Ti-8Al-1Mo-1V 合金の AE 原波形解析による 微視破壊機構の解明と破壊靱性の定量評価

増野茂美* 堀谷貴雄** 岸 輝雄***

*日本たばこ産業株式会社生産技術開発センター

**新日本製鐵株式会社技術開発本部

***東京大学先端科学技術研究センター

J. Japan Inst. Metals, Vol. 59, No. 11 (1995), pp. 1199-1205

Evaluation of Microfracture Mechanism and Fracture Toughness in Ti-8Al-1Mo-1V Alloy by AE Source Characterization

Shigemi Mashino*, Takao Horiya** and Teruo Kishi***

*Engineering R & D Center, Japan Tobacco Inc., Hiratsuka

**Technical Development Bureau, Nippon Steel Corporation, Futaba

***Research Center for Advanced Science and Technology, The University of Tokyo, Tokyo

The microfracture mechanism and fracture toughness of a near α Ti-8Al-1Mo-1V alloy was examined by acoustic emission (AE) source location, AE source characterization and fractography. The specimen with acicular α structure had higher fracture toughness than that with equiaxed α structure. In the acicular α structure, there were many large-amplitude AE signals corresponding to the generation of microcracks before final fracture. AE source characterization indicated that in the case of acicular α structure, many microcracks of 110~370 μm were nucleated in a mixed mode at the crack tip, and main crack extended by coalescence of these microcracks in a shear mode. Furthermore, the fracture toughness was evaluated quantitatively, using ductile fracture criterion featured by the characteristic distance derived from AE source characterization. Then, it was found that factors affecting the fracture toughness of the Ti-8Al-1Mo-1V alloy were the colony size in acicular α and the primary α grain size in equiaxed α .

(Received June 6, 1995)

Keywords: titanium alloy, fracture toughness, microfracture mechanism, microcrack, acoustic emission, source characterization, source location

I. 緒 言

Near α 型チタン合金の Ti-8Al-1Mo-1V 合金は、航空機のエンジン用部材として開発された合金で、高温強度、耐クリープ性に優れており、チタン合金の中でもヤング率が高く、比重が低い。本合金の微視組織と機械的特性の関係については、 β 域で加熱・加工する β 処理によって得られる針状 α 組織の方が、 $\alpha+\beta$ 域で加熱・加工する等軸 α 組織に比べて破壊靱性が高いことが知られている⁽¹⁾⁽²⁾。しかし、本合金の破壊靱性に関する研究は極めて少なく、また、微視破壊機構の理解に基づいて本合金の針状組織材の破壊靱性向上機構を検討した報告はほとんど見あたらない。材料の破壊靱性を定量的に評価するためには、巨視的な破壊以前に破壊を構成する素過程がいつどこでいかなる単位をもって進行しているのかを明らかにした上で、微視組織と微視破壊機構および破壊靱性の相互関係を定量的に評価することが重要である。そのためには、主き裂先端での局所的な微視割れの生成と微視割れの成長・合体挙動を動的かつ定

量的に評価することが求められる。しかし、従来の走査型電子顕微鏡などによる破壊現象の静的な観察手法では、微視破壊の開始時期、微視割れの単位、生成時間、破壊モードといった微視破壊の動的側面を明らかにすることは困難であった。

材料内部の微視的構造変化を動的かつ定量的に検出し得る AE (Acoustic Emission) 原波形解析法⁽³⁾は、主き裂先端における微視割れの生成・合体挙動を追跡し、微視破壊機構を解明する上で極めて有効な手法と言える。すでに、著者の一人は AE 原波形解析法を用いて $\alpha+\beta$ 型の Ti-6Al-4V 合金針状組織材の微視破壊過程を定量的に検討し、針状組織が高い破壊靱性を示すのは、主き裂先端での微視割れ形成による応力緩和と、凹凸の激しい破面を形成する際の形成エネルギーの増大によることを明らかにしている⁽⁴⁾。

本研究は Ti-6Al-4V 合金の結果をもとに Near α 型の Ti-8Al-1Mo-1V 合金の針状組織材と等軸組織材の破壊靱性試験に AE 原波形解析法を適用し、微視破壊過程を検討するとともに、微視組織と破壊靱性の関係を明らかにしようとするものである。

