

材料の熱疲労破壊

戸田, 裕之
豊橋技術科学大学生産システム工学系

小林, 正和
豊橋技術科学大学

<https://hdl.handle.net/2324/1811269>

出版情報 : 軽金属. 59 (6), pp.312-319, 2009-06-01. 軽金属協会
バージョン :
権利関係 :



材料の熱疲労破壊

戸田 裕之*・小林 正和*

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 59, No. 6 (2009), pp. 312-319

Thermal fatigue fracture of materials

Hiroyuki TODA* and Masakazu KOBAYASHI*

Keywords: thermo-mechanical fatigue, aluminum alloys, modeling, test procedures, damage

1. 緒 言

1.1 熱疲労とは何か

材料が熱疲労破壊するのは、以下のようにいくつかの場合に分けられよう。

(ア) 熱サイクルを受ける部材が何らかの拘束を受けることで熱応力が発生し、弾塑性変形の繰返しにより低サイクル疲労となる (いわゆる熱疲労)。

(イ) 部材中の温度分布が不均一な熱膨張をもたらし、(ア)と同様に破壊に至る。

(ウ) 熱サイクルに外力が重畳し、(ア)と同様に破壊に至る (いわゆる熱機械疲労)。

(イ) にはいわゆる熱衝撃も含まれる。しかし、急速な温度変化により衝撃的な熱応力が発生し、その大きな負荷速度と切欠きなどの形状の因子、材料特性によって脆性的に破壊する場合¹⁾は異なるものの、アルミニウムでは他の熱疲労と同様と考えられる。(ウ) では、熱・ひずみサイクルが同じ周波数の場合のほか、平均応力がかかりクリープ変形の寄与がより大きくなる場合が考えられる。熱疲労と熱機械疲労に関しては、ASTM ハンドブックでは両者を明確に区別している²⁾。しかし、部材中で熱疲労破壊を生じる部位の熱的、力学的負荷のみを考えると、内部応力、外部応力のいずれが支配的かは問題ではなく、岡崎が指摘するように同等に考えられる場合も多い³⁾。

ところで、部材が示すひずみ ϵ_{net} は、熱膨張によるひずみ ϵ_{th} と力学的なひずみ ϵ_{mech} の和であり、熱膨張係数 α 、温度差 $T-T_0$ では以下のように表される。

$$\epsilon_{\text{net}} = \epsilon_{\text{th}} + \epsilon_{\text{mech}} = \alpha(T-T_0) + \epsilon_{\text{mech}} \quad (1)$$

(ア) で熱膨張収縮が完全に拘束される場合、例えば円筒材の両端拘束³⁾などを考えると ϵ_{net} が 0 となり、 ϵ_{th} がすべて ϵ_{mech} となる。

$$\epsilon_{\text{mech}} = -\alpha(T-T_0) \quad (2)$$

熱膨張の拘束が不完全な場合、 ϵ_{mech} は (2) 式ほどは大きくならず、特にまったく拘束されない場合には $\epsilon_{\text{net}} = \epsilon_{\text{th}}$ かつ

$\epsilon_{\text{mech}} = 0$ となり破壊は生じないことは言うまでもない。このほか、熱膨張以上に圧縮される“Overconstraint”も想定される²⁾。これらの条件では、いずれも高温で圧縮、低温で引張応力が発生する。熱疲労の場合には、少なくとも高温側では塑性変形およびクリープ変形が顕著に生じる。そのため、熱・ひずみサイクルに伴う変形はたとえ片振りであっても、応力は引張-圧縮の両振りとなる。図 1(a) は、上記の場合の典型的な温度および力学的ひずみサイクルの同期パターンである。両者は逆位相 (Out-of-phase) となっていることが確認できる。

一方、両端が拘束された U 字型の部材の湾曲部外側等では高温で引張、低温で圧縮の応力が発生する³⁾。この場合には、図 1(b) に示すように温度および力学的ひずみサイクルが同位相 (In-phase) となる。また、軽金属ではないが、熱疲労を生じる部材としてしばしば取上げられるタービンブレードで報告されるように、場合によっては上記同位相、逆位相とも異なる温度と負荷ひずみの位相差を呈する³⁾。

1.2 熱疲労破壊の事例

軽金属に関係するものでは、(a) 熱機関のピストン、シリンダヘッドなどのアルミニウム鋳物材料の破壊^{4),5)}、(b) 電子デバイスのアルミニウム配線の断線^{6),7)}、(c) 軽金属ダイカスト用の金型のき裂に関する報告⁸⁾が見られる。(b) は配線内の異種材料間の熱膨張係数ミスマッチによる熱応力に起因し、粒界におけるクリープ変形が支配的とされる。また、(c) では金型材質は鉄鋼である。いずれも詳細は文献を参照されたい。

(a) のシリンダヘッドに関しては、数十~100Hz 程度の爆発サイクルによる高サイクル疲労と、エンジンの始動-停止を 1 サイクルとする 10^{-4} Hz 程度の低サイクル疲労の両方を呈する⁹⁾。後者は、運転時に吸・排気バルブや点火プラグの間にあるブリッジ部分の熱膨張が水冷されたシリンダヘッドによって拘束されて圧縮応力が発生し、逆に停止後には引張応力が生じる逆位相型の熱疲労である⁹⁾。ディーゼルエンジンの場合には燃焼室温度が 250°C 程度にも達するため⁵⁾、繰返し弾塑性変形に加え、クリープ変形、時効硬化型合金の時効処理温度より上での急速な過時効化や回復・再結晶が同時

* 豊橋技術科学大学生産システム工学系 (〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1)。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1-1, Hibarigaoka, Tempaku, Toyohashi-shi, Aichi 441-8580).

