研究報告 研究報告 Evaluation of Thermal Fatigue Property for Aluminum Alloy Castings

Hajime Ikuno, Shogo Iwanaga, Yoji Awano

要 旨

自動車エンジン材料は,燃焼温度の高温化に伴い,より高い耐熱疲労性が要求されている。 ここでは,アルミニウム合金の耐熱疲労性を評価するために開発した新しい試験方法について 述べる。この方法は,小型の試験片を低熱膨張合金で作製した一対のホルダに取付けて,長手 方向の熱膨張を拘束した状態で加熱と冷却を繰り返す方式である。試験片の温度分布は5K以内 であり,全ひずみ範囲が試験中ほぼ一定に保たれることが確認された。また,高温ひずみゲー ジを用いて熱応力-ひずみ挙動を定量的に把握できた。

この試験法をAC2B-T6アルミニウム合金鋳物材料へ適用し,破壊挙動および寿命に及ぼすポロシティの影響について調べ,以下のことが明らかになった。最低温度で生じる最大引張応力が,き裂の急成長に伴い急低下して破断に至った。全ひずみ範囲の減少とポロシティの低減による熱疲労寿命の向上が本試験法により定量的に把握できた。破壊機構は,全ひずみ範囲の大きさによって異なり,寿命へのポロシティの影響の仕方も,それに伴い変化した。

Abstract

Automobile engine materials require higher thermal fatigue resistance with increasing combustion temperature. In this study, a new test method for evaluating the thermal fatigue resistance of aluminum alloys has been developed. In this method, a small test piece was clamped between a pair of holders consisting of a low-thermal expansion material. The test piece was alternately heated and cooled with the longitudinal thermal expansion constrained. Temperature distribution of the test piece was within 5K. The total strain range was kept almost constant during the test. Thermal stress-strain behavior was quantitatively estimated using high-temperature strain gages.

By applying this test method to JIS-AC2B-T6 aluminum alloy castings, the fracture behavior and the effect of porosity on the thermal fatigue lives were studied. The obtained results are as follows : The maximum tensile stress at the lowest temperature decreased rapidly with fast crack propagation and then the fracture occurred; it has been quantitatively clarified by using this test method that decreasing total strain range and reducing porosity increased thermal fatigue lives of the alloy castings; the fracture mechanism was changed by the total strain range, affecting the correlation between the porosity and the thermal fatigue lives.

キーワード 熱疲労,アルミニウム合金鋳物,試験方法,拘束ホルダ,ポロシティ,寿命,相関係数,破壊機構

1.はじめに

近年,自動車用エンジンにおいて,リ-ンバ-ン化,コンパクト化や高性能化が推し進められて いる。その結果,シリンダヘッドやピストン,エ キゾーストマニホールドなどのエンジン部品は, これまで以上に高温にさらされて,発生する熱応 力や熱ひずみが増大する傾向にある。したがって, これらの部品では,従来にもまして耐熱疲労性の 向上が重要な技術課題となってきている。しかし, 自動車用部品の熱疲労についてはこれまでに研究 報告が少なく,特に,アルミニウム合金鋳物につ いては,研究例が極めて少ない。この理由として, 熱疲労現象が複雑であり,評価試験法も難しいこ となどが考えられる。

ここでは,まず,エンジン回り部品に起こる熱 疲労現象とその寿命に影響を及ぼす因子について 述べる。次に,アルミニウム合金鋳物材料の耐熱 疲労性を定量評価するために開発した,低熱膨張 の拘束ホルダを用いた簡易試験法¹⁾について述べ る。さらに,この試験法をシリンダヘッド材料で ある鋳造用アルミニウム合金に適用し,熱疲労破 壊挙動と,鋳物の強度を支配する主要因子である ポロシティの影響について解析した結果²⁾を報告 する。 2.熱疲労現象と寿命決定因子

