アルミニウム合金の熱疲労試験における二・三の現象*

—アルミニウム合金の熱疲労に関する研究 (第1報)—

井口 信洋**・磯部 俊夫***・渡辺修一郎***

Fundamental phenomena in thermal fatigue test of aluminum alloys*

—Studies on thermal fatigue of aluminum alloys. (1st report)—

UDC 669.715 : 539.43

IGUCHI Nobuhiro**, ISOBE Toshio*** and WATANABE Shuichiro***

Failures due to thermal fatigue often occur in aluminum alloy pistons and cylinder heads of engines, especially in those of Diesel-engines owing to their high operating temperatures.

This paper reports a method for investigating the resistance of aluminum alloys to thermal fatigue and the phenomena in thermal fatigue tests of Al-Si base alloy castings.

The results obtained were summarized as follows:

- (1) It was found that a high rate thermal cycling could be achieved with a thermal fatigue testing apparatus of high frequency induction heating type (not the Coffin type.)
- (2) The number of cycles to failure was decreased with the increase in temperature amplitude, thermal stress amplitude, and plastic strain amplitude.
- (3) Specimens were tested at an average temperature of 300°C; they were radially expanded in the section heated to the maximum temperature and necking appeared in the both ends of the expanded section. The deformation of specimens was related with the distribution and variation of hardness in the specimens. The hardness was decreased in the section heated to above 300°C and was minimum in the necked parts, where the fracture took place.

(Received Sept. 21, 1970)

1. 緒 言

アルミニウム合金がディーゼルエンジンに使用されるようになるにつれて、アルミニウム合金製のシリンダーヘッドおよびピストンに、熱疲労あるいは熱衝撃に起因する破壊がみられるようになってきた^{1,2)}。シリンダーヘッドにおいては、燃料噴射量およびエンジン回転速度の増加にともなう壁温が上昇すると、周囲との温度差も増し、熱応力が過大となり、亀裂の発生につながる。ピストンにおいては、起動時の常温から運転温度までの急熱、停止時の急冷の繰返しおよび運転中の燃焼・排気ごとの燃焼ガスによる加熱冷却の繰返しによつて、ヘッドまたはピストンリング溝間のランド部に亀裂が発生する。

材料の熱疲労に対する抵抗を実験的に調べるために、耐熱鋼に関しては広く熱疲労試験が行なわれている³⁾が、アルミニウム合金に関しては、これまで、ヒートチェック法による二、三の研究が報告されているだけである^{4,5,6)}。

そこで、アルミニウム合金の熱疲労に関する基礎資料をうる目的で、アルミニウム合金の熱疲労の研究を行なった。本報はその第1報として、高周波誘導加熱式熱疲労試験機によるアルミニウム合金の熱疲労試験の可能性を検討し、鋼の熱疲労試験と同様の条件で試験が可能であることが判明したので、この試験機を用いてえられるアルミニウム合金の熱疲労における二、三の現象について検討した。

* 軽金属学会第34回春期大会 (1968—5) にて一部発表した。

** 早稲田大学理工学部 (東京都) Faculty of Science and Engineering, Waseda Univ. (Tokyo)

*** 日本軽金属総合研究所 (静岡県蒲原町) Nippon Light Metal Research Laboratory, Ltd. (Kambara, Shizuoka Pref.)

2. 実験方法

2.1 実験材料および試験片寸法

実験に用いた材料はピストン用材料として使用されている AC8B 合金で、試料は市販の合金塊から **Table 1** に示す条件で溶製した。溶製した試料の組成分析値を **Table 2** に示す。試験片は舟形の金型鋳物から採取し、**Fig. 1** に示す寸法の試験片を機械加工によって作製した。

2.2 熱疲労試験装置

実験に用いた熱疲労試験機は、高周波誘導加熱式の熱疲労試験機であり、試験片の加熱に高周波誘導加熱方式を採用しているところに特色がある。多くの熱疲労試験機は、いわゆる Coffin タイプの試験機⁷⁾で、試験片の加熱は直接通電による抵抗加熱方式が採用されている。この Coffin タイプの試験機では、銅合金およびアルミニウム合金は、鋼に比較して電気抵抗が小さいために、加熱に大電流を必要とし、大容量の変圧器を備えた設備を必要とする。既存の Coffin タイプの試験機では、これらの合金を試験に供しても、チャック部で過大の熱を発生し、試験片を加熱することが困難である。