受付日: 平成 20 年 10 月 29 日 受理日: 平成 21 年 1 月 13 日

に生じて熱疲労現象は複雑なものとなる。図2は、AC4CH合金を50~250°C、 $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=1.25\%$ の条件で逆位相熱疲労試験したときの応力ひずみヒステリシスのサイクル数： N の増加に伴う変化を示したものである¹⁰⁾。過時効軟化に加え、損傷による弾性係数の低下、高温での強度低下などの傾向が明瞭に認められる。また、高ひずみ下の疲労損傷やクリープ損傷は、後述のように実験観察だけではなく、モデル化にも影響する。このほか、コーティングを施された材料の熱疲労もしばしば問題となる³⁾。

アルミニウムの熱膨張係数は比較的大きいため、コーティング層の熱膨張係数の方が小さくなることが多い。そのような場合には、コーティング層における同位相の熱疲労や基地-コーティング層間の界面剥離が問題となる。

2. 熱疲労の実験的評価

軽金属では報告が多いシリンダヘッド用材料の熱疲労特性評価を例に紹介する。それ以外の評価も同様である。

一般的には、電気油圧式サーボ型疲労試験機と加熱冷却装置を組合せ、それらの同期を制御する。図3は、試験装置の一例である¹¹⁾。高周波誘導加熱と圧縮空気の間接吹付けによる冷却により温度を変化させている。力学的なひずみサイクルの設定により、同位相、逆位相いずれの試験も可能である。図1に示すような台形波のほか、三角波なども用いられる。周波数は $10^{-2}\sim 10^{-3}$ Hz程度であり^{12)~14)}、上記のシリンダヘッドの熱サイクルと比較すれば10~100倍速いことには注意が必要である。軽金属では、過時効化や回復再結晶といった、サイクル数ではなく高温暴露時間の積算に依存する材質変化が同時かつ急激に進行する 경우가多く、意図せず現実と試験結果の乖離を招きかねない。時効カーブなどを参考に、慎重な波形、周波数の選択をすることが鍵となる。

また、試験温度は自動車エンジンを念頭に置く場合、50~250°C程度に設定されることが多い^{12)~14)}。上限温度は部材の最高到達温度であるが、多くの場合、下限温度は部材の最低温度（常温：マイナス数十~数十°C）ではなく、冷却手法と試験周波数によって規定される場合が多い。これも、比較的最高温度が低く温度範囲が小さな軽金属材料の熱疲労特性評価では、留意すべき点と思われる。

一方、JIS Z 2278では、試験片全体を加熱・冷却する方法が規定されている。このような手法は、あくまで同じ試験機、試験片形状・サイズ、試験条件の場合に、簡易的なスクリー

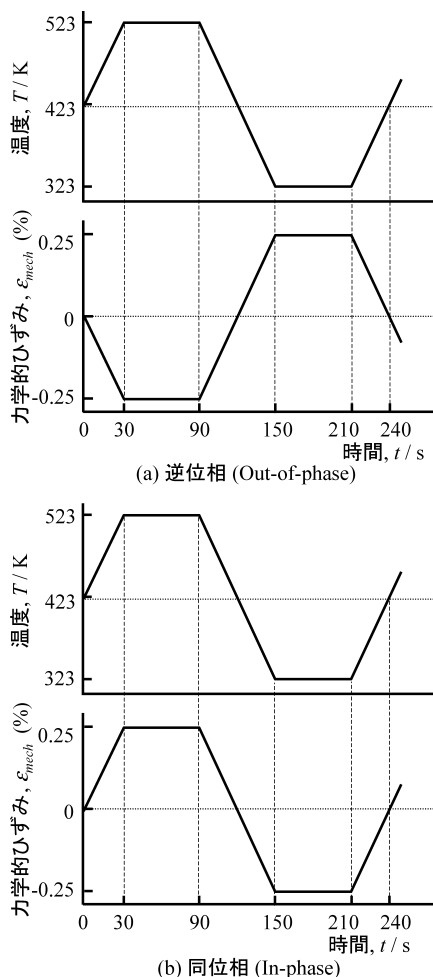


図1 熱疲労における熱および荷重サイクルの同期

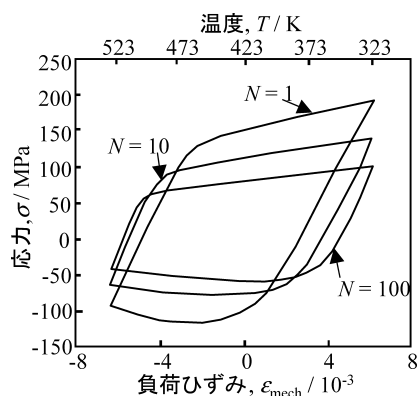


図2 熱疲労における熱および荷重サイクルの同期。これは、AC4CH-T6材を50~250°C、 $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=1.25\%$ の条件で逆位相熱疲労試験したときの応力ひずみヒステリシスの変化を示す。 N はサイクル数である

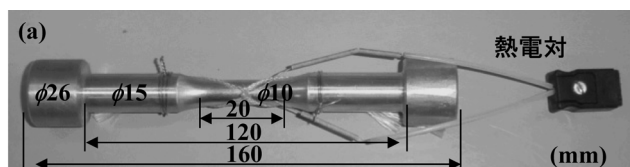


図3 熱疲労試験機。(a) 熱疲労試験片、(b) 熱疲労試験機の試験片周囲の拡大

ニング目的にのみ用いることができる。また、熱膨張率の低いホルダで試験片の熱膨張を拘束する簡易試験も利用される¹⁵⁾。その場合には、試験片寸法や形状を変えることで ε_{net} を変化させる工夫がなされている。

3. アルミニウムを中心とした金属材料の熱疲労特性

今回この解説をまとめるにあたって軽金属の熱疲労に関する内外の論文を精力的に収集した。それらを精査した印象は、きちんと力学的妥当性を検証できる論文が少なく、かつ様々な熱的および力学的負荷条件での比較を行った論文が乏しいというものであった。多く見られたのは、組織と材質を変化させた材料（その評価の指標として、DAS, ポロシティ, 共晶 Si 形態, 時効状態, 化学組成: Cu, Mg の添加など）の熱疲労寿命の単純な比較を報告するものであった。しかしながら、上記 5 つの評価指標は、時効状態を除いて製造条件の変更によって独立に制御できるものではなく、単純な評価指標 - 熱疲労寿命の二次元的なプロットによる相関が妥当か疑問を感じるものも多い。したがって、以下の記述では、特に様々な熱的および力学的負荷条件の評価に関して、数十年前までに軽金属以外の耐熱合金に関して行われた精緻な検討結果をも一部引用して説明する。

