、高精度で铸肌の優れた铸物を短いサイクルタイムで大量に生産する铸造法、もしくは、その製法で製造された铸物をいう。本論文では、意味の混同を防ぐために、ダイカスト铸造についてはダイカスト法 (die-casting method)、铸物をダイカスト(die casting)と表記する。

1-1-1 ダイカスト法の優位性

ダイカスト法と競合する製法である、低圧金型铸造、重力金型铸造、砂型铸造、鍛造、プレス加工について、ダイカスト法との得失を比較する。

(1) 低圧金型铸造、重力金型铸造との比較

低圧、重力金型铸造は空気の巻き込みが比較的少なく、肉厚部品の成形に向いており、低圧、重力金型铸造品は熱処理や溶接が容易にできるという長所がある。ダイカスト法の方が、サイクルタイムが短く、数倍の生産性が実現できること、高圧充填による高い寸法精度、铸肌の滑らかさの確保、短時間充填による薄肉部品が製造可能、といった優位性がある。

(2) 砂型铸造との比較

砂型铸造は複雑な中空形状（アンダーカット形状）が容易に成形でき、少量の生産には経済的である。また、高融点合金や大型铸物の製造が可能である。しかし、砂型は1ショットで破壊するため、同じ形状のものを大量に生産するには向かない。ダイカスト金型は、アルミニウム合金用で10~30万ショット、亜鉛合金用で50~100万ショット程度と耐久性があり、また、砂型铸造より極端に短い凝固時間によって同一形状の製品を大量に製造することができる。また、高い寸法精度、薄肉化が実現可能なため、後工程での機械加工が省略可能となる。

(3) 鍛造との比較

鍛造品は、ダイカストより機械的性質が優れる。これは内部欠陥が非常に少なく、密度が高いことで、内部品質が安定していることによる。しかしながら、薄肉、駄肉混在のような複雑な形状を作るのは難しく、ダイカスト法に比べて形状自由度は低い。対してダイカスト法は、内部品質が不安定で機械的特性の保証は大きく劣るが、複雑な形状の部品を高い寸法精度で生産可能である。

(4) プレス加工との比較

プレス加工は、板材を材料とするので、ダイカスト法より薄肉のものを作ることが可能であり、単純な形状であればダイカスト法より生産速度も速い。しかしながら、肉厚の変動のあるものや、複雑な形状に対応できないため、構造部品を製造する場合に、他の部品との組み合わせが必要となり、部品点数が増えてしまう。ダイカスト法では、ハウジング、ケーシングといった薄肉部と、取り付けのネジ穴を開けるボスなどの肉厚部の混在する複雑形状が一体成型可能なため、部品点数を減らすことが可能となる。

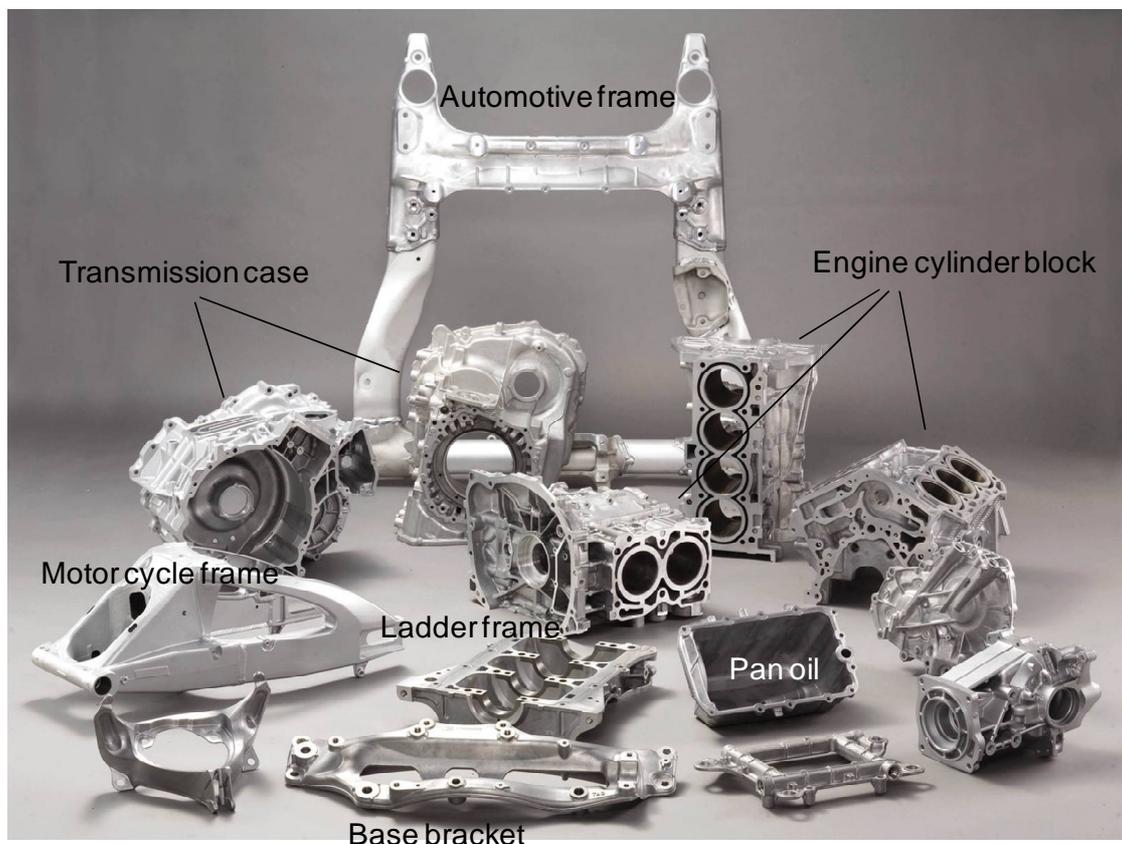


Fig. 1-1 Examples of die castings in the automotive parts.

以上より、自動車部品のように同一形状の部品を大量生産するケースでは、機能的にも経済的にも優位性の高い工法だといえる。エンジンのシリンダーブロック、トランスミッションケースといったパワートレイン部品は、オイルを内封するためのハウジング機能と、作動油、潤滑油、冷却水などの回路、回転軸を支える構造、部品どうしを組み付ける締結部など、様々な機能を有する。こういった複雑形状の構造部品を軽量なアルミニウム合金で経済的に大量生産する工法としては、ダイカストの優位性が高く、現在の自動車の低燃費化、安全性向上に、軽量化の面で大きく貢献している。Fig. 1-1 にダイカストの製品例を示す。近年、ダイカスト鑄造技術の進歩によって高品位化、大型化が可能となり、安定した機械的特性が必要とされる自動車の足回り部品などにもダイカストが採用され¹⁾、さらなる軽量化を実現している。

1-1-2 ダイカストの製法

コールドチャンバーダイカスト法の生産工程の概略模式図を Fig. 1-2 に示す。ダイカスト用金型は、一般的に固定型と可動型で構成される。溶湯充填時は、可動型を固定型と合わせた状態で密閉し、凝固完了後に可動型が移動することによって鑄物を型から取出す。溶湯は、プランジャースリーブに注がれ、プランジャーチップを前進させることにより溶湯をキャビティ内に充填する。この時のプランジャーチップの動作速度（射出速度）は $1.5\sim 5.0\text{ m/s}$ と高速であり、キャビティに流入するゲート部分のゲート通過溶湯速度は $30\sim 70\text{ m/s}$ に達する。この高速射出によって $50\sim 150\text{ ms}$ という極めて短い時間内にキャビティに溶湯を充填できることで、低い金型温度、鑄造温度、薄い肉厚であっても凝固が進行する前に充填を完了することが可能となる。さらに、これが短時間充填を実現するため、生産のサイクルタイムが他の鑄造工法より格段に短くすることができる。

ダイカスト法には、ダイカストマシン²⁾と呼ばれる専用鑄造機を用いる。ダイカストマシンには、コールドチャンバー方式 (Fig. 1-3(a)) とホットチャンバー方式 (Fig. 1-3(b)) の 2 種類があり、それぞれ溶湯を送り込むプランジャー部が大気中にあるか、溶湯中にあるかの違いである。ホットチャンバー方式の場合、プランジャースリーブへの給湯動作が無い分、サイクルタイムを短くできるが、プランジャーの射出速度を速くしたり、圧力を高くしたりすることが難しい。一般に、ホットチャンバー方式は低融点合金の小型製品への適用が多く、大型のアルミニウム合金ダイカストの場合は、高速高圧射出が可能なコールドチャンバー方式を用いる。本研究の対象は、コールドチャンバー方式でのアルミニウム合金ダイカストである。

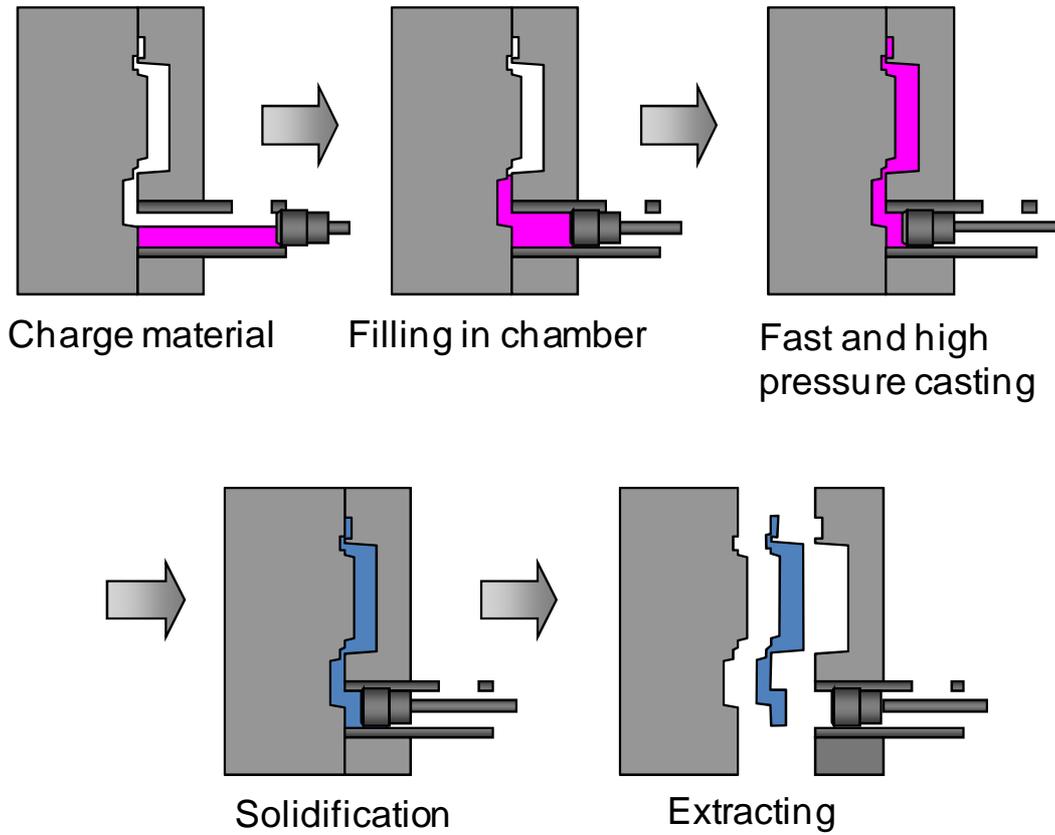


Fig. 1-2 Schematic illustrations of the processes in the die-casting method.

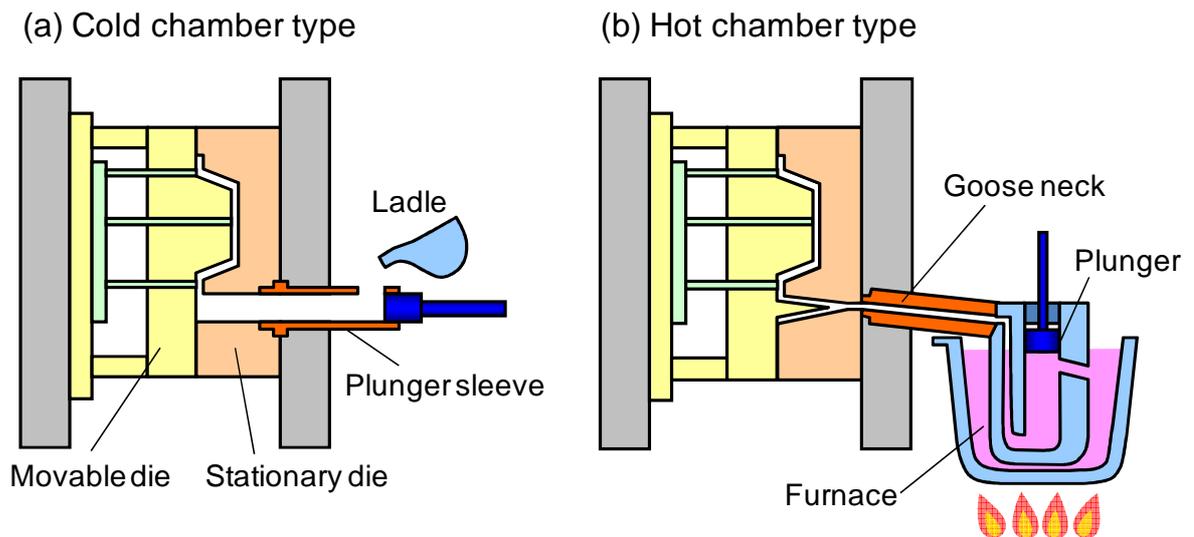


Fig. 1-3 Schematic illustrations of (a) cold chamber type and (b) hot chamber type die-casting methods.

コールドチャンバーダイカストマシンの模式図を Fig. 1-4 に示す。図中の Cavity と示した部分が鋳物製品形状を構成する部分であり、鋳物の大きさに対してマシンが非常に大きいことが分かる。これは、短時間充填と高圧加圧を実現するための射出力発生装置（図中右側）と、その充填圧力によって金型が開いてしまうことを抑制するための型締め力発生装置（図中左側）が大型化するためである。充填後の鋳造圧力は最大で 100 MPa に及ぶため、例えば射出方向への投影面積が 300 x 300 mm の鋳物であれば、金型を押し広げる力は 9,000 kN (917,431 kgf) にもなる。これ以上の力で金型を締めおく必要があり、この型締め力性能でダイカストマシンのサイズを呼称するのが一般的である。

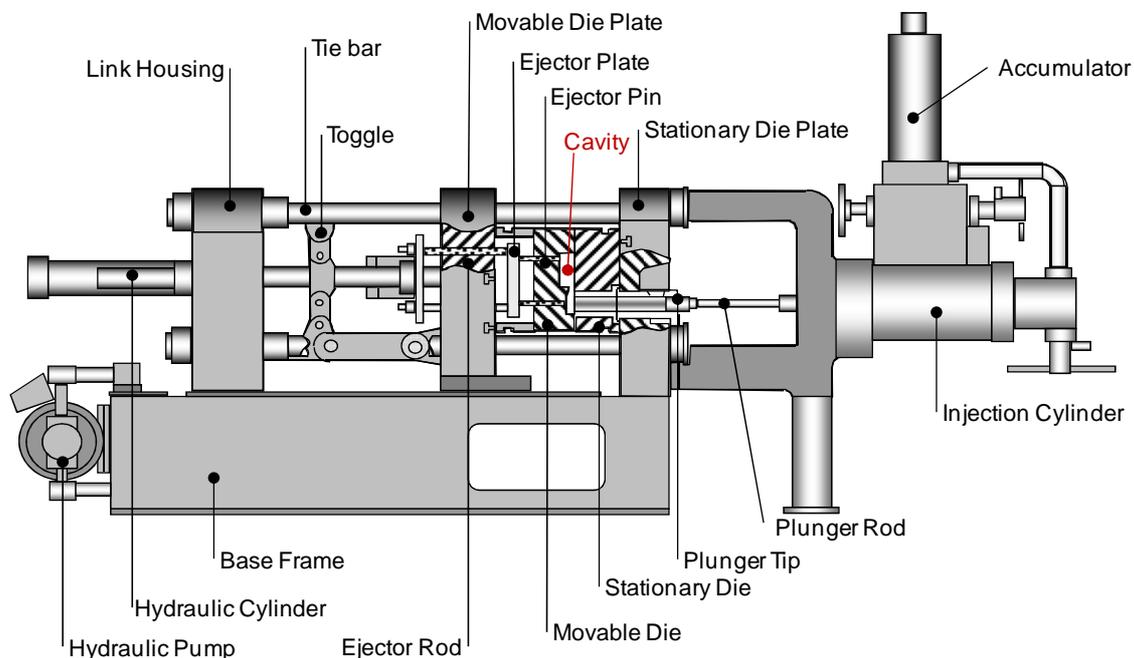


Fig. 1-4 Schematic illustration of the cold chamber type die-casting machine.

1-1-3 アルミニウムダイカストの鋳造欠陥

ダイカスト法は、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冷凝固に伴う凝固収縮によって、鋳物内部に鋳巣が生じやすい³⁾。Fig.1-5(a)に ADC12 合金ダイカストの機械加工面に現出した凝固収縮巣（ひけ巣）の SEM 画像を、また、Fig. 1-5(b)にその内表面の拡大画像を示す。ダイカスト法は凝固収縮に伴う体積減少に対する溶湯補給を目的に高い鋳造圧力をかけるが、湯道と製品部（キャビティ）とをつなぐゲートの凝固が完了した後は圧力伝播がなされず、最終凝固部周辺にひけ巣が発生することになる。ひけ巣欠陥の内部は負圧であり、結晶粒界に沿って引き裂かれたように複雑な形状になる。また、欠陥の内表面は凝固進行中にできた空間に向かって成長す

るデンドライトの突起が観察される。

もう一つの代表的な鑄造欠陥であるガスの巻き込み巣(ブローホール)のSEM画像を Fig. 1-6 に示す。(b)は(a)の欠陥の内表面を拡大した画像である。コールドチャンバーダイカスト法の場合、溶湯内にガスを巻き込む機会が多い。プランジャースリーブへの溶湯給湯時やスリーブ内で射出時に巻き込む空気、プランジャースリーブ内やキャビティに残留した水分や油分、ゲート(キャビティに溶湯が進入する入り口部分)から噴出する際に巻き込む空気などである。これら巻き込まれたガスは溶湯の熱によって膨張しようとするが、充填直後にかかる鑄造圧力によって再度圧縮されることで、内部が高圧な球形の空孔欠陥を形成する。そのため、内表面は平滑で酸化被膜が観察される。

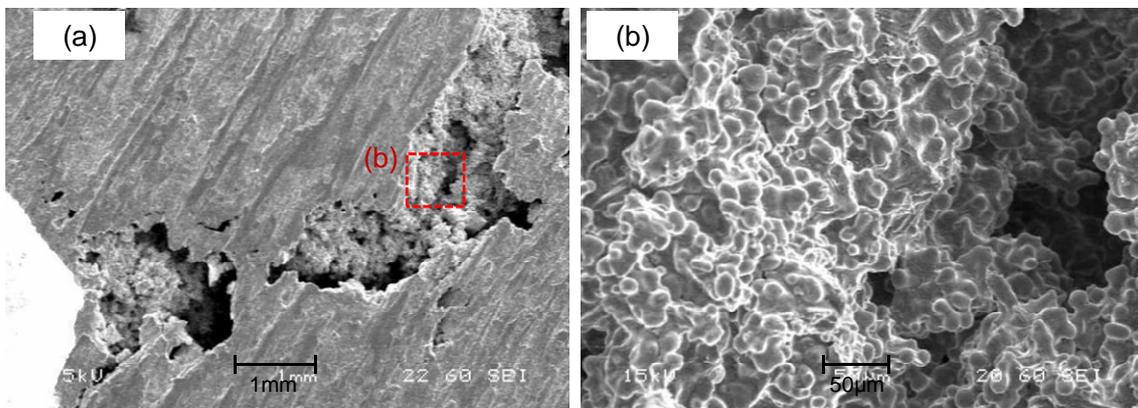


Fig. 1-5 SEM images of shrinkage porosities in ADC12 die casting. Photograph (b) shows magnified image of the defect shown in (a).

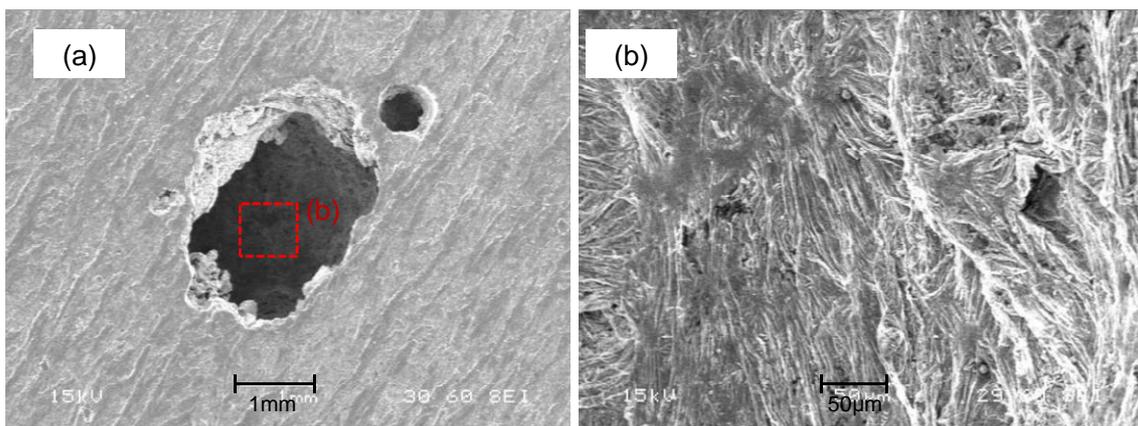


Fig. 1-6 SEM images of blow hole in ADC12 die casting. Photograph (b) shows inside of the defect shown in (a).

1-1-4 高品位化に向けたダイカスト鑄造技術

前述したような鑄巣欠陥を抑制し、内部品質を向上させることで鑄物の信頼性を向上させることは、ダイカスト法における大きな課題であり、これまで様々な鑄造技術の開発がなされてきた。

(1) 減圧、真空ダイカスト法^{1),4)}

ガスの巻き込みによる鑄巣欠陥を低減するために、金型キャビティ内を減圧する方法。Fig. 1-7 にリョービシャットバルブ (RSV)^{5),6)} という排気弁を備えた真空ダイカスト用金型の断面模式図を示す。金型を締め、溶湯をプランジャースリーブに注いでから、プランジャーチップが注湯口を塞いだところでキャビティ内の真空吸引を開始する。この場合、高速充填開始時（充填完了の約 100 ms 手前）のキャビティ内ガス圧は約 40 kPa まで減圧される（減圧ダイカスト法）。この場合、製品内ガス量は一般ダイカスト法の 15~40 ml/100 g Al から 5~20 ml/100 g Al 程度まで下げることができるが、ガスの巻き込みによるマクロ欠陥を無くすまでは至らない。現在、減圧ダイカスト法は一般的な技術として普及し、リョービ株式会社ではほぼ 100% の金型に RSV を設置し、マシンに取り付けた真空吸引装置を使用して金型内部を減圧している。

さらに金型キャビティ内の真空度を高める場合は、Fig. 1-7 の Sealing で示すように、プランジャースリーブ、内部冷却穴周辺、押出ピン摺動部の隙間などを O リングやガスケットなどでシールすることが必要となる。大容量の真空吸引装置などの設備と併せて、高速充填開始時のキャビティ内ガス圧は、約 5 kPa まで下げることができる（真空ダイカスト法）。真空ダイカスト法を用いると、製品内ガス量は、1~3 ml/100g Al で、T6 処理や溶接が可能となる。高品質な鑄物が得られるが、金型のイニシャルコスト、ランニングコストが高価なことから、真空度を維持するための設備や条件の管理技術の困難さが課題である。

キャビティ内のガスを排気する時間は 1~2 s と短いため、真空度を高めるためには排気弁の開口面積を広く確保する必要がある。そして、溶湯が排気弁に達する前に確実に閉じなければ、溶湯は真空装置につながる配管内に侵入し、次のサイクルへ進めない。Fig. 1-8 にリョービ株式会社にて開発し、量産にて活用している真空ダイカスト用排気弁、リョービシャットバルブのイメージを示す。電圧検出型のセンサーピンまで溶湯が到達すると、大容量排気弁がエアーバルブによって閉じられる。最新のものは、センサーピンの溶湯検出からバルブ閉完了までの時間は 6 ms と短く、短時間で高速充填がなされるダイカスト法において安定したキャビティ内減圧を実現する。

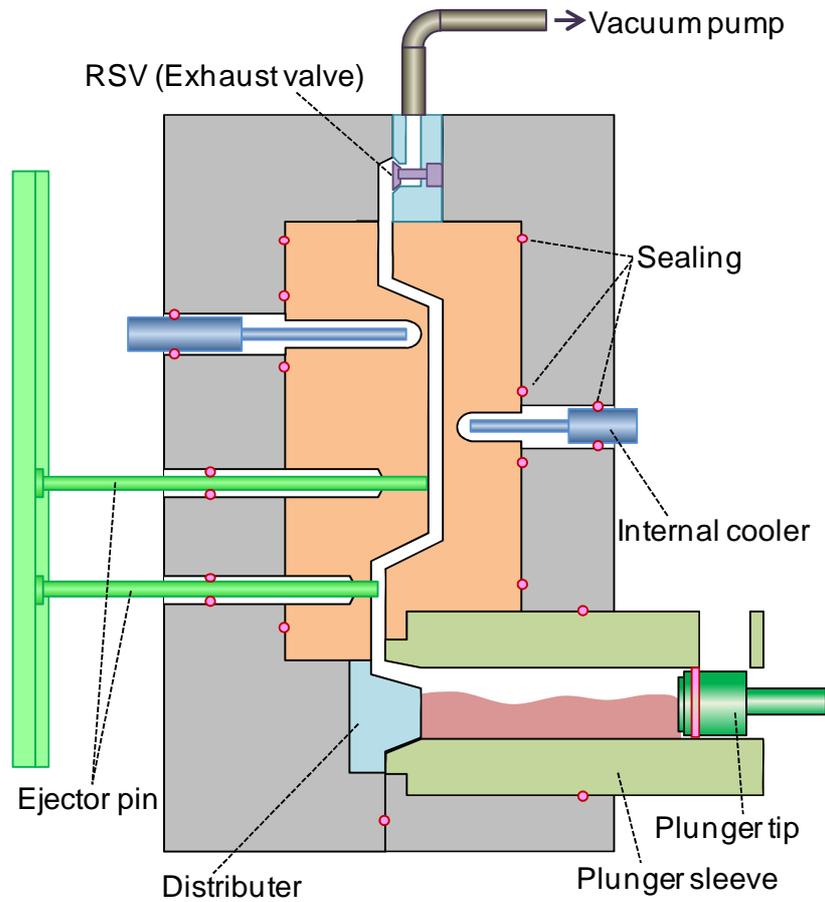


Fig. 1-7 Schematic illustration of vacuum die-casting system.

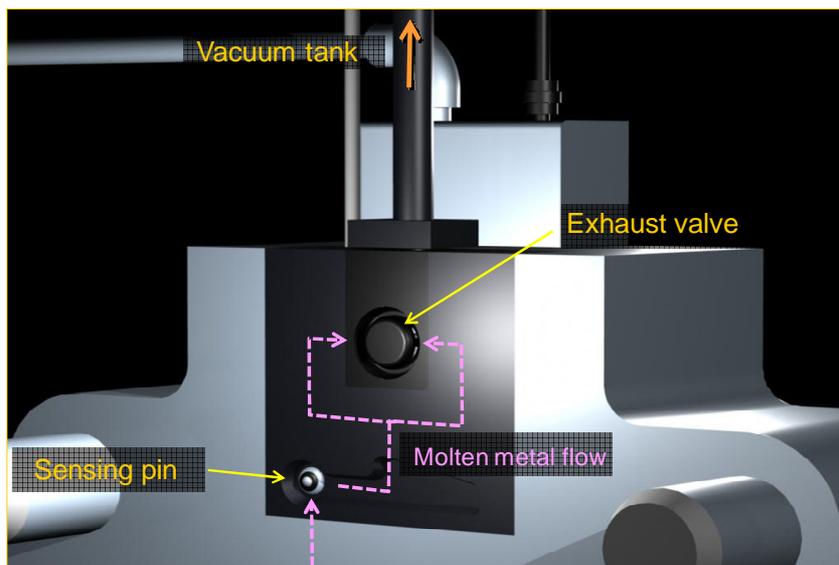


Fig. 1-8 Schematic image of RYOBI shut valve system (exhaust valve for vacuum die-casting).