本実験に用いた熱疲労試験機は、高周波誘導加熱装置、試験片拘束装置、制御装置および記録装置から構成されている。高周波発振部は陽極同調式で、発振周波数 200 kc、高周波容量 15 kW である。高周波加熱コイルは試験片の平行部に平行に取付けられ、高周波コイルの有効加熱長さは約 25 mm である。冷却はコイルの内側より圧縮空気を試験片に吹付けて行なわれる。拘束装置は **Fig. 2** に示すとおりで、試験片は上下の盤にネジにより固定される。拘束応力はスライダを介してロードセルと直列に連結され、その読みは増幅されてペン書オシログラフによって記録される。温度測定は 0.3 mmφ の白

金-白金・ロジウム熱電対を試験片中央に軸対称の位置に別々に分離して点溶接し、その起電力を増幅してペン書オシログラフに入れると同時にフィードバックして温度制御させる。この温度制御によつて上限温度、下限温度および加熱速度を所定の条件に設定することができ、かつ加熱コイルパイプからの冷却ガス速度が制御でき、所定の熱サイクルを与えることができる。また、この装置は上限および下限温度にて一定の時間保持することもできる。

2.3 試験機の特性

2.3.1 高周波出力と温度上昇速度

試験片の温度上昇速度は、材料の熱伝導率、電気抵抗率および高周波出力によつて影響される。そこで、高周波出力と試験片温度上昇速度との関係を求めた。ただし、ここでの温度は試験片中央の加熱中心での温度であ

Fig. 1 Dimensions of specimen. (Unit: mm)

Fig. 2 Clamping apparatus of thermal fatigue testing equipment.

Table 1 Conditions of casting and heat treatment

Melting temperature	720°C
Degassing flux	C ₂ Cl ₆ 0.2%
Holding	40 min. at 700°C
Casting temperature	700°C
Mould for specimen	Cast iron mould shaped in boat
Mould temperature	200°C
Solution treatment	2 hr. at 520°C
Ageing treatment	6 hr. at 180°C

Table 2 Chemical composition of specimen (wt%)

Fe	Si	Cu	Mg	Ni	Ti
0.12	9.2	3.00	0.97	1.00	0.16

る。この高周波出力と温度上昇速度との関係を Fig. 3 に示す。縦軸は試験片に負荷される荷重で、荷重—時間曲線の折点は、その時間で設定温度 300℃に達したことを示している。出力 6 kW では 15 sec 経過しても 300℃に達しないが、出力 7 kW では約 6 sec で 300℃に達し、順次出力が増大するにつれて、温度上昇速度は大きくなる。また、温度上昇速度によつて 300℃までの加熱で拘束荷重が変化し、温度上昇速度が大きいほど拘束荷重が小さくなっている。これは試験片内の熱伝導性に関係するもので、試験片中央の温度上昇速度が大きくなるほど試験片の拘束長さでの平均温度が下がるからである。この予備実験の結果から、試験片の加熱速度および高周波発生装置の安定性を考慮して、本実験では出力 8.0 kW を採用した。

2.3.2 熱ひずみの拘束率

熱疲労試験においては、熱ひずみの拘束率が異なると寿命にかなりの差が生じる。したがって、二種の熱疲労試験結果を比較する場合には、拘束率を等しくする必要がある。そこで、試験機の拘束率を調べた。熱応力は加熱冷却による試験片の膨張収縮を十分に拘束したときに発生するが、試験機自体の弾性変形および本試験機のように試験片に直列にロードセルを連結して応力測定を行なう場合には、ロードセルの弾性変形のため、拘束装置は完全剛体とはなりえない。いま、

ϵ_t : 試験片に加えられる熱ひずみ

ϵ_f : 試験片各部の弾性変形に基づいて自由に変形する弾性自由ひずみ

Fig. 3 Variation of load-time curve with power of high frequency.