2.1 熱疲労現象

熱疲労は,低サイクル疲労の一種と分類される。 低サイクル疲労は寿命がおよそ10⁵サイクル以下 の疲労をさし,一般に「疲労」と表現する高サイ クル疲労とは区別される。低サイクル疲労ではひ ずみ範囲が大きいため,最大ひずみが塑性域に達 する場合が多い。このような場合,応力よりもひ ずみの大きさに寿命が左右されるひずみ依存型の 破壊を示すので,ひずみ制御の試験方式を採用す る必要がある。

Fig. 1に低サイクル疲労の分類を示す。低サイ クル疲労は,等温低サイクル疲労と熱疲労に大別 される。等温低サイクル疲労と熱疲労に大別 される。等温低サイクル疲労は,一定温度下でひ ずみだけが周期的に変化する現象であるのに対し て,熱疲労は温度も周期的に変化する現象である。 さらに熱疲労は温度とひずみの位相関係によって out-of-phaseとin-phaseに分類される。out-of-phase 熱疲労は,温度とひずみの位相差が180°であり, 熱膨張と熱収縮が拘束されて,加熱時に圧縮方向 の,冷却時に引張方向のひずみが繰り返し生じる 結果もたらされる疲労現象である。それに対して, in-phase熱疲労は,温度とひずみの位相差が0°で あり,加熱時に引張方向の,冷却時に圧縮方向の



T: Temperature, ε : Strain, t: Time

Fig. 1 Classification of thermal fatigue.

ひずみが繰り返し生じる結果起こる現象である。

シリンダヘッドの吸排気弁間部やピストンの頂 面部などの割れは,out-of-phase熱疲労に起因する 場合が多いと考えられている。一方,in-phase熱 疲労は,両端拘束の状態で加熱されたU字管の外 周部などに生じ,エキゾ-ストマニホ-ルドにも 発生する可能性がある。また,局部的な急加熱や 急冷却により過渡的に温度勾配が生じる条件下で は,高温で引張応力が生じるという報告もあり³⁾, シリンダヘッドやピストンなど,形状が複雑で燃 焼ガスが直接吹き付けられる部品においては, out-of-phase熱疲労だけではなく,部位や形状によ っては高温低サイクル疲労に類似した疲労様式を とることも予想される。

このような熱疲労現象を実験室的に再現して評価する試験は、制御、計測が複雑である上、試験に時間がかかる。そこで、比較的容易に短時間で評価ができる等温低サイクル疲労試験の結果から熱疲労寿命を推定しようとする試みがなされている⁴⁾。しかし、これらの試みは熱疲労と低サイクル疲労が現象的に異なる側面をもつことを考慮しておらず、適用範囲が限られているのが現状である。熱疲労は高温で圧縮(または引張)低温で引張(または圧縮)といった、高温と低温で異なる様式の負荷を交互に受ける複雑な現象であり、寿

命を精度よく推定するには,組織および特性の温 度依存性や経時変化を考慮する必要があると考え られる。

2.2 寿命決定因子

熱疲労寿命を決定する因子をFig. 2に示す。寿 命決定因子は意図的に変えることのできる一次因 子と一次因子の影響を受けて間接的に変化する二 次因子に分けられる。一次因子は,材料因子と負 荷因子とに分類できる。アルミニウム合金鋳物の 場合,その組織は,ポロシティ,脆い晶出物およ び基地組織から構成されており,これらの量や形 状および分布状態などが,合金成分や製造条件を 意図的に調整して変えることのできる材料因子で ある。負荷因子としては,ひずみ範囲,最高加熱 温度や温度範囲,最高加熱温度における保持時間, 平均応力などが挙げられる。寿命は,材料因子に よる材料の耐熱疲労性の変化と,負荷因子が材料 に及ぼす損傷の程度によって左右される。

二次因子としては,変形特性や破壊様式が挙げ られる。応力-ひずみ特性などの変形特性は材料 が被る実質的な負荷の大きさを決定する。また, 破壊機構も寿命と密接に関係している。したがっ て,一次因子が寿命に及ぼす影響を明確にするに は,一次因子によって間接的に影響を受ける変形 特性や破壊機構といった二次因子の変化を無視す



Fig. 2 Effecting factor on thermal fatigue life.