(2)低速充填ダイカスト法

ガスの巻き込み欠陥を低減させる方法として、低速充填ダイカスト法がある。ダイカスト法は、高速射出による短時間充填が特徴的な工法であるが、肉厚製品を対象に低速での溶湯充填と高圧加圧を合わせることで、ガスの巻き込みが抑制され、欠陥の少ない鋳物ができる。低速充填ダイカスト法は1960年ころにアメリカのGM社が開発したAcurad法⁷⁾に端を発するとされている。Fig. 1-9にAcurad法の原理を示す。肉厚部品を対象に厚いゲートを設置して、低速充填することによりガスの巻き込みを抑制すると同時に、充填完了後にインナープランジャーによって加圧し、凝固収縮巣を低減することを両立している。

日本においても、各社、低速充填と高圧加圧が可能な鋳造機を開発し、エンジン用シリンダーブロック、バルブロッカーアーム、アッパーリンク、ロアリンクといった、肉厚の耐圧部品や強度部品の生産実績がある¹⁾。工法によって異なるが、製品内ガス量は1 ml/100g Al以下にすることも可能なため、T6処理を施すことで、高い機械的特性を実現することができる。反面、製品形状を厚くする必要があり、部品を軽量化するためには、後工程で大きく機械加工しなくてはならず、部品コストが上がること、また、サイクルタイムが長く単位時間当たりの生産性が悪いことが課題である。

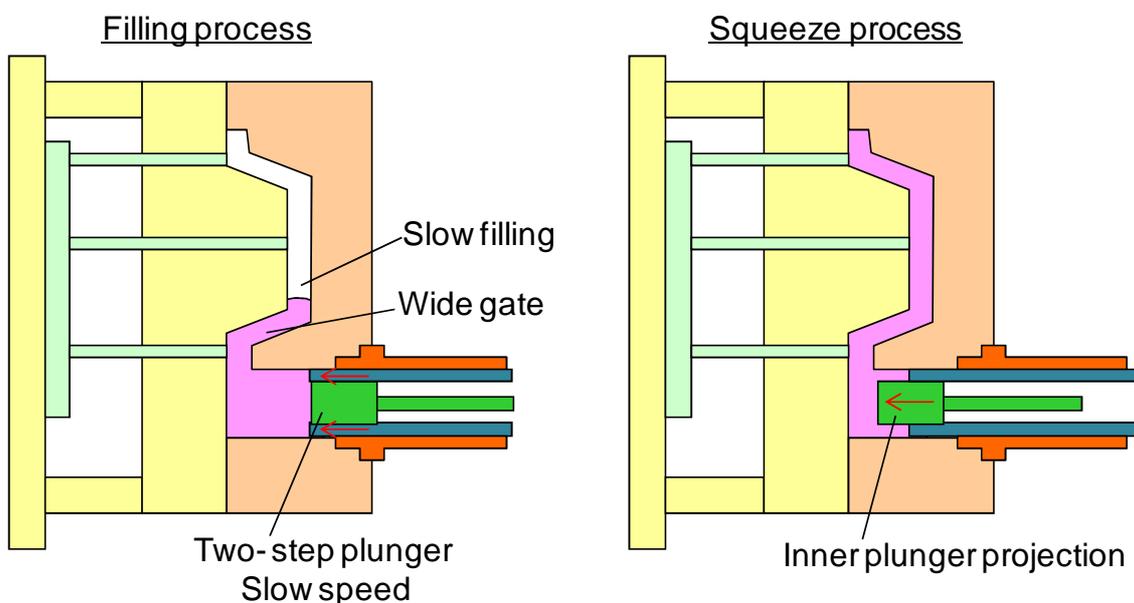


Fig. 1-9 Schematic illustrations of Acurad die-casting method.

(3) 局部加圧法⁸⁾

Fig. 1-10 に局部加圧ピンの動作模式図を示す。凝固収縮巣は溶湯充填完了後、ゲートや製品の薄肉部が凝固完了によって閉塞し、射出で発生する鑄造圧力の伝播による溶湯供給が止まることで生じる。そこで、最終凝固部に油圧シリンダーで摺動する局部加圧ピンを設置し、凝固収縮のタイミングに前進動作させると、凝固収縮巣の発生を抑制することができる。この局部加圧法は、凝固完了まで内部圧力を高い状態で維持することが可能なため、ガスの巻き込み巣の膨張を抑える効果も期待できる。ただし、局部加圧は充填完了後に行われるため、充填過程で巻き込まれるガスの巻き込み量に影響しないことから、製品内ガス量（単位：ml/100g Al）は変化しない。Fig. 1-11 に同条件で鑄造した ADC12 合金ダイカストの、(a)局部加圧ピンを動作させていないものと(b)動作させたものの X 線透過画像を示す。局部加圧により、内部の鑄巣欠陥が大幅に低減されているのが分かる。

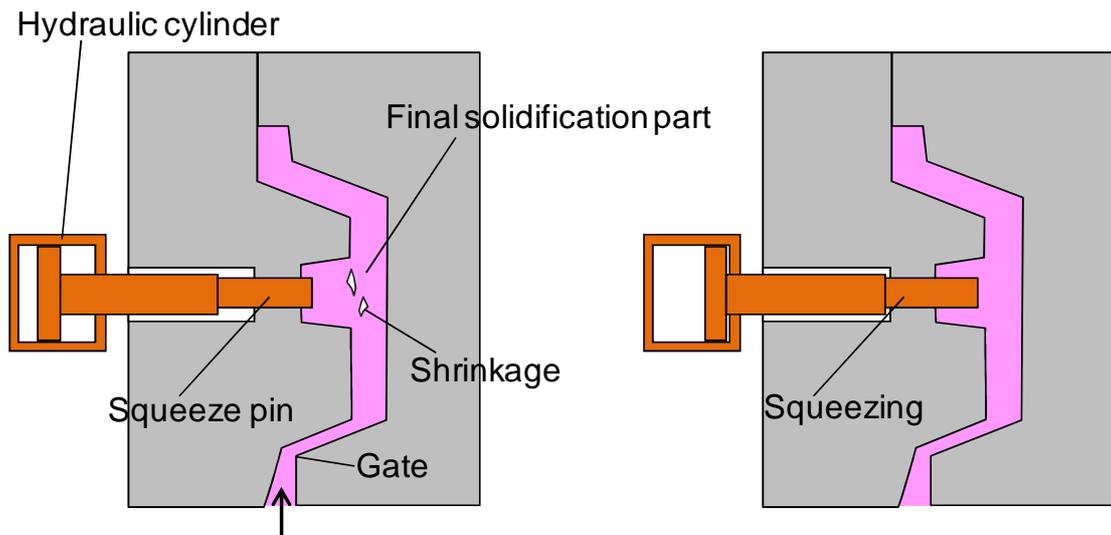


Fig. 1-10 Schematic illustrations of local squeezing method in die casting.

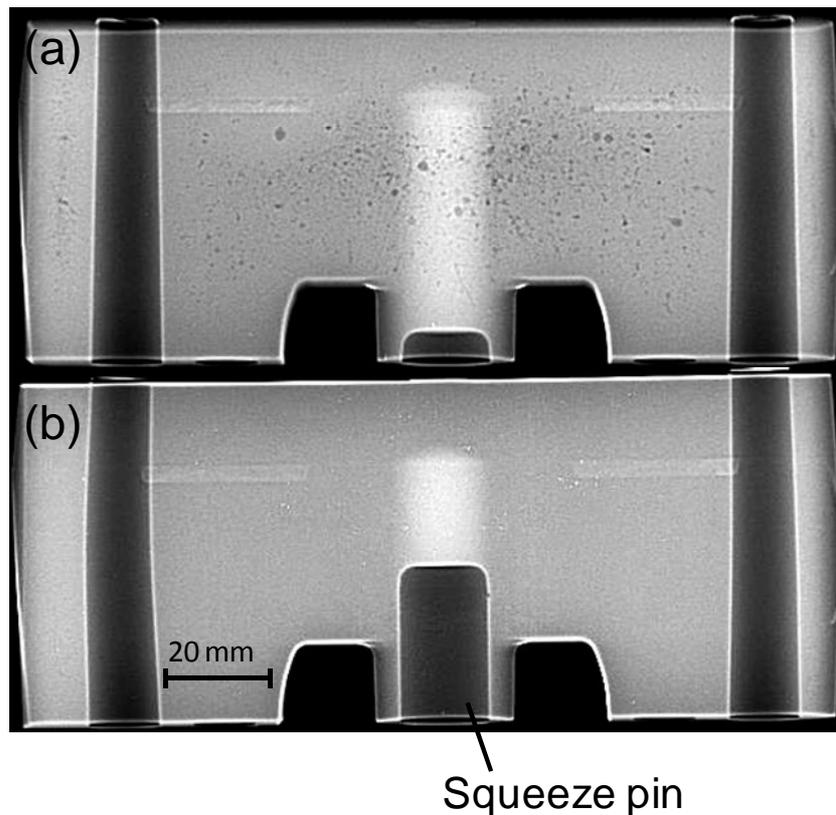


Fig. 1-11 X-ray images of die casting (a) without squeezing and (b) with squeezing.

Table 1-1 Advantages and disadvantages of die-casting methods.

Methods	Design	Defects		Mechanical property	Productivity, cost	
	Shape flexibility	Gas inclusions	Shrinkage		Cycle time	Production trouble
Typical die casting	○	×	×	×	◎	◎
Vacuum die casting	○	△	×	△	◎	○
High vacuum die casting	△	◎	×	○	○	×
Slow filling die casting	×	◎	○	◎	△	△
Local squeezing method	○	△	◎	○	◎	○

ここで挙げた一般ダイカスト法、特殊ダイカスト法の得失を Table 1-1 に示す。真空ダイカスト法、低速充填ダイカスト法といった特殊ダイカスト法は鋳物全体の品質を向上させる手法である。したがって、鋳物のサイズが大きく、複雑で、品質要求レベルの高い部位（高応力部位など）が部分的な場合は、経済的にも機能的にも効率的でない。製品の中で高応力が付加される部位が限定されるような場合においては、生産性や生産コストに影響を及ぼさずに部分的に品

質を高められる局部加圧法などの技術を適用するべきだといえる。

1-1-5 ダイカスト用アルミニウム合金の種類と ADC12 合金ダイカストの組織

Table 1-2 に主要アルミニウム合金ダイカストの化学成分規格 (JIS) を示す⁹⁾。鑄造性、機械的性質、耐食性、切削加工性、リサイクル性などのバランスが良い一般用アルミニウム合金ダイカストと、用途に合わせて特性を高めた特殊用アルミニウム合金ダイカストに分類される。2011 年度の日本国内ダイカスト生産量 958,860 ton のうち、アルミニウム合金ダイカストは 930,100 ton と約 97% を占める¹⁰⁾。その中で使用される合金の内訳は、ADC12 が約 94% と大半を占める (2001 年)¹¹⁾。

Table1-2 The chemical compositions of aluminum die-casting alloys in JIS H-5302-2006 (mass %).

Type	Alloy	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Sn	Al
Typical	ADC 10	2.0~4.0	7.5~9.5	<0.3	<1.0	<1.3	<0.5	<0.5	<0.2	Bal.
	ADC 12	1.5~3.5	9.6~12.0	<0.3	<1.0	<1.3	<0.5	<0.5	<0.2	Bal.
Specialty	ADC 1	<1.0	11.0~13.0	<0.3	<0.5	<1.3	<0.3	<0.5	<0.1	Bal.
	ADC 3	<0.6	9.0~10.0	0.4~0.6	<0.5	<1.3	<0.3	<0.5	<0.1	Bal.
	ADC 5	<0.2	<0.3	4.0~8.5	<0.1	<1.8	<0.3	<0.1	<0.1	Bal.
	ADC 6	<0.1	<1.0	2.5~4.0	<0.4	<0.8	0.4~0.6	<0.1	<0.1	Bal.
	ADC 14	4.0~4.5	16.0~18.0	0.45~0.65	<1.5	<1.3	<0.5	<0.3	<0.3	Bal.

ADC12 合金ダイカストは、Al-Si-Cu 系合金である。成分範囲 9.6~12.0 mass% の Si が主な含有成分であり、Al-Si 二元系における共晶点が 12.6 mass% であることから、共晶に近い亜共晶合金として扱う。Si の含有量が共晶点に近いことで、融点が低く、表皮形成型の凝固形態をとることから鑄造性が良い¹²⁾。また、一定量の Fe、Mn の添加により、金型への耐焼付き性を、Cu の添加により切削加工性や機械的性質を向上させていて、これら機能のダイカストにおけるバランスの良さから自動車部品を初めとして広く使用されている。

Fig. 1-12 に、ADC12 合金ダイカストの(a)鑄肌表面付近と(b)肉厚中央付近の組織写真を示す。初晶 α (白く見える部分) がデンドライト状に成長するものの、冷却速度が速いことと、凝固が進行しながら金型内を流動することにより、その成長方位は明確にならない。 α 晶の間に残存した Si (黒く見える部分) が濃化した溶液が共晶組織となる。ダイカストの場合、金型に設置された内部冷却による抜熱で急冷凝固することで、結晶粒が微細になるため、他の鑄造用合金のような Ti、B といった微細化元素添加は必要ない。特に金型との接触面である鑄肌部分は急激に冷却されるため、鑄肌表面から 0.1~0.2 mm に、結晶粒径が極めて微細、かつ緻密な凝固層が形成される。これをチル層と呼ぶ¹³⁾。

対して、鋳物の内部では凝固速度が表面と比較して低いため、 α 晶が成長し、共晶組織も大きくなる傾向にあるものの、結晶粒径は $5\sim 20\ \mu\text{m}$ と小さい。

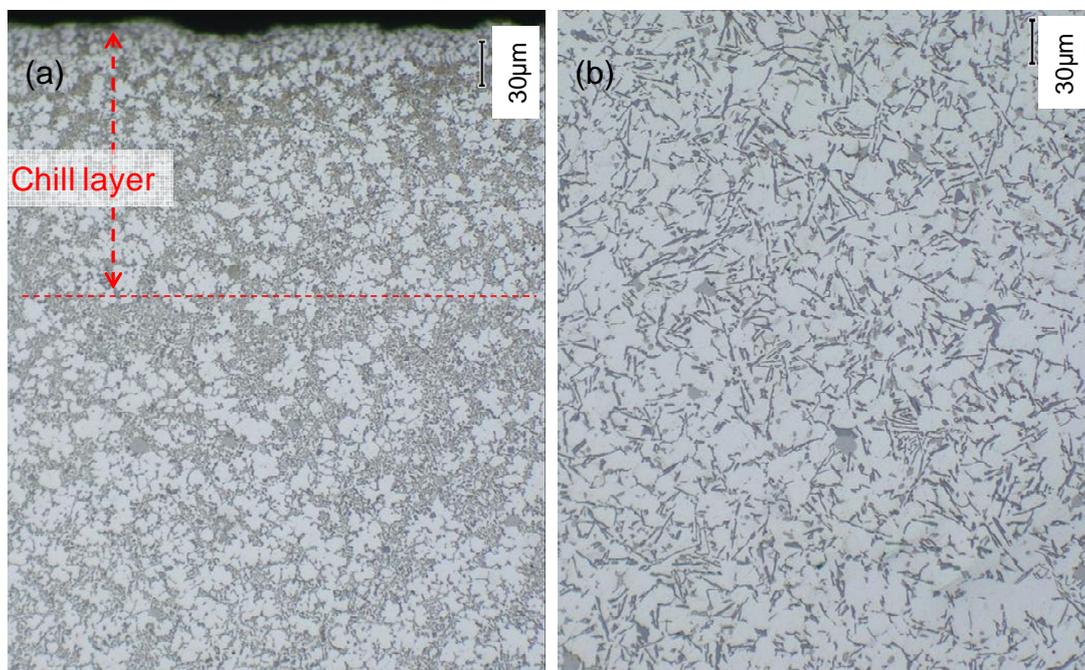


Fig. 1-12 Optical photographs of die casting (a) near surface and (b) 10 mm from surface.

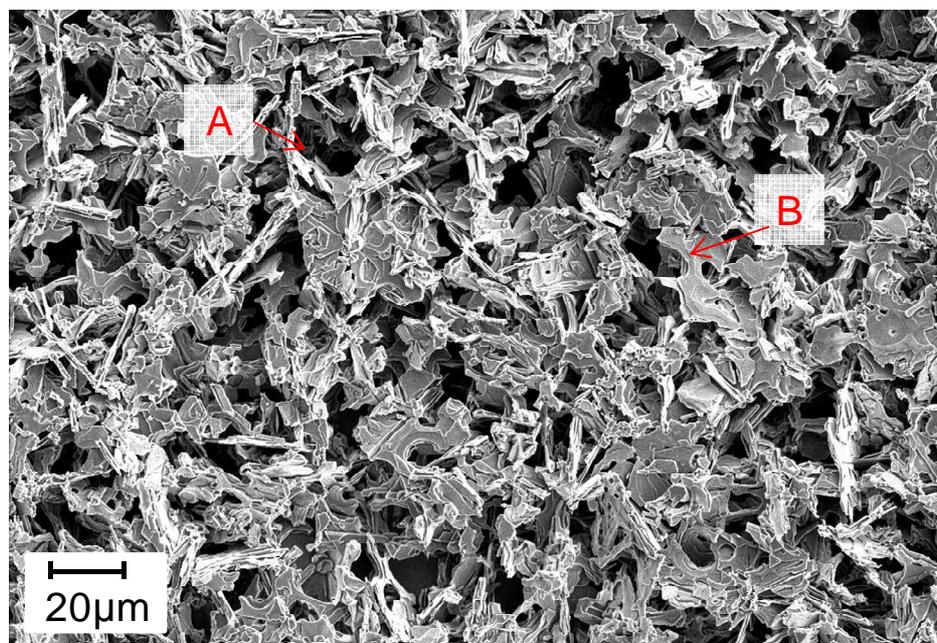


Fig. 1-13 SEM image of eutectic Si network structure in ADC12 die casting.

ADC12 合金ダイカストの薄膜試験片を電解腐食させたものの SEM 画像を Fig. 1-13 に示す。Al のみ溶出し、Si は電解腐食されないため、共晶 Si の構造だけが残留したものである。A 部や B 部のような円柱状の空間領域は、 α 晶のデンドライトアームが存在していた部分だと思われる。共晶 Si は板状で、組織が微細なダイカストの場合、ネットワークを組むように 3 次元的に配置されていることが分かる。

1-2 ADC12 合金ダイカストの機械的特性

コールドチャンバーダイカスト法は、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冷凝固に伴う凝固収縮欠陥によって、鋳巣が生じ、これらが部品の機械的特性に関わる信頼度を低下させる。Table 1-3 に、主なアルミニウム合金ダイカストの実体強度と ASTM 標準試験片による機械的性質の例を示す¹⁴⁾。鋳造欠陥の非常に少ない健全な状態である ASTM 試験片での結果に対して、実際のダイカスト部品から採取した試験片の引張強度、および伸びの平均値は著しく低く、ばらつきも大きい。これは、形状の複雑さによって、実際のダイカスト部品には多くのマクロ欠陥が内在することを示すものである。

Table 1-3 Mechanical properties of die-casting products and ASTM standard specimen¹⁴⁾.

Alloy	Tensile strength				Yield strength				Elongation			
	Die-cast (MPa)		ASTM (MPa)	ratio(%), DC/ASTM	Die-cast (MPa)		ASTM (MPa)	ratio(%), DC/ASTM	Die-cast (%)		ASTM (%)	ratio(%), DC/ASTM
	Average	σ			Average	σ			Average	σ		
ADC 1	250	46	290	86	172	22	130	132	1.7	0.6	3.5	49
ADC 3	279	48	320	87	179	35	170	105	2.7	1.0	3.5	77
ADC 5	213	65	310	69	145	26	190	76	-	-	5.0	-
ADC 6	266	61	280	95	172	23	-	-	6.4	3.2	10.0	64
ADC10	241	34	320	75	157	18	160	98	1.5	0.5	3.5	43
ADC12	228	41	310	74	154	14	150	103	1.4	0.8	3.5	40
ADC14	193	28	320	60	188	31	250	75	0.5	0.1	< 1.0	-

工業部品の実体強度特性は、便宜的に次式のように表して考える。

$$\sigma_{sub} = (\sigma_{mat} - \sigma_{red}) \times C_{shape} - \sigma_{res} \quad (1)$$

ここで、 σ_{sub} を実体強度特性、 σ_{mat} を無欠陥材の強度特性、 σ_{red} を欠陥による強度低下、 C_{shape} を形状係数、 σ_{res} を残留応力とする。無欠陥材の強度特性は、合

金成分、凝固速度、熱処理条件によって決定する。形状係数とは、複雑な形状と応力負荷モードを有する工業部品において、肉厚、フィレット、表面性状などによって変化する応力集中の度合いを示す。残留応力とは、鋳造後の熱収縮によって生じる内部残留応力、部品を組み付けた時の締め付け応力や部品重量の負荷応力など、工業部品として使用される状態で定常的にかかる応力である。ダイカストの場合、 σ_{red} が大きいため、 C_{shape} に関する安全率を大きく設定する必要がある、結果として薄肉設計、すなわち部品の軽量化に対する障壁となっている。

1-3 部品形状の変更による構造体の強度特性向上

工業部品の機械的特性を向上させるには、部品形状を変更して剛性を上げたり、応力集中を緩和させたりすることも、検討すべき重要な方法である。例えば、エンジン用シリンダーブロックのデッキ面の剛性について考える。デッキ面の形状は、クローズドデッキ (Fig. 1-14(a)) と、オープンデッキタイプ (Fig. 1-14(b)) がある。

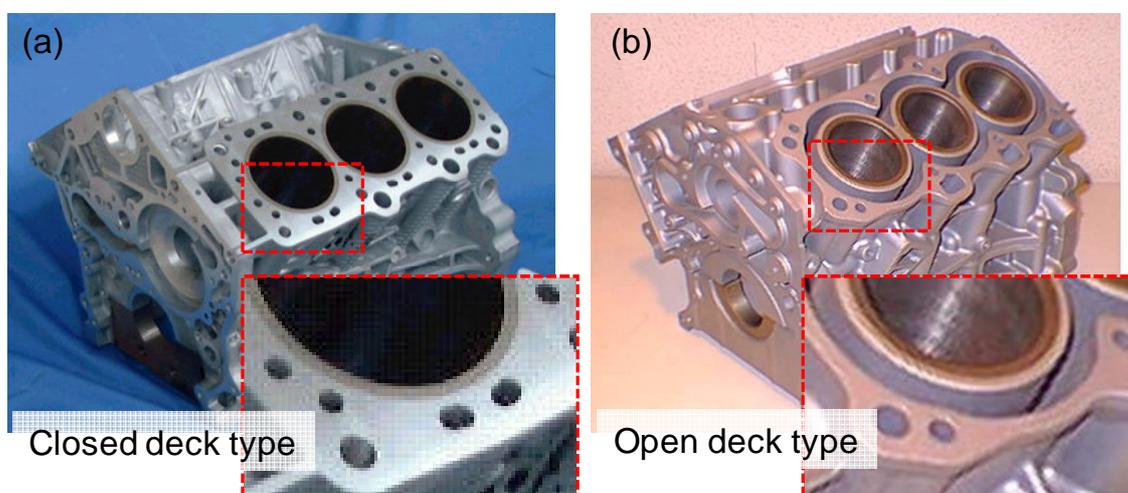


Fig. 1-14 Whole views of (a) closed deck type and (b) open deck type aluminum die-cast cylinder blocks.

エンジン動作時の筒内爆発力、ピストンの上下動、クランクの回転などによる応力によって、シリンダーボアに変形が生じる。こういった変形によるエネルギーロスを抑えるためには、クローズドデッキのようにデッキ面の剛性を高めることが有効である。ダイカスト金型で成形する場合、クローズドデッキタイプは、ウォータージャケット部の形状がアンダーカットになるため、砂中子

などの崩壊性中子を用いる必要がある。しかしながら、砂中子はダイカスト法の高速、高圧充填に対する耐久性の問題から、生産の実現が難しく、ダイカスト製シリンダーブロックは、剛性の低いオープンデッキタイプを採用するのが一般的である。高速、高圧充填に耐えるように、コーティングに工夫を施した崩壊性中子¹⁵⁾を開発し、クローズドデッキシリンダーブロックを低速充填法と組み合わせて生産した事例¹⁶⁾がある。しかしながら、サイクルタイムが長く時間当たりの生産性が悪いことで、部品単価が上がってしまうことが大きな課題である。そこで、Fig. 1-15に示すようなセミクローズドデッキタイプ（部分的にデッキ面をブリッジでつなぐ形状）を、置き中子¹⁷⁾を用いて実現する方法が開発され¹⁸⁾、オープンデッキタイプとほぼ同じ生産性、部品コストで生産した実績がある。このセミクローズドデッキシリンダーブロックの鋳造生産技術は、デッキ面剛性の問題と、製法上の課題を両立させ、部品の強度信頼性を経済的に向上する改善事例である。しかし、この技術が適用できるターゲットは非常に狭く、技術の応用によって解決できるケースは多くない。数ある工業部品の、それぞれが抱える強度に関する課題に対しては、包括的に材料の特性向上を考えることが必要である。

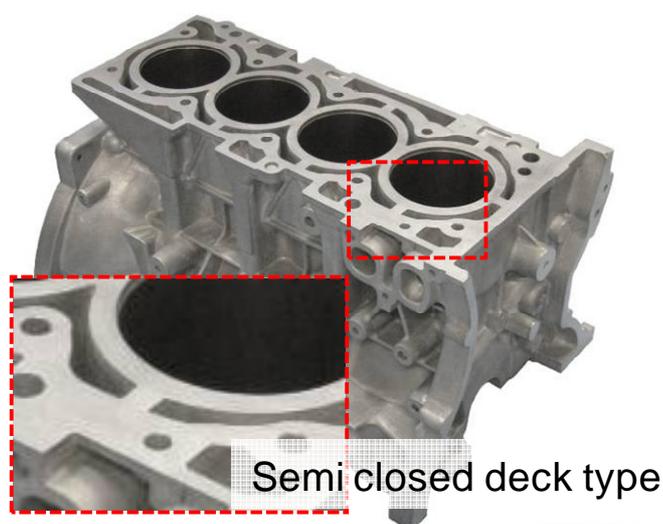


Fig. 1-15 Whole view of semi closed deck type aluminum die-cast cylinder blocks.

1-4 ダイカストの疲労破壊と鋳造欠陥の影響

金属材料の疲労破壊は、Fig. 1-16(a)の模式図に示すように、一般的に初期き裂の形成と、き裂の融合、もしくはそれを伴うき裂の成長過程（Stage I）、主き裂の進展過程（Stage II）に分類される¹⁹⁾。しかしながら、ダイカストの疲労破壊の場合、起点となるマクロ欠陥が初期き裂として存在することから、Stage

IIのき裂進展のみを考えることと等価であると考えられる。そこで、初期き裂、すなわち欠陥と、負荷応力による応力拡大係数範囲の下限界値によって疲労強度を考察することができる。

村上らは、多くの実験値から、疲労限はビッカース硬さに比例し、次式のように近似できるとしている²⁰⁾。この時、 σ_{w0} は引張圧縮疲労限度[MPa]、 HV はビッカース硬さ[kgf/mm²]を示す。

$$\sigma_{w0} \cong 1.6HV \pm 0.1HV, (HV \leq 400) \quad (2)$$

また、介在物もしくは欠陥が存在する場合、その主応力方向への投影面積の平方根 \sqrt{area} [μm]によって、低下する疲労限 σ_{WL} [MPa]が次式のように予測できるとした (\sqrt{area} パラメータモデル)。

$$\sigma_{WL} = C(HV + 120)/(\sqrt{area})^{1/6} \cdot [(1 - R)/2]^{\alpha} \quad (3)$$

C : 欠陥などが表面に接する場合 1.41

欠陥などが表面上に存在する場合 1.43

欠陥などが内部に存在する場合 1.56

R : $= \sigma_{min}/\sigma_{max}$

α : $= 0.226 + HV \times 10^{-4}$

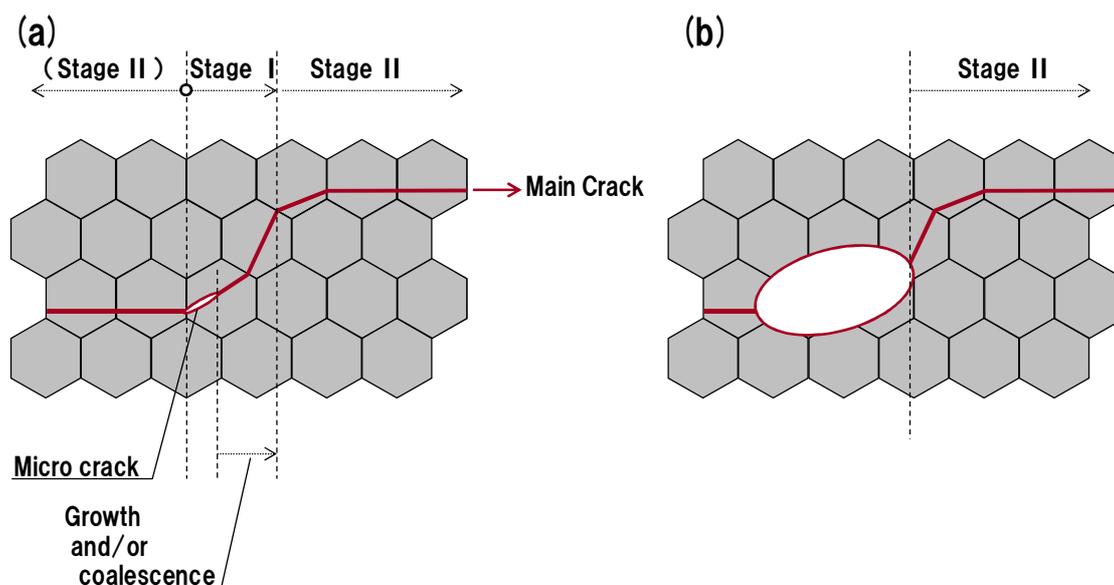


Fig. 1-16 Schematic illustration of fatigue crack growth model (a) without defect and (b) with internal defect as crack initiation site.