ϵ_c : 拘束ひずみ

とすれば、これらの間には、つぎのような関係がある。

$$\epsilon_t = \epsilon_f + \epsilon_c \quad (1)$$

したがって、ひずみの拘束率 ω は次式で求められる。

$$\omega = \frac{\epsilon_c}{\epsilon_t} = 1 - \frac{\epsilon_f}{\epsilon_t} \quad (2)$$

ひずみの測定には、スウェーデン鋼の試験片および 1 μ 精度のダイヤルゲージを用いた。試験は十分弾性域と考えられる上限温度 400℃、下限温度 100℃の条件で行なった。

本試験機のひずみの拘束率は、Table 3 に示すように、20 kg/mm² の応力下で 77.0% であるとの結果がえられた。拘束率は同一試験機でも温度振幅や平均温度によつて変化することがあるが、本試験機においては、上下の端板はともに十分厚くできており、端板の厚さが十分厚いときは温度振幅の変化に対しても拘束率の変動は 3% 以内であるので、拘束率は 77% として、後述の計算に採用した。加藤⁹⁾らの用いている Coffin タイプの試験機でも、78% であることから判断して、本試験機は Coffin タイプの試験機とも相関性をもつと判断される。

2.3.3 加熱冷却過程中的試験片軸方向温度分布

一般に、熱疲労試験においては、拘束部を肉厚にする関係上試験片の軸方向に温度分布が必然的に生じる^{9, 10, 11)}。本試験機においても、加熱方式として試験片中央部に集中加熱する方式が採用されているので、試験片軸方向に温度分布を生じる。

Fig. 4 は熱サイクル 500~100℃ の場合の加熱過程および冷却過程の軸方向温度分布を示したものである。この温度分布は、試験片の各位置に熱電対を点溶接し、測定したものである。このように、本試験機では加熱が試験片中央部に集中する方式である。

2.3.4 破断の検出

Fig. 5 は、ペン書オシログラフによつて記録された熱応力—時間および温度—時間サイクル曲線の一例を示したものである。図の左側は初期段階のサイクル曲線を、右側は破断前のサイクル曲線を示したものである。破断

Table 3 Ratio of constrained strain in thermal fatigue apparatus

No.	Total strain ϵ_t	Free elastic strain ϵ_f	Ratio of constrained strain ω (%)
1	1.74×10^{-3}	0.4×10^{-3}	77.0
2	1.73×10^{-3}	0.4×10^{-3}	<u>76.9</u>
3	1.75×10^{-3}	0.4×10^{-3}	<u>77.1</u>
Mean	1.74×10^{-3}	0.4×10^{-3}	77.0

直前には、熱応力が小さくなって 0 に近づく。これは本試験が定ひずみ式試験であり、試験片に亀裂が発生し破壊が進行すると負荷がかからなくなるため、これによって亀裂の発生が検出できる。

2.4 熱疲労試験条件および熱疲労強度の表示法

材料の熱疲労現象は、加えられる熱サイクルによって材料に繰返される熱応力と熱ひずみとが描くヒステリシスループと深い関係にある。このループに関係する第一の因子は、材料に加えられる熱サイクルの諸条件すなわち熱サイクルの上下限温度、熱サイクルの速度、上下限温度における保持時間などの条件である。第二の因子は、材料の物理的機械的性質すなわち材料の熱膨張係数、弾塑性係数、引張り強さ、降伏応力、伸び、加工硬化または軟化性、クリープ性、時効性、パウシング効果などである。

材料の熱疲労強度を求める場合、第一の因子の熱サイクルの諸条件を規定する必要がある。試験条件としては、上限温度または下限温度を固定して温度振幅を変化させる方法、平均温度を固定して温度振幅を変化させる方法などがあるが、ここでは、第二の方法を採用した。すなわち、平均温度を 300°C とし、加熱速度を約 50°C/sec、上限および下限温度での保持時間をそれぞれ 5 sec とし、温度振幅を 400°C から 200°C まで変化させ、熱疲労強度を求めた。