II. 実験方法

1. 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。供試材は消耗電極式真空アーク炉で溶製した鋳塊を熱間鍛造で 90 mm 角のスラブにした後、 $\alpha+\beta$ 域(980°C)で圧延した板厚 26 mm の厚板である。この圧延板に Table 2 に示す熱処理を加えた。加熱温度は、等軸組織材は $\alpha+\beta$ 域の 800°C、針状組織材は β 域の 1100°C とし、加熱後に空冷した。Fig. 1 に供試材の光学顕微鏡組織を示す。800°C 焼鈍材は、粒径約 20 μm の初析 α 相と、その界面に 1~2 μm 径の残留 β 相が点在する等軸組織となる。

Table 1 Chemical composition of Ti-8Al-1Mo-1V alloy used. (mass%)

Al	Mo	V	O	N	C	Fe	H	Ti
8.13	1.04	1.02	0.12	0.006	0.006	0.08	0.003	Bal.

Table 2 Heat treatment conditions.

Annealing	Cooling
800°C×8H	air cooling(70°C/min)
1100°C×2H	air cooling(70°C/min)

(): Average cooling rate

Fig. 1 Microstructures of (a) equiaxed α , and (b) acicular α structures.

1100°C 焼鈍材は粒界 α 相と 2~3 μm 幅のラス相からなる針状組織となる。旧 β 粒径は 800~1000 μm で、コロニーの幅は 100 μm 程度であった。

Table 3 に供試材の引張特性を示す。0.2% 耐力は等軸組織材が針状組織材より約 10% 高くなっている。また、引張延性(伸び, 絞り値)は、針状組織化により 30~40% 低下する。

2. 破壊靱性試験および AE 計測

破壊靱性試験には厚さ 1 インチの CT (Compact Tension) 試験片を使用した。試験片は板厚中心部から圧延方向に垂直に採取し、室温で長さ約 3 mm の疲労予き裂を導入した。き裂の進展方向は圧延方向と同じである。試験は容量 10 t の引張試験機を用い、室温かつ大気中で行った。クロスヘッド速度は 0.5 mm/min とし、その他の試験条件はすべて ASTM-E399⁽⁵⁾ に準拠して行った。

AE 計測には、著者らが開発した 6 チャンネルの AE 原波形解析システム⁽⁶⁾⁽⁷⁾を用い、サンプリング間隔 50 ns、サンプル数 2048 点の条件で AE 波形収録を行った。試験終了後、一つのチャンネルの波形データから、事象数、振幅および振幅の二乗で定義したエネルギー等の AE パラメータを抽出した。さらに、6 チャンネルの波形データを用いて AE 三次元位置標定、モーメントテンソルの導出、微視割れの定量評価を行った。

3. AE 原波形解析法

AE 原波形解析法⁽³⁾の概略を述べる。微視割れの発生は、面上の変位の食い違いとして定式化できる。いま、面 A において変位の食い違い $[u(x, t)]$ が発生したときのモーメントテンソルは、

$$D_{jk}(x, t) = C_{jkmn} [u_m(x, t)] v_n(x) \Delta A \quad (1)$$

と表される。ただし、 C_{jkmn} は弾性定数、 $v_n(x)$ は面 A に作用する単位ベクトル、 ΔA は面 A の面積を表す。この微視割れ生成に伴う AE 検出波形 $V(x', t)$ は計測系の線形応答を仮定して、

$$V(x', t) = S_i(x', t) * G_{ij,k}(x', x, t) * D_{jk}(x, t) \quad (2)$$

で与えられる。ここで、 $S_i(x', t)$ は、i 方向の変位に対する計測系の応答関数、 $G_{ij,k}(x', x, t)$ は、点 x に作用した j 方向の単位インパルス力によって生ずる点 x' における i 方向の変位、すなわち、媒体のグリーン関数、 $G_{ij,k} = \partial G_{ij} / \partial x_k$ 、* は時間 t に関するたたみ込み積分を示す。式(1)から明らかに、 D_{jk} は微視割れの大きさ、割れのモード、面の方向、生成時間をすべて含んでいるので、 S_i および $G_{ij,k}$ が既知であれば、検出波形 V より式(2)を用いてこれらの情報を得ることができる。

本研究では媒体の応答関数を三次元差分法の並列計算⁽⁷⁾により求め、この応答関数と変換子の特性および 6 チャンネルの AE 検出波形の逆たたみ込み積分を実行することにより微視割

Table 3 Mechanical properties.

