TiAl 合金製高温機器の疲労設計・予防保全に係わる メゾスコピックな破壊解析*

鈴木 秀人*¹, 沼田 真一*², 片平 和俊*²

The Mesoscopic Fracture Analysis Involving Fatigue Design and Preventive Maintenance for High Temperature Components of TiAl Alloy

Hideto SUZUKI, Shinichi NUMATA and Kazutoshi KATAHIRA

The influence of meso-factor on fracture mechanism of intermetallic compound Ti34wt.%Al was examined with the in-situ observation of fatigue mechanism by scanning electron microscope (SEM)-servo testing. Especially, the concept of High Performance Design System applying advanced structure material (TiAl alloy) was discussed by the mesoscopic fracture analysis. The main results obtain were as follows: (1) Ti34wt.%Al exhibits a superior fatigue property to Ti36wt.%Al, Hastelloy-X and a close fatigue propagating characteristic to CMSX-4, IN783LC. (2) Lamellar structure influence on the fatigue property of Ti34wt.%Al. That is, after crack initiating at the casting defect and γ phase, lamellar structure arrest mesocrack growth. In fatigue crack growth process, fatigue crack growth zigzags and deviates, depending on lamellar structure. And lamellar structure arrest fatigue crack growth. (3) High Performance Design System applying intermetallic compound TiAl alloy is realized by understanding the effect of lamellar structure on crack initiation and propagation, and constructing fracture controlled method constituted material design, structure design and preventive maintenance from a whole.

Key Words: Intermetallic Compound, Fatigue at Elevated Temperature, Preventive Maintenance, Material Design, Structure Design, Crack Propagation, In-situ Observation, Fractography

1. 緒 言

火力発電プラント用ガスタービンなどエネルギー機器の設計および予防保全に必要な余寿命評価法の構築は、重要な研究課題であり、損傷メカニズムまで掘り下げた解析が必要である。かかる観点から、著者らはメゾスコピックな因子に注目し、SEM サーボを用いた破壊解析の一連の研究を展開している^{(1)~(4)}。エネルギー機器の高効率化設計は、図1に示すように材料設計、構造設計および最も注目される予防保全を一体化し破壊を管理、制御しなくてはならない。そのため、これらの機器には損傷許容設計が採用されている。

これまで、高温機器に用いられる耐熱材料に関する研究は多数報告されている^{(1)~(12)}。特に余寿命評価に関しては、実用上の要求もあり、盛んに研究されている⁽¹¹⁾⁽¹²⁾。しかし、高温機器においてはさまざまな損傷が多様化されて重畳するため、損傷許容設計を適用するうえで依然として多くの課題が残されている。一方、TiAl 合金のような新素材は実機の高効率化をもたらすものと期待されているが、その反面十分な信頼

性評価を必要とする。しかしながら、TiAl 合金に関しては、材料開発の立場からの基礎データの収集に留まっており^{(13)~(24)} 実機設計の指針となる研究報告は依然として極めて少ない。

そこで本研究では、TiAl 合金の Ti 34 wt.%Al を用いて疲労試験を実施し、破壊過程を SEM サーボによりその場観察した。得られた知見に基づいて、TiAl 製高温機器の機器設計に係わるメゾスコピックな破壊解析を実施した。

2. 供試材および実験方法

2.1 供試材および試験片形状 供試材は、Ti 34 wt.%Al である。本材はプラズマスカル溶解により鋳造されたインゴットより採取した。本材は、図2に示

Fig.1 Concept of high performance system design

* 原稿受付 1997年4月22日。

*¹ 正員、茨城大学工学部 (〒316 日立市中成沢町4-12-1)。

*² 学生員、茨城大学大学院。

すように TiAl と Ti_3Al で構成されるラメラ組織の形態を呈している。同材から、放電加工によって図 3 に示す 2 種類の形状のダンベル形平板試験片を作製した。一方は疲労試験を行うための平滑試験片である。他方は疲労き裂進展試験を行うための片側切欠付試験片である。試験片表面は #2000 までのエメリー紙により研磨した後、アルミナ粉末(粒子径 $1.0\ \mu\text{m}$)によって鏡面仕上げとした。

2.2 実験装置および実験方法 疲労試験機は、走査電子顕微鏡 (SEM) と電気油圧式高温疲労試験機を組合せた複合計測システム SEM サーボである。疲労試験は、荷重制御のもとで試験温度 $1073\ \text{K}$ 真空中で行った。なお荷重波形は、応力比 $R=0.1$ の正弦波であり、繰返し周波数は $30\ \text{Hz}$ とした。