通常の疲労問題では、材料の疲れ強さは繰返し応力振幅と破断までの繰返し数すなわち寿命との関係で表わすのが普通である。熱疲労においては、単純には、温度振幅と熱疲労寿命との関係で表わされる。しかし、熱サイクルにおいて温度振幅が同一であつても、試験機の拘束率、材料の物理的性質、試験片の温度分布などによって寿命は変化する。そこで、温度変動に対応して生じる熱応力と寿命との関係でも熱疲労強度が論じられている。また、熱疲労の原因は、元来、外荷重によるものではな

く、熱膨張を拘束することによって生ずる熱ひずみの繰返しが直接の原因であり、熱疲労がひずみサイクルに基づく疲労現象の一種であるところから、ひずみ成分中の塑性ひずみ振幅と寿命との関係でも熱疲労強度が論じられている。本試験機では、これらの三つの関係を同時に求めることができる。

3. 実験結果および考察

3.1 温度振幅と熱疲労寿命との関係

Fig. 6 に温度振幅—熱疲労寿命線図を示す。温度振幅が大きくなるにつれて熱疲労寿命は低下する。これは、温度振幅が熱サイクルによって材料に繰返される熱ひずみ振幅に直接関係する因子であるからである。すなわち、温度振幅 ΔT と熱ひずみ ϵ_t との間には、一般に

$$\epsilon_t = \alpha \cdot \omega \cdot \Delta T \quad (3)$$

ここで、 α : 熱膨張係数、 ω : ひずみの拘束率の関係があり、温度振幅が大きくなるにつれて、熱ひずみが大きくなり、熱疲労寿命は低下する。

3.2 熱応力振幅と熱疲労寿命との関係

試験片に加えられる熱応力と温度との関係は、Fig. 5 に示した温度サイクル曲線と熱応力サイクル曲線を組合せることによって求められる。Fig. 7 は熱サイクル 500~100°C、450~150°C および 400~200°C のときの熱応力

Fig. 5 Stress and temperature-time curves recorded by oscillograph.

Fig. 4 Temperature distribution along specimen on (a) heating and (b) cooling in thermal cycle 500~100°C.

一温度線図（ヒステリシスループ）を示したものである。これらのヒステリシスループは最初の3回目までのサイクルを示したものである。室温で試験片を固定すると、試験片軸方向には、加熱とともに試験片の自由膨張が拘束され 圧縮応力がかかり、300℃付近で降伏応力に達する。降伏応力を越えると温度の上昇につれて、試験片は降伏を続ける。降伏した状態から冷却すると、試験片には引張り方向の応力が働く。下限温度で引張り応力が負荷した状態で、第一回目のサイクルを終了する。二回目以後は、加熱過程で圧縮方向の応力が、冷却過程で引張り方向の応力がかかり、斜線部で示されるループにおちつく。また 上限温度および下限温度で保持中に熱応力に変化しているが、これは試験片の軸方向の温度分布と関係がある。上限温度では、保持することによって試験片軸方向の温度勾配が小さくなり、すなわち、高温領域が広がり、熱ひずみ量が増加する。その結果、試験片に負荷される熱応力が大きくなり、降伏が進行する。下限温度では、保持時間とともに試験片端部の温度が低下し、熱ひずみ量が大きくなり熱応力も大きくなる。

Fig. 6 Relation between temperature amplitude and number of cycles to failure.

ヒステリシスループの形は、**Fig. 7** から明らかなように熱サイクルによって変化している。この変化は上限温度および下限温度に関係があると考えられる。ヒステリシスループの勾配 $\Delta\sigma/\Delta T$ ($\Delta\sigma$: 熱応力変化, ΔT : 温度変化) は、温度変化が熱ひずみ変化を支配するところから、材料の弾性係数に関係づけられ、試験片軸方向での温度変化の時間遅れのため、冷却過程では、上限温度での弾性係数が、加熱過程では、下限温度での弾性係数が、ループの勾配を支配すると考えられる。その結果、温度振幅の大きい500~100℃のサイクルでは、**Fig. 7(a)** のように加熱過程と冷却過程で $\Delta\sigma/\Delta T$ に大きな差を生じるものと考えられる。

熱サイクルは、**Fig. 7** の斜線部で示されるような一定のヒステリシスループを描きながら進行するが、熱応力すなわち試験片に負荷される拘束応力は、熱サイクルの進行に伴い、わずかつつ変化する。**Fig. 8** は、各種熱サイクルの進行に伴う拘束応力の変化を示したものである。各熱サイクルにおいて、拘束応力は、熱サイクルの進行に伴い徐々に減少する。破断直前では、とくに大きい。

Fig. 8 Variation of constraint stress with number of thermal cyclings.