Microstructure	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	El (%)	RA (%)
Equiaxed α	896	976	20	40
Acicular α	814	892	13	25

れのモーメントテンソルを導出した。さらにモーメントテンソルから微視割れの大きさ、割れのモード、割れ面の傾きを求めた。

III. 実験結果

1. 破壊靱性と AE 計測結果

荷重-開口変位(COD)曲線、および AE 事象数と AE エネルギーの累積値を Fig. 2 に示す。等軸組織材の破壊靱性は、 $K_{IC} = 70 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。一方、針状組織材では、 $K_Q = 90 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であるが、平面ひずみ条件を満足しなかったため、COD 試験から得られた限界 CTOD 値(δ_c)を用いて破壊靱性を比較した。その結果、針状組織材の破壊靱性は $\delta_c = 0.08 \text{ mm}$ であり、等軸組織材の $\delta_c = 0.025 \text{ mm}$ に比べて 3 倍以上の高い値を示した。

AE 発生挙動は微視組織により大きく異なった。等軸組織材では、 K_{IC} 以前に発生する AE 事象数は極めて少なく、かつその振幅もプリアンプ入力換算値で 1 mV 程度の小さいものであった。これに対し、高靱性の針状組織材では、低荷重($0.4 K_Q$)から小振幅の AE が多発し、さらに、 $0.75 K_Q$ からプリアンプ入力換算値で $5 \sim 60 \text{ mV}$ の大振幅の AE が多発した。このこ

Fig. 2 The load-COD curves with AE events and energy in (a) equiaxed α , and (b) acicular α structures.

とから、微視割れの発生が多いほど靱性が高いことが推察される。

針状組織材と等軸組織材について、不安定破壊以前に発生した大振幅 AE の三次元位置標定を行った結果を Fig. 3 に示す。いずれの試験片においても、AE は疲労予き裂前縁に沿って発生するが、破壊靱性の高い針状組織材では、AE が主き裂面に対して垂直方向(Z方向)に $\pm 1.5 \text{ mm}$ の範囲で分散して発生しており、靱性の低い等軸組織材では、主き裂面とほぼ同一面上に集中して発生するのが特徴的である。

2. 破面観察およびき裂先端部の観察結果

多数の AE が検出された針状組織材の破面の SEM (Scanning Electron Microscope) 写真を Fig. 4 に示す。針状組織材の破面は、 $100 \sim 400 \mu\text{m}$ の擬へき開割れとその間をつなぐ $20 \sim 30 \mu\text{m}$ のディンプルからなる凹凸の激しい破面を示す。破面の凹凸の高低差は約 3 mm あり、Fig. 4 の AE 発生位置の Z 方向の分布とよい一致を示した。これは、針状組織材の破壊が微視割れの生成と生成した微視割れの合体により進行したことを示すものと思われる。なお、擬へき開割れの破面率は約

Fig. 3 The location of large-amplitude AE signal sources in (a) equiaxed α , and (b) acicular α structures.

Fig. 4 The microscopic surface in acicular α structures.

10%で、その多くは主き裂面に対してかなりの角度をもって形成されていた。これに対し、等軸組織材の破面は、全面にわたって平坦なディンプル破面を示し、ディンプルの大きさは初析 α 相の大きさとほぼ同じ 20 μm 前後であった。

次に、疲労予き裂先端に発生するボイド・微視割れおよびき裂の進展状況を観察するため、前記 COD 試験片を用いた除荷試験を行った。不安定破壊直前で除荷した試料の疲労予き裂先端の SEM 写真を Fig. 5 に示す。いずれの組織においても疲

Fig. 5 SEM micrographs at the crack tips of unloaded specimens⁽¹⁾ of (a) equiaxed α , and (b) acicular α structures.