3.1 位相の影響および定温低サイクル疲労との比較

1950 年代より、ステンレスなどの耐熱鋼、ニッケル基耐熱耐食特殊合金、炭素鋼などについて、主に熱膨張拘束による逆位相型の熱疲労と定温低サイクル疲労の比較¹⁶⁾、逆位相・同位相の熱疲労と定温低サイクル疲労の比較³⁾がなされている。前者では、ごく一部で両者がほぼ等しいとの報告もあるものの、ほとんどが熱疲労寿命の方が短いとされた¹⁶⁾。また、後者では、同位相条件の熱疲労はその最高温度における定温低サイクル疲労寿命にほぼ等しく、逆位相条件の熱疲労は同位相条件に比べて長寿命であり、かつ熱疲労の平均温度における定温低サイクル疲労寿命に近いと結論されている³⁾。一般論として、高温で引張負荷がかかる同位相条件の場合に熱疲労寿命が短くなることは首肯できる。ただし、炭素鋼などのように高温酸化による損傷、平均応力の効果（後述）が大きい場合には、逆位相の寿命の方が短くなるとされる¹⁷⁾。

また、熱疲労と定温低サイクル疲労の単純な比較以外にも、式 (3) で表される非弾性ひずみ範囲 ε_{in} 、応力範囲などで両者の寿命を関連づける試みが多くなされている^{17)~19)}。

$$\varepsilon_{\text{in}} = \varepsilon_{\text{mech}} - \sigma/E(T, t) \quad (3)$$

ここで、 σ は弾性限の応力、 $E(T, t)$ は温度時間とともに変化する弾性率で、右辺第二項は弾性ひずみに相当する。しかしながら、どの温度での低サイクル疲労特性と比較すべきかという基本的事項についてさえ、力学的・材料工学的に納得できる答えは提示されていない。

一方、アルミニウム合金に関しては、Qian らにより SiC ウィスカ強化複合材料についての詳細な報告がある^{19)~21)}。図 4 に示す結果は、28% SiC ウィスカ材の同位相・逆位相の熱疲労（1 サイクル 125 s, 150~300°C）と熱疲労の最高温度における定温低サイクル疲労（1 サイクル 10 s, 300°C）の比較である²⁰⁾。結果は、定温低サイクル疲労 > 同位相熱疲労 > 逆位相熱疲労となっており、上記の鉄鋼やニッケル合金と異なる結果となっている。一方で、体積率が 15% と比較的低い場合

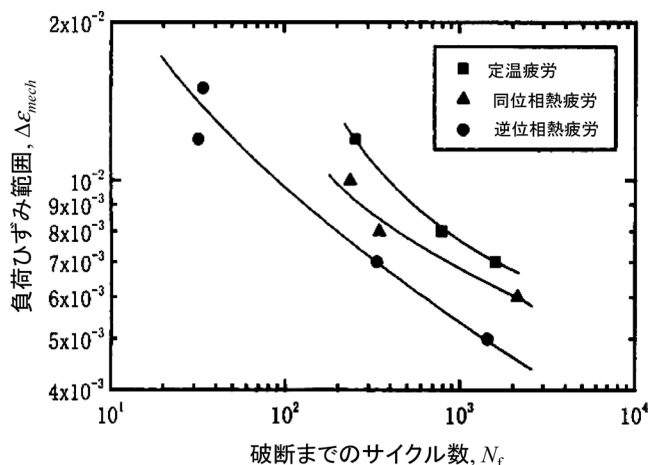


図 4 6061/28%SiC_w 複合材料の熱疲労寿命と負荷ひずみの関係。300°C での定温低サイクル疲労試験結果と 150~300°C の熱疲労試験結果（同位相および逆位相）の比較

には、 10^3 サイクル以上で同位相熱疲労 > 逆位相熱疲労となっている²¹⁾。これは、後述の損傷の効果に加え、熱膨張係数の小さな SiC の周囲に降温時に発生するクランピングによる圧縮応力が、逆位相熱疲労下では抑制されることにもよると思われる。さらに加えて、この場合には強化材からの転位の放出による基地の強化も損なわれる影響も無視できない。

Bose-Filho らは、Al-7.37%Si-0.35%Mg（合金 1）と Al-8.32%Si-2.77%Cu-0.40%Mg（合金 2）について、A: 120~280°C の同位相熱疲労、B: 120~280°C の逆位相熱疲労、C: 120°C における低サイクル疲労、D: 280°C における低サイクル疲労を実施し、 $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$ と疲労寿命の関係で以下の結果を得ている²²⁾。

- 合金 1（金型 casting: PMC）: C > B > A = D
- 合金 1（チクソフォーミング: TX）: C ≥ D > B > A
- 合金 2（金型 casting）: A > C > D（B の結果はなし）

すべての材料で傾向が異なり、統一的な理解は困難である。これは、彼らが議論しているように、ポアと損傷の効果が重畳した結果と言える。実際、インジェクション（I）を含めて製造法ごとに熱疲労試験結果を比較すると、I > TX > PMC というはっきりとした傾向が出ており、ポロシティの効果を示唆している。よりポロシティの少ない粉末冶金で作製した 2000 系合金（T4 材）では、100~200, 100~300°C いずれの場合でも、わずかながら同位相が逆位相の寿命を上回る結果となっている²³⁾。

Qian らの複合材料には、あらかじめ 300°C で 24 h の過時効処理が施されているので、図 5(a) に示す 300°C 定温低サイクル疲労中の発生応力の変動は少ない²¹⁾。一方、Bose-Filho らは、最高時効の状態から試験を始めている。第 2 節で記述したように、比較的低い温度で時効硬化する合金が多い軽金属では、時効温度前後、ないしはそれより上に最高温度がくる熱疲労破壊が問題となる場合が多い。そのため、上記複合材料のように材料の熱的安定性について特に配慮された実験でない限り、累積時間が短く簡便な定温低サイクル疲労の結果をもって熱疲労特性の優劣を議論することは妥当ではない。Bose-Filho らの結果には、彼らの議論する損傷とポアの効果のほかに、材料ごとによって異なる過時効軟化の速度の効果