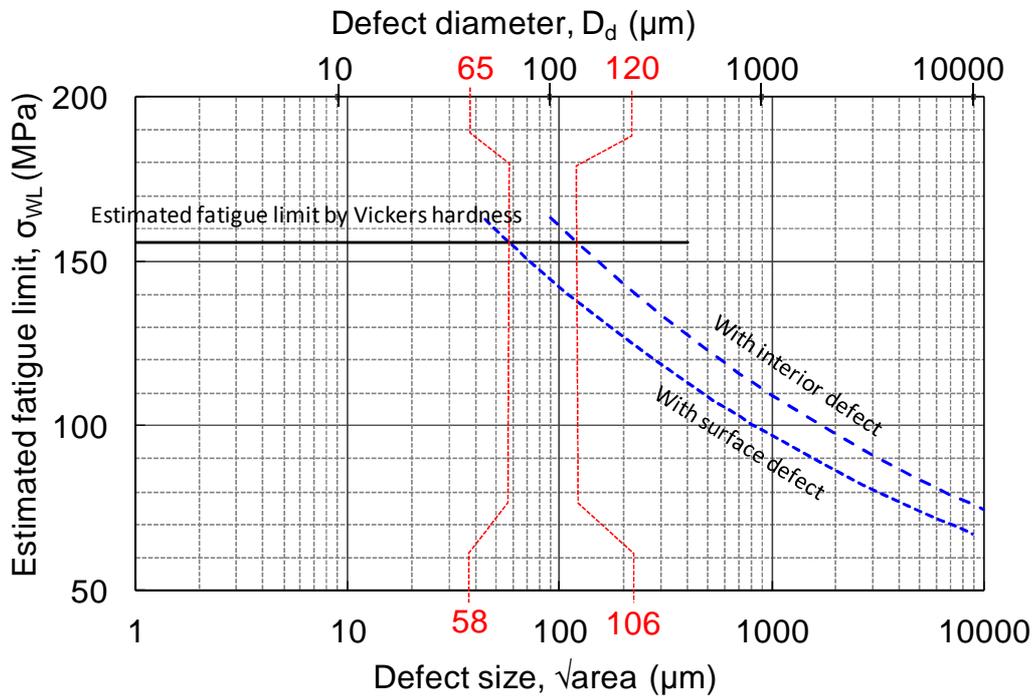


Fig. 1-17 Dependence of fatigue limit of ADC12 die casting on the defect size.

これらの疲労限度評価法は、山田らによってアルミニウム合金ダイカストの鑄造欠陥を考慮した疲労限度予測に有効であることが示されている²¹⁾。そこで、ADC12 合金ダイカストの最大欠陥サイズによる疲労限の低下を予測すると、Fig.1-17 に示すとおり、内部欠陥であれば \sqrt{area} が約 106 μm 、表面欠陥であれば約 58 μm から疲労強度を低下させることになる。欠陥を球形と仮定したときの直径に換算すると、内部欠陥であれば ϕ 120 μm 、表面欠陥であれば ϕ 65 μm に相当する。この時の ADC12 のビッカース硬さは、日本ダイカスト協会発行のダイカストの標準（材料編）²²⁾記載の HRB 硬さを換算した $HV=97.4$ を使用した。ダイカストに内在する鑄造欠陥は、これら疲労限に影響する最小サイズを上回ることが多い。これは、一般的なダイカスト製品の要求品質仕様において、しばしば「機械加工面に現出する鑄巣欠陥のうち、 ϕ 0.3mm 以下のものは欠陥とみなさない。」と表記されたり、「機械加工面に現出する鑄巣欠陥は ϕ 0.5mm まで」といった要求仕様に対して、0.1~1%程度の検査不良が廃棄されたりする現状を考えると理解できる。

つまり、これら内在する鑄造欠陥を起点とした疲労破壊を抑制することが、ダイカストの疲労限度を向上させるために重要であるといえる。

1-5 修正グッドマン線図による疲労限度評価

付加される平均応力と応力振幅の状態に対して、材料の疲労限度を評価には、修正グッドマン線図の適用が一般的である。そこで、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。文献²³⁾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. 1-18)。

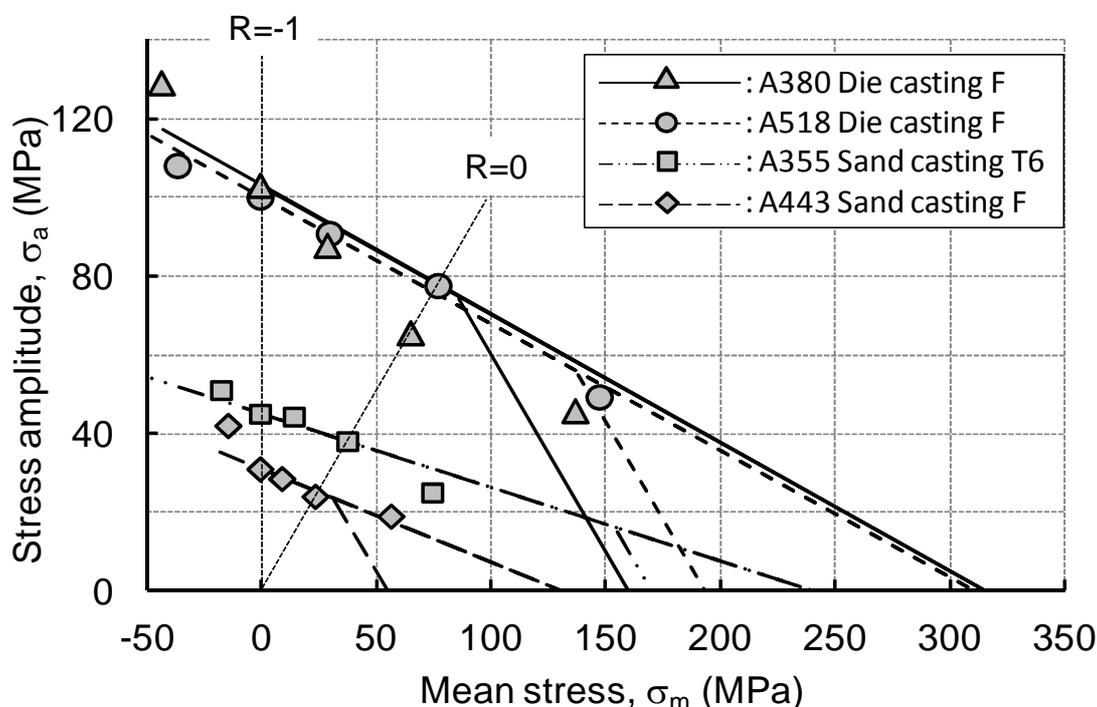


Fig.1-18 Evaluation of fatigue strength at 10^7 cycles for aluminum casting alloys by modified Goodman diagram. A part of line showing yielding is also drawn for each alloy.

A380 合金ダイカスト F 材、A443 合金砂型鋳造 F 材、A518 合金ダイカスト F 材、A443 合金砂型鋳造 T6 処理材ともに、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%耐力を上回っており、引張強さに近い。Fig. 1-19 に A518 合金ダイカストの鋳造まま材について、修正グッドマン線に加えて、ゾーダーベルク線、ゲルバー線を描き入れたものを示す。それぞれ、次式で表わされる²⁴⁾。(σ_a : 応力振幅、 σ_{w0} : 応力比 $R=-1$ の疲労強度、 σ_m : 平

均応力、 σ_B : 引張強度、 $\sigma_{0.2}$: 0.2%耐力)

$$\text{Modified Goodman Line : } \sigma_a = \sigma_{w0} \left\{ 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right\} \quad (4)$$

$$\text{Soderberg Line : } \sigma_a = \sigma_{w0} \left\{ 1 - \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_B} \right)^2 \right\} \quad (5)$$

$$\text{Gerber Line : } \sigma_a = \sigma_{w0} \left\{ 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{0.2}} \right\} \quad (6)$$

プロットされた疲労限のデータは、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疲労強度設計において、修正グッドマン線図を用いて疲労限度を評価することが工学的に妥当であると判断されることから、本研究では修正グッドマン線図を疲労限度評価の指標に採用する。

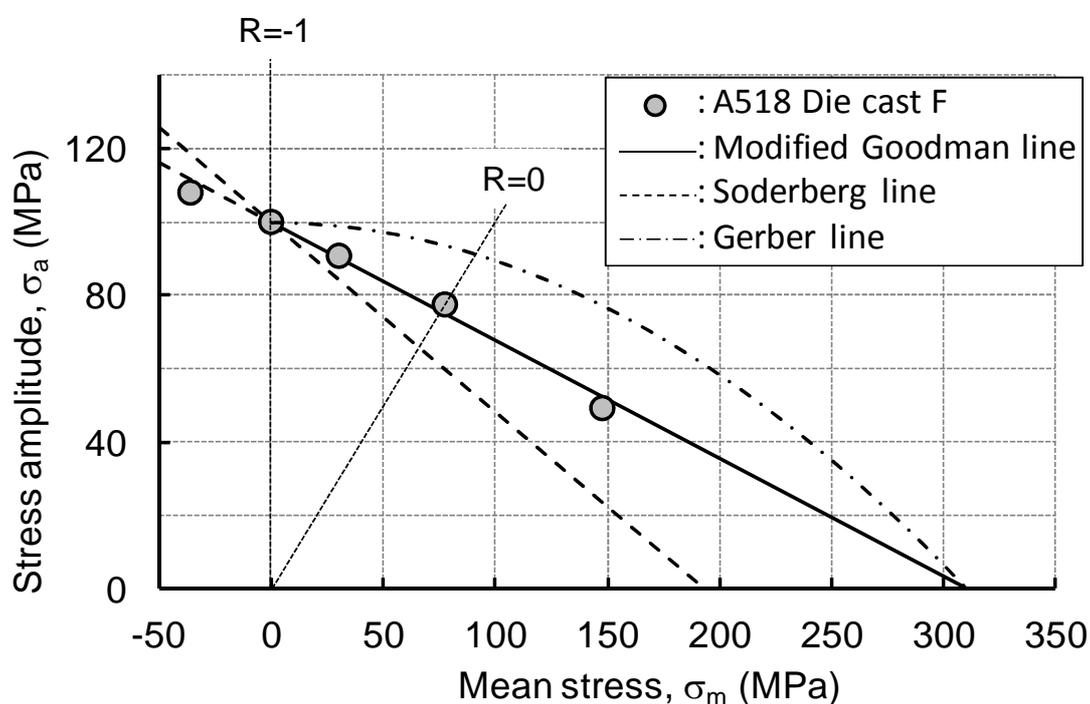


Fig.1-19 Comparison between modified Goodman line, Soderberg line and Gerber line fitting on fatigue strength at 10^7 cycles for A518 die casting.

1-6 ADC12 合金ダイカストの疲労限度と保証値

前述したとおり、ダイカストは多くのマクロ欠陥が内在していることにより、無欠陥材での疲労限度 (Fatigue limit of material without defects) から大きく低下する。ADC12 合金ダイカストの疲労限度線図を Fig. 1-20 に示す。ASTM 標準試験片を用いた、すなわち欠陥の非常に少ない健全な状態の疲労限度線に対して、一般ダイカストの製品における使用可能な保証範囲 (Safe zone) は非常に狭い。引張強さ、0.2%耐力は約 2/3、疲労強度は約 1/2 である。実際の疲労試験では、短軸引張圧縮試験、平面曲げ試験、回転曲げ試験、実際の部品の応力モードを模した実体強度試験など、試験方法によって同一材料を用いても異なるデータが得られることから、同じ疲労限度線図内にプロットすることは難しい。これまでの実験的経験値をもとに、便宜的に ADC12 合金ダイカスト製品の実体疲労限度範囲をプロットすると、Fig. 1-20 中の Allowable stress range で示される。この実体疲労限度範囲下限から、安全率を考慮し、製品としての保証使用範囲が決定される。

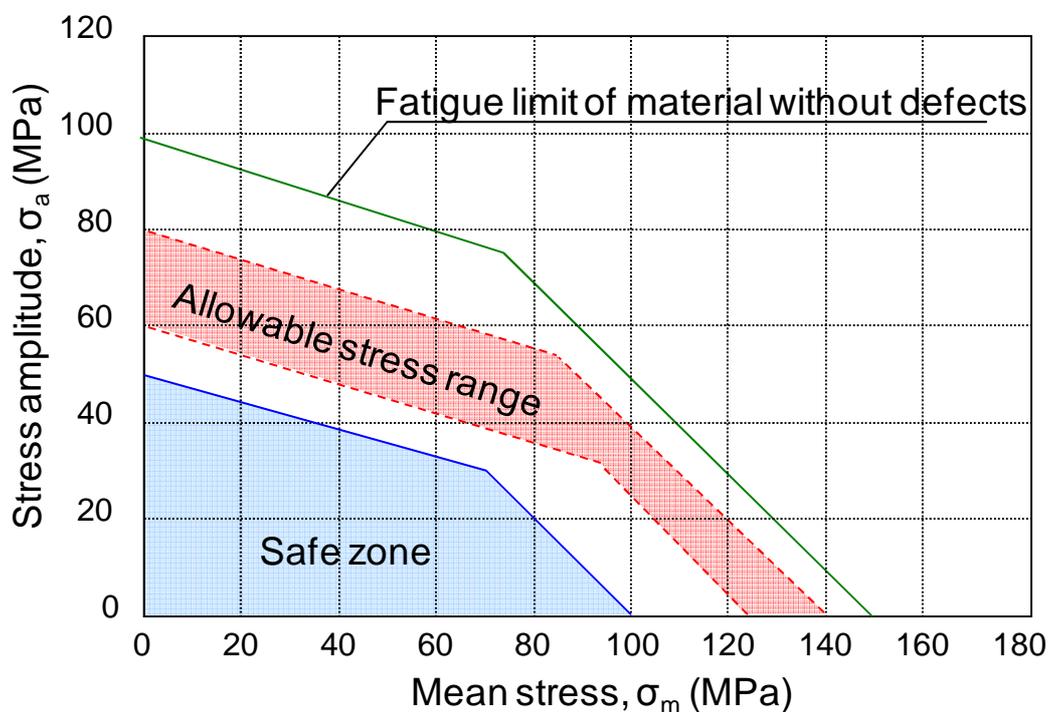


Fig. 1-20 Allowable stress range and safe zone in fatigue limit diagram of ADC12 die-casting products.

1-7 ADC12 合金ダイカストの疲労限度保証範囲の拡大

工業部品、たとえば自動車のパワートレイン部品などは、部位ごとに負荷される応力が違う。部品製造時の内部残留応力、部品組み付け時の締め付け応力といった平均応力と、エンジンの回転や路面から伝わる振動などによる振幅応力が組み合わさって、様々な応力比及び応力の大きさが生じる。したがって、部品設計の自由度を向上させる、すなわち軽量化のための薄肉化を実現させるためには、疲労限度の保証範囲を拡大させることが重要である。しかし、これまでに欠陥の低減や基地の改質によって疲労限度線図上の特性がどれだけ改善するかを包括的に議論した研究はなく、実際の部品設計に対する改善技術の貢献度は明らかにされていない。

そこで、ダイカストの実体疲労限度範囲下限を無欠陥材での疲労限度に近づけるためのアイデアについて調査し、疲労限度線図上で特性の改善を評価するとともに、その改善効果と実現可能性について検証することにした。

(1) R=-1~0 の疲労限の改善

欠陥を起点としたき裂進展を抑制するために、ダイカストの凝固収縮巣、ガスの巻き込み巣といった鑄造欠陥サイズを低減させる手段を考える。局部加圧法は、鑄造後に閉塞された領域に対して強制的に溶湯を供給することで、鑄巣欠陥の大幅な低減が期待できるため、鑄物の品質改善を目的に適用されることの多い技術である。しかしながら、局部加圧の機械的特性への影響を定量的に調査した研究は少なく、局部加圧による欠陥の低減や基地の変化による改善の効果は明確になっていない。そこで、局部加圧を施したときの内部欠陥の抑制や基地の変化と、疲労強度への影響を調査し、工業部品の疲労限度向上への効果について検討する。

(2) 0.2%耐力の改善

基地の強化が必要であり、時効析出強化を効果的にする手段を考える。鑄造直後に鑄物を高温から水没急冷すると、母層中の Cu の固溶量が高い状態を維持し、熱処理による時効析出強化の増大が期待できる。鑄造直後の水没急冷は、しばしば実施されるが、機械的特性の向上を目的としたものではなく、あくまで製造工程での製品取り扱い上の作業性や安全性を向上させる目的での改善である。ゆえに、機械的特性への影響について調査した報告はない。そこで、鑄造後水没急冷の有無による時効析出処理後の機械的特性、および組織の差を調査し、その効果について検証する。

(3) 応力集中部を局所的に強化する方法

高応力部を限定的に強化する方法があれば、鋳物全体の特性を向上するより効率的に高い機械的特性が保証できる。FPB (Fine Particle Bombardment) 処理をアルミニウム合金表面に施すと、硬化改質層が形成される²⁵⁾。マクロ欠陥を有するダイカストに FPB 処理を施した時の疲労強度への影響を、破壊起点となる欠陥の状態変化に着眼して検証し、工業部品への適用について考察する。

1-8 本研究の目的

修正グッドマン線図による疲労限度評価を指標にし、疲労限度の保証範囲を拡大するために、ADC12 合金ダイカストの実体疲労限度範囲の下限值を向上させるいくつかの方法について調査、考察を行う。また、特性向上の効果と併せて、経済性、生産性など、実際のダイカスト製品に適用する際の実現可能性を考慮し、方法の工業的な価値について検討した。

第2章 局部加圧によるADC12合金ダイカストの疲労強度向上

2-1 はじめに

序論で述べたとおり、コールドチャンバーダイカスト製法は、高速で溶湯を鑄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冷凝固に伴う収縮欠陥によって、鑄巣が生じ、これらが部品の機械的特性に関わる信頼性を低下させる。特に、エンジンシリンダーブロックのジャーナル部などの強度必要部位は、設計上肉厚を増す必要があるが、肉厚が増すほどに鑄巣が生じやすくなり、単位肉厚あたりの強度信頼性が低下する²⁶⁾ため、部品の構造設計が難しい。

肉厚ダイカスト部品の品質向上技術に、局部加圧法⁸⁾がある。金型に摺動するピンと油圧シリンダーを設置し、溶湯充填完了後にピンを前進させ、局部的に溶湯供給を行うこの方法は、凝固収縮巣やガスの巻き込み巣といった鑄巣欠陥を抑制することを目的として、ダイカストの高品位化に効果を上げた事例も多い²⁷⁾。この鑄巣欠陥の改善によって部分的な機械的特性の向上が期待できる。特に欠陥が破壊起点となることで低下する疲労強度の改善が考えられるが、ダイカストにおける局部加圧による疲労強度への影響を調べた研究は少ない。また、局部加圧法は生産時のサイクルタイムへの影響がなく、部品コストを上げずに特性を改善する方法として、工業的価値が高い。

本章では、ADC12合金ダイカストの肉厚部に局部加圧を施した時の内部欠陥の抑制と、疲労強度への影響を調査し、工業部品の疲労限度向上への効果について検討した。

2-2 実験方法

2-2-1 供試材

供試材は、アルミニウムダイカスト合金ADC12であり、その化学成分をTable 2-1に示す。

Table 2-1 The 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.

次に、供試材の形状を Fig. 2-1(a)に、湯道方案を含めた鋳物の形状を Fig. 2-1(b)に示す。

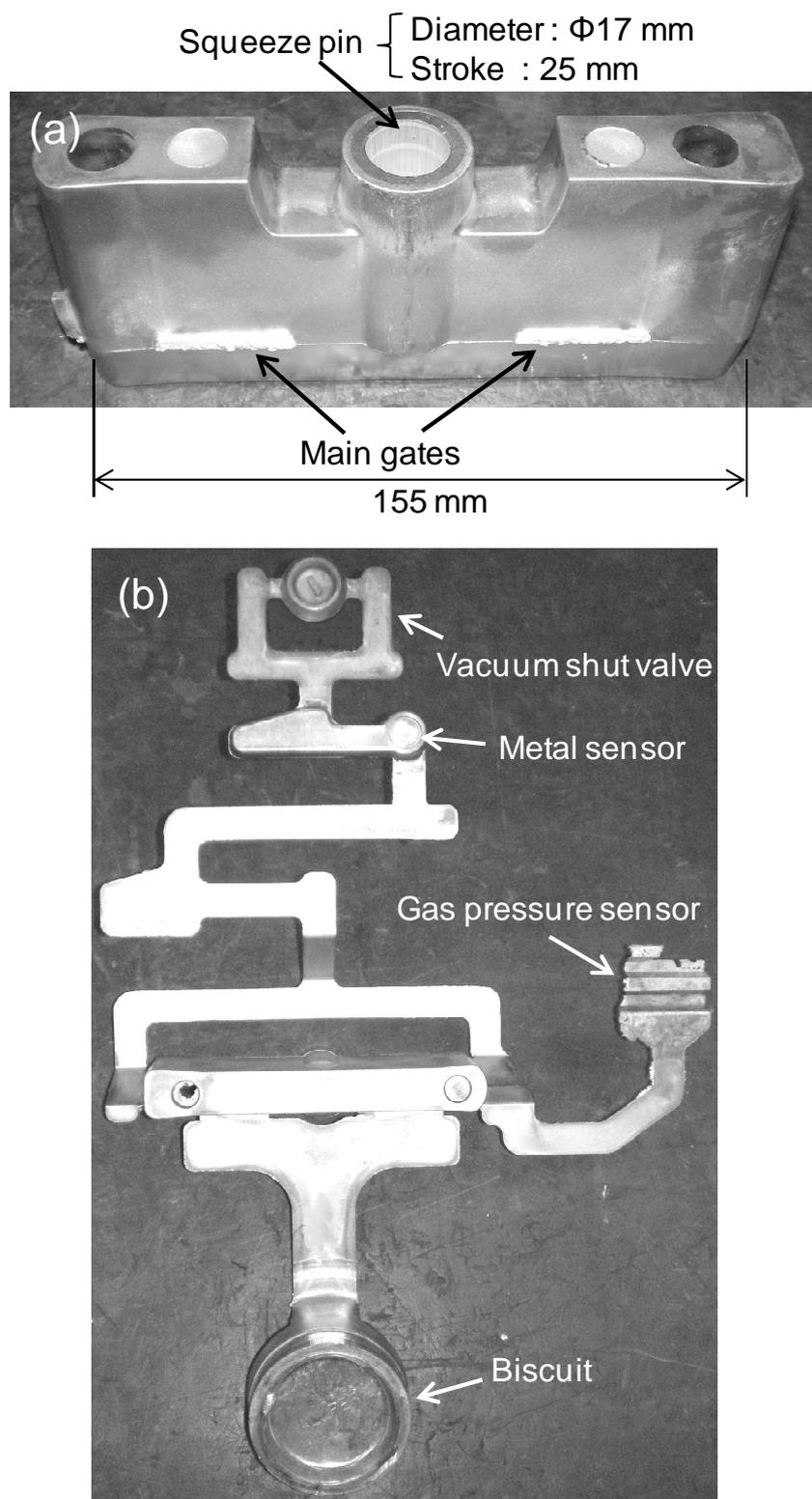


Fig. 2-1 Die-casting sample (a) and its whole view with runner (b).

Table 2-2 Experimental conditions of die casting

Parameter		Value
Plunger tip diameter		70 mm
Molten metal temperature		680 °C
Injection Speed	Slow speed	0.29 m/s
	Fast speed	1.8 m/s
Metal pressure		60 MPa
Vacuum time		0.6 s
Curing time		13 s
Cycle time		38.2 s
Die temperature	Cover die	133 °C
	Movable die	153 °C

供試材は、エンジン用シリンダーブロックのジャーナル部を模擬したものであり、型締め力 250 t ダイカストマシンにて Table 2-2 に示す鑄造条件にて鑄造した。シャットバルブ（減圧弁）を金型に設置し、高速射出開始前 0.6 s 間キャビティ内のガスを強制排出する減圧鑄造を用いた。キャビティ中央部を加圧するように設置した加圧ピンは、 $\phi 17$ mm、ストローク 25 mm で、動作開始タイミングは 8 s とした。なお、動作開始タイミングとは、高速充填開始後の局部加圧ピンの動作開始までの時間であり、欠陥の抑制効果が最大で、かつ各ショットで安定した動作ストロークを確保できる条件を設定した。ピンの加圧力は 73.9 kN で、動作速度制御は行っていない。この加圧ピンの動作の有無により 2 種の供試材を作製した。以後、局部加圧を動作させていない供試材を N 材、局部加圧を動作させた供試材を P 材と呼称する。

2-2-2 疲労試験と破面解析

平板試験片を用い、応力比（最小応力 σ_{\min} /最大応力 σ_{\max} ） $R=0$ 、周波数 25 Hz、大気圧中（室温）の条件で平面曲げ疲労試験（シェンク試験）を実施した。試験片形状を Fig. 2-2(a) に示す。応力比 $R=0$ では、試験片の片面（Front side）にのみ引張応力が繰返し負荷される。Fig. 2-2(b) に示すように、この Front side が供試材の表面 A から 1 mm および 20 mm に位置するように試験片を採取した。この A 面を試験片採取位置の基準とする。この試験片表面の中心部は、加圧ピンの動作軸中心上に位置し、局部加圧の有無と試験片採取位置の違いから 4 種の試験片を作製した。以後、局部加圧を動作させていない A 面から 1 mm の試験片を N1、20 mm を N20、局部加圧を動作させた A 面から 1 mm の試験片を P1、20 mm を P20 と呼称する。

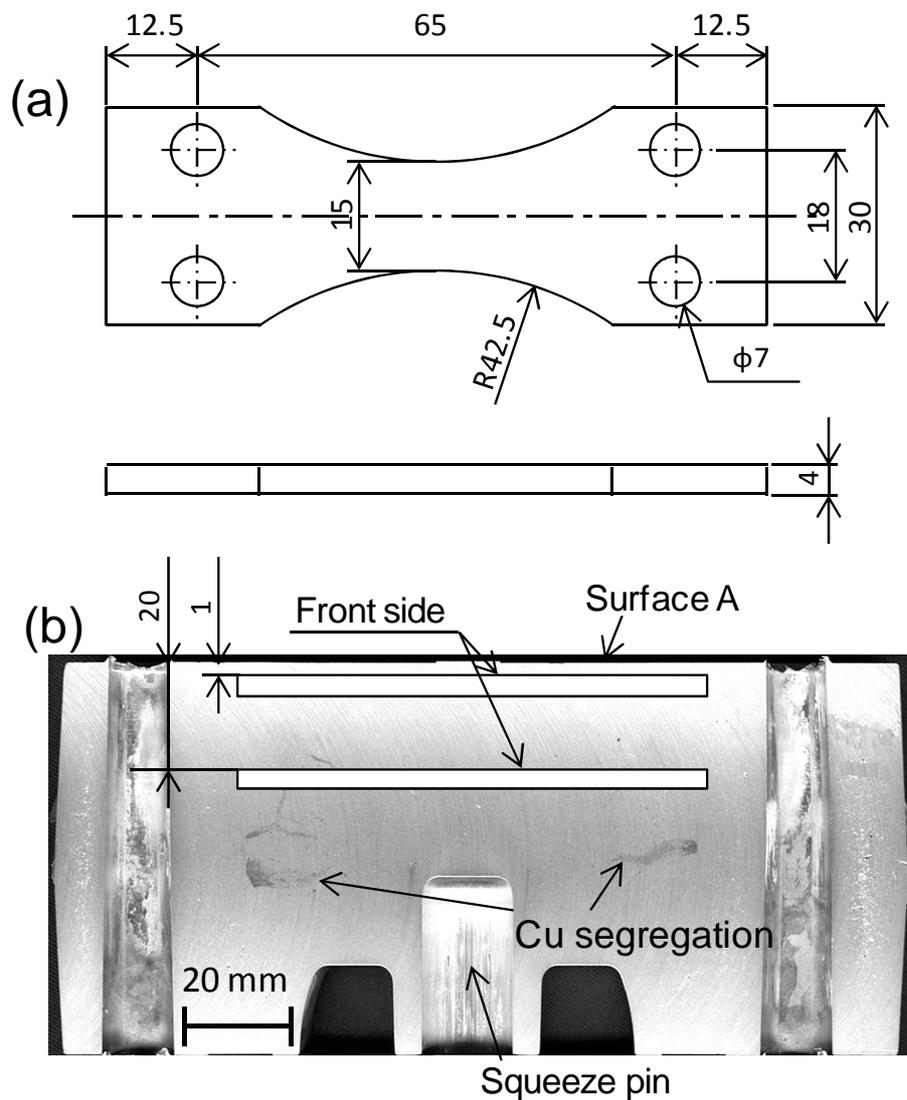


Fig. 2-2 Dimension of bending fatigue test specimen (a) and the position of specimens in the die-casting (b).