勞予き裂先端からき裂の進展が観察された。き裂進展経路に着目すると、等軸組織材では、き裂はほぼ直線的に進展するが、高靱性の針状組織材では、ジグザグに進路を変えながら進展しており、進展経路の屈曲の程度は針状組織材の方が等軸組織材に比べて著しく大きい。なお、いずれの組織の場合でも進展き裂の周囲には 1~3 μm 径のボイドや 10~20 μm 径の微視割れが観察された。

3. 微視割れの定量評価

まず、針状組織材で発生した AE について原波形解析を行った。求めたモーメントテンソルの一例を Fig. 6(a)に示す。このモーメントテンソルから微視割れの大きさ、モード、方向を解析した結果を Fig. 6(b)に示す。この例では半径が約 100 μm で、主き裂面に対して約 77° の傾きの面をもち、面法線と変位の食違いの方向が約 87° の割れが約 0.3 μs で生成していると推定される。同様にして、針状組織材において K_Q 以前に発生したすべての大振幅 AE について原波形解析の実行を試みたが、最終的に解析可能なデータ数は 28 組であった。これら 28 組のデータの解析結果に関し、微視割れの直径と生成速度を Fig. 7 に示す。また、微視割れの面法線と主き裂面のなす角度の分布、および微視割れの面法線と変位の食違い方向の角度の分布をそれぞれ Fig. 8(a), Fig. 8(b) に示す。針状組織材においては、大きさ 110~370 μm の微視割れが生成速度 160~900 m/s で発生しており、これら微視割れの多くは主き裂面に対して約 50° の傾きをもち、微視割れの面法線と変位の

Fig. 6 (a) The obtained result of moment tensor due to microcracking in acicular α structures, and (b) the results of the orientation, fracture mode, and radius of the microcrack.

Fig. 7 Relationship between diameter and velocity of microcracks in acicular α structures.

Fig. 8 (a) Distribution of the inclination of the microcrack plane to the main crack surface, and (b) distribution of the angle between the orientation of the microcrack plane and the displacement discontinuity direction.

食違い方向の角度 ψ は $65^\circ \sim 90^\circ$ の範囲で生成することがわかる。ここで、便宜的に $5^\circ < \psi < 85^\circ$ の微視割れを引張りとせん断の混合型とみなし、 $85^\circ < \psi$ をせん断型とみなして微視割れを分類し、各モードの累積事象数を荷重-開口変位(COD)曲線とともに Fig. 9(a)に示す。この結果から、最初に混合型の微視割れが発生し、つづいて AE エネルギーの急増とほぼ同期してせん断型の微視割れが発生することがわかる。この時の AE 発生位置を Fig. 9(b)に示す。Fig. 9(a)と Fig. 9(b)の対比から微視破壊が以下のように進行したと推察される。まず、①低荷重($LOAD < A$)で混合型の微視割れが発生し、つづいて② AE エネルギーが急増する荷重($A < LOAD < B$)で微視割れの一部分がせん断でつながる。さらに、③ AE エネルギーの増加が緩やかになる荷重($B < LOAD < C$)で混合型の微視割れが発生し、最後に、④ AE エネルギーが再度急増する荷重点($C < LOAD < K_Q$)から発生した微視割れがせん断モードで板厚方向の全体にわたって合体する。また、Fig. 9(a)からわかるように、せん断型の割れは AE エネルギーの急増時に発生しており、このことから本合金においては微視割れ同士がせん断で合体する時の大きなエネルギーが、AE エネルギーの急増となって現れたものと

Fig. 9 (a) AE cumulative counts, and (b) the source location for the mixed and shear type of microcracks in acicular α structures. (X is the crack extension direction and Y is the thickness direction of the CT specimen.)

考えられる。したがって、本合金の破壊過程を評価するにあたり、AE エネルギーの増加率は極めて有効な判断指標になりうると考えられる。

一方、等軸組織材では K_{IC} 以前に大振幅の AE が検出されなかったため、 K_{IC} を越えて不安定破壊にいたるまでに発生した大振幅 AE に対して原波形解析を行った。その結果、解析可能なデータ数 6 イベントのうち 5 イベントがせん断型で生成していた。また割れのサイズは $60 \mu\text{m}$ 前後であった。

IV. 考 察

1. AE の発生源

AE 原波形解析と破面およびき裂先端部の観察結果より AE の発生源を検討する。本実験で計測された AE は、小振幅の AE と大振幅の AE に分類された。き裂先端部の観察によると、いずれの組織においても進展き裂の周囲に $1 \sim 3 \mu\text{m}$ 径のポイドや $10 \sim 20 \mu\text{m}$ 径の微視割れが観察されることから、小振幅 AE はこれらポイドや微視割れの生成に対応すると考えられる。これに対し、大振幅 AE の発生源は 2 種類に分類されると考えられる。1 つは主き裂の進展に先行して発生する微視割れで、他の 1 つはこれら微視割れの合体に対応するものである。