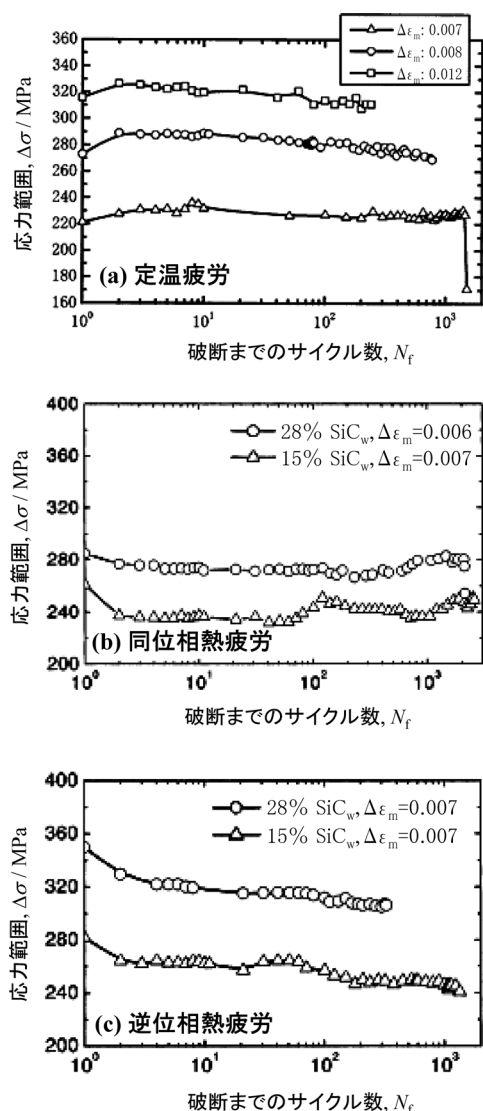


図5 6061/28%SiC_w 複合材料の熱疲労サイクルと発生応力範囲の関係。300°Cでの定温低サイクル疲労試験結果と150~300°Cの熱疲労試験結果。(a)は文献19, (b), (c)は文献20による

も含まれていると考えられる。

3.2 第二相などの損傷

図5(b), (c)に示すように, QianらのSiC ウィスカ強化複合材料では, 熱疲労, 特に逆位相条件の熱疲労, またその中でも強化材体積率が高い場合には, 熱疲労負荷中の応力低下が著しいという傾向が得られている²⁰⁾。これは, 逆位相の場合には低温側(引張)で強化材の破断や界面剥離などの疲労損傷が累積するのに対し, 同位相の場合には高温側(引張)でマトリックスのキャビテーションを中心とするクリープ損傷が生じるという違いによる。このような損傷は, 強化材が高体積率の場合により顕著であるという傾向も得られており, 上記傾向と整合する。

Al-Si 鋳物合金の場合には, Si 粒子の顕著な損傷が負荷初期段階から生じ, これが連結して熱疲労き裂を形成することが報告されている²⁴⁾。図6は, その典型的な例である²⁴⁾。我々のマルチステップ・シミュレーションによると, AC4CH 合金中のSi粒子は破断よりも界面剥離の傾向が強く, またα-共晶相界面付近に位置するSi粒子が界面剥離しやすい²⁴⁾。

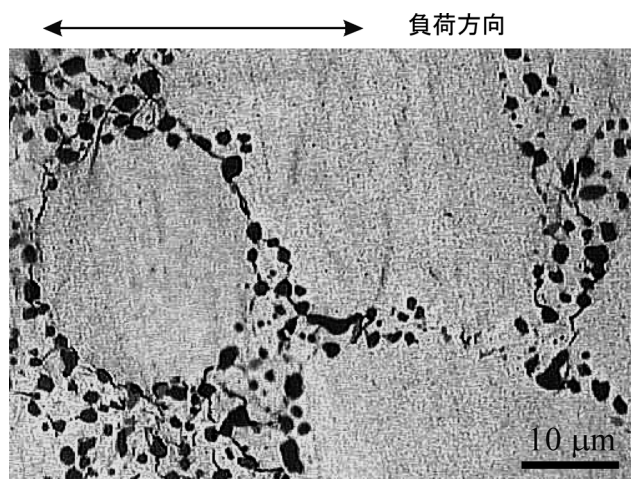


図6 AC4CH 合金の逆位相熱疲労試験(50~250°C, $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=1\%$)で20サイクル目の試験片表面を光学顕微鏡観察した写真。初晶α相の周囲に熱疲労き裂, および多数の微小亀裂が生成している

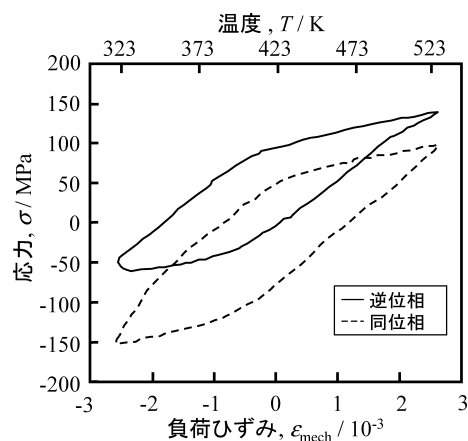


図7 AC2B 合金 T6 材の負荷ひずみ-発生応力のヒステリシス。負荷ひずみ0.5%, 温度範囲50~250°Cで開始後100サイクル目のループを同位相・逆位相条件で比較したもの

これは, 図6の観察における熱疲労き裂の発生位置とも整合している。

損傷に関して注意すべきは, 対称な温度・ひずみサイクルを与えても, 平均応力が引張側, ないしは圧縮側に遷移し, 上記の損傷度合いにも影響するという点である。図7は, AC2B 合金 T6 材で負荷ひずみ範囲0.5%, 温度範囲50~250°Cで熱疲労試験を実施し, 100サイクル目のループを同位相と逆位相で比較したものである²⁵⁾。逆位相熱疲労の場合には引張の平均応力が, 同位相の場合には圧縮の平均応力が発生する。このほか, 上記のSiC ウィスカ強化複合材料の場合でも報告されている¹⁹⁾。原因として, 高温強度が低温側の強度よりかなり低いことと, 繰返し軟化等が挙げられる¹⁹⁾。これは, 低温側(同位相では圧縮, 逆位相では引張)に平均応力が遷移する非対称なヒステリシスになると考えると理解しやすい。また, 図2に見られるように, 高温での強度低下が大きい場合, 最大・最小応力は, 必ずしも最大・最小ひずみでは発生しないことにも注意が必要である。

3.3 試験条件の影響

Sasaki らは、AC2B 合金 T6 材の熱疲労試験を逆位相で行い、 $\epsilon_{\text{mech}}=1.1\%$ のとき、以下の結果を得ている²⁶⁾。

- (1) 1 サイクルの時間：5, 10, 20 min で、寿命は 18, 221, 858 サイクルと変化
- (2) 温度範囲：100~200, 100~250, 120~300°C (1 サイクル 10 min に固定) で、寿命は 312, 221, 624 サイクルと変化
- (3) ひずみサイクルオフセット量：0, -0.15, -0.55, +0.15% (100~250°C に固定) で、寿命は 221, 131, 99, 126 サイクルと変化