Fig. 2 Microstructure of Ti34wt.%Al

Fig. 3 Specimen geometry

Fig. 4 $S-N_f$ diagram tested at $1073\ \text{K}$

3. 実験結果

3.1 疲労試験結果 平滑材を用いた疲労試験の結果を $S-N$ 線図に整理して図 4 に示す。同図には Ni 基超合金 Hastelloy-X, IN 738 LC および Ti 36 wt.%Al の疲労試験の結果を比較のため併記した。これより、Ti 34 wt.%Al は、 $1073\ \text{K}$ において優れた疲労特性を有している。したがって、Ti 34 wt.%Al は軽量かつ優れた高温特性を有する先進構造材料として期待できる。

また、Ti 34 wt.%Al のき裂発生寿命は疲労試験中の試験片表面のその場観察結果より全疲労寿命の約 80% である。各材料についてのき裂発生寿命 N_i と応力振幅 S の関係を図 5 に示す。損傷許容設計においてき裂発生寿命は必要事項の一つであるから以後の考察においてき裂発生寿命の評価について破壊機構解析に基づいて詳細に検討する。

3.2 き裂進展特性 損傷許容設計を適用する部材においてき裂発生寿命の評価とならんで、き裂進展特性の把握は非常に重要である。そこでき裂進展試験

Fig. 5 $S-N_i$ diagram

Fig. 6 $da/dN-\Delta K$ diagram

を行いき裂進展機構の解析を試みた。

図6は、き裂進展試験の結果を表した $da/dN-\Delta K$ 線図である。試験は切欠試験片を用い、き裂長さは 0.1 mm~1.0 mm の範囲を測定した。同図には、比較のため Ni 基超合金の結果を併記するが TiAl 合金のき裂進展特性は典型的な Paris 則に従い、Ni 基超合金なみの疲労き裂進展特性を有している。したがって、疲労き裂進展特性からも、TiAl 合金は優れた耐熱構造材料であることが示唆される。

4. 考 察

本章では、き裂発生機構およびき裂進展機構をメゾスコピックな観点から解析し、メゾ構造因子の認識に基づく、き裂進展挙動の把握と TiAl 合金を用いた高効率化機器設計の本質について検討する。

4・1 き裂発生寿命評価 損傷許容設計に関してき裂発生寿命の評価は微視組織の影響を考慮して実施すべきである。そこで本節では、き裂発生機構についてメゾスコピックな観点から機構解析を行い、Ti 34 wt.%Al におけるき裂発生寿命評価について検討する。

図7は平滑材における破面の典型的一例である。同

Fig. 7 SEM photograph of fractured surface ($\sigma_a=160$ MPa, $N_f=1.3 \times 10^6$)

Fig. 8 The casting defect observed at the crack initiation region of fractured surface ($\sigma_a=160$ MPa, $N_f=1.3 \times 10^6$)

図より、き裂発生部を同定し詳細に観察した結果、き裂は図8に示す鑄造欠陥かあるいは、図9に示すラメラ粒間に存在する γ 相において発生したことが認められた。また破壊起点近傍には平坦なメゾき裂生成領域が認められた。これは、メゾスコピックな組織制御によりき裂発生制御が可能であることを示唆するものである。

そこで切欠材を用いてメゾき裂生成過程のその場観察を試みた。図10は、き裂発生部をその場観察した結果である。同図より、き裂発生直後においてメゾき裂生成領域が観察された。その場観察とき裂発生部の破面解析より、このメゾき裂生成過程において、き裂進展の駆動力よりも微視組織によるき裂進展の抑止力のほうが大きく比較的安定にゆっくりと進展する。ここで注目した破壊起点に微視組織の影響を受けたメゾき裂生成領域を含めた領域がき裂発生寿命を支配していることが示唆される。したがってメゾ構造因子の影響を考慮にいたるき裂発生寿命の評価が必要であると考えられる。

以上より、き裂発生を管理、制御するためには破壊起点となる鑄造欠陥および γ 相の制御、さらにラメラ

Fig. 9 The γ phase observed at crack initiation region of fractured surface ($\sigma_a=140$ MPa, $N_f=6.0 \times 10^6$)

Fig. 10 In-situ observation on mesocrack under Fatigue crack propagating testing

組織をメゾき裂の成長を抑制するように制御する材料設計が必要である。

4・2 き裂進展機構の解析 損傷許容設計および予防保全において、き裂進展機構を把握することは非常に重要なことである。そこで、SEM によるその場観察、破面解析によりき裂進展機構を解析する。

図 11 は、メゾき裂からマクロき裂へ遷移した直後の試験片表面のその場観察結果である。同図よりき裂はラメラ組織の影響を受け蛇行しているようすが認められる。また、図 12 に示すような疲労き裂進展領域の破面解析よりラメラ組織の影響を受け安定に進展した形跡を示す平坦な筋状破面が観察された。したがって、疲労き裂は、ラメラ組織により進展を抑制され、蛇行を伴い安定に進展したと理解される。