ることはできない。シリンダヘッドやピストンな どのアルミニウム合金鋳物では,実用最高温度が 250°C以上にも達する場合がある。アルミニウム 合金は,およそ150°C以上では,力学特性が大き く変化する。また,このように高い温度域まで加 熱されると,微細組織が変化する時効が進み, 150°C以下に冷却した際の力学特性も変化する。 したがって,加熱温度や加熱時間の増加は,変形 特性や破壊機構に大きな影響を及ぼすと予想され ることから,信頼性の高い寿命推定を行うには, 使用環境下における材料の変形挙動や破壊挙動な どの二次因子の変化を考慮することが不可欠と考 えられる。

3. 簡易定量試験法の開発

熱疲労強度の評価には,直接通電・抵抗加熱方 式のCoffin式試験機⁵⁾や高周波誘導加熱方式の電 気油圧式あるいは電気機械式の試験機がよく用い られている。しかし,これらの試験装置は大がか りであり,しかも,アルミニウム合金の試験に用 いるには,(1)電気抵抗が小さいため通電加熱はむ ずかしい,(2)熱電対の溶接がしにくく測温が困難 である,(3)チャック部への熱の移動が大きいため 加熱効率が悪く温度勾配も大きくなる,などの問 題点がある。また,簡易な熱疲労試験法としては, 中央に穴をあけた円盤状の試験片を急速に加熱・ 冷却し,温度勾配を発生させて熱ひずみを生じさ せる方式が報告されている⁶⁾が,ひずみ範囲を制 御することがむずかしく,定量的な評価法として は期待できない。

そこで本研究では,アルミニウム合金の耐熱疲 労性を明らかにするために,拘束ホルダ方式の簡 易定量熱疲労試験方法を新たに開発し¹⁾,その妥 当性について検討した。

3.1 試験装置および拘束方式

開発した試験装置の模式図をFig.3に示す。この試験法は,熱膨張係数が小さいIncoloy904合金 製の一対のホルダに試験片を取付け,両者を一体 として加熱・冷却する方式である。試験片の平行 部には,ホルダとの熱膨張差により,加熱時に圧 縮,冷却時に引張の熱ひずみが軸方向に発生する。 したがって,この試験は,out-of-phaseの熱疲労試

ホルダに用いたIncoloy 904合金は, 室温~523K 間の熱膨張係数がほぼ一定の約3×10⁻⁶/Kであり, シリンダヘッド用合金の一つであるAC2B合金の 約25×10⁻⁶/Kに比べて極めて小さい。また, Incoloy 904合金は873Kで86.4ksの時効処理を施し ているため,573K以下の温度域で繰り返し加熱 しても組織変化はほとんどなく,323~523Kで 0.3ks/サイクルの熱疲労試験に約20000サイクル使 用した後も熱膨張係数がほとんど変化しないこと を確認している。アルミニウム合金は時効析出に よって強化したT6材の場合,高温にさらされる と時効がさらに進行し寸法が若干増加するが,そ れによる熱膨張係数の変化は無視できるほど小さ い。したがって,アルミニウム合金とIncoloy 904 の熱膨張差は試験中ほぼ一定とみなされ,本試験 法ではこの材料間の熱膨張差を利用してひずみ制 御の熱疲労試験が可能である。

ホルダのチャック部は,試験片軸に直交する, 断面がくさび形状の多数の刃型に加工してあり,



Fig. 3 Schematic illustration of test equipment.