これらの試験片採取に当たっては、CAE (computer-aided engineering) 凝固解析を用いて、局部加圧の動作時期、すなわち、充填完了から 8 秒後の固相率分布 (固液共存領域) および温度分布 (固相領域) の予測を実施した (Fig. 2-3)。P1 は凝固完了領域、そして P20 は固液共存領域にあると推定できる。

全ての破断試験片について、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて破面観察を行った。なお、欠陥の大きさは村上による $\sqrt{\text{area}}$ 法²⁸⁾により評価し、観察断面の $\sqrt{\text{area}}$ 値で示す。

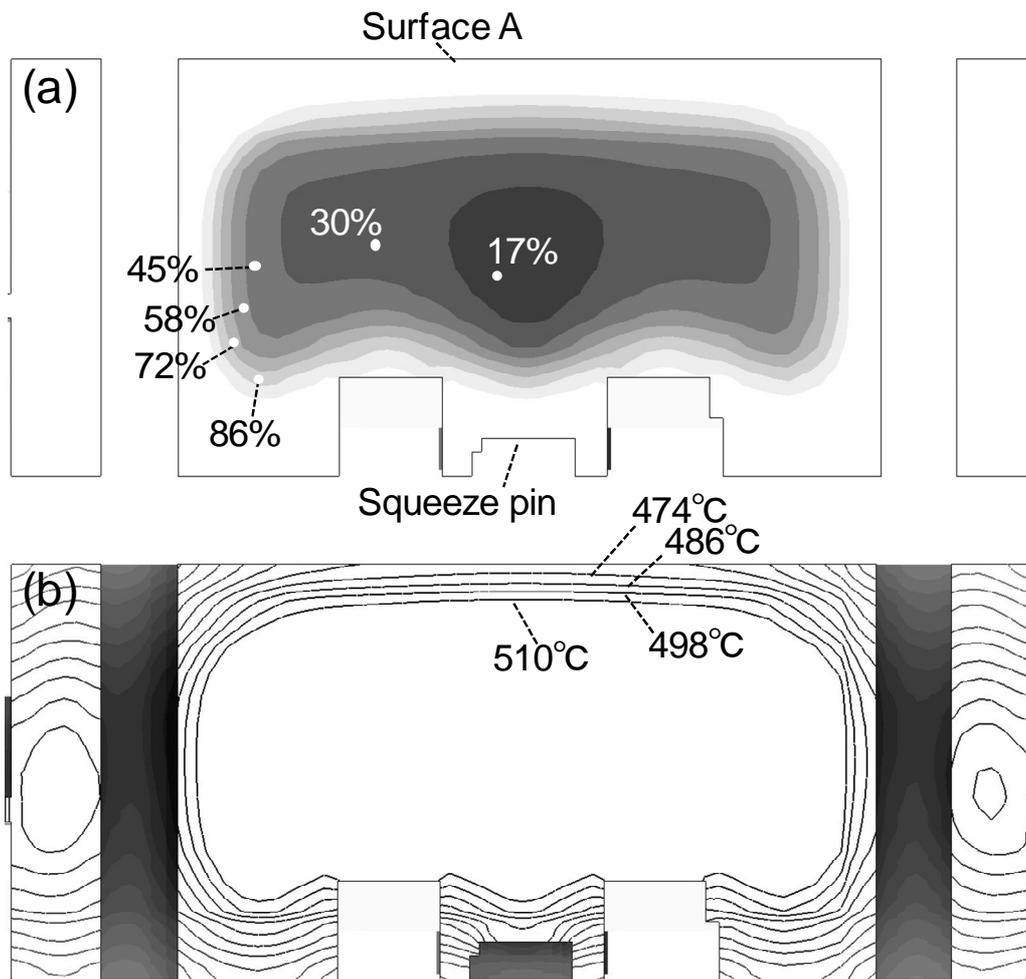


Fig. 2-3 CAE (computer-aided engineering) solidification analyses for (a) fraction of solid and (b) temperature at the moment of local squeezing.

2-3 実験結果及び考察

2-3-1 局部加圧による内部欠陥の抑制

Fig. 2-4 に N 材(a)と P 材(b)の X 線透過画像を示す。N 材は、鑄巣が中央部を中心に広範囲に存在しているのに対して、P 材は、顕著なマクロ欠陥は確認されず、内部欠陥が大幅に低減されているのがわかる。Fig. 2-5 にマイクロフォーカス X 線 CT 装置を用いた空隙の 3 次元分布図を示す。疲労試験片の中央部の断面 15 x 4 mm を 0.02 mm 間隔で 50 断面撮像し、コンピューター上で 3 次元にマッピングした。各画像の解像度は 0.02 mm/pixel である。

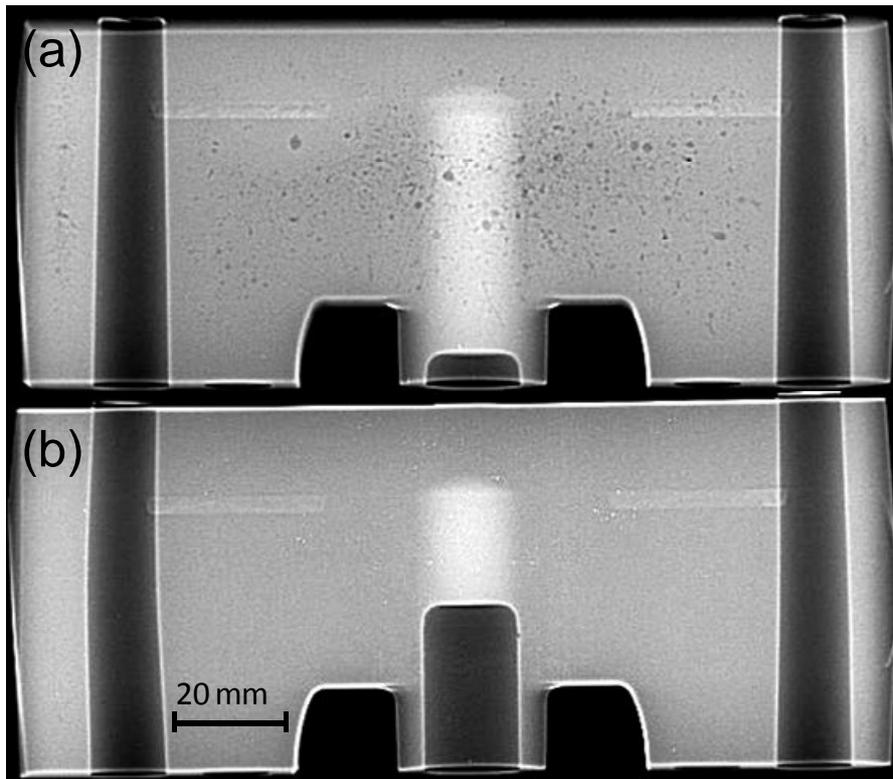


Fig. 2-4 X-ray images of the die-casting samples of (a) N, without local squeezing and (b) P, with local squeezing.

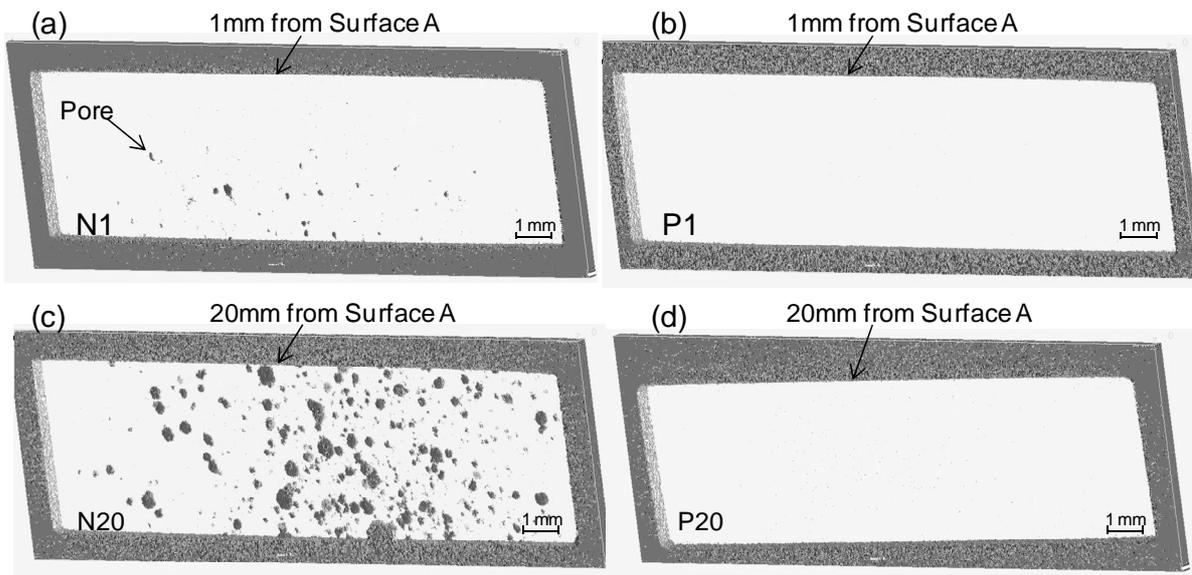


Fig. 2-5 3D analyses by micro focus X-ray CT for pore distribution in the specimens of (a) N1, (b) P1, (c) N20 and (d) P20.

A面から20 mmの肉厚中央付近は、ゲートが凝固によって閉塞した後に凝固する最終凝固部であるため、多くの凝固収縮巣と、周囲の凝固収縮によって鑄造圧力から開放され膨張したガス欠陥が存在する(b)。局部加圧を動作することによって、現認できる欠陥がほとんどない状態まで改善された(d)。これは、凝固収縮によって生じようとする空洞部に溶湯が供給され、また、溶湯内部圧力が高まることでガスが圧縮された結果だと考えられる。供試材の表面に近いN1は凝固開始時期が早く、鑄造圧力によって十分に溶湯が供給されるため、局部加圧をしていない状態でも鑄巣欠陥が少ない(a)。特に、A面から1 mmの表層付近は、局部加圧動作前に凝固が完了するため、N1とP1との欠陥量の差が小さい。

次に、これらの欠陥について、平面曲げ疲労試験で最大応力が負荷される面、すなわち、A面から1 mmおよび20 mmの断面の定量調査を行った。視野範囲5.1 x 3.8 mmの断面写真を各試料12枚ずつ撮像し、5 μm以上の欠陥についてサイズおよび数を調査した。

Table 2-3に局部加圧の有無によるA面から1 mmおよび20 mmの断面の欠陥面積率の違いを示す。また、Fig. 2-6(a)にA面から1 mm、(b)に20 mmの断面の欠陥の頻度分布を示す。なお、局部加圧したA面から20 mmの断面に関しては、比較参考のため(a)中にもプロットした。欠陥の頻度分布は1 mm²あたりの数量を示している。

A面から20 mmの肉厚中央付近では、欠陥面積率は約5.3%にも及んだ。欠陥サイズは、100 μm以下のものが大半を占めるが、200 μm以上の粗大なものも存在する。局部加圧を動作させることで、欠陥面積率は0.012%に、確認できる最大欠陥サイズは70 μmにまで改善した。A面から1 mmの表面付近では、50 μm以下の比較的小さい欠陥量に改善がみられるが、最大欠陥サイズに差はない。

Table 2-3 Fraction of internal defect in the cross section of specimens.

Sample	Area ratio (%)
N20	5.297
P20	0.012
N1	0.007
P1	0.003

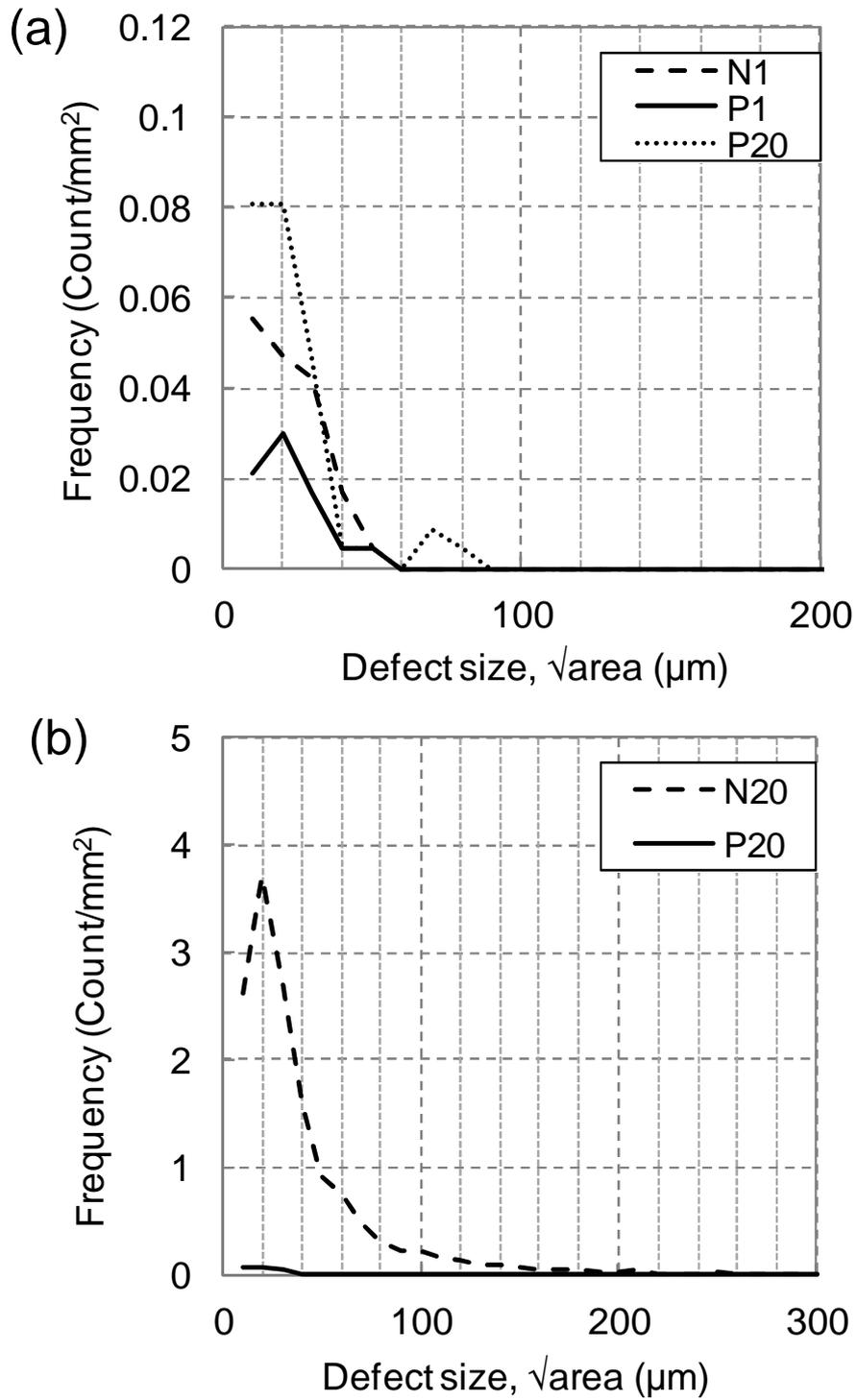


Fig. 2-6 Distribution of defects at 1 mm (a) and 20 mm (b) in the depth from the surface A.

ここで、疲労強度に影響する欠陥サイズについて考える。第 1 章で述べたとおり、 $\sqrt{\text{area}}$ パラメータモデルによると、表面欠陥で $\sqrt{\text{area}} = 58 \mu\text{m}$ 以上、内部欠陥で $\sqrt{\text{area}} = 106 \mu\text{m}$ 以上で疲労強度が低下することになる。つまり、 $50 \mu\text{m}$ 程度の欠陥を臨界サイズとして、それ以下が単独で存在しても疲労強度に影響しないと考えることができる。

2-3-2 局部加圧による組織の変化

Fig. 2-7 に N1(a)、P1(b)、N20(c)および P20(d)の光学顕微鏡写真を示す。A 面から 1 mm の N1 と P1 の凝固組織に大きな違いは見られない。A 面から 20mm の N20 と P20 は、初晶の大きさに違いは見られないが、P20 の凝固組織は、共晶組織が分断されたように見える。これは、局部加圧によって半凝固状態で流動されることにより、晶出した共晶 Si が引きちぎられたものと考えられる。局部加圧によって粗大な鑄巣欠陥が抑制されることが疲労限度を改善する主要因であるが、基地の改質による粒界の応力集中の緩和も、改善の方向に働く要因と考えられる。

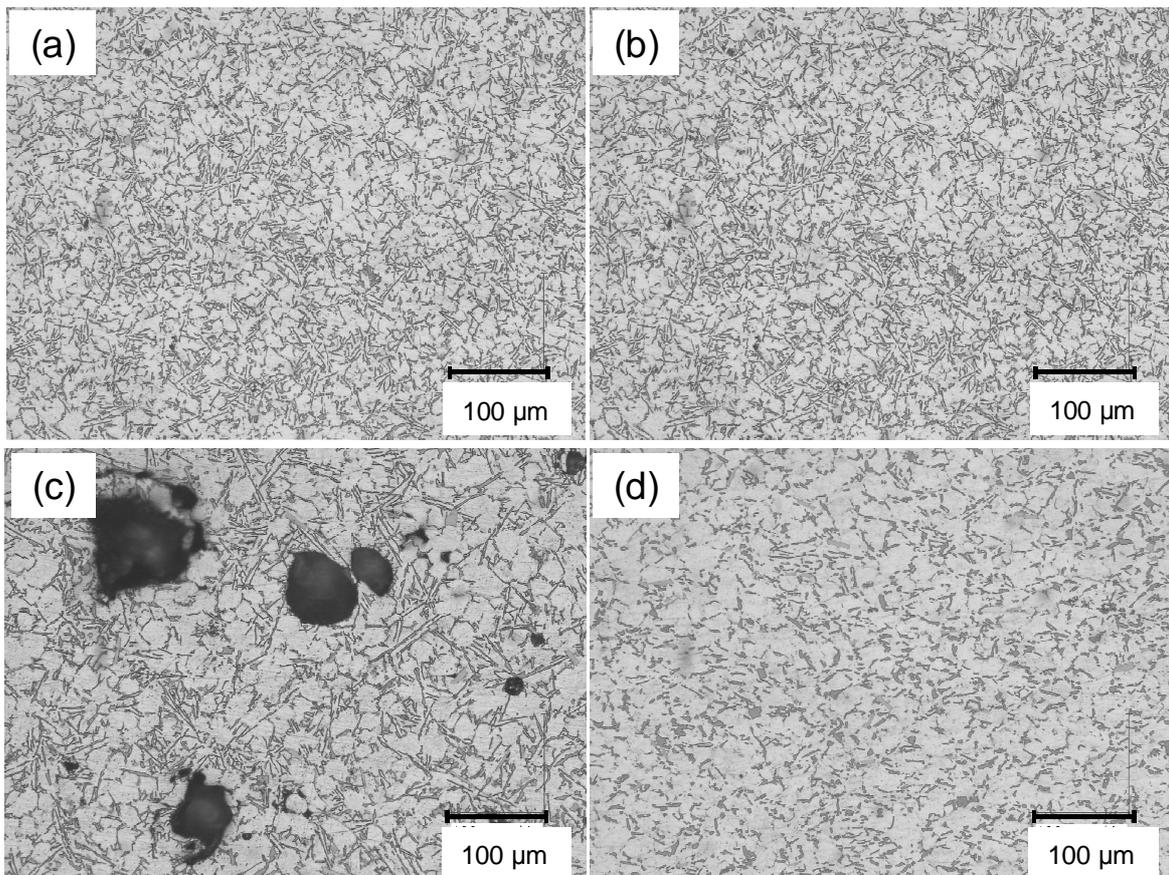


Fig. 2-7 Optical micrographs in the cross section of specimens: (a) N1, (b) P1, (c) N20 and (d) P20.

ADC12 合金ダイカストで局部加圧を動作させた場合、凝固が進み、溶質濃化した溶湯が流動することで Cu の偏析が生じることが知られている²⁹⁾。その成分量の分布によって部位ごとに強度が変化する可能性がある。Fig. 2-8(a)に P 材の断面の X 線蛍光分析による Cu 濃度の半定量分析結果を示す。(b)は調査位置である。また、Fig. 2-2(b)に示す供試材切断面では、溶質濃化による正偏析が供試材中央部から左右にずれた位置に存在している。しかしながら、平面曲げ疲労試験において最大応力の負荷される試験片中央部に関して、A 面から 1 mm 及び 20 mm の Cu の正偏析は確認されないことから、成分偏析による今回の疲労試験結果への影響は無視してよいと考える。

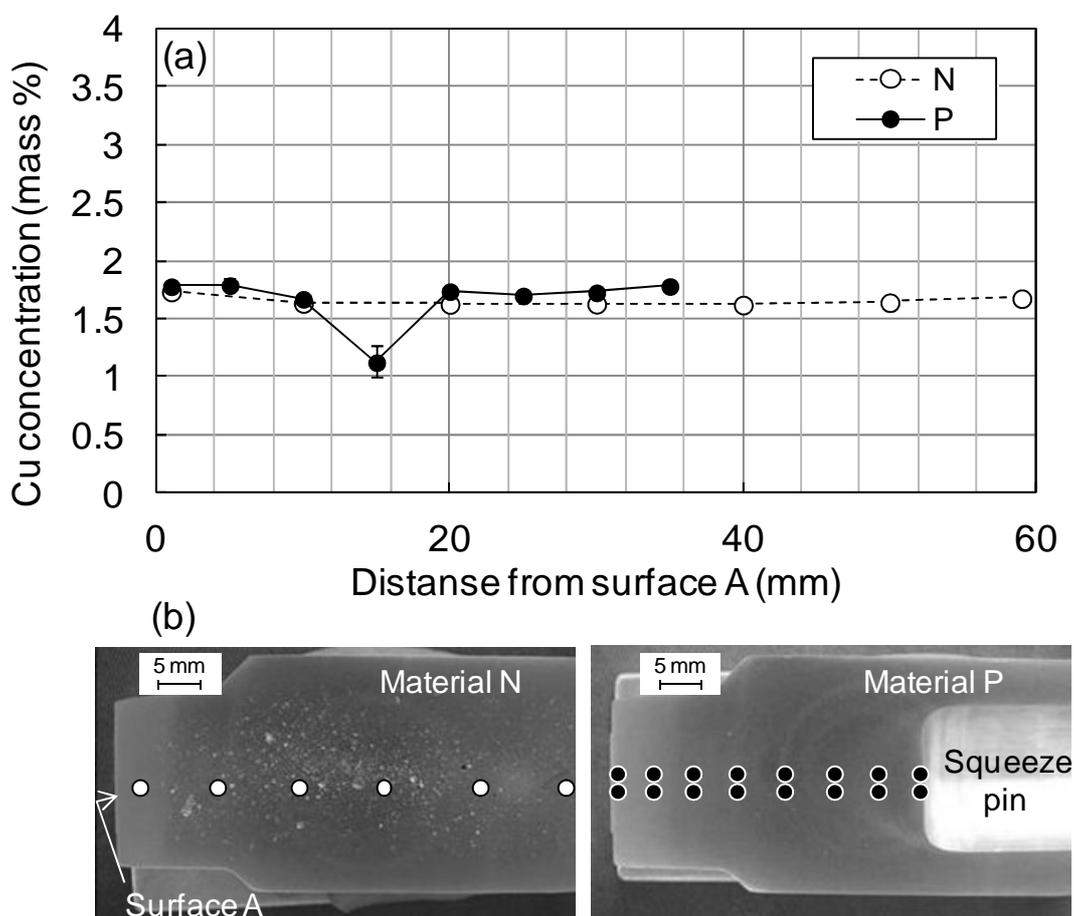


Fig. 2-8 Cu concentration (a) and analysis points (b) in the depth from the surface A.

2-3-3 局部加圧による疲労強度の改善

局部加圧を動作させることで、鑄巣欠陥が抑制されることを前述した。これにより、疲労強度の改善が期待される。欠陥によって本来材料のもっている疲労特性が阻害されるケースでは、すべての試験片に同様の欠陥が存在しているのではないため、疲労試験の値にばらつきが生じる。疲労試験の結果を考察するにあたって、材料の疲労強度と内部欠陥を起点とした疲労強度の低下度合いを議論するために、S-N 線図中の上端のプロットを結んだ線より導く疲労限の上限値と、下端のプロットより導く上限値からの下方へのばらつき度合い（下振れ）を指標として評価することとした。N1 および P1 の S-N 線図を Fig. 2-9(a) に示す。局部加圧を動作させていない N1 の 10^7 回の疲労強度上限値は 70 MPa、下振れは 1.7×10^6 回までのデータを基に 8 MPa と評価できる。局部加圧を動作させることで、同上限値は 78 MPa まで向上し、下振れは 3.1×10^6 回までのデータから 3 MPa となった。下限値を上限値から下振れを差し引いたものとする、工業部品の設計時に考慮が必要な疲労強度下限値は局部加圧によって 62 MPa から 75 MPa へと 13 MPa 改善したことになる。

Fig. 2-9(b) に N20 および P20 の S-N 線図を示す。N20 の 10^7 回の疲労強度上限値は 46 MPa、下振れは 4 MPa であった。これに対して、P20 では、同上限値は 73 MPa まで向上し、下振れは 5 MPa であった。すなわち、下限値が 42 MPa から 68 MPa に 26 MPa 改善したことになる。肉厚のほぼ中央部に位置する N20 は、多数存在する粗大な欠陥を起点にした破壊が容易に開始されることで、材料の疲労強度よりも大幅に低い応力で破壊される。また、5%以上に及ぶ欠陥面積率は、実質の試験片断面積を狭めている。平面曲げ疲労試験では、試験片の厚さ方向に対してリニアに変化する応力分布ができる。内在する欠陥が均一に存在すれば、変位一定の試験での各断面にかかる応力は、欠陥による面積減少分高くなる。つまり、実際には計算上の応力より高い応力がかかっていることになり、これも低い疲労強度を示すことにつながっている。これに対して、P20 は、最大欠陥サイズ、個数ともに改善されていることで、疲労強度が改善したと考えられる。対して N1 と P1 は欠陥面積率の差は 0.04 ポイントと小さく、最大欠陥サイズにも明確な差がないにも関わらず、疲労強度が 18%も改善したことから、さらに詳細な欠陥と疲労強度との関係を考察した。

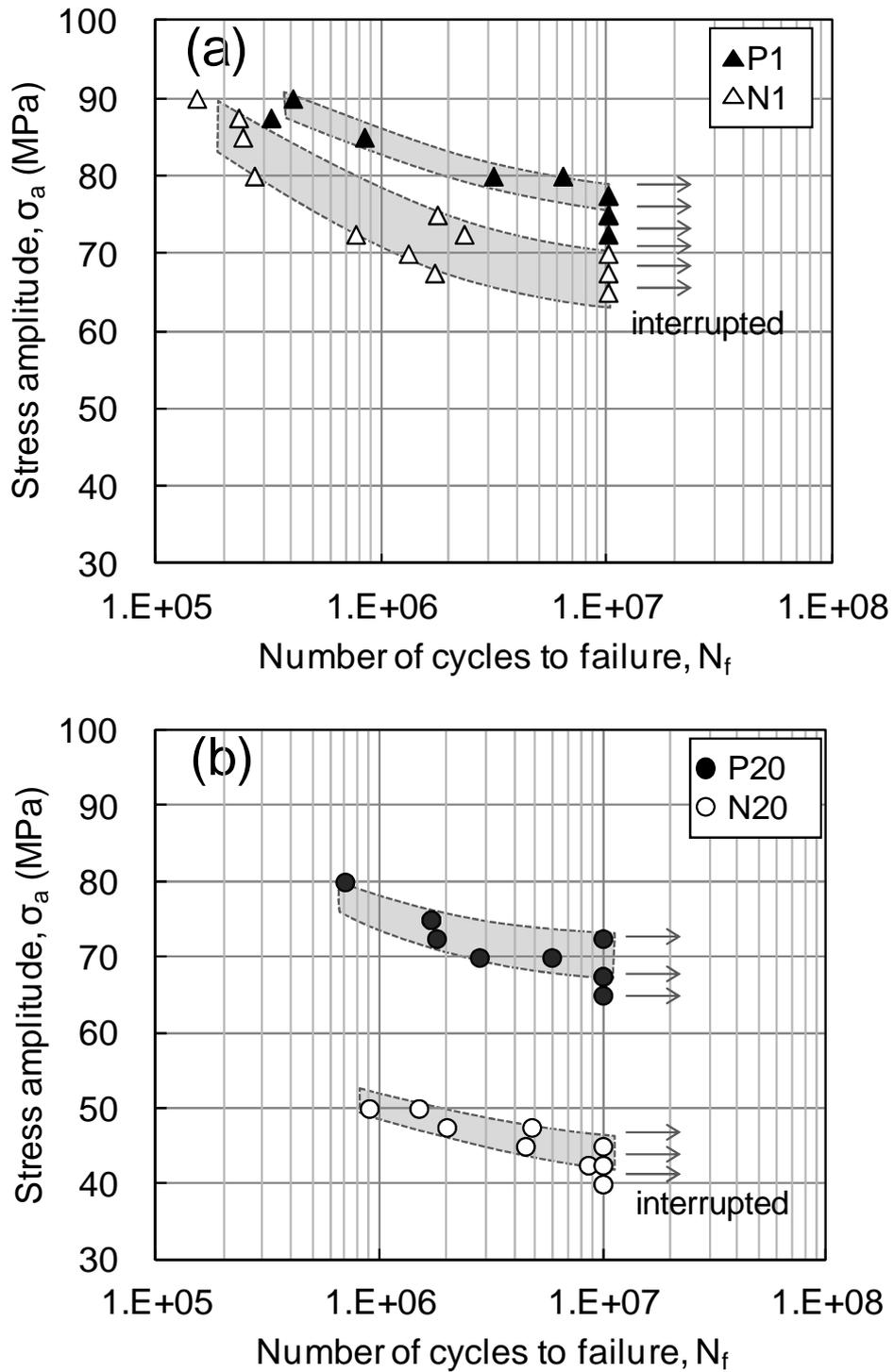


Fig. 2-9 S-N data under bending fatigue test for the specimen of 1mm (a) and 20 mm (b) from the surface A.