Fig. 7 Temperature-stress relationship for initial thermal cyclings.
Temp. range (a) 500~100°C (b) 450~150°C (c) 400~200°C

く減少する。これは熱疲労試験が定ひずみ疲労試験であるためで、熱サイクルに伴う材質の変化によつて拘束応力が変化する。

熱疲労強度を応力振幅で整理する場合、応力振幅が熱サイクルの進行に伴い変化するので、一般に、破断回数の $\frac{1}{2}$ の回数における応力振幅を平均の応力振幅として、応力-寿命線図が求められている。**Fig. 9**は、破断回数の $\frac{1}{2}$ の回数における応力振幅を縦軸として求めた応力-寿命線図である。温度振幅-寿命線図と同様に、熱応力振幅の増大とともに寿命は短くなる。

3.3 塑性ひずみ量と熱疲労寿命との関係

試験片温度と拘束応力との関係は、**Fig. 7**に示したようなループとしてえられたが、試験片軸方向温度分布の時間変化を考慮すると、ヒステリシスループは、**Fig. 10**のように三角形で近似される。温度軸と熱ひずみ軸との関係を考慮すると、熱応力と熱ひずみのヒステリシスループは、**Fig. 11**のようになる。**Fig. 11**に示されるよう

Fig. 9 Relation between stress amplitude and number of cycles to failure.

Fig. 10 Stress-temperature curve under thermal cycle.

に、熱ひずみ ϵ_t 、弾性ひずみ ϵ_e 、塑性ひずみ ϵ_p との間には、一般につぎの関係がある。

$$\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p \quad (4)$$

$$\epsilon_p = \epsilon_t - \epsilon_e = \epsilon_t - \Delta\sigma/E \quad (5)$$

ここで、 $\Delta\sigma$: 応力振幅、 E : 弾性係数

(5)式に(3)式を代入すると塑性ひずみはつぎの関係式で示される。

$$\epsilon_p = \alpha \cdot \omega \cdot \Delta T - \Delta\sigma/E \quad (6)$$

(6)式に基づいて塑性ひずみを算出した。塑性ひずみの算出にあたり、温度振幅 ΔT は試験片軸方向温度分布を考慮して次式に従つて求めた拘束長さでの平均温度振幅 ΔT^* を採用した。

$$T_{\max}^* = \frac{1}{l} \int_0^l T(l) dl \quad (7)$$

$$T_{\min}^* = \frac{1}{l} \int_0^l T(l) dl \quad (8)$$

$$\Delta T^* = T_{\max}^* - T_{\min}^* \quad (9)$$

ここで、 $T_{\max}^*$ および $T_{\min}^*$ はそれぞれ拘束長さでの平均上限温度および平均下限温度、 $T(l)$ は軸方向の温度関数である。

Fig. 11 Hysteresis loop under thermal cycle.

Fig. 12 Relation between plastic strain amplitude and number of cycles to failure.

また、熱膨張係数 α の値は平均上限温度と平均下限温度間の係数を、弾性係数は平均下限温度における値を採用した。

ここで求めた塑性ひずみと熱疲労寿命との関係を **Fig. 12** に示す。Manson¹²⁾ は塑性ひずみ振幅 ε_p と熱疲労寿命 N_f との関係が

$$\varepsilon_p N_f^a = C \quad (10)$$

の形で与えられると提案した。ここで α および C は材料と試験条件に関する定数である。**Fig. 12** から、本実験における AC8B の α および C の値を求めると、塑性ひずみ振幅と熱疲労寿命との関係は(11)式で表わされる。