刃型部を試験片の平坦なチャック部に圧入することにより試験片と隙間なくかみ合わせるようにした。試験片とホルダ間のすべりを防止するためには、ある程度深く圧入することが必要であるが、 圧入荷重が大き過ぎると試験片平行部に圧縮の塑性ひずみが導入されてしまうため¹⁾,通常の試験では軸ひずみが-0.05% ~ -0.1%の弾性限度内になるように圧入荷重を設定した。また、高温で圧入して組み付ければ、室温までの冷却過程で試験片のひずみは引張側に移動する。この現象を利用して、初期ひずみを任意に設定することも可能である。

種々の硬さの合金で作製したホルダチャック部 の模擬刃型をAC2B合金のT6材(HV125)に圧入 し,刃型先端の鈍化量を調査した結果,ホルダの 硬さが試験片の約2倍以上であれば,圧入を繰り 返してもホルダの刃先の鈍化が進まないことがわ かった¹⁾。時効処理後のIncoloy 904の硬さは約 HV340であり,この条件を満たしている。また, 実際にこのホルダを323 ~ 523K,0.3ks/サイクル で約1000サイクルの熱疲労試験に10回程度使用 しても,全ひずみ範囲(1サイクルにおけるひず みの最大値と最小値の差,以後Δε,と略記する) は変化しないことを確認した。

加熱・冷却にともなって試験片に生じるひずみ の大きさは,試験片の寸法・形状により変えるこ とができる。拘束ホルダおよび試験片の寸法と, 323~523Kの温度範囲において実測したΔε,の値 をFig.3に付記する。

3.2 試験条件の定量性検討

Fig. 4に温度範囲323 ~ 523K, 0.3ks/サイクルの 試験条件でAC2B合金のT6材を用いて実測した温 度波形を示す。温度制御は, Fig. 3に示す試験片 上端部に取付けたシース熱電対の出力によって行 った。なお,加熱時は,試験片中央表面の温度が 台形状に変化するように,設定温度を多ステップ で放物線状に上昇させた。また,冷却は,一定流 量の圧縮空気を吹き付けて行い,最低温度が試験 中ほぼ一定になるように赤外線による補助加熱を 行った。なお,最高および最低温度では,温度分 布を均一にして試験条件を安定させるため,30~ 60sの保持を設けた。 には 試験

77

加熱保持および冷却保持の終了時には,試験片 平行部の中央と,中央からそれぞれ5mm上と下の 表面温度の差は5K以内であり,平行部内の軸方向 の温度分布はほぼ均一になっていることを確認し た。本試験法は試験片,ホルダとも小さく,両者 を一緒に加熱・冷却する方式であるため,試験片 内の温度勾配が小さいという特長をもっている。

ホルダは約560Kまで加熱されるが,時間とと もに試験片中央部より約10K高い温度にまで近づ く。このように加熱初期にホルダの温度が試験片 の温度よりもやや高くなっても,ホルダの熱膨張 係数は試験片の値より極めて小さいので,熱膨張 量は試験片よりも小さく,試験片に発生するひず みは単調に変化して設定値に到達すると予想され る。このことは後述する方法で高温ひずみゲージ を用いて実測したひずみ波形から確認された¹。

試験片には断面積に反比例した熱応力が分布す る。熱ひずみの分布は応力-ひずみ関係が直線の範 囲内では熱応力の分布と相似である。しかし,最 大の熱応力が作用する平行部で材料が降伏する と,降伏した平行部だけ,より変形しやすくなる ため,ひずみの集中が起こる。AC2B合金-T6材は, 時効温度の433Kより高い523Kまで加熱されるた め,容易に過時効状態となりサイクル数とともに



Fig. 4 Time-temperature curves (C: center of test piece, U: 5mm upper from C, L: 5mm lower from C, H: center of holder).