(1) は、サイクルタイムが長くなるほどサイクルごとの強度低下が急激に生じ、寿命が長くなることを意味する。これは、低サイクル疲労特性は高延性（かつ低強度）ほど有利になる²⁷⁾ というよく知られた知見と整合する。(2) は、一見熱応力の効果を考えると逆のようであるが、やはり高温ほど過時効化が急速に進行する (1) と同様の効果と発生熱応力の効果が重畳したものと理解できる。(3) では、ひずみサイクルのオフセットが生じると、正負いずれの方向に生じるにせよ熱疲労寿命が低下することを意味する。

3.4 アルミニウムの材質や製造欠陥の影響

3.4.1 合金組成

Bose-Filho らは、上述の研究で Cu 濃度が 0.14, 2.77% の場合を同一製法で比較し、Cu 濃度が高いと熱疲労特性が優れるという結果を得ている²²⁾。一方、茂泉らは、Cu 濃度を 0, 1, 2% と変化させた AC4C ベースのアルミニウム合金で熱疲労特性を調べ、亜時効、最高時効、過時効のいずれにおいても $0\% \gg 1\% > 2\%$ との結果を得ている²⁸⁾。Tohriyama らも低圧ダイキャストの A319 と A356 材の比較により²⁹⁾、また Jonason らは Al-9%Si-1%Mg と Al-8%Si-3%Cu 合金の比較により³⁰⁾、それぞれ後者を支持する結果を得ており、Cu 添加は熱疲労特性を低下させると総括してもよいだろう。また、これは上述の低サイクル疲労特性は高延性ほど有利になるとの知見とも整合するものである。

3.4.2 凝固組織および鑄造欠陥

生野らは、溶湯中の水素量を変化させて AC2B 合金のポロシティを変化させ、ポロシティ低減により熱疲労寿命が長くなることを示している¹⁵⁾。彼らの結果を図 8 に示す。高ひずみレベルで特にポロシティの影響が大きいことがわかる。Arami らも A319 材の As-cast と T6 状態について、ポロシティ増加により熱疲労寿命が低下するとの結果を得ている³¹⁾。

金曾らは、Sr による改良処理の効果を AC4CH 合金で見ている¹²⁾。十分な改良処理により Si の *in-situ* 強度が向上でき、3.2 節で述べた損傷発生が抑制されて、ある程度の熱疲労特性向上が期待できるとしている。

一方、凝固時の冷却速度を変化させたときの熱疲労特性もしばしば報告されている^{32)~35)}。Firouzdor らの実験では、くさび形の鑄型を用いて鑄造することで連続的に冷却速度を変化させ、冷却速度の上昇とともに長熱疲労寿命となる明瞭な傾向を見ている。ただし、このような研究では、DAS、ポロシティ、共晶 Si と金属間化合物のサイズおよび形状等のどの因子が支配的かの検討はなされていない。

3.4.3 時効処理

高橋らは、AC4C 合金の T6 後の追加時効時間の効果を見ており、図 9 のような結果を得ている³⁶⁾。100~250°C、 $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=$

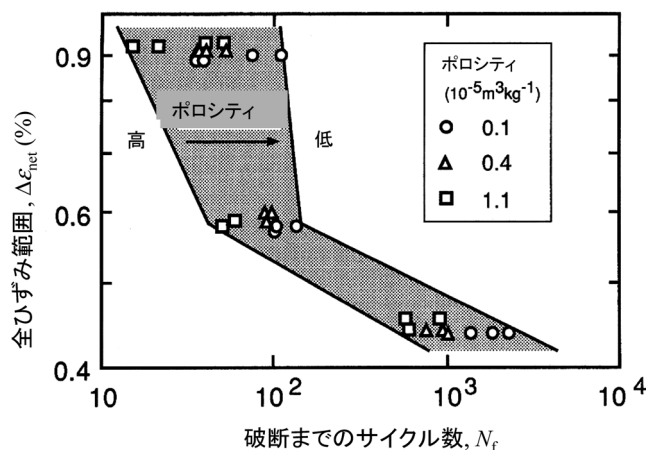


図 8 AC2B 合金 T6 材の熱疲労寿命とポロシティの関係

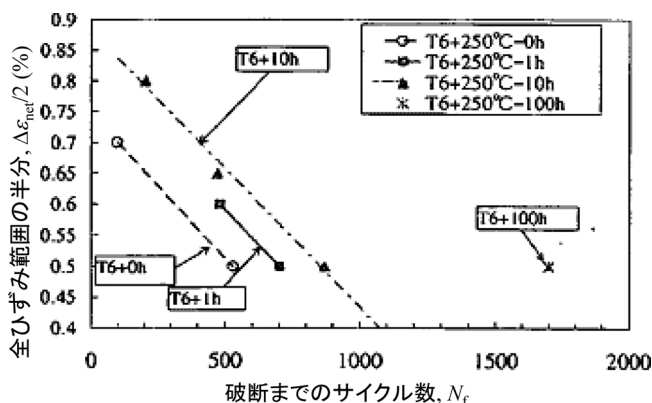


図 9 AC4C 合金 T6 材の熱疲労寿命と追加時効時間の関係

1% のとき、T6 材では熱疲労寿命 530 サイクルに対し、100 時間の時効追加により 1700 サイクルと長寿命化している。茂泉らも、Cu 添加 AC4C 合金で同様の結果を得ている²⁸⁾。

ところで、Toyoda らは、AC2B 材で熱疲労負荷中に θ' -Al₂Cu 析出物が高温時の圧縮方向と垂直に配向することを見出している³⁷⁾。図 10 は、AC2B 溶体化直後の材料を $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=0.5\%$ 、50~250°C で熱疲労試験した場合の、破断後に観察した析出物の TEM 明視野像である。同位相の場合には負荷方向に平行に、また逆位相の場合には負荷方向に垂直に析出物が配向している。これは、板状析出物の盤面に垂直な方向に存在する大きな負のミスフィットひずみによる応力時効の効果である。これにより材料に異方性が導入され、負荷方向の強度が低下することが Eshelby の等価介在物法と圧縮試験により示されている³⁷⁾。

上記の知見は、時効硬化型合金で高温部材を作るにあたり、T6 など熱的安定性に乏しい状態でそのまま使用することの問題点を示唆する。これはまた、部材全体、より好ましくは高温にさらされる部分のみの熱処理の工夫により、効率的に熱疲労抵抗向上が達成できる可能性をも示している。