$$\varepsilon_p N_f^{0.524} = 0.050 \quad (11)$$

3.4 熱サイクルに伴う材質の変化

熱サイクルに伴う材質の変化を還元常温かたさ¹³⁾で調べた。**Fig. 13**は各種熱サイクルによつて破断した試験片の軸方向のかたさ分布を調べたものである。**Fig. 4**の温度分布曲線と対比させると明らかなごとく、300°C以上に加熱される部分が軟化している。しかし、上限温度が450°Cおよび500°Cの場合には、試験片中心の還元かたさが中心の近傍よりも大きくなっており、W形のかたさ分布を示している。**Fig. 14**は450~150°Cの熱サイクルの繰返し数 N とかたさ分布との関係を調べたものである。 $N=10$ のときにすでにW形のかたさ分布を示しており、熱サイクルが進行するにつれて、最軟化位置が中心から外側にじやつかんずれ、軟化領域が広がる。しかし、 $N>100$ ではほぼ一定のかたさ分布となり変化しな

Fig. 13 Variation of hardness distribution in thermal fatigued specimen with thermal cycle.

い。このW形のかたさ分布が熱ひずみに依存するものであるかどうかを調べる目的で、無拘束の状態熱サイクルを与え、かたさ分布を調べた。450~150°Cの熱サイクルを309回与えたときのかたさ分布を、拘束状態と無拘束状態とを比較して **Fig. 15** に示す。**Fig. 15**で明らかなように、かたさおよびその分布には、拘束状態と無拘束状態とで何らの差も認められない。したがって、このW形のかたさ分布は熱ひずみによるものではないと判断される。

Fig. 16 は大気循環式熱風炉またはソルトバスを用いて求めた各種温度における常温還元かたさの加熱時間による変化を示したものである。200°Cでは、20 hr まで加熱しても還元かたさには変化がないが、250°Cから400°Cでは、加熱時間とともにかたさが低下している。400°Cから500°Cでは、一度かたさが低下し、その後加熱時間とともにかたさが増加する。加熱温度とかたさとの関係をみると、350~400°Cで最も低い値を示し、450~500°Cで

Fig. 14 Change of hardness distribution along specimen with number of cycles.

は350~400℃の場合よりかたくなっている。また、**Fig. 17**はそれぞれの温度で1 hr. 加熱した復元材の電気伝導率の変化と加熱温度との関係を示したものである。復元材は400℃で加熱したときに最も大きい電気伝導率の変化を示しており、400℃以上では電気伝導率の変化がより小さくなっている。これから、この復元かたさの加熱温度による変化は、合金の硬化元素であるCuおよびMg

Fig. 15 Comparison of hardness distribution along specimen between (a) constrained and (b) free condition. (Thermal cycle 450~150℃ $N = 309$)

の析出相の挙動に関係づけられる。350~400℃までは、温度が上昇するほど析出物の粗大化が進み、分布も疎になる、いわゆる過時効状態となり、合金は軟化する。400℃をこえと、これらの析出物の再固溶が始まり、固溶体硬化が起ることにより再び硬化すると考えられる。

したがって、各種熱サイクル後にえられた試験片軸方向のかたさ分布は、熱サイクルの加熱過程における試験片軸方向温度分布および加熱時間に依存するものであると判断される。すなわち、W形のかたさ分布において、極小のかたさを示す位置は、いずれのサイクルでも最高加熱温度が350~400℃の位置と一致し、最高加熱温度が350~400℃より高い試験片中央部では、析出物の再固溶により復元かたさはより大きくなる。

3.5 破断形状

熱疲労試験後の試験片を **Photo. 1** に示す。試験片

Fig. 16 Variation of hardness-heating time curve with heating temperature.

Photo. 1 Views of specimens fractured under thermal fatigue test.

は、平行部の中央部がふくらみ、そのふくらみの両端でくびれが生じている。中央部のふくらみは温度振幅が大きいほど大きく、ふくらみの両端のくびれ率も温度振幅が大きいほど大きい。破断は、くびれ部で冷却過程での引張り応力によつて起る。この破断形状は、温度分布およびそれにもとづくたき分布ならびに負荷される応力と関連づけられる。ヒステリシスループから明らかのように、熱サイクルの加熱過程においては圧縮応力がかかり、冷却過程においては引張り応力がかかる。加熱過程においては、試験片中心が最高加熱部となり、その結果

Fig. 17 Change of conductivity with heating temperature.