耐力および応力-ひずみ曲線の傾きが低下する。し たがって,サイクル数とともに平行部へのひずみ 集中が著しくなり, $\Delta \epsilon$ が増加する可能性がある。

Fig. 5に, 323 ~ 523Kの温度範囲で△ε,が約0.4% になるように設計した, Incoloy 904製(平均熱膨 張係数が約3×10⁻⁶/K)の小型ホルダと工具鋼 SKD 61製(平均熱膨張係数が約11×10⁻⁶/K)の大 型ホルダを用いた場合の試験中のΔε,の変化を示 す。ホルダの形状・寸法はFig. 3と同じであり, 大型ホルダの方が試験片断面積の変化が大きく, 平行部にひずみが集中しやすい。Fig. 5から,同 じ $\Delta \epsilon$,を得る場合には $\Delta \epsilon$ の安定性はIncoloy 904製 小型ホルダを用いた方が優れていることがわか る。小型ホルダを用いた場合は,試験片の断面積 がほぼ一定で、ひずみ分布もそれに応じてほぼ均 ーであるから,試験片が軟化しても平行部へひず みが集中しにくい。そこで,Δε,が約0.4%の試験 では,試験片の軟化に伴う $\Delta \epsilon_{\ell}$ の増加が小さい Incolog 904製の小型ホルダを用いた。

Δε, が0.9% と0.6% の試験には,それぞれFig.3に 示したIncoloy 904製の大型および中型のホルダを 用いた。これらの条件では寿命が短いため,試験 時の材料の軟化はあまり著しくなく,平行部への ひずみ集中もほとんど問題にならない。ひずみを 実測した結果からも,寿命に至るまで,Δε, はほ ぼ一定であることを確認した。

3.3 熱応力-ひずみ挙動の実測

試験片平行部に発生する軸方向の熱ひずみ $\varepsilon_{th}(T)$ は,円周方向に等間隔に接着した2~3枚の高温 ひずみゲージの指示ひずみの平均値 $\varepsilon_m(T)$ をもと に,温度によるみかけひずみの平均値 $\varepsilon_a(T)$ とゲー ジ率の変化を補正する次式から求めた。

 $\boldsymbol{\varepsilon}_{th}(T) = \{ \boldsymbol{\varepsilon}_m(T) \quad \boldsymbol{\varepsilon}_a(T) \} \cdot \{ K_o / K(T) \}$

ここで,K_oとK(T)は,それぞれ室温とTKにお けるゲージ率である。みかけひずみは各試験後に 拘束なしの状態で同じ温度波形下で実測した。な お,ゲージ率はばらつきが比較的小さいのでメー カー推奨値を用いた。

試験片に発生する熱応力 $\sigma_{th}(T)$ は, Fig. 3に示す 拘束ホルダの側面中央に接着した4枚のゲージの 指示ひずみの平均値 $\varepsilon_{Hm}(T)$ をもとに,次式から求 めた。 $\sigma_{th}(T) = -\{ A_H / A_{TP} \} \cdot \lambda(T) \cdot \{ \varepsilon_{Hm}(T) - \varepsilon_{Ha}(T) \}$ $\lambda(T) = [E_H(T) \cdot \{ K_o / K(T) \}]$

ここで, $\varepsilon_{Ha}(T)$ は試験後に測定した各ゲージの みかけひずみの平均値である。 $\lambda(T)$ は,ホルダ材 の縦弾性係数とゲージ率の両者の温度依存性を 補正する係数であり,高温圧縮試験から求めた 値を用いた。また, $A_H \ge A_{TP}$ はそれぞれ,ホルダ 軸部と試験片平行部の断面積, $E_H(T)$ はIncoloy 904のTKにおける縦弾性係数である。

大型の試験片を用いた場合の熱ひずみ-温度曲 線,熱応力-温度曲線および熱応力-ひずみ曲線を それぞれFig.6(a)~(c)に示す。加熱,冷却速度は, 試験片およびホルダの温度分布が均一な状態で測 定するため約0.08K/sと遅くした。本試験法では 前述したように組み付け時に試験片の平行部に圧 縮のひずみが生じる。さらに,1サイクル目の加 熱時には圧縮のひずみが加算されて塑性ひずみも 生じる。塑性ひずみが生じ始めると応力はほぼ一 定になり,平行部に変形が集中するためひずみは 圧縮方向へ著しく増大する。また,温度が高くな るほどアルミニウム合金の耐力が低下するため, 熱応力の絶対値はやや低下している。2サイクル 目以降は加熱時の460K付近と冷却時の390K付近 で屈曲する平行四辺形状のヒステリシスループを



Fig. 5 Stability of total strain range.