4. 熱疲労特性のモデル化と寿命予測の試み

3.1 では、手間がかかり特殊な熱疲労特性評価をより迅速で簡便な定温低サイクル疲労評価で代替しようとする古くからの試みと、両者の相違をいくつかの実験データを示しながら

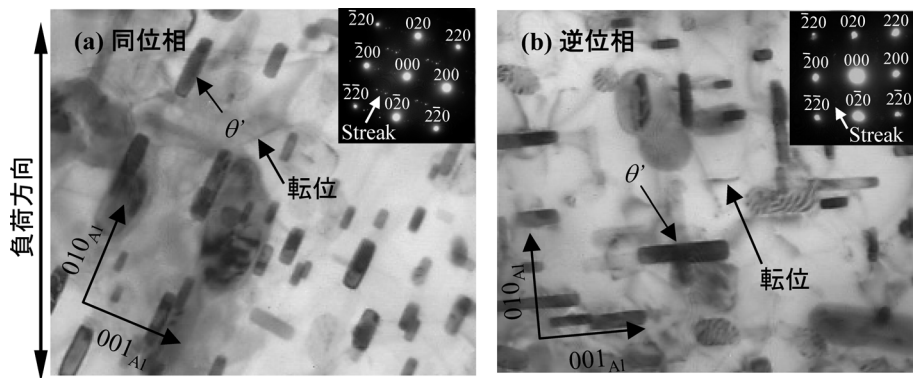


図 10 AC2B 合金溶体化処理材の熱疲労試験後の TEM 明視野像

ら説明した。その他、熱疲労特性のモデル化やシミュレーション、寿命予測の試みなど、別の角度からのアプローチも盛んである。

4.1 構成方程式

弾塑性変形と時間依存型のクリープ変形の両方が考慮された分離型の構成方程式、塑性ひずみとクリープひずみが非弾性ひずみとして加算される統合モデルが提案されている。これらは、いずれも文献 2 によくまとめられている。

前者を用いたシミュレーションは、従来の弾塑性およびクリープ変形に関するデータベースが利用できることもあり、簡便に実施することができる。文献では^{(13),(38),(39)}、1070 鋼および AC4CH 合金について、1~数サイクルまでのシミュレーションが実施されている。これらにより、応力ひずみヒステリシス、クリープひずみ、第二相の応力等が予測されている。

後者については、2つのモデル式のほか、2000 系合金 (T4 材) および Ti 合金について各温度でのパラメータが文献 2 に掲載されており、そのまま応力ひずみヒステリシスおよびその経時変化を計算することができる²⁾。また、適当な寿命予測式と組合せることで、アルミニウム鋳物シリンダブロックの熱疲労寿命の予測シミュレーションも実施されている⁴⁰⁾。これに必要な A319 合金 T6 材の各種材料定数は、文献にまとめられている⁴¹⁾。

いずれのモデルでも、ひずみ速度、温度とひずみ履歴による応力ひずみ関係の変化等は考慮されているものの、時効硬化材で、特に最高時効から熱疲労を受けた場合に著しい過時効軟化を考慮していないことと、回復再結晶なども考慮されていない点には注意が必要である。また、一般に高温での材料挙動の理解は限られており、解析に誤差を生む原因となる。損傷の程度と機構、その力学的な表現は、特に困難な問題と思われる。

4.2 熱疲労寿命予測

低サイクル疲労の寿命予測として知られる Manson-Coffin 則は、 $\Delta \varepsilon_p$: 繰返し塑性ひずみ範囲、 N_f : 破断寿命、 a と C : 定数 (a は 0.5 程度、 C は引張破断延性の半分程度) として、以下のように表せる。

$$\Delta \varepsilon_p N_f^a = C \quad (4)$$

定温低サイクル疲労でも、高温では Manson-Coffin 則からの逸脱が見られる。これは、クリープ変形の寄与、析出などのマイクロ組織変化、酸化などの影響とされる¹⁾。Velasco らは

これをアルミニウム鋳物の熱疲労に適用している⁴²⁾。この場合には、単なる近似式として用いているという感も否めない。

一方、Su らは、疲労、クリープ、酸化による損傷がそれぞれ全熱疲労寿命を規定するとして、以下の式を適用してアルミニウム鋳物の寿命評価を行っている⁴³⁾。

$$D_{\text{total}} = D_{\text{fatigue}} + D_{\text{oxidization}} + D_{\text{creep}} \quad (5)$$

$$1/N_f^{\text{total}} = 1/N_f^{\text{fatigue}} + 1/N_f^{\text{oxidization}} + 1/N_f^{\text{creep}} \quad (6)$$

ここで、 D_{total} 、 D_{fatigue} 、 $D_{\text{oxidization}}$ 、 D_{creep} は、それぞれ全損傷および疲労、酸化、クリープによる損傷である。また、 N_f^{total} 、 N_f^{fatigue} 、 $N_f^{\text{oxidization}}$ 、 N_f^{creep} は、それぞれ全熱疲労寿命および疲労、酸化、クリープの各損傷による破損までの寿命である。 N_f^{fatigue} は、Manson-Coffin 則に Manson-Coffin 則の塑性ひずみを弾性ひずみに置き換えた Basquin 則を加えて求めている。また、 $N_f^{\text{oxidization}}$ はき裂先端での繰返し酸化層生成を考慮して、 N_f^{creep} はクリープによる粒界破壊をモデル化して求めている。炭素鋼の高温酸化に適用されるようなモデルをアルミニウムに適用しているという点、またアルミニウム合金鋳物の 250°C 程度のクリープ破壊に粒界割れのモデルを適用している点など、根本的な問題も散見される。しかし、構成式との組合せによりシリンダヘッドの熱疲労寿命予測まで結びつけている点は興味深い。

いずれにせよ、熱疲労寿命予測を行うなら、応力、ひずみ、熱膨張、平均応力などの効果が反映されているだけではなく、温度、ひずみ速度、マイクロ組織の冶金学的な変化まで考慮する必要がある。また、損傷・破壊の機構が正確に把握され、モデル化される必要がある。軽金属に関する乏しい熱疲労の文献を眺め、そのようなレベルには依然達していないと再度実感した。

5. 熱疲労特性を改善する最近の試み

3.4 でまとめた材質や製造欠陥の影響は、裏返せばそのまま熱疲労特性改善のための知見となり得る。しかし、より積極的に熱疲労特性を改善しようとする試みもいくつか報告されている。