次に図 13 に最終破壊直前のその場観察結果を示す。同図より主き裂が大きく偏向しており、この直後最終破壊に遷移した。そこで図 14 に示すように最終破壊への遷移領域を詳細に破面観察した結果、ラメラ組織界面のはく離を伴った凹凸の激しい破面形態へ遷移している。すなわちラメラ組織の層間割れ等により偏向を伴い最終破壊に至ったと理解される。

以上のき裂進展挙動の解析よりき裂の進展機構は、き裂発生から最終破壊に至るまでラメラ組織の影響を

顕著に受けている。すなわち、ラメラ組織はき裂進展機構を支配するメゾ構造因子であると言えよう。したがってこのメゾ構造因子であるラメラ組織の影響を考慮に入れることにより実用上非常に重要な損傷のモデル化が可能になると理解される。

4・3 メゾ構造因子の把握による機能的設計システムの構築 高温機器の保守管理は損傷の実体を物理的に明確にし、損傷を定量評価する病理学的アプローチおよび定期検査により対象部材の健全性を診断する臨床医学的アプローチが必要であるとされている⁽⁷⁾。

これらを実現するためには、損傷の発生寿命の把握、損傷モデルの構築が不可欠である。そこで、これまで著者らが行ってきた SEM サーボによる疲労過程のその場観察結果をまとめ、それぞれの材料について、き裂進展のようすを図 15 に模式的に示す。同図より、分布微小き裂や微視組織などのメゾ構造因子が、そのき裂発生、き裂進展過程に大きく影響していることが理解される。特にき裂発生直後のメゾき裂生成過程においては、微視組織の影響を顕著に受けている。したがって、き裂発生寿命を評価するには破壊起点とき裂発生直後のメゾき裂生成領域を考慮に入れて評価を行うことが必要である。

また、最終破壊への遷移機構もまた微視組織が密接

Fig. 11 In-situ observation on crack growth

Fig. 13 In-situ observation on transition region

Fig. 12 Feature of fatigue crack propagating region

Fig. 14 Feature of transition region

Fig. 15 Schematic illustration of crack propagating behavior

Fig. 16 Feature of transition region

に関係している。そこで図 16 に示すように最終破壊への遷移領域を詳細に破面観察した結果より, Hastelloy-X は内部に発生したディンプルにより, IN 738 LC, CMSX-4 はすべり面分離により, Ti 36 wt.%Al は γ 相の割れやラメラ組織界面のはく離により, Ti 34 wt.%Al はラメラ組織界面のはく離により最終破壊に遷移している。それぞれの材料についての遷移過程と微視組織の関係を図 17 に模式的に示した。同図よりき裂進展過程と同様にメゾ構造因子の影響を顕著に受け最終破壊に至る。すなわち, メゾ構造因子は, き裂進展機構を支配する重要な因子であると理解される。したがってメゾ構造因子の把握により実用上重要な損傷のモデル化が可能になる。

ここで, Ti 34 wt.%Al の場合, 前節までで明らかにしたようにラメラ組織は損傷発生直後のメゾき裂生成段階から最終破壊に至るまでの機構に大きく影響を及ぼしている。したがって, ラメラ組織の影響を考慮に入れ, 損傷をメゾスコピックな観点からモデル化することが破壊を管理, 制御するためには重要である。

以上の結果より, 高温機器における材料設計, 構造設計および予防保全を行う場合, メゾ構造レベルに注目した損傷発生機構の解析により, 明確な損傷発生寿

Fig. 17 Schematic illustration of unstable crack growth behavior

Fig. 18 Schematic illustration of fracture-controlled design

命の評価を可能にすると考えられる。すなわち、発生機構の解析によるメゾ構造因子の確定が損傷の発生を管理・制御するためには有効であることが示唆される。また、き裂進展過程における損傷のモデル化は、発生機構と同様にメゾ構造レベルに注目し疲労き裂の進展機構を解析することがき裂進展寿命の評価、余寿命の評価に必要な最適な評価方法の構築に非常に有効である。したがって、き裂を中心とした損傷の発生、成長におけるメゾ構造因子の把握により、材料設計、構造設計、予防保全を一体化した高効率化機器設計法の構築が必要である。

以上の知見から図 18 の模式図に示すように、TiAl 合金のような高効率化材料を用いた機器設計は、従来の破壊力学を活用した損傷許容設計の概念に加え、損傷の発生・進展・停止そして不安定破壊への遷移といった損傷過程をメゾスコピックな観点からのアプローチである「メゾ破壊力学」の概念に基づき定量的に損傷を評価し、さらにそれらの損傷をモデル化することで実現可能となる。つまり、高効率化材料を用いた機器設計は、図 19 に示すように材料設計、構造設計および予防保全を一体化したメゾスコピックな観点からの破壊制御法の構築により実現できる。