描いている。ヒステリシスループはFig.6(c)に示したように,加熱時の弾性変形域Iと塑性変形域II, 冷却時の弾性変形域IIIと塑性変形域IVに分類で きる。弾性域IとIIIの傾きはそれぞれ77GPaと 65GPaであり,本合金の縦弾性係数にほぼ等しい。 また,塑性変形域については,領域IIの傾きは領 域IVに比べて小さい。これは,領域IIの傾きは領 な390Kの低温域なのに対して,領域IIは約460K ~523Kの高温域であり,耐力の低下や応力緩和

が生じるためであると考えられる。本報とは試験

方式の異なる電気油圧式⁷⁾や直接通電式⁸⁾の熱疲 労試験においても,類似のアルミニウム合金につ いて定性的によく似た結果が得られており,上述 した結果は,アルミニウム合金の基本的な変形特 性を反映する妥当な結果であると考えられる。

小型の試験片とIncoloy 904製のホルダを用いた 場合の熱ひずみ-温度曲線,熱応力-温度曲線およ び熱応力-ひずみ曲線をそれぞれFig.7(a)~(c)に 示す。試験温度波形はFig.6の場合と同じである。 2サイクル目以降,熱ひずみは温度に対しほぼ直



Fig. 6 Thermal stress-strain properties for $\Delta \varepsilon_t$ of 0.9%.



Fig. 7 Thermal stress-strain properties for $\Delta \varepsilon_t$ of 0.45%.

豊田中央研究所 R&D レビュー Vol. 31 No. 2 (1996.6)

線的に変化し,Δε,は約0.45%であった。熱応力-温度曲線には450K付近で小さい屈曲が生じ,熱 応力-ひずみ曲線にも圧縮応力域にわずかではあ るが屈曲がみられる。このような屈曲は,高温域 で弾性係数がやや低下するために生じると考えら れる。ヒステリシスはΔε,が0.9%の場合に比べる と非常に小さいが,サイクル数とともにわずかに 増大する傾向が認められた。

4 . AC2Bアルミニウム合金への適用

4.1 供試材

供試材はAC2B合金鋳物(組成: Al-6mass%Si-3.5mass%Cu-0.3mass%Mg-0.25mass%Fe) であり, 純度99.9mass%の純アルミニウム地金と各種母合 金を配合・溶解し,目標とするポロシティ量の鋳 物を得るための溶湯処理を施した後,高さ60mm の押湯付きジルコン砂シェル型に鋳込んで作製し た。溶解および各種溶湯処理は1023K,注湯は 973Kで行った。この試験鋳物の試料採取位置の 凝固時間は約300sであり,二次デンドライトアー ム間隔は約55μmであった。ポロシティの影響の 評価には,溶湯のガス量を調節してポロシティ量 を変化させた⁹⁾鋳物を用いた。ポロシティ量はア ルキメデス法で測定した密度から算出した。試料 には773Kで18ks溶体化処理を施してから水冷し, すぐに433Kで18ksの時効処理を行った(T6処理)。 熱処理後の硬さは約HV130であった。

4.2 熱応力変化と破壊挙動

Fig. 8に試験中の熱応力変化を示す。試験温度 波形はいずれもFig. 7の場合と同じ0.3ks/サイクル のパターンである。本試験は、out-of-phaseの熱疲 労試験であり,最高温度で最大の圧縮応力 σ_{min} が, 最低温度で最大の引張応力 σ_{max} が生じる。いずれ の $\Delta \epsilon_i$ の場合にも、 σ_{max} はあるサイクル数以降,急 激に低下して破断に至っている。この応力低下時 期はFig. 9に示したVTRカメラで観察した表面で のき裂成長時期と一致した。これらのことから, 引張応力が急激に低下し始めるサイクル数 N_{fs} を 破損寿命と定義する。