我々の研究室では、AC4CH アルミニウム合金鋳物に表面冷間加工処理を施し、特に 2×10^3 サイクル以下の低サイクル側で熱疲労寿命が有意に改善されることを示している¹⁰⁾。これは、比較的安定な加工組織と表面欠陥低減の効果と結論され

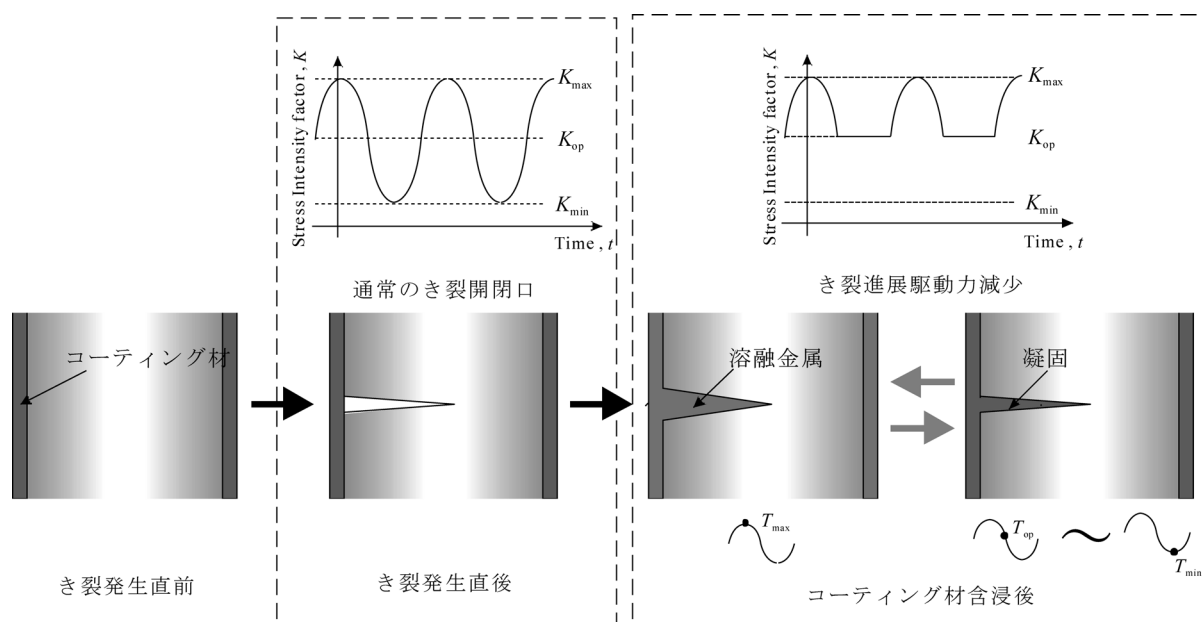


図 11 スマートコーティングによる熱疲労抵抗改善

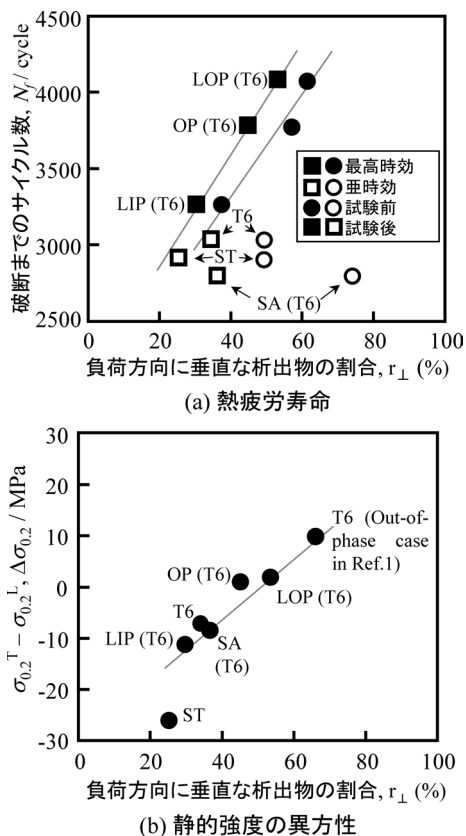


図 12 析出物配向予備処理の効果。(a) 同位相熱疲労寿命と (b) 静的強度の異方性 (縦軸の $\Delta\sigma_{0.2}$ は、負荷軸方向とそれに垂直な方向の 0.2% 耐力の差) は、いずれも負荷方向への析出物配向割合で整理できる

ている。

図 11 に示すスマートコーティングは、き裂開口の大きな同位相熱疲労の特徴を逆に利用したものである³⁹⁾。き裂発生後に最高温度付近で溶融したコーティング材がき裂に含浸し、降温時に凝固してき裂開閉口現象を生じさせる。これによりき裂の進展駆動力が有効に減少し、発生した熱疲労き裂の進

展を阻止するという効果が示されている。

また、3.4.3 で紹介した熱疲労中の析出物の優先配向³⁷⁾を積極的に活用し、析出物をあらかじめ配向させる予備処理により熱疲労寿命を向上させる試みもなされている⁴⁴⁾。図 12 に示すように、同位相熱疲労特性を向上させたい場合、あらかじめ逆位相のより穏やかな熱機械負荷をかけて析出物を負荷方向に垂直に優先配向させる。ここで、 $\Delta\sigma_{0.2}$ は負荷軸方向とそれに垂直な方向の 0.2% 耐力の差である。また、図中のシンボルは様々な予備処理を示すが、文献 37 を参照されたい。これにより同位相熱疲労中に析出物が負荷方向に平行に配向するのを抑制でき、有意な長寿命化が図られている。

6. おわりに

熱疲労に関する様々な文献を収集して読みあさり、あらためて感じたことは、熱疲労の研究には材料工学的な切り口、知見がかなり不足しているということである。様々な格子欠陥、析出・分散相などが時々刻々、熱疲労サイクルと熱疲労寿命の 2 つの周波数が重畳した複雑な変動を呈する熱疲労では、材料の力学的な理解だけでは到底不十分である。力学的な取扱いの未整備や、実験観察の困難さに加え、ほとんど手つかずと言ってよいのがナノ～マイクロレベルの組織変化の把握と言ってよい。時効析出に関しては、最近若干の報告があるが、アルミニウム鋳物合金というマイクロ・マクロの欠陥が多い材料に対してきちんと組織変化を理解し、しかも様々な因子の寄与を温度－ひずみ－材質の多次元空間で的確に表現することは、至難とも思える。しかしながら、高輝度放射光や強力な中性子線など、組織変化のその場観察の環境も急速に整いつつある。そのような今後の熱疲労研究の方向性に対し、本報がわずかでもお役に立てば幸いである。

参考文献

- 1) 平 修二：熱応力と熱疲労：基礎理論と設計への応用、(編集 平 修二)，日刊工業新聞社，(1974)，145。
- 2) ASTM Handbook, Vol. 19, "Fatigue and Fracture, ASTM International, (1996), 527–551.