2-3-4 欠陥サイズと疲労強度の関係

Fig.2-10 に曲げ疲労試験片の破面の SEM 画像を示す。起点は表面に現出した欠陥 (Fig. 2-10(a)) の場合と、内部欠陥 (Fig. 2-10(b)) の場合がある。ここで、起点の初期き裂長さと破壊応力の関係を評価した。初期き裂長さは、き裂進展方向に平行な欠陥の開口長さ、すなわち、表面欠陥 a 、内部欠陥 $2a$ とした。破壊応力振幅は、起点欠陥中心の **Front side** からの距離 X (Fig.2-10(b)) を測定し、平面曲げ試験の応力分布から起点部にかかる最大応力振幅 $\Delta\sigma$ を算出した。なお、表面欠陥の場合は $X=0$ である。Fig. 2-11(a)に A 面から 1mm、Fig. 2-11 (b)に 20 mm の試験片における、破壊応力振幅と起点の初期き裂長さの関係を示す。応力拡大係数範囲 $\Delta K_{I\max}=1$ の表面き裂、及び内部き裂の初期き裂と破壊応力振幅の関係を比較するために描画した。その関係はき裂進展の下限界値に対応するものであり、欠陥 (=き裂) が破壊起点を与える最小の応力振幅を示す (図中破線)。これに対して、破面から評価した疲労き裂発生点を与えた欠陥サイズは、この下限界曲線よりも大きな値となる。統計的評価には不十分なデータ点数であるが、図中実線が実験結果から推定される下限界値に対応しており、矛盾はない。注目すべきは、N 材に対して P 材のプロットは、同一サイズの初期き裂が存在した場合に、明らかに破壊応力振幅が大きくなる傾向を示す。つまり、局部加圧を施すことによって疲労強度が向上する原因には、欠陥サイズが低減されることだけではなく、他の影響因子の重畳が考えられる。

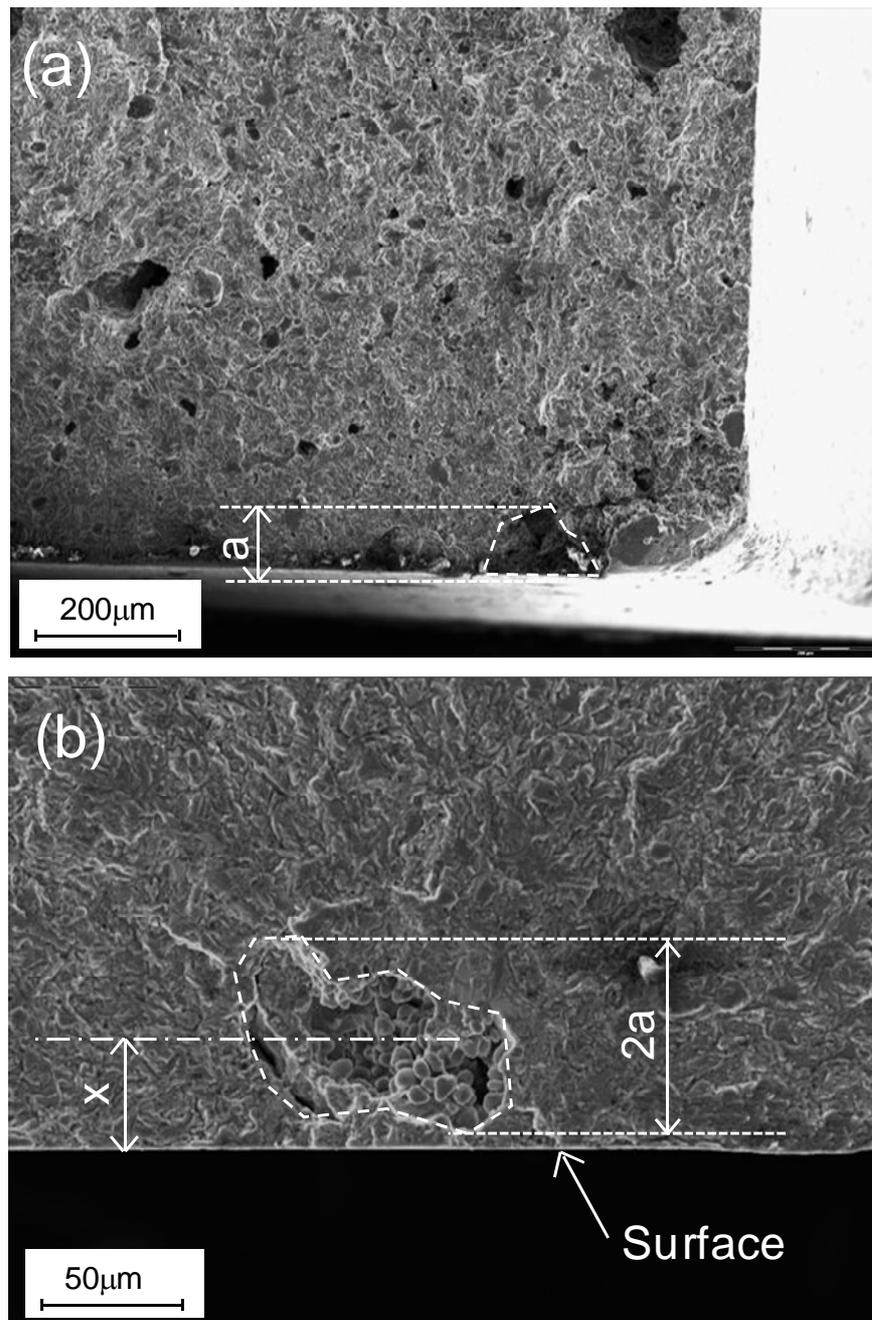


Fig. 2-10 Surface defect (a) and subsurface defect (b) on the fracture surfaces under bending fatigue test: (a) N20, $s_a=50$ MPa, 1.5×10^6 cycles, (b) P20, $s_a=75$ MPa, 1.7×10^6 cycles.

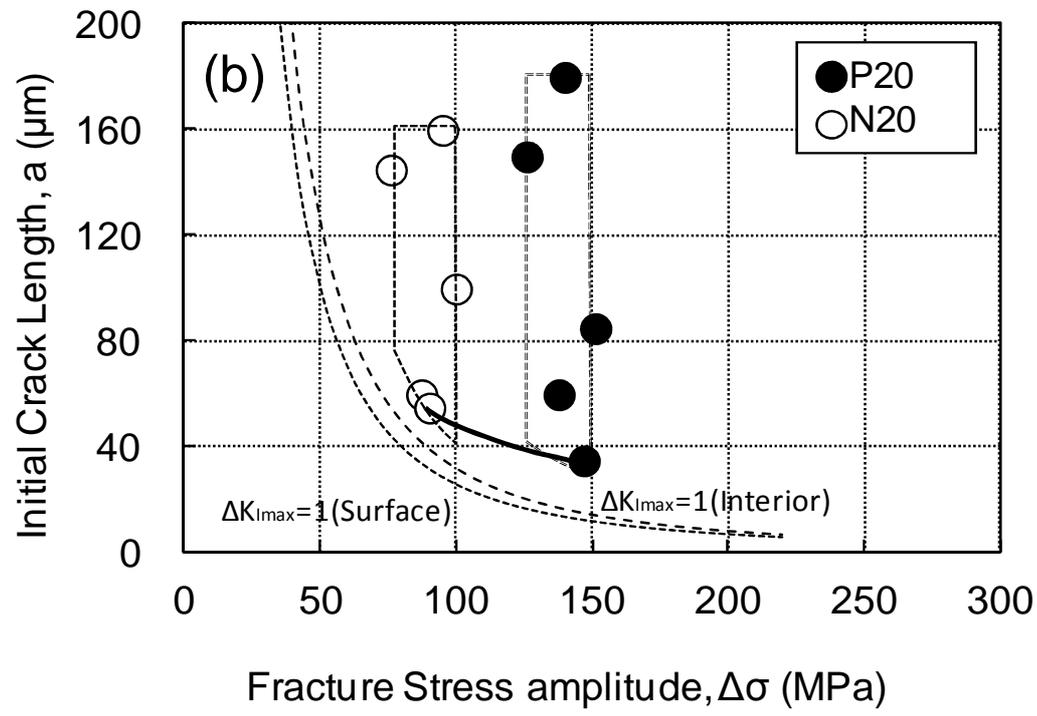
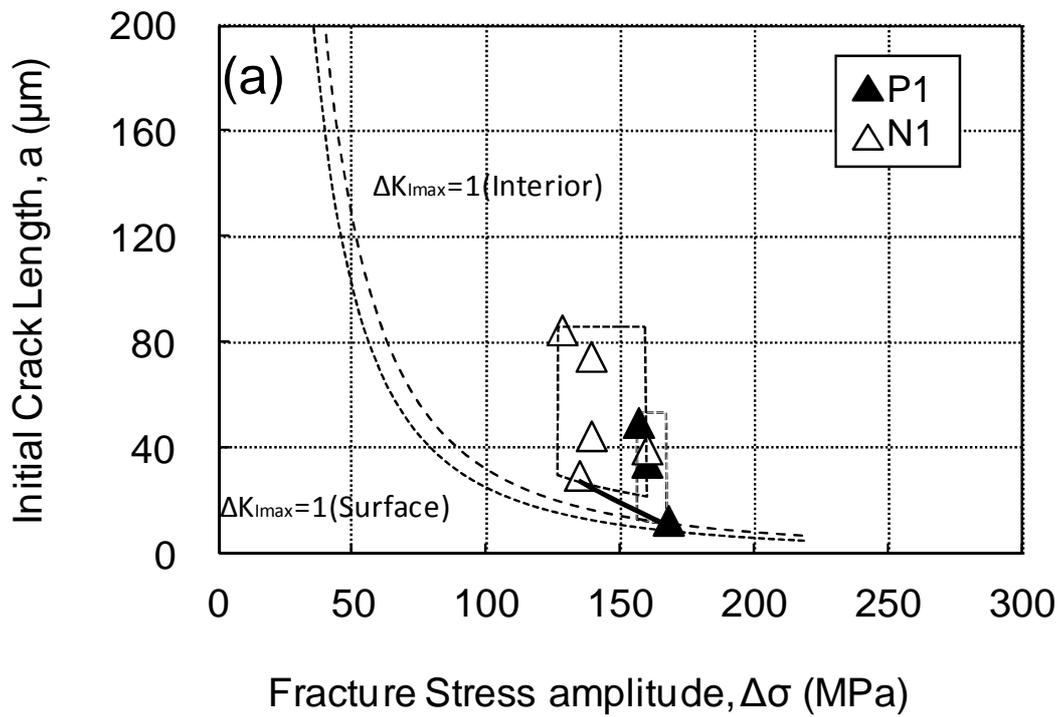


Fig. 2-11 Relationship between fracture stress amplitude and initial crack length for the specimens of 1 mm (a) and 20 mm (b) from the surface A.

2-3-5 疲労限度を改善する要因

欠陥の低減、凝固組織の変化の他に、疲労限度を改善する要因について考える。Fig.2-3に示した凝固解析より、局部加圧動作時にA面近傍は凝固が完了し、固相状態にあると判断されることから、局部加圧の動作で生じる応力によって加工硬化が生じ、強度が向上する可能性が考えられる。そこで、供試材断面のA面からの距離による硬さ変化を調べ(マイクロビッカース硬さ試験、荷重0.1 kg)、N材およびP材それぞれの硬さプロファイルを Fig. 2-12 に示す。いずれの曲線も表面付近の硬さが最も高く、内部に向けて低くなる傾向であった。この傾向は、鈴木らのADC12合金ダイカストの物性値調査³⁰⁾の結果と一致する。P材の硬さはN材と比較して、表面から10 mm深さまで高く、A面から深さ1 mmにおける増大率は約4.1%である。村上によるとビッカース硬さと疲労限は経験的に比例関係が成り立つとされる²⁸⁾ことから、硬さについて比較したが、約18%もの疲労強度向上が加工硬化を主要因として得られるとは考え難い。

押切ら³¹⁾は共晶組成近傍のAl-Si系合金鋳造材における焼鈍し軟化挙動を調べ、500 K以上の温度域では数秒で急速に軟化するとしている。局部加圧動作時の鋳物温度は、Fig. 3(b)で示すように、A面から1mm付近において、少なくとも700 K以上であると予測される。鋳造時に凝固完了後700 K以上の温度域で加工された場合、一時的に加工硬化を生じたとしても、500 Kにいたるまでの冷却過程において軟化が進行して、室温での基地の硬さに大きな違いは生じないと考えられる。一方で、基地の塑性流動により微細欠陥等の小型化あるいは数密度の減少などの効果が期待され、疲労強度の改善につながる可能性がある。

局部加圧による疲労強度改善の要因について整理する。肉厚中央付近の試験片での大きな改善効果から、主要因は破壊起点となる粗大な鋳巣欠陥の抑制にあると判断できる。疲労限度に影響すると考えられる臨界サイズ $\sqrt{\text{area}} = 58 \mu\text{m}$ 以上の欠陥を効率的に低減することで、欠陥を起点とした破壊を抑制できる。加えて、半凝固状態で流動する際に共晶Siが分断され、粒界の応力集中が緩和されることによる基地の強化も期待できる。さらに、凝固組織、最大欠陥サイズ、硬さに明確な差のない表面近傍の疲労限度が向上することから、凝固完了後の塑性流動などによる微細欠陥の低減などが効果を及ぼしている可能性を考えた。しかし、 $10 \mu\text{m}$ 以下の微細欠陥の差を定量的に評価するに至らず、評価手法を含めて、今後の課題とする。

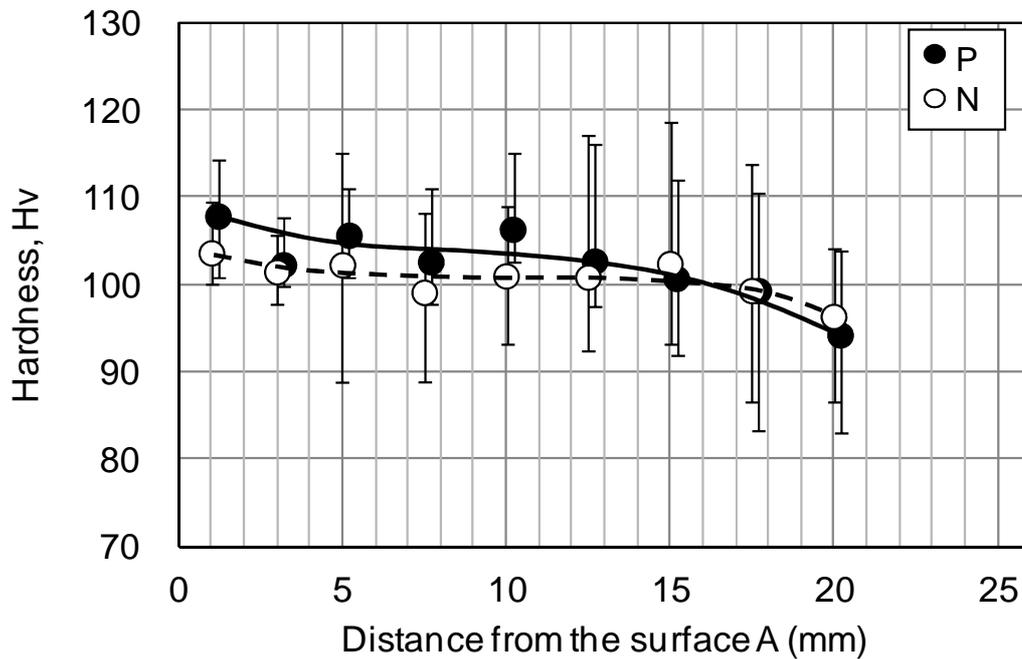


Fig. 2-12 Hardness profiles from the surface A for the die-castings of with (P) or without (N) local squeezing.

2-4 小括

局部加圧を施した ADC12 合金ダイキャスト材と、施さないものの疲労試験を比較検証した結果、以下の結論を得た。

- (1) ADC12 合金ダイキャストに局部加圧を施すと、肉厚中央付近で約 62 %、表面に近い場所で約 18 %疲労強度の下限値の向上が得られた。
- (2) この疲労強度改善の主要因は、局部加圧による凝固時の溶湯補給の結果、凝固収縮巣などの欠陥サイズや数密度が低減したためである。
- (3) 疲労破壊起点を与える欠陥サイズが同等であっても、疲労破壊に要する応力振幅は局部加圧材の方が高く、局部加圧による基地組織への影響も考えられる。

第3章 鋳造後水没急冷工程の追加による ADC12 合金ダイカストの 0.2%耐力向上

3-1 はじめに

部品の疲労限度を修正グッドマン線図で評価することは、その使用限度範囲は、応力比 $R=-1$ における疲労強度、引張り強度、及び 0.2%耐力で評価することに相当する。平均応力が高い、つまり応力比 $R>0$ の領域では、0.2%耐力の向上が使用限度範囲を拡大させることにつながる。

JIS ADC12 合金は、Al-Si-Cu 系であり、Cu の時効析出による強化が期待できる³²⁾。一般的に Al-Si-Cu 系合金鋳物を時効析出強化させる場合、時効処理前に溶体化温度まで上昇させてから急冷させることで Cu を母相内に固溶させる³³⁾。しかしながら、ダイカストの場合、溶体化温度まで昇温すると、内在するガス欠陥が軟化した鋳物内部で膨張する。Fig. 3-1 に T6 処理前後のダイカストの X 線透過画像を示す。この膨張したガス欠陥は、熱処理による基地の改善分を無いものにし、さらに低下させるのに十分な大きさとなる。また、内部ガス欠陥の膨張は、工業部品としての形状精度を維持する上で大きな問題となる³⁴⁾。これらのことから一般的なダイカスト部品に対して時効析出強化による機械的特性向上を期待するのは難しいとされている。

しかし、ダイカスト部品において、溶体化処理を施さない状態、つまり鋳造ままの状態から T5 処理（人工時効処理）を施すと一定の強化がなされることが経験的に知られている³⁵⁾。これは、鋳造ままであっても母相中に固溶している溶質元素があり、それらが析出することで強化が生じるものと考えられる。

ここで、ダイカストの鋳造ままにおける溶質元素である Cu の固溶量を増加させる方法について考えてみる。ダイカストは、金型に充填後、数秒で凝固が完了する。その後、金型から取出される温度（取出し温度）は 250～350 °C である。ADC12 の溶体化温度は 500～520 °C とされているが、溶体化温度から製品取出し温度までは、金型内において数秒で下がることになるため、他の鋳物に比べて Cu が母相中に固溶残留している量は多い可能性が高い。すなわち、溶体化温度以下での鋳物の冷却速度を大きくすることによって Cu の固溶量を変化させられるとすれば、T5 処理のみで時効析出強化の効果を大きくできると考えられる。加えて、T5 処理ではガス欠陥の膨張や軟化による寸法変形などが起きる可能性が低く、工業的価値が高い。

そこで、ADC12 合金ダイカストの鋳造後の水没急冷の有無による機械的特性

の変化について実験を行い、疲労限度線図上でその効果を評価した。

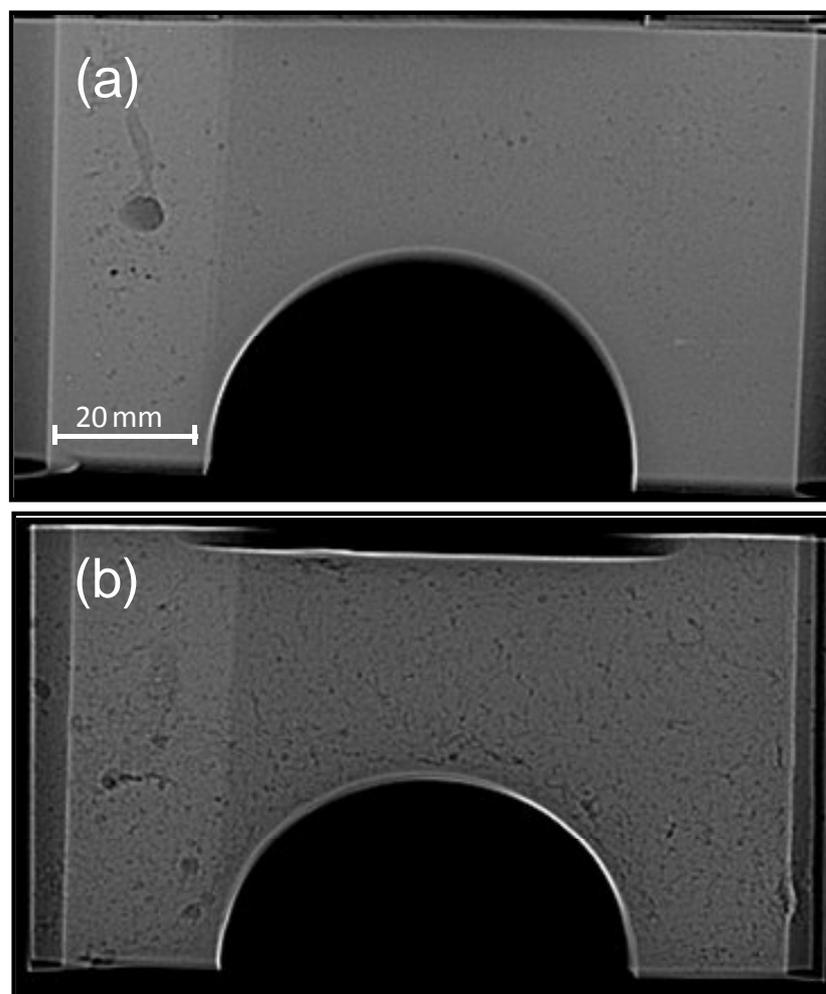


Fig. 3-1 X-ray images of die castings in the conditions of (a) as cast and (b) T6 treatment.

3-2 実験方法

3-2-1 供試材

供試材は、アルミニウムダイキャスト合金 ADC12 であり、その化学成分を Table 3-1 に示す。

Table 3-1 The chemical compositions of test material (mass%).

Material	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Al
ADC12	1.9	10.7	0.2	0.7	0.8	0.2	Bal.

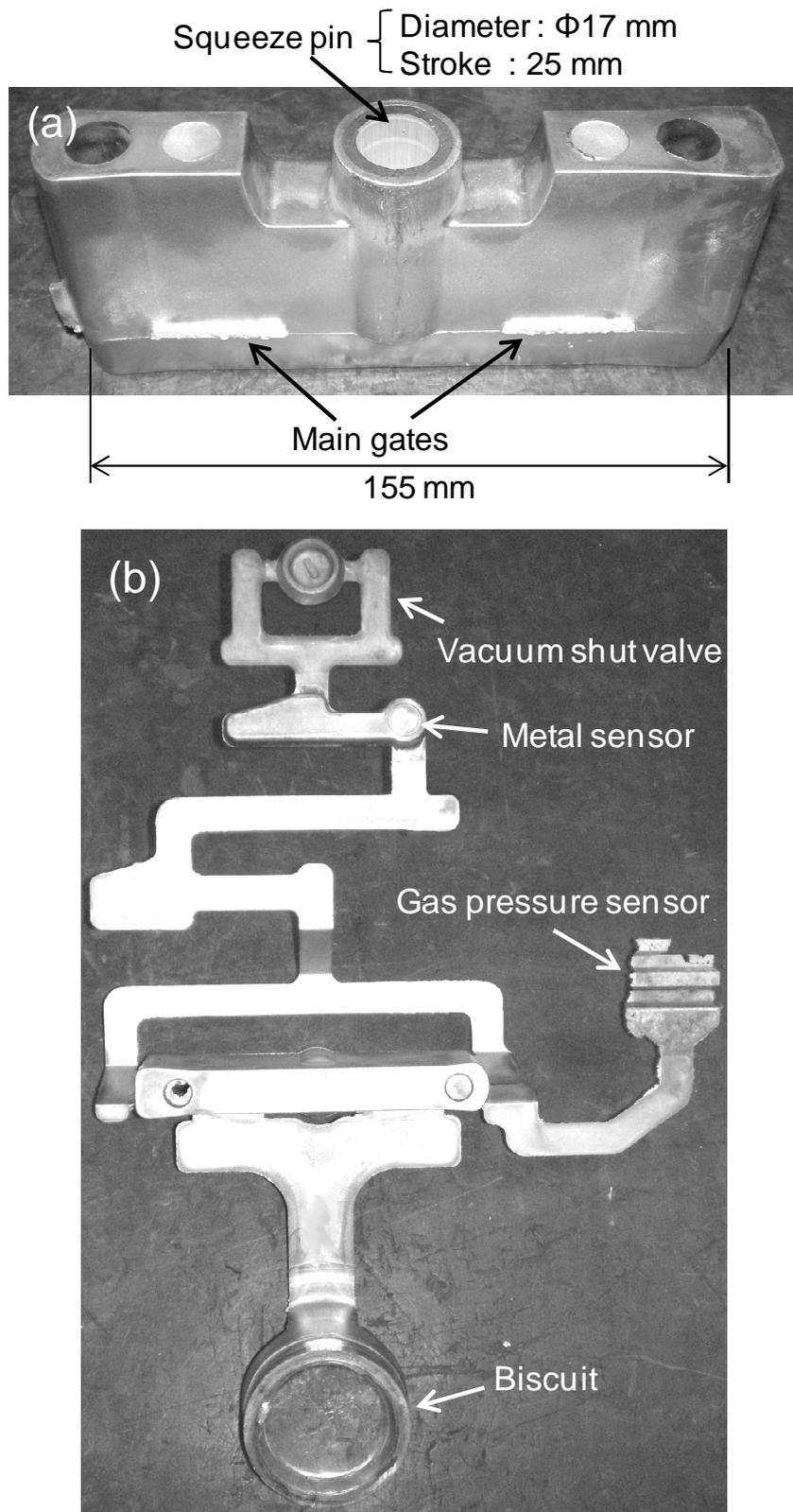


Fig. 3-2 Die-casting sample (a) and its whole view with runner (b).

次に、供試材の形状を Fig. 3-2(a)に、湯道方案を含めた鋳物の形状を Fig. 3-2(b)に示す。供試材は、第 2 章で使用したものと同じで、局所加圧によって内部欠陥を抑制したものである。鋳造後、金型から取り外してから約 15 s 後、鋳物の温度が 260~300 °C の時点で水温 30±5 °C の水槽に 2 s 間水没急冷し、Q 材とした。室温中で徐冷したものを N 材と呼ぶ。Q 材、N 材ともに 240 °C x 4 h の人口時効熱処理を施した。なお、この熱処理は、過時効条件であり時効析出硬化が効率的になされる条件ではないが、実際のシリンダーブロックを製造する際に内部残留応力の除去も目的に併せた条件として採用しているものとして、今回の評価に使用している。

3-2-2 引張試験

平板試験片を用い、5 mm/min の速度で引張試験を実施した。引張試験片の形状を Fig. 3-3(a)に示す。引張試験片は Fig. 3-3(b)に示すように、供試材 A 面から 1~5 mm の間の厚さ 3 mm を採取位置とした。平行部は厚さ 3 mm、幅 8 mm で、ひずみ計測の標点間距離は 28 mm とした。

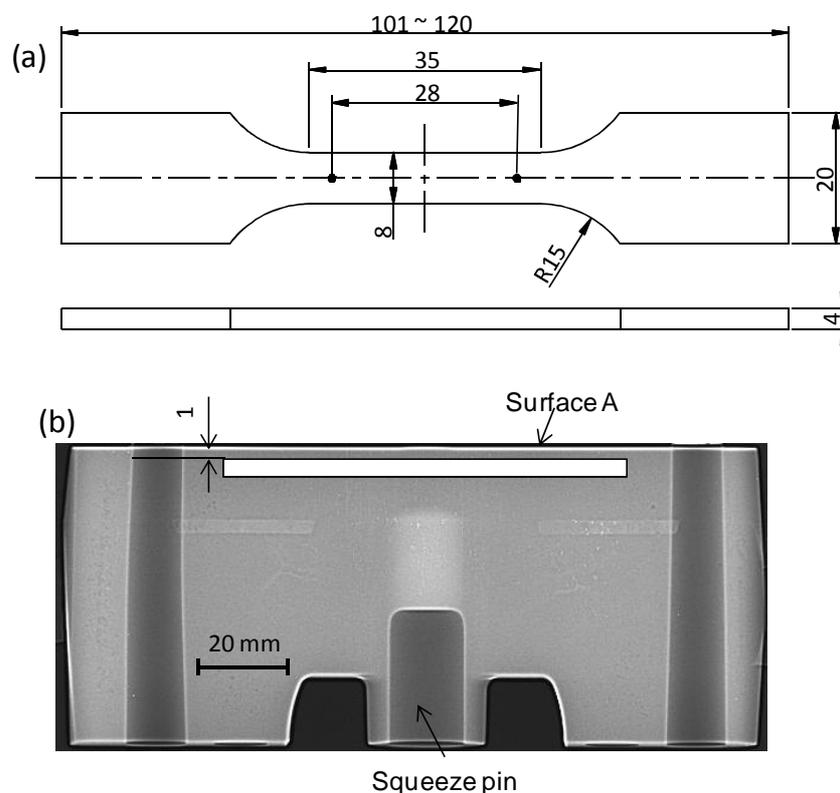


Fig. 3-3 Dimension of tensile test specimen (a) and the position of specimen in the die casting (b).