σ_{min}の絶対値はサイクル数とともに低下した。 これは523Kと高温にさらされ,過時効状態となって軟化して耐力が低下したために生じたと考え られる。一方,試験期間の大部分において全応力 範囲はほぼ一定に保たれており, σ_{min} の絶対値が 小さくなった分だけ σ_{max} は上昇している。

Fig. 10に代表的な熱疲労破面のSEM像を, Fig. 11には破面近傍の断面組織を示す。寿命が100サイクル以下と短い, Δε,が0.9%の場合には, 晶出物のへき開破面が連続しており, 破面全体は凹凸が激しい。この場合に発生した引張応力はFig. 8



Fig. 8 Change of thermal stress.



by VTR camera.

に示したように高い。晶出物が破壊し得るほど引 張応力が高い条件下では, 脆い晶出物の破壊によ って隣接する晶出物が連鎖的に破壊して寿命に至 ると考えられる。

一方,寿命の長いAE,が0.45%の場合には,晶出 物の連続的な破壊は比較的少なく,基地アルミニ ウム中を滑らかに破壊した部分があり,このこと は破面全体が滑らかであることと合致している。









Fig. 11 Microstructures of fractured specimen. (a), (b1) near fracture surfaces, (b2) typical crack running around in the matrix.

この場合の引張応力はFig.8に示したように低く, 晶出物は破壊しにくい。一方,基地アルミニウム 部には,サイクル数とともに塑性ひずみによる格 子欠陥等の損傷が蓄積して延性が徐々に低下し破 壊しやすくなる。そのため,晶出物の分布にはあ まり依存せず全体的に滑らかな経路をとって破壊 したと考えられる。

また,本実験条件ではいずれの破面にもストラ イエーション状の模様はほとんど認められなかっ た。

4.3 寿命に及ぼすポロシティの影響

Fig. 12にポロシティ量を変えたAC2B-T6合金鋳物の破断寿命と $\Delta \varepsilon_i$ の関係を示す。破断寿命は前述したように、引張応力が急激に低下するサイクル数としたが、ポロシティ量が多い一部の試験片では引張応力の低下が明瞭でなかったため、VTRカメラの観察から表面のき裂が試験片表面を完全に横切ったサイクル数とした。なお、試験片の組み付けはいずれも室温で行った。いずれのポロシティ量においても $\Delta \varepsilon_i$ が小さいほど寿命は長くなる傾向にある。寿命の変化は $\Delta \varepsilon_i$ が0.9% と0.6%の間で小さく、0.6% と0.45%の間で大きい。また、 $\Delta \varepsilon_i$ がいずれの場合にも、ポロシティ量が少ない鋳物ほど寿命が長い。

Fig. 13にΔε,が0.9%と0.45%の場合について, 破面上のポロシティの大きさや形状を表わす各因 子の統計値と寿命との相関関係を解析した結果を 示す。寿命が100サイクル以下と短いΔε,が0.9%の 場合には,破面上のポロシティの最大面積が寿命 とよい相関を示している。それに対して,寿命が 約500サイクル以上と長いΔε,が0.45%の場合には, 破面上のポロシティの総面積が寿命とよい相関を 示している。

Fig. 14は, ポロシティを含有する鋳物について熱 疲労による破壊機構を推定した模式図である。△ε, が0.9%と大きい場合には高い引張応力が発生し, 晶出物に沿って連鎖的に破壊が生じやすい。大き なポロシティの周辺では局部変形に起因して晶出 物に過大な応力が発生するため早期にき裂が発生 し,これが試験片全体に急速に伝播して寿命を決 定する。したがって,この場合には最大のポロシ ティが寿命に多大な影響を及ぼすと考えられる。

Δε, が0.45% と小さい場合には,引張応力が低い ため晶出物は破壊しにくい。一方,基地アルミニ ウム部にはサイクル数とともに塑性ひずみの繰り 返しによって格子欠陥等の損傷が蓄積され延性が 低下して破壊しやすくなる。したがって,このよ うに寿命が長い条件下ではあまり晶出物の影響を



Fig. 12 Relationship between total strain range and number of cycles to failure.