5. 結 言

エネルギー機器の高効率化設計法の構築を目的とし

Fig. 19 Schematic illustration of high performance system design

て軽量耐熱材料として注目される Ti 34 wt.%Al について、SEM サーボを用いて高温疲労機構をメゾスコピックな観点から解析した。

得られた結果は以下のとおりである。

(1) Ti 34 wt.%Al は高温疲労特性について優れた特性を有している。すなわち Ti 36 wt.%Al, Hastelloy-X に比べ疲労強度が優れている。一方、IN 738 LC, CMSX-4 に近い良好なき裂進展特性を有している。

(2) Ti 34 wt.%Al の高温疲労特性に及ぼすラメラ組織の役割は、極めて大きい。すなわち、铸造欠陥および γ 相なき裂発生源となり、ラメラ組織はメゾき裂の成長を抑制し、マクロき裂発生寿命を伸延させる。さらに、ラメラ組織はき裂進展過程において、き裂の蛇行や偏向、進展の抑制を引き起こし、疲労寿命を制御する。

(3) 先進材料の TiAl 合金を用いた高温機器の高効率化設計は、メゾ構造尺度のラメラ組織のき裂発生・進展に及ぼす役割を把握し、損傷モデルにより構造設計、材料設計、予防保全を一体化したメゾスコピックな破壊制御法を構築することにより実現できる。

本研究の遂行にあたり、ご支援いただいた、茨城大学辻本得蔵教授に厚く御礼申し上げます。また、茨城大学サテライトベンチャービジネスラボラトリーからいただいた多大なご援助に対し厚く御礼申し上げます。

文 献

- (1) 鈴木秀人・沼田真一・西野創一郎, 機論掲載決定.
- (2) 鈴木秀人・西野創一郎・松山健也, 機論, **62**-597, A (1996), 1146-1151.
- (3) 鈴木秀人・西野創一郎・松山健也・北須賀健志, 機論, **63**-607, A (1996), 677-682.
- (4) 鈴木秀人・永井邦和・桜井茂雄・金子了市, 機論, **61**-589, A (1995), 1921-1926.
- (5) 鈴木秀人(日本機械学会編), 機械構造物の安全性, (1988), 25-118, 丸善.
- (6) 金子了市・中村重義・渡辺康雄・田中康彦・藤田利夫, 火力原子力発電, **46**-468 (1995), 968-977.
- (7) 大谷隆一, 材料, **46**-1 (1997), 2-6.
- (8) 例えば, 日本材料学会編, 疲労設計便覧, (1995), 405-485, 養賢堂.
- (9) 日本機械学会編, 動力プラント・構造物の余寿命評価技術, (1992), 36-86, 技報堂.
- (10) 吉岡洋明, 日本機械学会第73期通常総会講演会資料集, 4 (1996-4), 276-277.
- (11) 宗像良幸・千田哲也, 機論, **52**-477, A (1986), 1240-1247.
- (12) 桜井茂雄・宇佐美三郎・梅沢貞夫・宮田寛, 材料, **35**-389 (1986), 170-175.
- (13) 山口正治・乾晴行・呉明勲, 金属学会会報, **30**-1 (1991), 43-48.
- (14) 横島重信・山口正治・まてりあ, **35**-5 (1996), 542-550.
- (15) 信木稔・橋本健紀・辻本得蔵, 金属学会会報, **30**-1 (1991), 49-53.
- (16) 細見政功・前田尚志, 鉄と鋼, **82**-3 (1996), 255-260.
- (17) Chan, K. S. and Kim, Y. W., *Met. Trans., A*, **23** (1992), 1663-1677.
- (18) 堤三佳・大谷隆一・北村隆行・高野伸一・大嶋隆司, 材料, **44**-501 (1995), 769-775.
- (19) Rajippa, Gnanamoorthy・武藤睦治・正橋直哉・水原洋治, 材料, **45**-8 (1996), 919-926.
- (20) 柴田英明・戸梶恵郎・小川武史・塩田祐久, 機論, **61**-586 (1995), 1205-1211.
- (21) Davidson, D. L. and Campbell, J. B., *Met. Trans., A*, **24** (1993), 1555-1574.
- (22) Aswath, P. B. and Suresh, S., *Met. Trans., A*, **22** (1991), 817-828.
- (23) 鞘師守・野田俊治・真木邦雄・岡部道生・江平淳・ほか2名, アルトピア, **7** (1996), 9-16.
- (24) 磯部晋, 素形材, (1989), 1-5.