3-3 実験結果及び考察

3-3-1 鋳造後の水没急冷の有無による機械的特性の変化

Table 3-2 に引張試験の結果を示す。10本の試験片のうち、平行部で破断したN材9本、Q材9本の結果を集計した。Q材はN材に比べ、引張強さの向上率は5.5%、0.2%耐力は21.6%向上し、破断伸びは27.5%低下した。Fig. 3-4にN材およびQ材の引張試験の応力-ひずみ曲線を示す。ひずみ初期の弾性変形域では全て同じ経路を通ることから、弾性係数に差はない。Q材はN材に対して降伏が遅く、破断に至る破壊応力が大きくなる傾向にある。

Table 3-2 Tensile properties of materials N and Q.

Material	Total elongation ϵ_t (%)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Ultimate tensile strength σ_{OB} (MPa)
N	3.24	144.6	163.2
Q	2.35	175.7	277.7

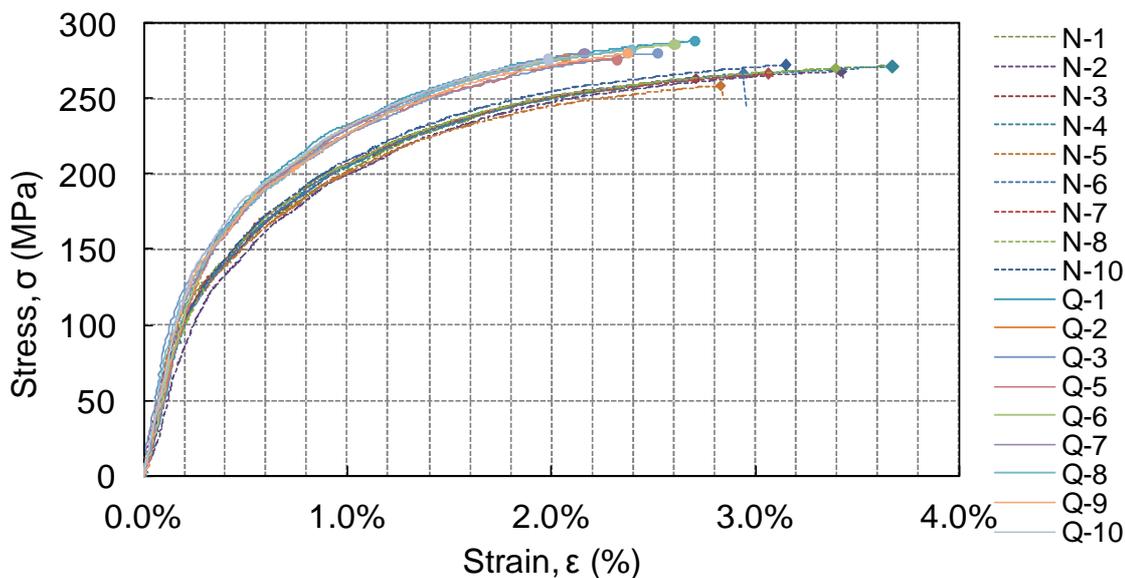


Fig. 3-4 Stress - strain curves of material N and Q.

3-3-2 鋳造後の水没急冷による組織の変化

鋳造後、金型から取出した後水没急冷することで、0.2%耐力が20%以上向上し、破断伸びが約27%低下した。水没急冷開始温度は300℃以下と、溶体化温度より十分に低いことから、共晶Siの球状化や結晶粒の微細化といった組織の変化による改良³⁵⁾は起きえないため、後工程の熱処理による時効析出の状態

が変化し、強化度合いに影響を及ぼしたと考えるのが妥当である。Fig. 3-5 に N 材の、Fig. 3-6 に Q 材の SEM 反射電子像を示す。(b)、(c)、(d)は、それぞれ(a)中の点線で示した部分の拡大写真で、(b)が α 相中央付近、(c)が α 相の結晶粒界付近、(d)が共晶組織付近である。N 材では、 α 相中央付近には析出物は確認できず、方位性のある粗大な析出物が α 相の結晶粒界、および共晶のアルミ部に顕著にみられる。対して、Q 材では、同様に α 相中央付近には確認されず、 α 相の結晶粒界、および共晶のアルミ部に析出物が確認できるが、方位性に乏しく、N 材と比較してサイズが小さい。

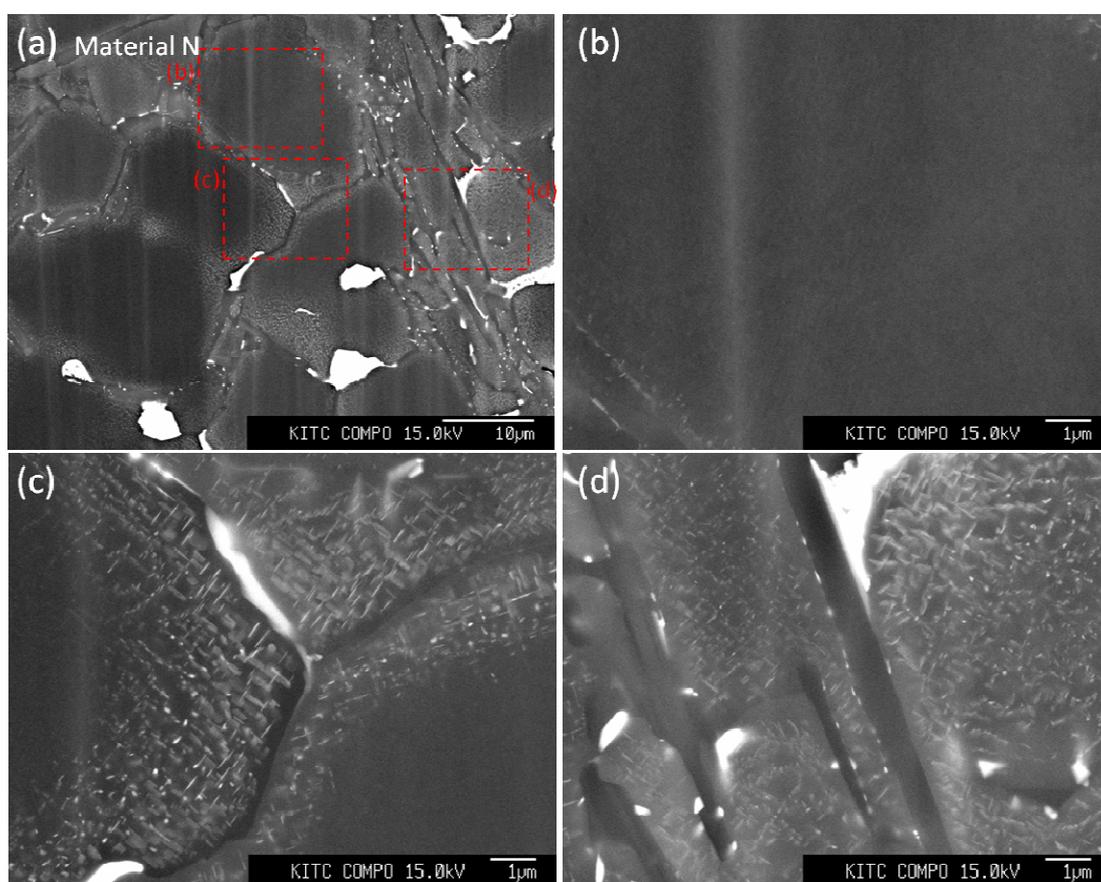


Fig.3-5 Backscattered electron image of material N. Photographs (b), (c) and (d) are magnified images in the areas marked in (a), respectively.

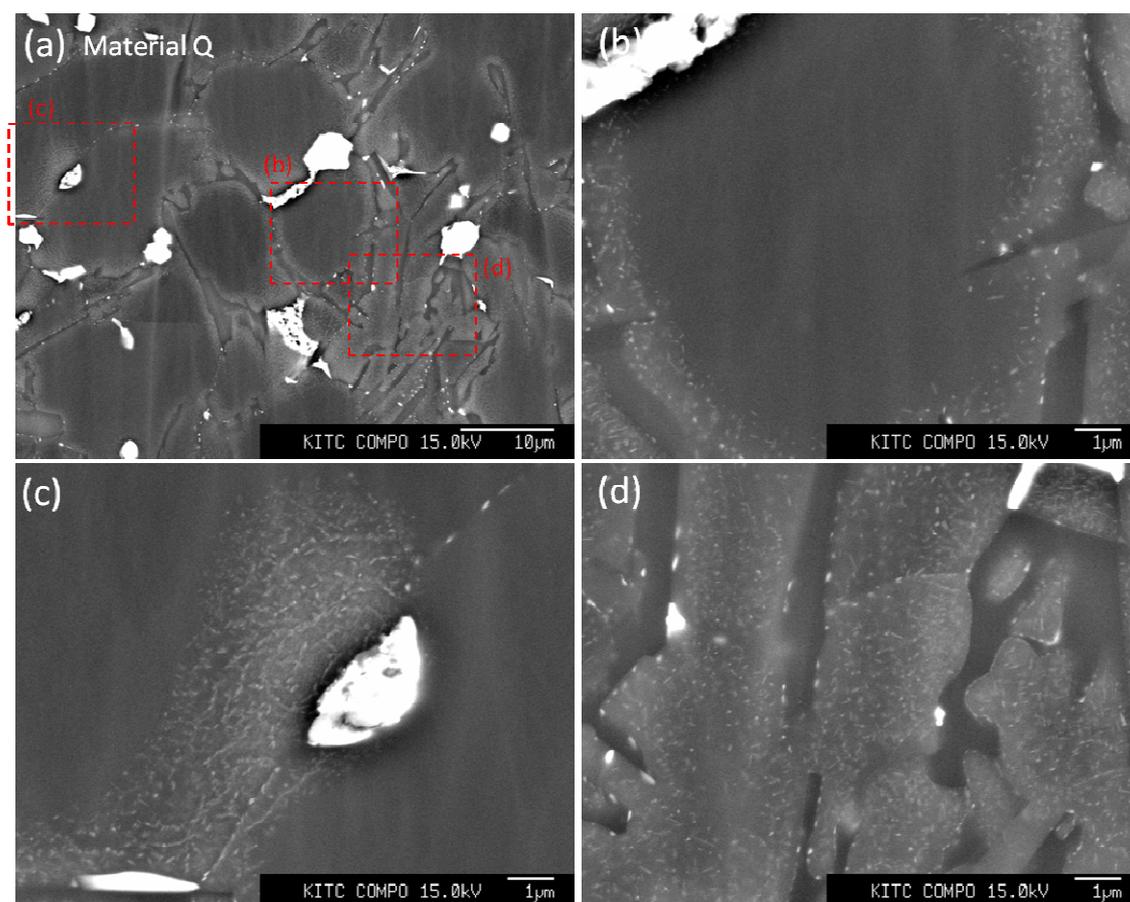


Fig.3-6 Backscattered electron image of material Q. Photographs (b), (c) and (d) are magnified images in the areas marked in (a), respectively.

次に、 α 相内部の溶質元素濃度分布について、FE-EPMA（電子線マイクロアナライザ：JEOL JXA-8500F）を用いた半定量分析を行った。分析条件は、加速電圧：15.0 kV、標準試料無し、ZAF補正、である。ピーク同定された元素はC、O、Mg、Al、Si、Cu、Znであり、原子番号がMgより原子量の大きな元素を対象に、半定量的な解析を実施した。Fig. 3-7に半定量分析を行った領域を、Fig. 3-8にその結果を示す。いずれも α 相中央付近の約 $5\ \mu\text{m}$ 角を分析領域に選択している。Cuの合金成分1.9%に対して、 α 相中央付近は0.7~0.8%と濃度が低く、N材とQ材との間に顕著な差は見られない。

Fig. 3-9 (a)にN材の、(b)にQ材のEPMAによる面分析結果を示す。溶質元素としてのCu、Mgは、 α 相中央部には少なく、 α 晶の結晶粒界、共晶のアルミ部に多く存在する。N材とQ材でその傾向や分布に大きな差は見られない。なお、Feは金属間化合物に集中し、 α 相中にはほとんど分布しないことから、Fig. 3-8の α 相中央部における半定量分析で検出されていない。

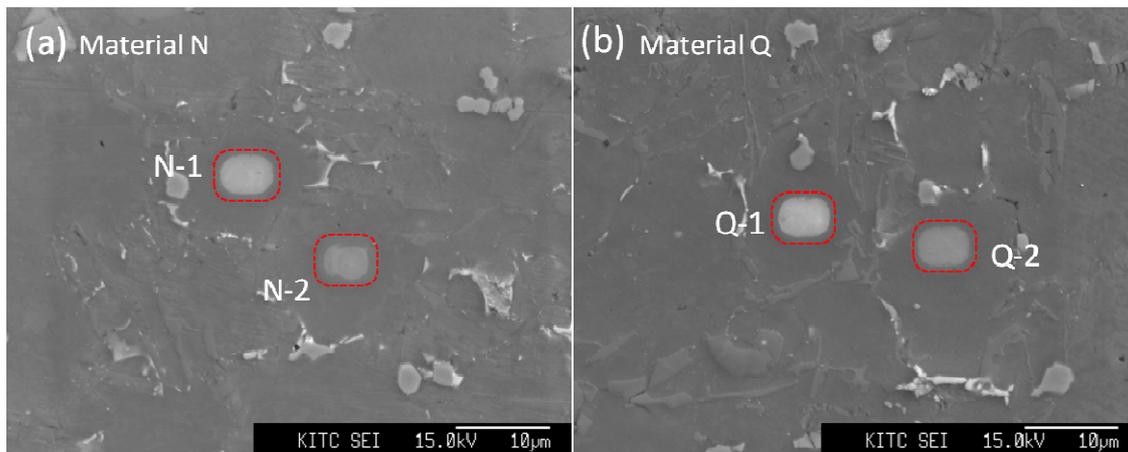


Fig. 3-7 Analysis areas for EPMA in material N (a) and material Q (b).

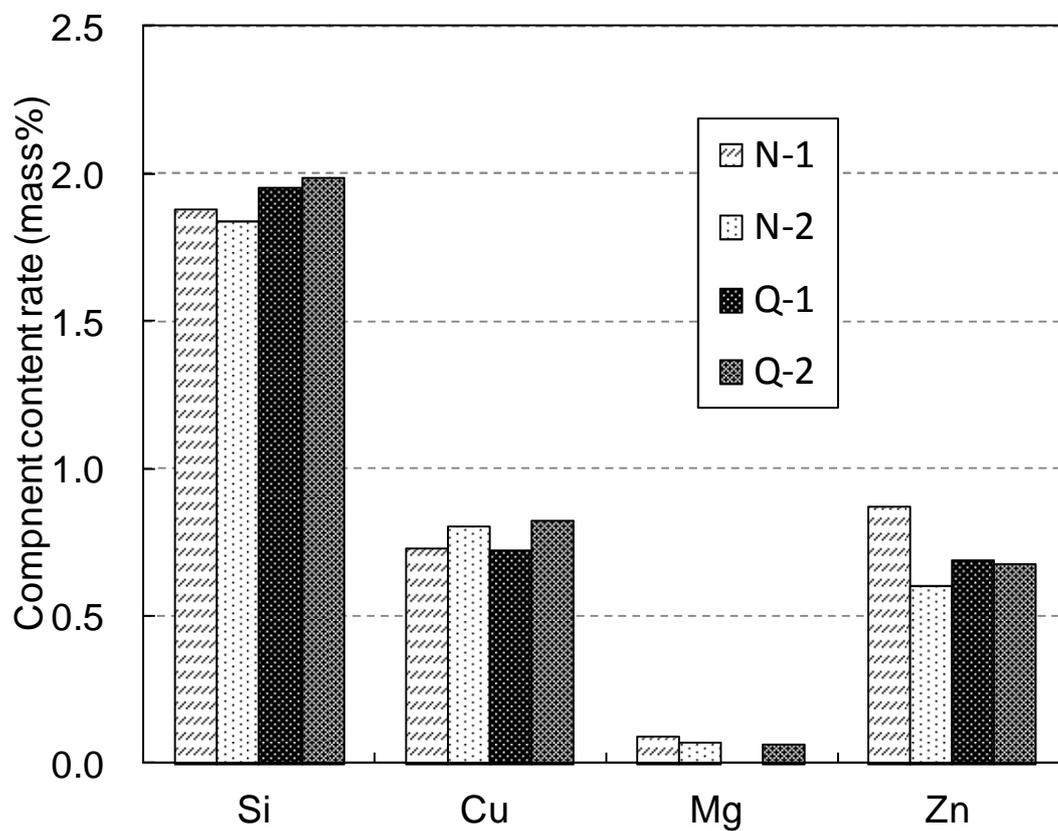


Fig. 3-8 Semi-quantitative analyses in the areas shown in Fig. 3-7.

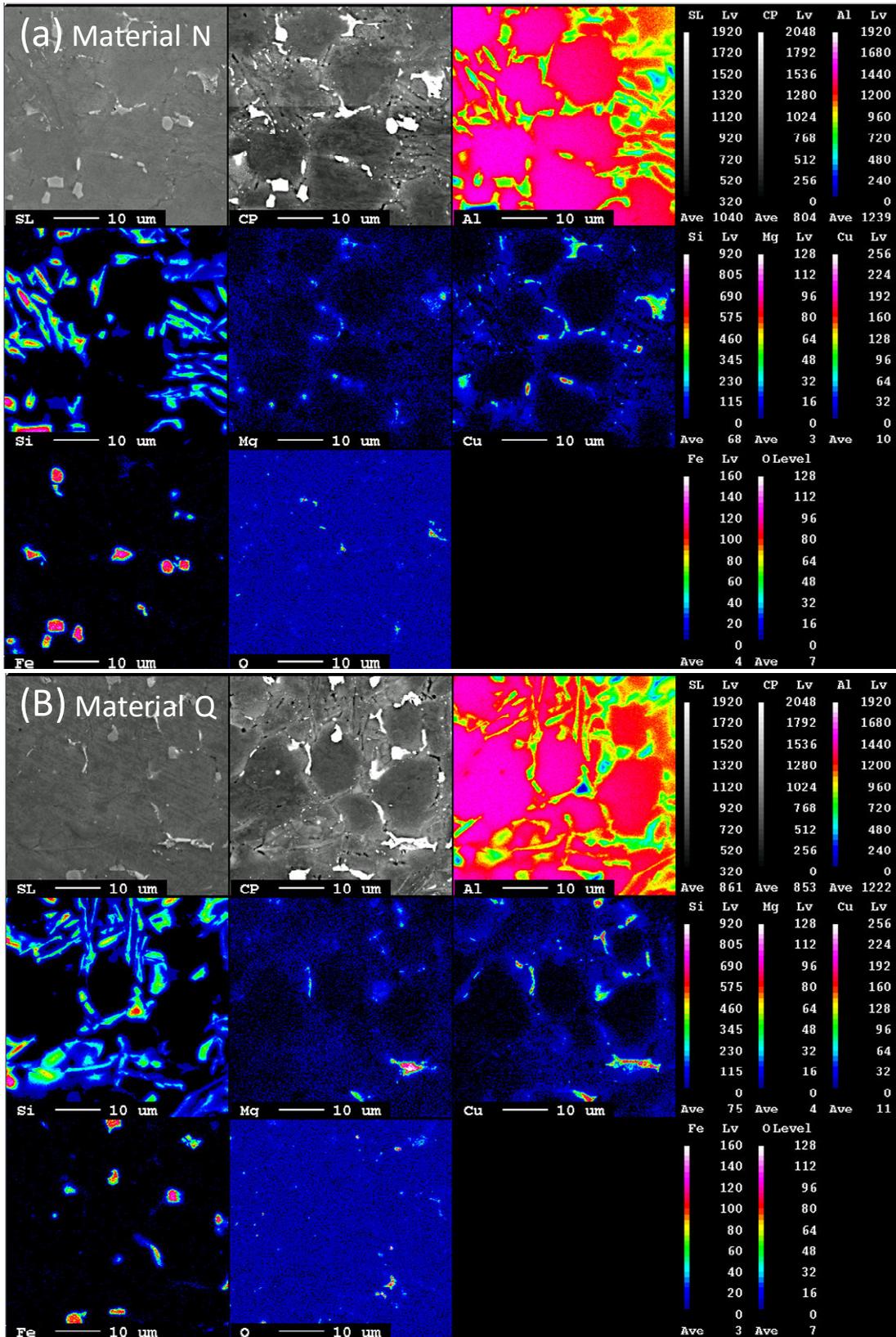


Fig.3-9 Mapping images of elements for (a) material N and (b) material Q.

これらの分析結果より、N材とQ材の溶質元素の濃度分布に大きな差はなく、析出物は α 相の結晶粒界および共晶のアルミ部に多く存在し、その大きさはN材に比べてQ材の方が微細になっていることが分かった。N材は、凝固完了後に結晶粒界や共晶のアルミ部に高濃度に分布するCuなどの溶質元素が析出物を形成し、徐冷される課程で、それが成長し粗大化する。対してQ材は、急冷されることで析出物の成長が止まる。その後、時効析出処理にて、異なる核で析出が再開されることで、方位性に乏しく、微細化した析出物になる。この析出物の方位性とサイズの違いによって機械的特性に差が生じたものと考えられる。

3-3-3 疲労限度線図での評価

N材とQ材の0.2%耐力の変化について、工業部品の保証値の観点から評価する。N材の平均値は144.6 MPa、標準偏差は $\sigma = 5.08$ MPaであったので、信頼下限(平均 -3σ)は129.4 MPaである。これに対し、Q材は平均値175.7 MPa、標準偏差 $\sigma = 8.28$ MPaで、信頼下限は150.9 MPaと、16.6%改善したことになる。Fig. 3-10にN材とQ材の疲労限度線図上の実体疲労限度範囲(Allowable stress range)の差を示す。0.2%耐力が向上することにより、応力比 $R > 0$ の領域において疲労限度を向上することができる。

鑄造直後の水没工程追加は、水槽を設置し、製品取出し装置の動作プログラムを変更する程度の改造で可能である。すなわち、比較的安価に、大きな特性向上が得られる方法だといえる。

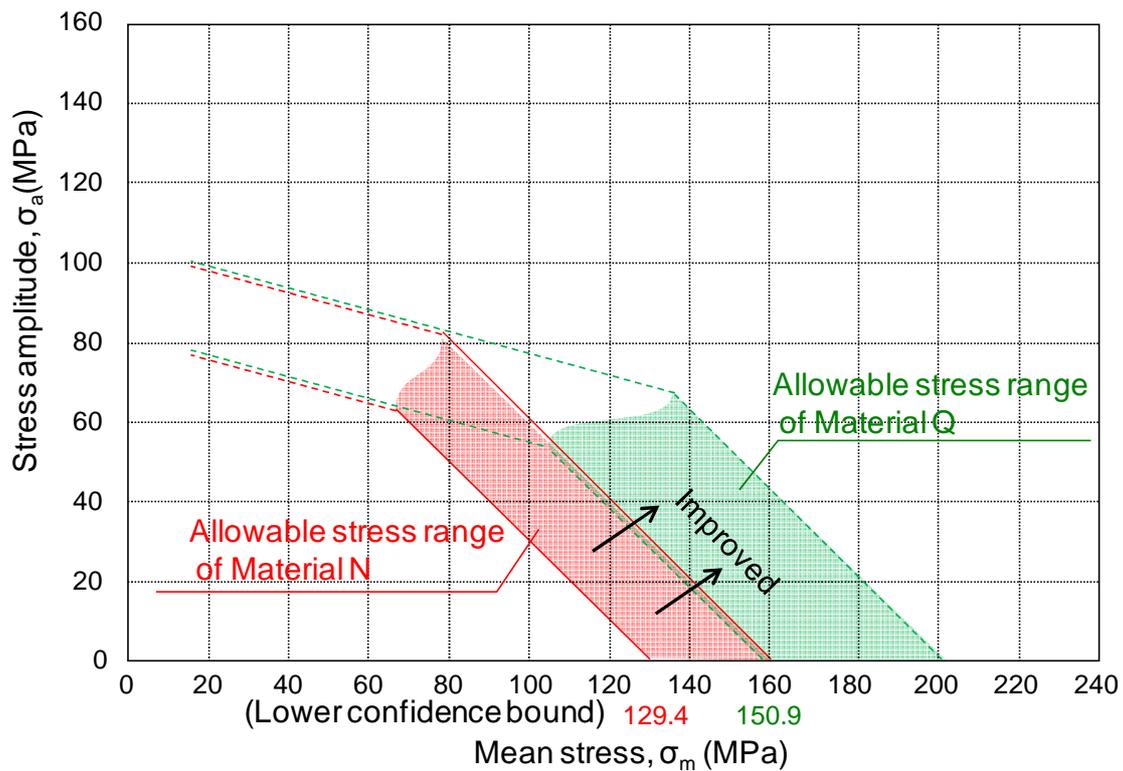


Fig. 3-10 Schematic illustration of allowable stress range improvement by water quench after casting in fatigue limit diagram.

3-4 小括

鑄造後水没急冷を施した ADC12 合金ダイカスト材と、施さないものの機械的特性を比較検証した結果、以下の結論を得た。

- (1) ADC12 合金ダイカストを時効析出処理する場合、鑄造直後に水没急冷することによって、空気中で徐冷する場合と比較して、抗張力が 5.5%、0.2%耐力は 21.6%向上し、破断伸びは 27.5%低下した。
- (2) 水没急冷することによって α 相の結晶粒界、および共晶のアルミ部の析出物が微細化し、これが耐力を向上させる要因と考えられる。
- (3) 鑄造後に水没急冷する設備の改造は、比較的安価に可能なため、経済的に優れ、特性向上効果の大きい方法だといえる。

第4章 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

4-1 はじめに

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^{36)・38)}がされているが、その疲労強度改善の効果は小さく、強度のバラツキも大きいいため、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、500~800 μm 径の粒子を投射するのに対して、20~100 μm 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²⁵⁾。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。

本章では、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、局所的に機械的特性を向上させる方法の実用への適用可能性について検討する。

4-2 実験方法

4-2-1 供試材及び試験片

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 3-1

に示す。引張試験用試験片は、250t ダイカストマシンにて鋳造した後、Fig. 4-1(a)に示す形状に機械加工したものをを用いた。疲労試験用試験片は、250t ダイカストマシンにて Fig. 4-1(b)に示す形状を有する金型で鋳造したものをを用いた。内部欠陥の影響調査のため、通常の鋳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. 4-2 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% と高かった。さらに、鋳肌まま (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.4-1(c))。

Table 4-1 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.

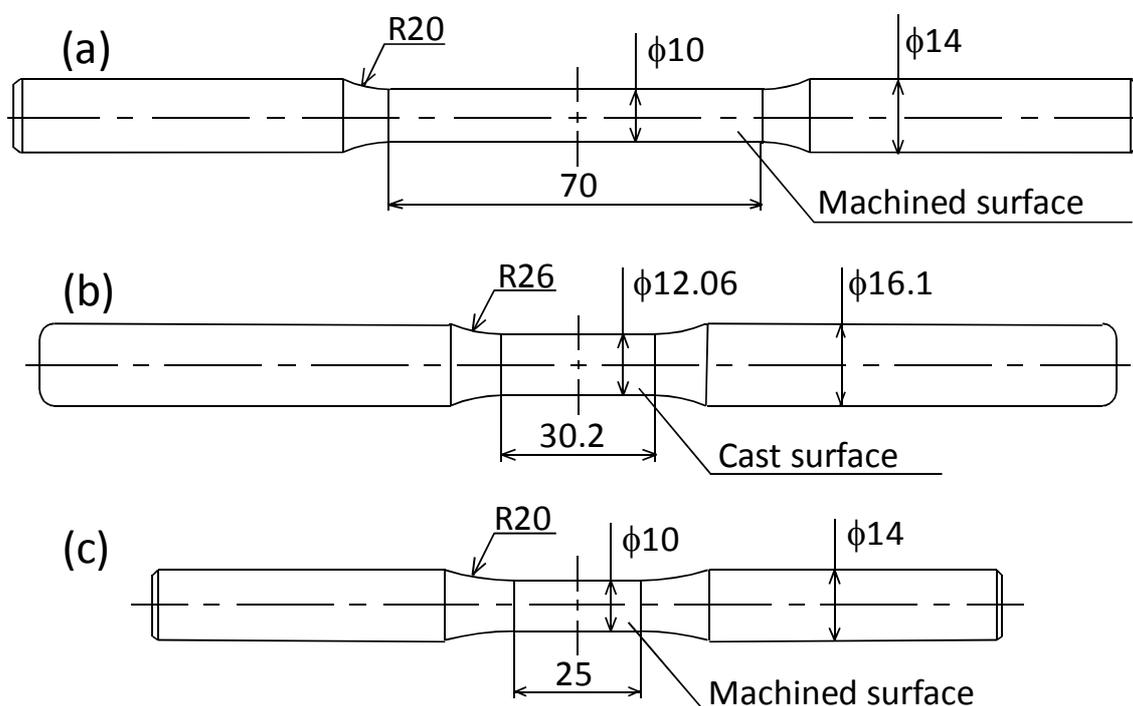


Fig. 4-1 Dimensions of round-bar type specimens for (a) tensile test, (b) fatigue test in as-cast and (c) fatigue test after machining.