Fig. 13 Correlation coefficient between porosity factors on fracture surface, (a) P_{total} , (b) P_{max} , and number of cycles to failure, N_f . P_{total} and P_{max} are total and maximum porosity area on fracture surface, respectively.

受けずに破壊するため滑らかな破面を呈する。す なわち,有効断面積が最も小さくなるようにポロ シティが多い部分を敏感に選択してき裂が進展し 破壊すると考えられる。

5.まとめ

アルミニウム合金鋳物材料の耐熱疲労性を定量 的に評価できる簡易熱疲労試験方法を開発した。 この試験方法は,試験片と低熱膨張合金製の拘束 ホルダとの熱膨張差を利用した方法であり,簡易 な装置でひずみ範囲を一定に制御したout-of-phase の熱疲労試験が可能である。また,試験片が小型 のため,実部品から直接試験片を採取して評価で きる。

この試験法をAC2B-T6アルミニウム合金鋳物へ 適用した結果,あるサイクル数以降,最低温度に おいて生じる最大引張応力が,き裂の急成長に伴 い急低下して破断に至ることがわかった。また, 全ひずみ範囲の減少とポロシティの低減により熱 疲労寿命が向上することが定量的に明らかになった。さらに,熱疲労破面の形態は,全ひずみ範囲の大きさによって異なり,寿命へのポロシティの影響の仕方も,それに伴い変化することが明らかになった。

なお,試験装置の製作については当所開発部設 計課および機電技術課に協力していただいた。

参考文献

- 1) 生野元, 岩永省吾, 粟野洋司: 材料, 45(1996), 125
- 2) 生野元, 岩永省吾, 粟野洋司: 軽金属, 45-11(1995), 671
- 3) 上田太郎, 田中政夫, 菅野寛: 材料, 16-165(1967), 414
- 4) 平修二, 藤野宗昭, 土師隆: 材料, 22-234(1973), 235
- 5) Coffin, L. F. : Trans. ASME, 76(1954), 931
- Koyama, M., Miyake, J. and Sakaguchi, K. : SAE Tech. Pap. Ser., No.891989, (1989), 10p.
- 7) 金沢孝, 熊野正彦: いすず技報, No.82(1989), 104
- Bernard, L., Campo, E. and Quaranta, S. : Alluminio, 50(1981), 464
- 9) 粟野洋司,川原博,清水吉広,林壮一: 鋳物, 66-10(1994), 729



Fig. 14 Schematic illustration of thermal fatigue fracture mechanism for the specimen with porosity.

著者紹介



- 生野 元 Hajime Ikuno 生年:1959年。 所属:金属材料研究室。
 - 分野:耐熱疲労金属材料の研究開発およ びその特性評価技術の研究。 学会等:日本金属学会,軽金属学会,日 本材料学会会員。
 - 1988年R&D100選受賞。 1995年軽金属奨励賞受賞。



 粟野洋司 Yoji Awano
生年:1941年。
所属:材料1部。
分野:鋳造合金,鋳造技術の研究開発。
学会等:日本金属学会,日本鋳造工学会, 軽金属学会会員。
1988年日本鋳造工学会小林賞受賞。
1990年Best Technical Paper (56th World Foundry Congress 1989)受賞。
工学博士。



岩永省吾 Shogo Iwanaga 生年:1940年。 所属:金属材料研究室。 分野:高温強度,X線材料強度の研究。 学会等:日本機会学会,日本材料学会, 日本金属学会会員。 1989年日本ダイカスト協会小野田 賞受賞。