- 3) 岡崎正和：材料, **56** (2007), 190–196.
- 4) M. Wu and J. Campbell: Trans. Am. Foundry Soc., **106** (1998), 485–495.
- 5) F. J. Maassen and S. Thomas: Motortech Z, **62** (2001), 694–702.
- 6) C. S. Whitman and Y.-W. Chung: J. Vac. Sci. Technol. A, **9** (1991), 2516–2522.
- 7) 大谷隆一：機械の研究, **44** (1992), 1109–1114.
- 8) 日原政彦：電気加工学会誌, **35** (2001), 1–11.
- 9) M. Garat and G. Laslaz: Trans. Am. Foundry Soc., **115** (2007), 89–96.
- 10) 戸田裕之, 福永哲也, 小林正和, 上杉健太郎, 小林俊郎, 山田徹, 大場義夫, 柿崎みな子：軽金属, **58** (2008), 236–241.
- 11) 戸田裕之, 小林俊郎：鑄造工学, **76** (2004), 548–552.
- 12) 金曾 誠, 西戸誠志, 小林俊郎, 戸田裕之：鑄造工学, **74** (2002), 699–705.
- 13) H. Toda, J. Katano, T. Kobayashi, T. Akahori and M. Niinomi: Mater. Trans., **46** (2005), 111–117.
- 14) M. Toyoda, H. Toda, H. Ikuno, T. Kobayashi, M. Kobayashi and K. Matsuda: Scripta Mater., **56** (2007), 377–380.
- 15) 生野 元, 岩永省吾, 栗野洋司：軽金属, **45** (1995), 671–676.
- 16) 平 修二：熱応力と熱疲労：基礎理論と設計への応用, (編集 平 修二), 日刊工業新聞社, (1974), 127–134.
- 17) C. E. Jaske: Thermal Fatigue of Materials and Components, ASTM STP 612, (ed. D. A. Spera and D. F. Mowbray), ASTM, Philadelphia, (1976), 170.
- 18) H. J. Westwood: Fracture '77, Vol. 2, (1977), 755–765.
- 19) L. Qian, Z. G. Wang, H. Toda and T. Kobayashi: Mater. Sci. Engng. A, **A357** (2003), 240–247.
- 20) L. Qian, Z. G. Wang, H. Toda, T. Kobayashi and Q. Yao: Mater. Sci. Engng. A, **A291** (2000), 235–245.
- 21) L. Qian, Z. G. Wang, H. Toda, T. Kobayashi and Q. Yao: Mater. Trans. JIM, **41** (2000), 651–655.
- 22) W. W. Bose-Filho, E. R. de Freitas, V. F. da Silva, M. T. Milan and D. Spinelli: Int. J. Fatigue, **29** (2007), 1846–1854.
- 23) M. Karayaka and H. Sehitoglu: Metall. Trans., Metall. Trans. A, **22A** (1991), 697–707.
- 24) H. Toda, J. Katano, T. Kobayashi, T. Akahori and M. Niinomi: Mater. Trans., **46** (2005), 111–117.
- 25) 福永哲也：豊橋技術科学大学修士論文, (2008), 22.
- 26) K. Sasaki and T. Takahashi: Int. J. Fatigue, **28** (2006), 203–210.
- 27) 平 修二：熱応力と熱疲労：基礎理論と設計への応用, (編集 平修二) 日刊工業新聞社, (1974), 103.
- 28) 茂泉 健, 手塚裕康, 里 達雄：軽金属, **53** (2003), 588–594.
- 29) S. Toriyama and M. Kumano: SAE proceedings, 950720 (1995), 673–683.
- 30) P. Jonason: Trans. Am. Foundrymen Soc., **100** (1992), 601–607.
- 31) H. Arami, R. Khalifehzadeh, M. Akbari and F. Homamizadeh: Mater. Sci. Eng. A, **472** (2008), 107–114.
- 32) V. Firouzdor, M. Rajabi, E. Nejati and F. Khomamizadeh: Mater. Sci. Eng. A, **454–455** (2007), 528–535.
- 33) R. B. Gundlach, B. Ross, A. Hetke, S. Valtierra and J. F. Mojica: AFS Trans., **102** (1994), 205–223.
- 34) P. Meyer, D. Massinon, P. Guerin, (MONTUPET SA) and L. Wong: SAE Tech. Pap. Ser., (Soc. Automot. Eng.), Report No. SAE-970705, (1997), 627–634.
- 35) 通山 哲, 熊野正彦：自動車技術, **49** (1995), 33–38.
- 36) 高橋 剛, 佐々木克彦, 熊野正彦, 通山 哲：日本機械学会論文誌, **68** (2002), 660–667.
- 37) M. Toyoda, H. Toda, H. Ikuno, T. Kobayashi, M. Kobayashi and K. Matsuda: Scripta Mater. **56** (2007), 377–380.
- 38) D. Slavik and H. Sehitoglu: J. Engng. Mater. Tech., **108** (1986), 303–312.
- 39) H. Toda, M. Toyoda, T. Kobayashi, T. Akahori and M. Niinomi: J. Intelligent Mater. Sys. Struct., **17** (2006), 1099–1103.
- 40) X. Su, M. Zubeck, J. Lasecki, C. C. Engler-Pinto Jr., C. Tang, H. Sehitoglu and J. Allison: SAE Paper 2002-01-0657 (2002), 1–7.
- 41) H. Sehitoglu, X. Qing, T. Smith, H. Maier and J. E. Allison: Metall. Mater. Trans., **31A** (2000), 139–151.
- 42) E. Velasco, R. Colas, S. Valtierra and J. F. Mojica: Int. J. Fatigue, **17** (1995), 399–406.
- 43) X. Su, M. Zubeck, J. Lasecki, H. Sehitoglu, C. C. Engler-Pinto, C.-Y. Tang and J. E. Allison: ASTM STP 11438S, ASTM International, (2003), 240–251.
- 44) H. Toda, T. Fukunaga and M. Kobayashi: Scripta Mater., **60** (2009), 385–387.