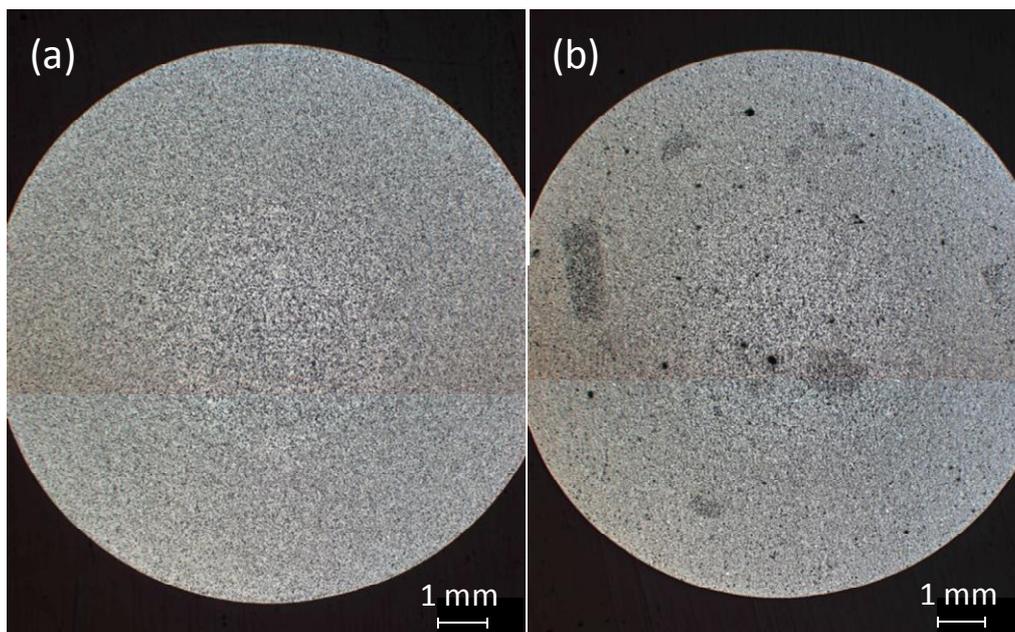


Fig. 4-2 Optical micrographs of materials A (a) and B (b) in the cross section of specimens.

4-2-2 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、マイクロビッカース硬さ計 (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。

4-2-3 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²⁸⁾により評価し、観察断面の $\sqrt{\text{area}}$ の値で表す。

4-3 実験結果及び考察

4-3-1 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. 4-3 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. 4-4 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. 4-5)、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 箇所での平均値で評価したところ、Machined 材の 10 本平均が $\phi 9.984\ \text{mm}$ に対して、FPB 処理材が $\phi 9.936\ \text{mm}$ と小さくなっており、塑性変形が生じていた。

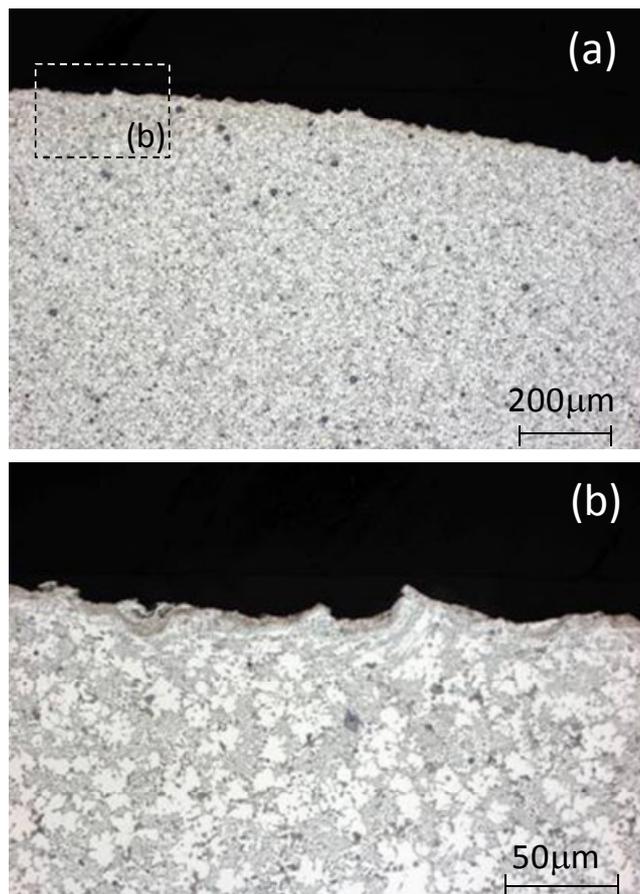


Fig. 4-3 Backscattered electron image of the surface regime in the cross section of FPB-treated ADC12 specimen. The left-side arrow shows a modified layer consisting of elongated crystal grains.

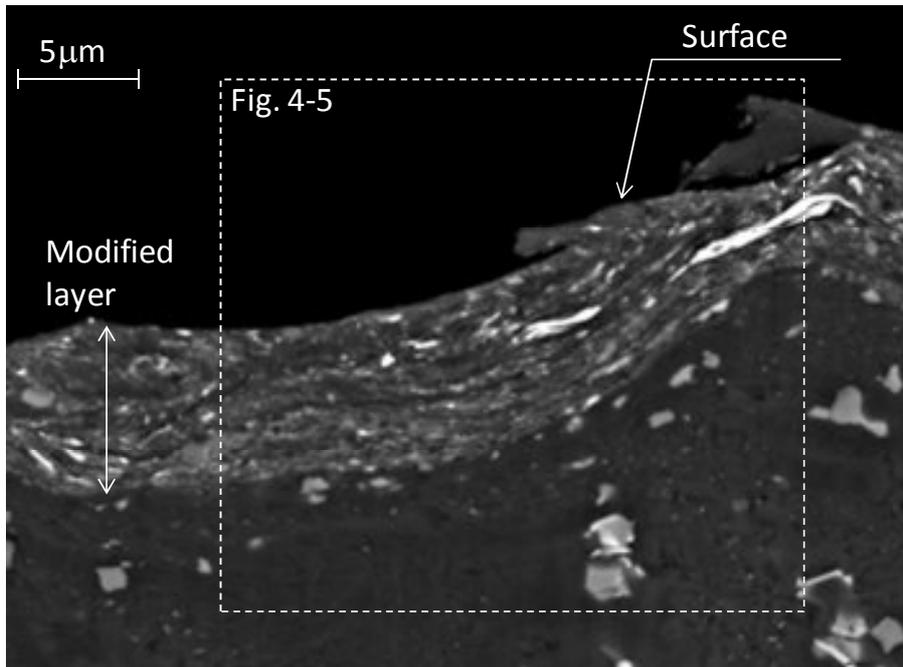


Fig. 4-4 Backscattered electron image of the surface regime in the cross section of FPB-treated ADC12 specimen. The left-side arrow shows a modified layer consisting of elongated crystal grains.

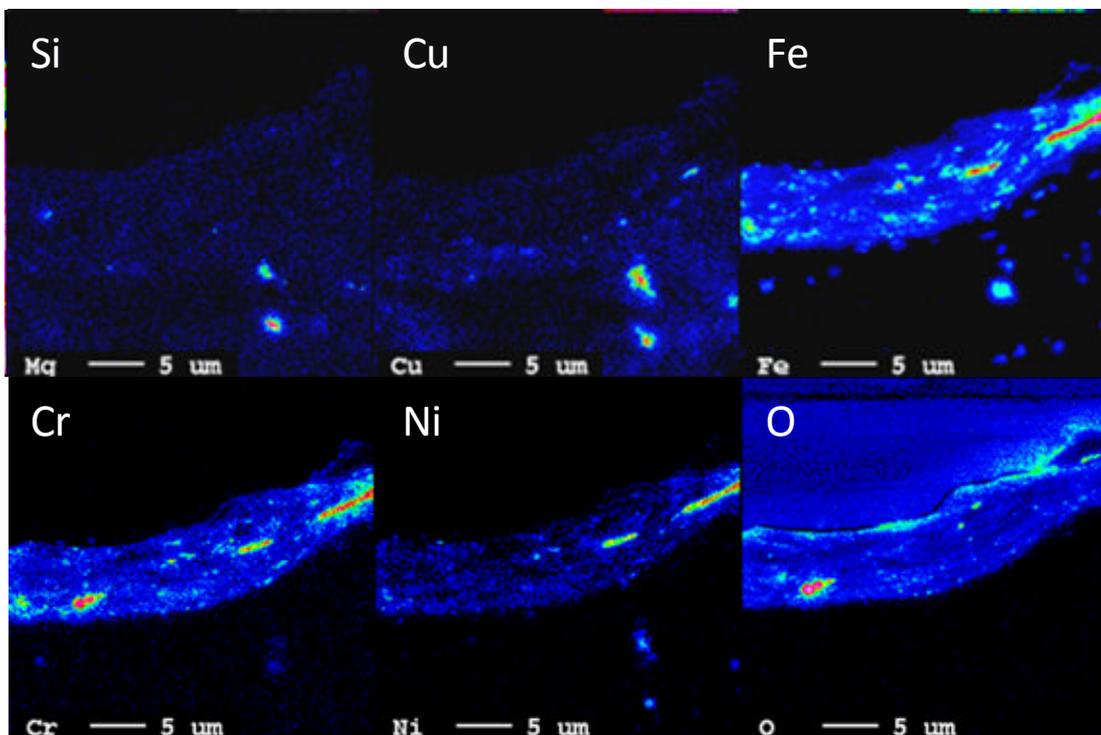


Fig. 4-5 Mapping images of elements in area marked in Fig. 4-4.

また、試験片表面近傍では、Fig. 4-6 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 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。

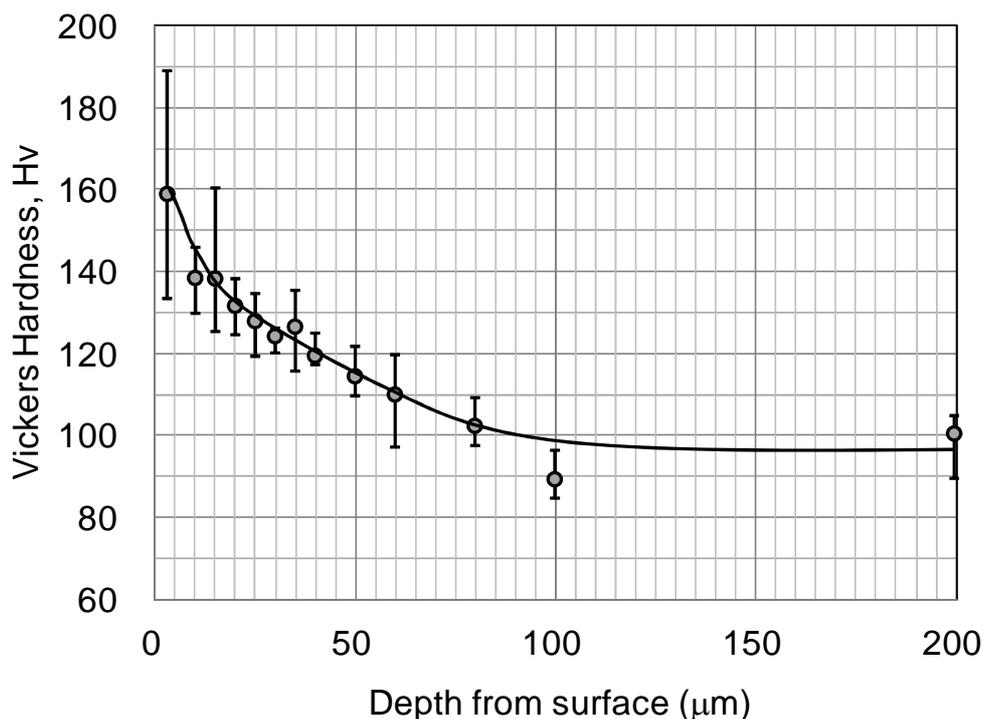


Fig. 4-6 Effect of FPB treatment on hardness of machined specimen.

4-3-2 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 4-2 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。

Table 4-2 Tensile properties of materials A, FPB treated material A and material B.

Material	FPB treatment	Total elongation ϵ_t (%)	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

4-3-3 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。通常の鑄造品質である A 材の引張-圧縮疲労試験($R=-1$)の S-N 線図を Fig. 4-7 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. 4-7 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。

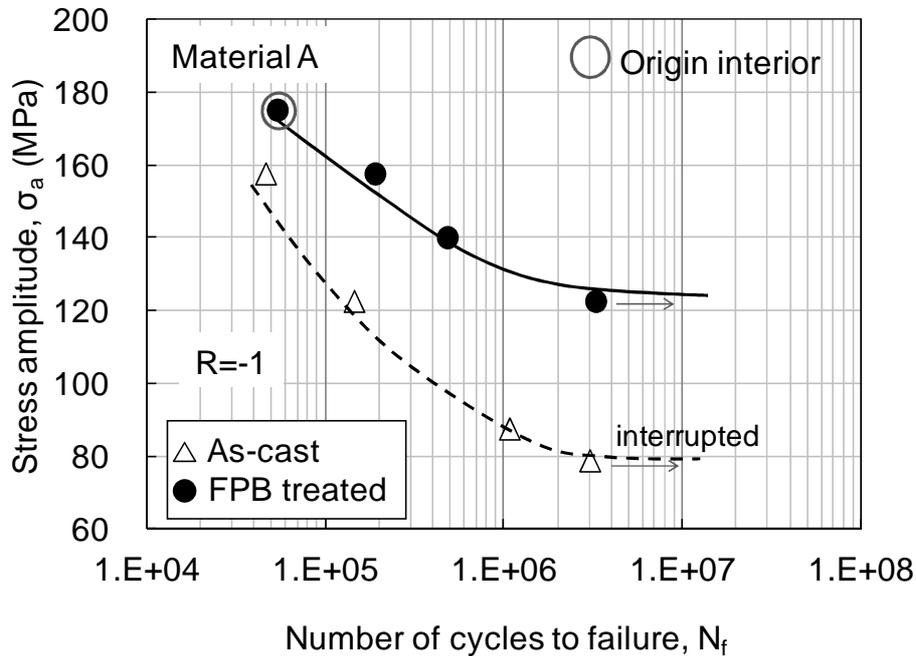


Fig. 4-7 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material A. Symbols enclosed by an open circle show the case when the fatigue fracture occurred from the interior defects. In other cases, the fatigue fracture occurred from the specimen surface.

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** 処理にともな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. 4-8** 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. 4-9**)。 **FPB** 処理材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。

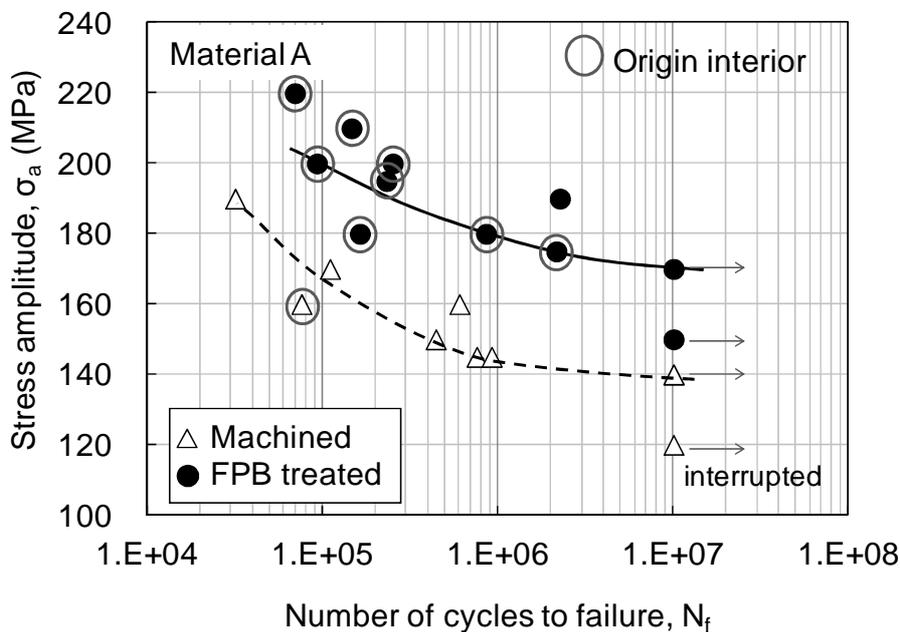


Fig. 4-8 S-N curves under rotating bending fatigue of material A. Symbols enclosed by an open circle show the case when the fatigue fracture occurred from the interior defects. In other cases, the fatigue fracture occurred from the specimen surface.

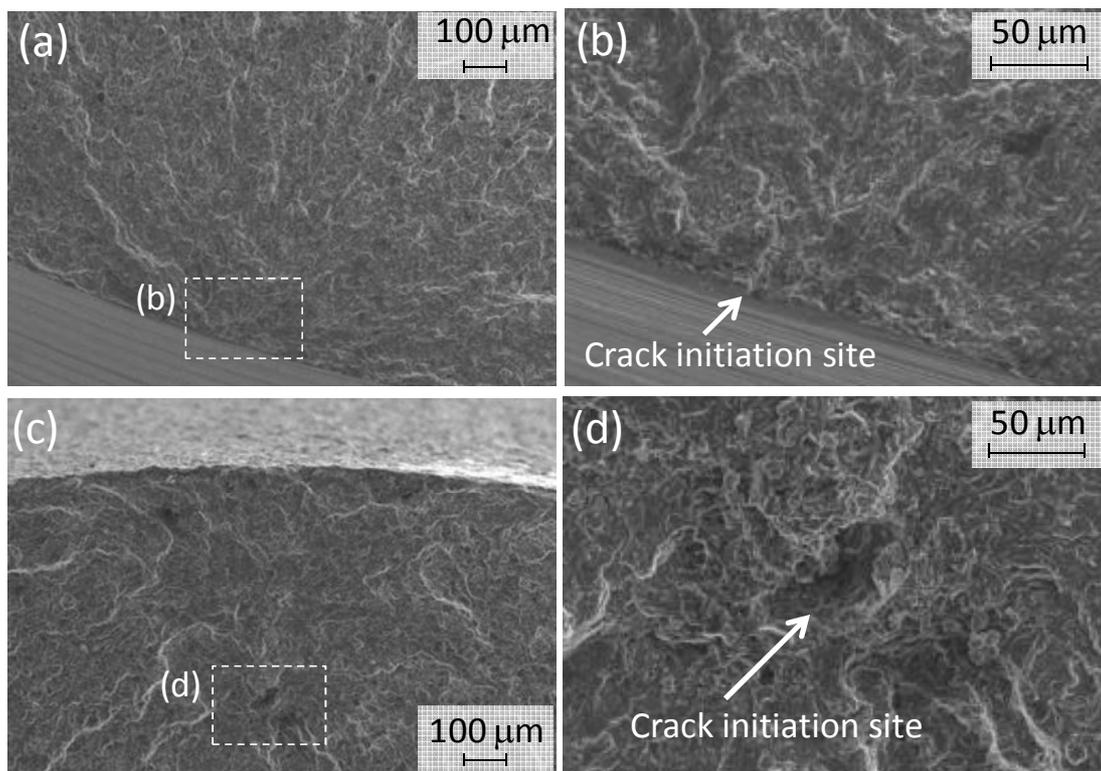


Fig. 4-9 Fracture surfaces under rotate bending fatigue of material A: (a), (b) machined ($s_a=145$ MPa, $N_f=919,000$ cycles) and (c), (d) FPB-treated ($s_a=180$ MPa, $N_f=854,000$ cycles). (b) and (d) are magnified images of crack initiation sites in (a) and (c), respectively.

4-3-4 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、これらが鑄肌、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. 4-10 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、鑄肌に 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. 4-11 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. 4-11(c),(d))、その大きさは 180~1,000 μm の範囲に渡っていた。

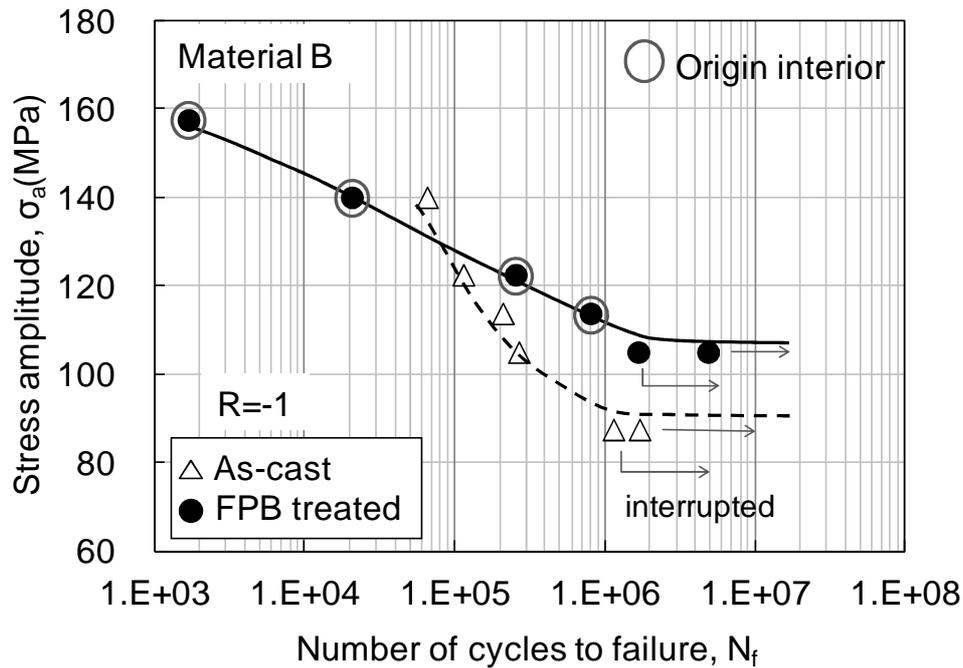


Fig. 4-10 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material B. Symbols enclosed by an open circle show the case when the fatigue fracture occurred from the interior defects. In other cases, the fatigue fracture occurred from the specimen surface.

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 $100\ \mu\text{m}$ 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 $5\ \mu\text{m}$ 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. 4-12(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. 4-12(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. 4-13 に示す。このとき、測定した最小欠陥寸法は $33.8\ \mu\text{m}$ 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 $350\ \mu\text{m}$ を超え、逆に $350\ \mu\text{m}$ 以下の欠陥は存在しない。すなわち、 $350\ \mu\text{m}$ 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。

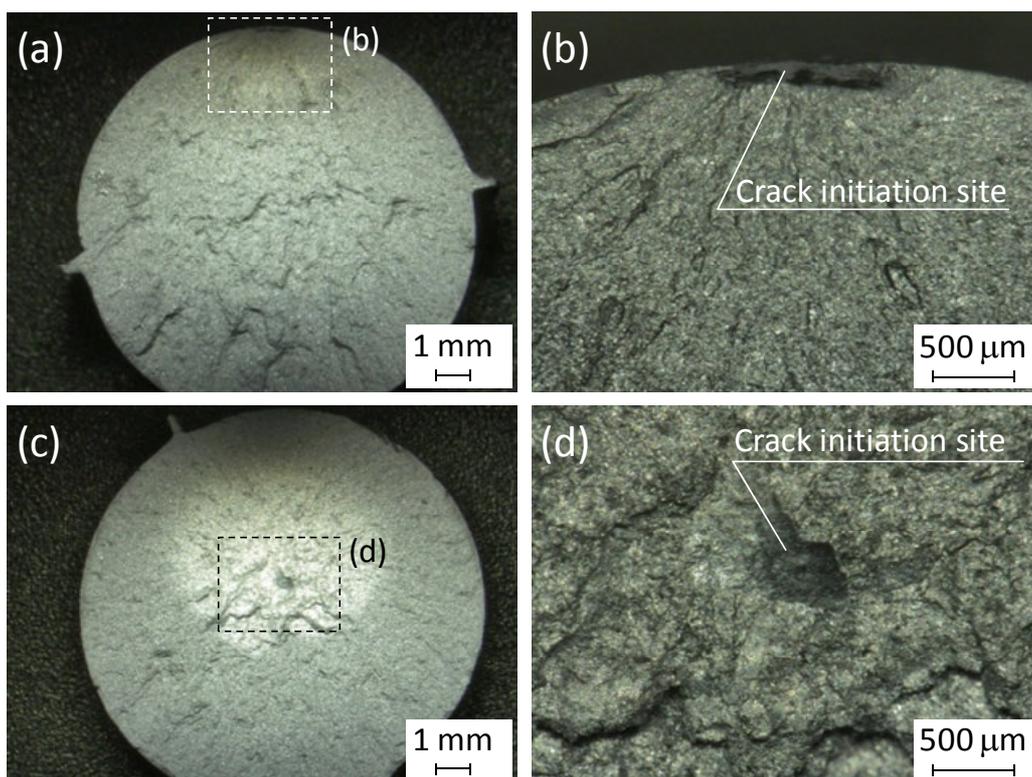


Fig. 4-11 Fracture surfaces under uni-axial fatigue ($R=-1$) of material B: (a), (b) as-cast ($s_a=105$ MPa, $N_f=267,000$ cycles) and (c),(d) FPB treated ($s_a=114$ MPa, $N_f=801,000$ cycles). (b) and (d) are magnified images of crack initiation sites in (a) and (c), respectively.

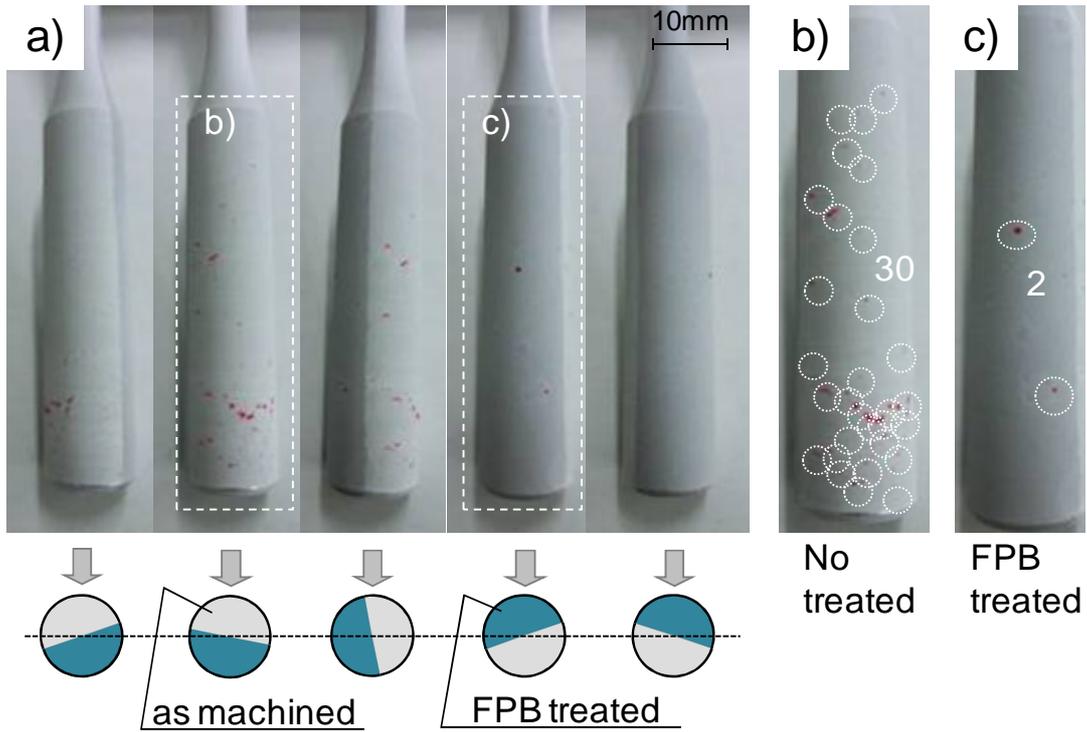


Fig. 4-12 Effect of FPB treatment on surface defects in machined specimen of material B. (b) and (c) are magnified images in (a).

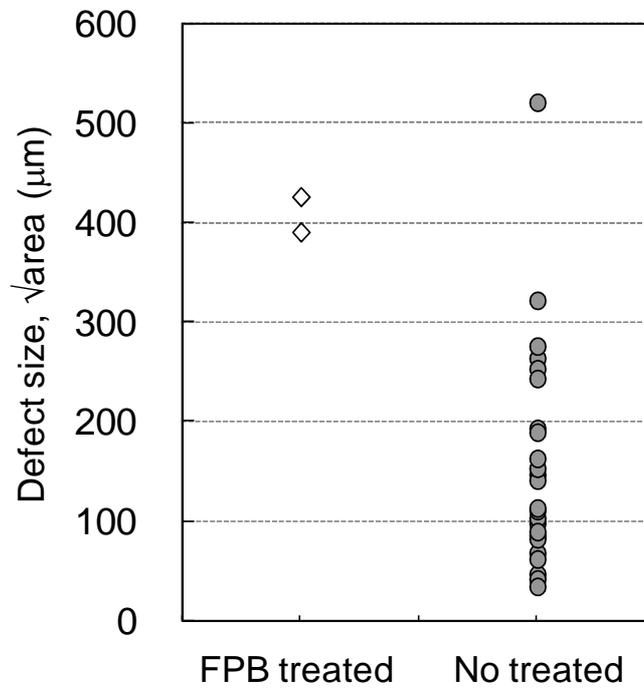


Fig. 4-13 Surface defects after FPB treatment on specimen shown in Fig. 4-12.