最軟化部となり、圧縮応力が集中する。また、冷却過程では、最高加熱温度が350～400°Cになる位置に最軟化部ができるようになり、引張り応力がこの位置に集中する。その結果、試験片の中央部が、圧縮応力の繰返しによつて徐々にふくらみ、そのふくらみの両端の最高加熱温度が350～400°Cになる部分で、引張り応力の集中によつてくびれを生じる。

Photo. 2 は、熱疲労後の試験片縦断面のマクロ組織および試験片各位置の顕微鏡組織を示したものである。加熱部分は、全体に結晶粒が粗大化しており、ふくらみ部では軸方向に圧縮され、くびれ部では延ばされている。また、 α 相のデンドライトも結晶粒の変形に伴い変形し、ふくらみ部では軸方向に圧縮されており、くびれ部では延ばされている。これらの変形の度合は温度振幅が大きいほど大きい。

4. 結 論

アルミニウム合金製ピストンあるいはシリンダーヘッドの破損のひとつの原因として考えられるようになってきた熱疲労現象についての基礎的資料をうる目的で、JIS AC8Bを用いて高周波誘導加熱式熱疲労試験機でのアルミニウム合金の熱疲労試験の可能性を検討した。その結果、鋼の場合とほぼ同じ条件でアルミニウム合金の

Photo. 2 Photomacrographs and Photomicrographs of specimens fractured under thermal fatigue tests. Mag. $\times 200$

熱疲労試験を行なうことができるようになった。

そこで、この試験機を用いて熱疲労試験を行ない、つぎに要約する基礎的な現象がえられた。

(1) 材料の熱疲労強度は、温度振幅、熱応力振幅、塑性ひずみ振幅と熱疲労寿命との関係で表わされ、本実験に採用した試験条件では、熱疲労寿命は、温度振幅、熱応力振幅、塑性ひずみ振幅が大きいほど短くなる。

(2) 熱疲労試験後の試験片軸方向の復元かたさ分布はW形の形態を呈する。これは、熱ひずみによるものではなく、熱サイクル中の温度分布および加熱時間と関係があり、最高加熱温度が350～400℃の部分が極小かたさを示す部分と一致する。

(3) 熱サイクルによつて、試験片は、結晶粒が粗大化し塑性変形をうける。加熱過程では、圧縮応力が最軟化部である加熱中心の試験片中央に集中する。冷却過程では、引張り応力がかかり、加熱過程で350～400℃に加熱された過時効による軟化部に応力が集中する。その結果、試験片は中央部がふくらみ、そのふくらみの両端でくびれを起こす。

(4) 熱疲労による破断は、冷却過程での引張り応力によつてくびれ部で起こる。

参 考 文 献

1) H. Schumann, K. D. Reisland: Schiffsbetrieb-

stechnik, **14** (1964), 141

2) 鈴木:自動車技術, **23** (1969), 408

3) たとえば, L. F. Coffin: Trans. A.S.M.E., **76** (1954), 931

4) M. Röhrle: M.T.Z. Motortech., **30** (1969), 344.

5) M. Röhrle: M.T.Z. Motortech., **30** (1969), 472.

6) E. Schulz, W. Jung-König: Aluminium, **34** (1958), 635.

7) L. F. Coffin, R. P. Wesley: Trans. A.S.M.E., **76** (1954), 23.

8) 加藤:日本機械学会論文集, **27-176** (1961), 4110

9) 上田, 田中, 菅野:材料, **14** (1965), 44

10) 平, 大南, 井上:材料, **16** (1967), 24

11) E. F. Nippes, J. C. Uy: British Weld. J., **14** (1967), 371

12) S. S. Manson: NASA T.N., 2933 (1953)

13) D. Altenpohl: Aluminium und Aluminiumlegierungen, (1965), 808