4-3-5 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

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-引張) での一軸疲労試験の S-N 線図を Fig. 4-14 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. 4-7 あるいは Fig. 4-8 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 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。

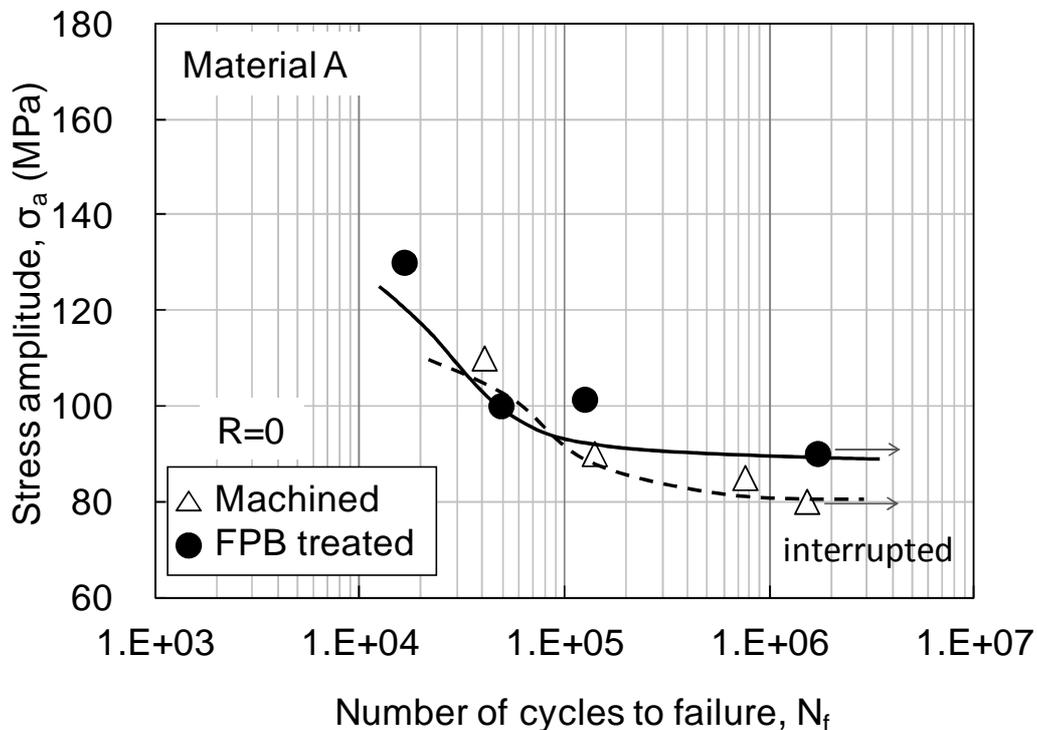


Fig. 4-14 S-N curves under uni-axial fatigue ($R=0$) of material A.

ADC12 合金ダイカスト 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. 4-15 に示す。FPB 処理による 0.2%耐力への影響は、その増加量 (Table 4-2) 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違うことから、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。

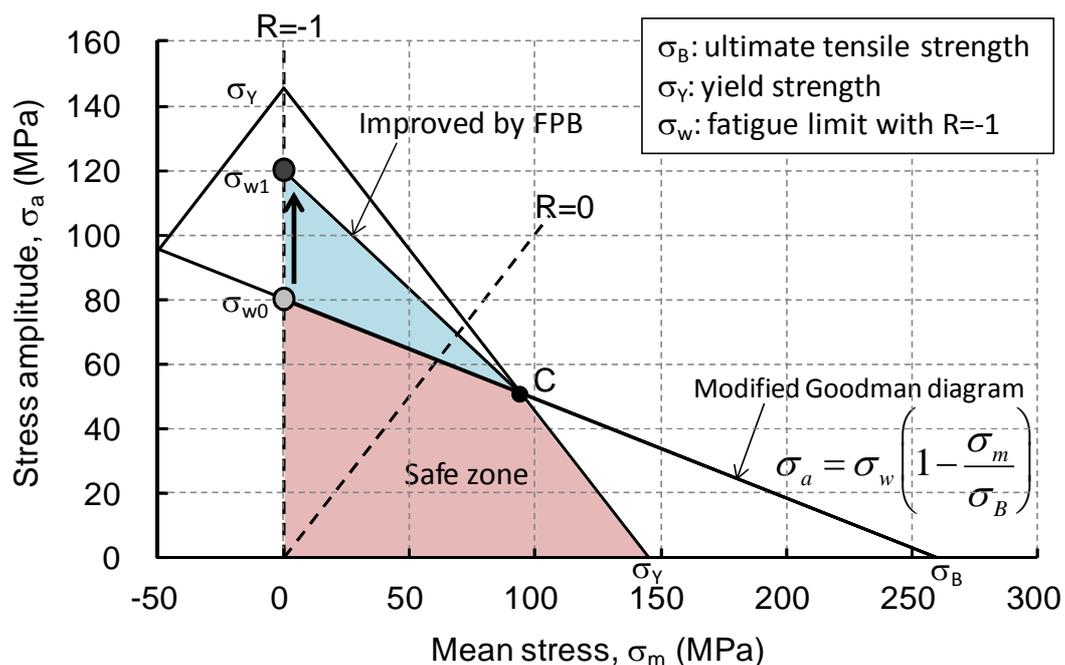


Fig. 4-15 Schematic illustration of safety design for FPB treated ADC12 die-cast material in fatigue limit diagram. Fatigue limit s_{w0} under stress ratio $R=-1$ is improved to s_{w1} after FPB treatment.

4-4 小括

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 合金ダイカストに 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) 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。

第5章 総括

アルミニウム合金ダイカスト部品は、その生産性と経済性の良さから自動車部品を筆頭に工業製品に多用され、軽量化や低コスト化に大きく貢献している。しかしながら、鑄造欠陥に起因する機械的性質の信頼性の低さが、構造部品の薄肉化、ダウンサイジングといったさらなる軽量化の障壁となっている。本研究では、実際のダイカスト部品を設計する上で、応力使用可能範囲を疲労限度線図（修正グッドマン線図）で一元的に評価することを提案した。その上で、使用限度範囲を拡大するいくつかの方法について効果を検証し、経済性、生産性と併せて工業的な価値と適用の有効性を示した。

第1章では、ADC12合金ダイカストの機械的特性に関する信頼性について整理し、疲労限度に関する定量的把握、すなわち疲労強度設計の必要性を示した。ダイカスト法は、他の鑄造法や加工などの製造法と比較し、ニヤネットシェイプ、低コストに大量生産が可能である反面、鑄造欠陥の存在確率が高く、機械的特性に関する保証値が材料の持つ本来の性能から著しく低くなる。この信頼性の低さは、高速充填過程で巻き込むガス欠陥や、金型キャビティ内での急冷凝固に伴う凝固収縮欠陥といったマクロ欠陥を起点にして起こる低応力での破壊が主原因である。

ダイカスト部品の設計をする際の強度特性評価をするためには、疲労限度線図へ実体疲労限度範囲をプロットし、その下限値について考察するのがよい。疲労限度線図において、応力比 R が 0 より小さい範囲は疲労強度が支配的であり、 R が 0 以上の範囲は 0.2%耐力が支配的となる。前者はマクロ欠陥の低減による疲労破壊の抑制が、後者は基地の改良による耐力の向上が必要である。そこで、ADC12合金ダイカスト部品の実体疲労限度範囲下限を向上させ、疲労限度線図上の保証使用範囲を拡大するためのアイデアを検証し、工業部品への適用の可能性について調査することを検討した。方法の検討に関して重要視すべきは、実際のダイカスト部品へのニーズを損なわないよう、部品コストが極端に上昇したり、生産性が損なわれたりしないようにすることである。この観点から、鑄物全体を高品位化する特殊ダイカスト法ではなく、局部加圧法による内部欠陥の低減や、表面へのFPB処理による表面欠陥の低減など、限定される部位の局所的な改善や強化する方法に着眼した。

第2章では、局部加圧法によって疲労強度の下限値が改善され、部品の疲労限度の信頼性を向上できることを示した。局部加圧を動作させることで、内部の欠陥サイズ及び欠陥量が大幅に低減し、肉厚中央付近の疲労強度（応力比 $R=0$ ）の下限値は約 62%も改善した。これは、疲労限度に影響すると考えられる臨界

サイズ $\sqrt{\text{area}}=58\ \mu\text{m}$ 以上の欠陥を効率的に低減することで、マクロ欠陥を起点とした疲労破壊が抑制され、材料の無欠陥状態での強度に対する低下度合いとそのばらつきが小さくなったことを意味する。加えて、半凝固状態で流動する際に共晶 Si が分担され、粒界の応力集中が緩和されることによる基地の強化も期待できる。さらに、凝固組織、最大欠陥サイズ、硬さに明確な差のない鋳物の表面近傍から採取した試験片での疲労強度も約 18 %改善がみられた。この理由として、凝固完了後の塑性流動などによる微細欠陥の低減などが効果を及ぼす可能性を考えた。しかし、 $10\ \mu\text{m}$ 以下の微細欠陥の差を定量的に評価するに至らず、評価方法を含めて今後の課題とする。

Fig. 5-1 にエンジンシリンダーブロックの例を示す。シリンダーブロックは、筒内爆発力を受けるクランクシャフトを支えるジャーナル部を、高応力付加部として肉厚に設計する必要がある。対して、エンジンオイルを封入し外気と遮断するためのハウジング部にかかる応力は非常に小さく、軽量化のために薄肉化したい。こういった肉厚が変動する複雑な形状の場合、急冷凝固する過程で指向性凝固を制御するのが困難なため、製品内に凝固遅れ部位が生ずる。この凝固遅れ部位にはプランジャーからの溶湯供給は期待できないため、凝固収縮欠陥を低減するためには局部加圧を設置することが効果的である。

Journal box in engine cylinder block

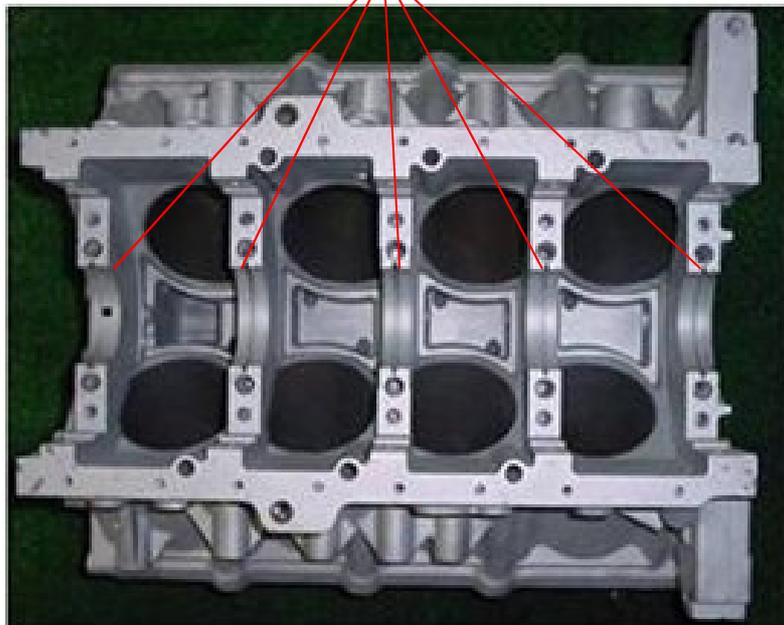


Fig. 5-1 Sample image of die-cast engine cylinder block.

第3章では、ADC12合金ダイカストの製造工程に、金型から取り外した直後の製品を水没急冷する工程を追加することで、T5熱処理後の時効析出強化が向上することを明らかにした。本来、溶質元素の時効析出による強化を最大限に引き出すためには、T6処理のように溶体化が必要であるが、ダイカストの場合、内在するガス欠陥の膨張によって、逆に機械的特性が低下したり、部品が変形したりするため現実的でない。そこで、鑄造直後の比較的高温な状態から水没急冷することで、溶質元素の固溶量を増加させる効果を、空気中で徐冷したものとの比較調査で検証した。水没急冷材は、徐冷材と比較し、引張強さが5.5%、0.2%耐力が21.6%向上し、破断伸びが27.5%低下した。 α 晶結晶粒界近傍、及び共晶組織のアルミ部にある析出物は、水没急冷工程の追加によって、方位性に乏しく、また微細化しており、この析出物の状態の違いによって機械的特性に差が生じたものと考えられる。この0.2%耐力の向上率は部品設計上の疲労限度範囲の拡大に寄与し、方法の経済性からも工業的価値が高いといえる。

第4章では、実際のダイカスト部品の使用状態を考えたとき、最も高応力が付加される表面の局所的な強化方法として、FPB(Fine Particle Bombardment)処理による表面改質がADC12合金ダイカストの疲労強度に与える影響を明らかにし、そのメカニズムを考察した。ADC12合金ダイカストの表面にFPB処理を施すことで、鑄肌付試験片の単純引張圧縮疲労試験($R=-1$)で 10^6 回疲労強度が約50%改善した。また、表面に最大応力が付加される機械加工試験片の回転曲げ試験において、 10^7 回疲労強度が約20%改善した。ADC12合金ダイカストへのFPB処理は、表面の厚さ5 μm の改質硬化層形成と、100 μm 以上の残留圧縮応力の付与に加えて、表面欠陥を潰すように無効化する働きがあり、疲労強度が改善されたものと考察した。

表層約100 μm の変化によって約50%も疲労強度が向上する結果は、ADC12合金ダイカストの実体疲労限度が、無欠陥材の疲労限度に対して大きく低下していることを意味し、その低下度合いを極小化する方法として、効果が大きいといえる。また、表面欠陥を潰して無効化する働きは、ダイカストのようなマクロ欠陥を有する材料への適用が期待でき、これは、この研究によって明らかになった成果である。

Fig. 5-2にトランスミッションケースの(a)外観、及び(b)ベアリング軸部の断面図を示す。限定的な部位に高い振幅応力が付加されるケースでは、完成部品の対象部位に局所的にFPB処理を施す工程を追加することで、鑄物の品質改善、形状の設計変更をせずに、機能を向上できる可能性がある。

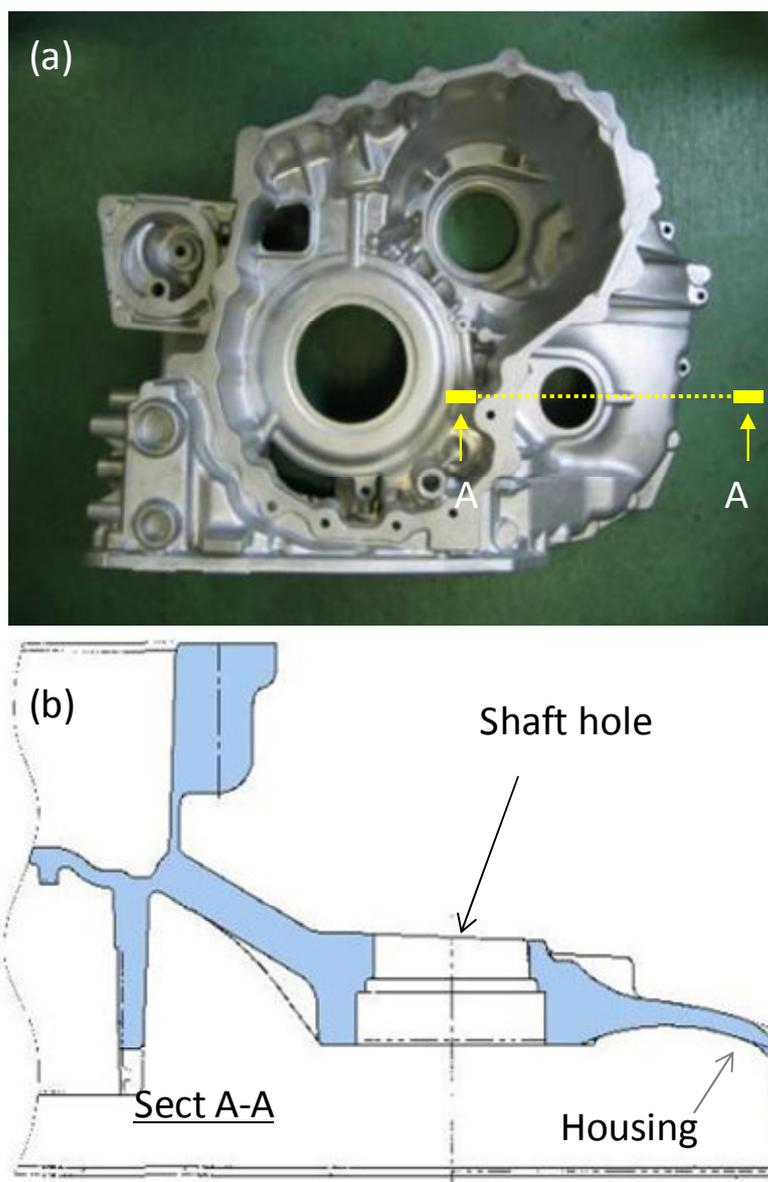


Fig. 5-2 (a) Photograph of transmission case and (b) the view in the cross section of bearing shaft hole.

本研究をとおして、ADC12 合金ダイカスト部品的设计時に必要な疲労限度保証値の評価法を提案し、いくつかの方法により、経済的に疲労限度を向上させることができることを明らかにした。

最後に、今回明らかになった疲労限度向上方法による改善効果の評価してみる (Fig. 5-3)。復誦になるが、実際の疲労試験では、短軸引張圧縮試験、平面曲げ試験、回転曲げ試験、実際の部品の応力モードを模した実体強度試験など、試験方法によって同一材料を用いても異なるデータが得られることから、同じ疲労限度線図内にプロットすることは難しい。そこで、Fig. 1-20 に示した実験

的経験値をもとにした ADC12 合金ダイカストの実体疲労限度範囲 (Allowable stress range) 下限界が、局部加圧による内部欠陥の低減で約 20 % (図中 A)、FPB 処理による表面強化で約 50 % (図中 C)、鋳造後の急冷による.0.2%耐力改善で約 20 % (図中 B)、それぞれの対象範囲において疲労限度の向上を得た場合を仮定する。それを Fig. 5-3 に模式的に示すと、実体疲労限度範囲下限界 (Minimum allowable stress range) は、それぞれの改善によって実体疲労限度を Modified fatigue limit まで向上でき、使用可能範囲 (保証範囲) を広げることができる。ただし、この改善予測はあくまで実験上の改善率を適用したものであり、実際のダイカスト部品へ適用に際しては、形状、生産条件により向上率が増加するため、十分に検証を行う必要がある。

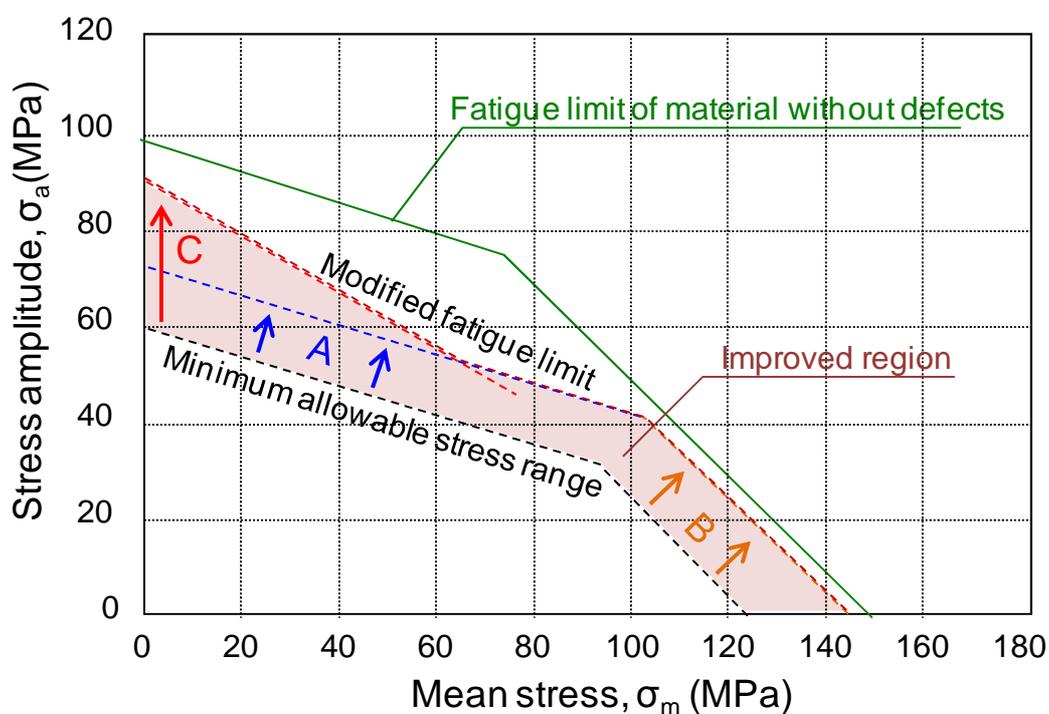


Fig. 5-3 Expected improving area by countermeasures to increase fatigue limit in fatigue limit diagram of ADC12 die-casting products.

参考文献

- 1) 西直美: ダイカストの歩みー活字鑄造から自動車足回り部品まで, 軽金属, **57** (2007) 163
- 2) 改訂版ダイカスト技能者ハンドブック, 日本ダイカスト協会, (2006) 1
- 3) 例えば 管野友信, 植原寅蔵: アルミニウム合金ダイカスト/その技術と不良対策, 軽金属出版, (1988) 1
- 4) 金指研, 田代政己, 鈴木信男, 松本茂, 勝倉誠人, 板倉浩二: 高真空アルミニウムダイカスト部品を採用した”NISSAN GT-R”のマルチマテリアルボディ開発, 軽金属, **59** (2009) 148
- 5) 山内率旨, 石田人志, 河合和昭: ガス抜き装置の開発, 日本ダイカスト会議論文集, JD92-33 (1992) 299
- 6) 水草康行, 今川洋一, 喜多村光朗: ダイカスト用内蔵型真空バルブの開発, JD10-16 (2010) 97
- 7) 管野友信, 植原寅蔵: アルミニウム合金ダイカスト/その技術と不良対策, 軽金属出版, (1988) 39
- 8) 杉浦恒之, 泉錦廸, 鈴木治男: スクイズ併用ダイカスト鑄造法の開発と実用化, 軽金属, **36** (1986) 105
- 9) JIS 規格 H 5302, (2006)
- 10) ダイカスト生産の加工 5 年間の実績ー「材質別」・2013 年度受注動向, 日本ダイカスト協会, (2013)
- 11) ダイカストって何?ーDIE CASTINGー, 日本ダイカスト協会, (2003), 19
- 12) 岩田靖, 杉山義雄, 岩堀弘昭, 栗野洋司: 加圧鑄造におけるアルミニウム合金の溶湯圧力伝達とひけ巣, 鑄造工学, **72** (2000) 263
- 13) 鈴木宗男, 古本一之, 坂本勝美: ADC12 合金ダイカストに生成したチル層の厚さについて, 軽金属, **21** (1971) 379
- 14) ダイカストの標準 DCS M (材料編), 日本ダイカスト協会, (2006) 40
- 15) 江越義明, 佐々木英人, 梅田譲治, 久野英明: 高圧・高速ダイカスト用崩壊性中子の開発, 日本ダイカスト会議論文集, JD90-29 (1990) 243
- 16) 西直美: ダイカスト金型の高度化技術, 精密工学会誌, **77** (2011) 648
- 17) 改訂版ダイカスト技能者ハンドブック, 日本ダイカスト協会, (2006) 138
- 18) 井澤龍介, 高山智行, 水草康行, 駒崎 徹: アルミニウム合金製置き中子を使用したセミクローズドシリンダーブロックの開発, 日本ダイカスト会議論文集, JD02-35 (2002) 133
- 19) 例えば 中井善一 他: 改訂 材料強度学、日本材料学会、(2005) 132

- 20) 村上敬宣, 上村裕二郎, 夏目喜孝, 宮川進: 微小欠陥または介在物を含む高強度鋼の疲労強度に及ぼす平均応力の影響, 日本機械学会論文集 A 編 **56**(1990) 1074
- 21) 山田 耕二, 宮川 進, 吉川 澄, 橋本 昭男: アルミニウム合金ダイカストの疲労強度に及ぼす鑄造欠陥の影響, 日本機械学会論文集 A 編 **68**(2002) 515
- 22) ダイカストの標準 DCS M (材料編), 日本ダイカスト協会, (2006) 11
- 23) J.G. Kaufman ed.: Fatigue data and the effects of temperature, product form, and processing (ASM International) (2008) 518
- 24) S. Suresh 著, 岸本喜久雄 監訳: 材料の疲労破壊, 培風館, (2005) 215
- 25) 中村紀夫, 高木眞一: 微粒子ピーニングにより工業用純アルミニウムの表面近傍に形成されたナノ複合組織, 軽金属 **61** (2011) 155
- 26) 鈴木宗男: 最近のアルミニウムダイカストについて, 軽金属 **28** (1978) 41
- 27) 谷畑昭人, 佐藤奈緒子, 勝俣耕二, 白石隆, 織田和宏, 遠藤修: ダイカスト製法を用いた高強度ピストンの開発, 軽金属 **57** (2007) 131
- 28) 村上敬宣, 児玉昭太郎, 小沼静代: 高強度鋼の疲労強度に及ぼす介在物の影響の定量的評価法, 日本機械学会論文集 A 編 **54** (1988) 688
- 29) 万里, 加藤鋭次, 野村宏之: Al-Si-Cu 系合金の局部加圧による溶湯流動挙動及び鋼の偏析, 鑄造工学 **75** (2003) 3
- 30) 鈴木宗男: ADC12 合金ダイカストのチル層と内部における物性値の相違, 軽金属 **21** (1971) 111
- 31) Jouji Oshikiri, Osamu Umezawa and Norio Nakamura: Microstructural Softening of Eutectic and Hyper-eutectic Al-Si-X Continuous Casts by Annealing, Transactions of the Materials Research Society of Japan, **37** (2012) 39
- 32) 姜 孝京, 來田 雅裕, 宮原 広郁, 大城 桂作: Al-Si-Cu 系鑄造合金の時効硬化挙動, 鑄造工学 **69** (1997) 828
- 33) 市川正, 永井善和: アルミニウム合金の熱処理, 精密機械 **46** (1980) 1265
- 34) 神尾彰彦: 高品質アルミニウムダイカスト, 軽金属 **35** (1985) 478
- 35) 北岡山治, 藤倉潮三, 神尾彰彦: Al-Si 合金, 軽金属 **38** (1988) 426
- 36) 岩室茂, 小長哲郎, 猿木勝司: ショットピーニングによるアルミニウム合金鑄物の疲労強度向上と要因解析, 材料, **35** (1986) 731
- 37) 竹内洋一郎, 佐々木光三, 山盛浩: アルミニウム合金 7075 及び 7076 の疲労強度に及ぼすショットピーニング加工の影響について, 材料 **15** (1966) 492
- 38) 伊藤金彌, 鈴木秀人, 西野創一郎, 寺西明: HIP 処理を施した鑄造アルミ合金の疲労信頼性に及ぼすショットピーニングの影響, 日本機械学会論文集 A 編 **62** (1996) 1316

関連公表論文リスト

第 2 章に関連した論文

- (1) 井澤龍介, 梅澤修, 桑田浩, 局部加圧による ADC12 合金ダイカストの疲労強度向上, 鑄造工学, 掲載決定 (受付番号: 研 113-35)

第 4 章に関連した論文

- (2) 井澤龍介, 梅澤修, 中村紀夫, 高木眞一, 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, 鑄造工学, Vol. 85, No. 3, pp. 155-160, (2013)

参考論文

- (1) 井澤龍介, 高山智行, 水草康行, 駒崎 徹, アルミニウム合金製置き中子を使用したセミクローズドシリンダーブロックの開発, 日本ダイカスト会議論文集, pp. 223-228, (2002)
- (2) R. Izawa, O. Umezawa, Novel processes locally to modify aluminum die cast for improving its fatigue strength, 5th Inter. Workshop on New Method of Damage and Failure Analysis of Structural Parts, ed. B.Strnadel, Ostrava, pp. 65-70, (2012)

謝辞

本論文は筆者が横浜国立大学大学院工学府システム統合工学専攻材料設計工学コース博士課程後期梅澤研究室在籍中の研究成果をまとめたものです。

本研究の遂行にあたり、多くのご指導を承りました担当教官の横浜国立大学大学院工学研究院教授 梅澤 修 博士に心より感謝いたします。横浜国立大学大学院工学研究院教授 八高隆雄 博士、同教授 川井謙一 博士、同教授 福富洋志 博士、同准教授 廣澤渉一 博士には副査として助言を頂くとともに、本論文の細部にわたりご指導戴きました。また、横浜国立大学大学院工学研究院研究教員（現 首都大学東京助教） 諸岡 聡 博士、神奈川産業技術センター研究員 高木眞一 博士、同研究員 中村紀夫 博士からは、多くの知識、研究者の志をご教示頂きました。厚く御礼申し上げます。実験を進めるにあたり、株式会社不二WPC 代表取締役社長 下平英二 殿には、試験片製作において多大なるご支援をいただきました。リョービ株式会社ダイカスト本部研究開発部 今川洋一 殿、桑田 浩 殿、保久明大 殿には、試験鑄造、疲労試験において多大なるご協力を頂きました。また、日本ダイカスト協会 西直美 博士、リョービ株式会社ダイカスト本部研究開発部 蓮野昭人 博士には、多くの知識、助言を頂きました。ここに深く感謝いたします。そして、この貴重な研究の機会を与えて頂いたリョービ株式会社ダイカスト本部長 横山隆志 殿、同研究開発部長（現 品質保証部長） 小橋章雄 殿に厚く御礼申し上げます。最後に、長きにわたって研究の志を支えてくれた妻 井澤真紀 に心から感謝いたします。