針状組織材の大振幅 AE のうち、AE 原波形解析により $110 \sim 370 \mu\text{m}$ の混合型の微視割れに対応すると同定されたものは、破面上に観察される擬へき開割れの大きさに一致することから、主き裂の進展に先行して予き裂先端傍に予き裂から離

れて発生する擬へき開割れに対応すると考えられる。また、AE エネルギーの急増と同期して発生し、せん断型の割れに対応すると同定されたものは、前記擬へき開割れのせん断モードでの相互の、および予き裂との合体に対応すると考えられる。

一方、等軸組織材で発生する大振幅 AE は、 K_{IC} を越えてから集中的に発生し始めることより、き裂進展に伴う AE と考えられる。AE 原波形解析によると、等軸組織材の大振幅 AE は $60\text{ }\mu\text{m}$ 前後の割れに相当することから、主き裂先端に発生したボイドがせん断で合体し、 $60\text{ }\mu\text{m}$ 程度を単位としてき裂が進展したときの AE と考えられる。

2. 微視破壊過程

以上の考察と AE の発生挙動から本合金の微視破壊過程を検討する。Fig. 10 に示すように等軸組織材では、小振幅 AE が発生する $0.9 K_{IC}$ から主き裂先端において α/α 相界面や $\alpha/\text{Transformed } \beta$ 相界面のはく離などにより微小ボイドが生成・成長する。次に、大振幅の AE が多発し、かつ AE エネルギーが急増する K_{IC} から、このボイドが主き裂と合体することにより主き裂が進展すると考えられる。

一方、針状組織材の破壊過程は Ti-6Al-4V 合金の場合⁽⁴⁾⁽⁸⁾と同様のプロセスをとると考えられる。すなわち、小振幅の AE が発生する $0.4 K_Q$ から主き裂先端でラス界面やコロニー境界面のはく離して $2\sim 3\text{ }\mu\text{m}$ 径の微小ボイドが生成する。つぎに、これらのボイドが核となり、大振幅の AE が発生する $0.75 K_Q$ から $100\sim 400\text{ }\mu\text{m}$ の擬へき開割れが、主き裂面の上下に $\pm 1.5\text{ mm}$ の範囲に分散して混合モードで生成する。さらに、AE エネルギーが急増する K_Q 付近で、生成した擬へき開割れが板厚方向にせん断モードで合体することによりき裂進展が開始すると考えられる。この破壊プロセスにおいて、微視割れが破壊靱性の向上に大きな影響を及ぼしているといえる。主き裂先端の微視割れ発生はその分布状態によって靱性を向上させる場合と低下させる場合があるが、針状組織材の微視割れは AE 位置標定の結果が示すように主き裂面から離れて広範囲に

発生するため、応力遮蔽効果により予き裂先端の応力拡大係数が低下することが考えられる。また、微視割れの合体により主き裂が進展するときに、微視割れが三次元的に離れて存在するために等軸組織材に比べてき裂進展経路が長くなり、破壊エネルギーが多くなるといえる。このことは破面の凹凸の激しさからも推察される。すなわち微視割れ生成による予き裂先端の応力集中の緩和とき裂進展経路の増加による破壊エネルギーの上昇が針状組織材の破壊靱性を向上させたと考えられる。

3. 破壊靱性の定量評価

次に、針状組織材の破壊靱性の定量評価を試みる。針状組織材のき裂進展機構は、先行する $100\sim 400\text{ }\mu\text{m}$ の微視割れの形成とそのせん断変形による合体により生ずることが明らかになった。ここで、微視割れ先端における伸びひずみが三軸応力下での破断ひずみ ε_f に達すると微視割れが板厚方向に合体して主き裂進展、すなわち K_{IC} が定義されると仮定し、次式で表される延性破壊モデル⁽⁴⁾⁽⁹⁾を用いて破壊靱性を求める。

$$K_{IC} = (3\pi EX_0\varepsilon_f\sigma_{ys}/\lambda)^{1/2} \quad (3)$$

ただし、 E はヤング率、 X_0 は特性距離、 σ_{ys} は降伏強度、 λ は塑性拘束係数を表し、本研究では $\lambda=3$ とおいた。式(3)から破壊靱性を定量的に評価する場合、微視組織的に定められる割れユニットの大きさとしての特性距離 X_0 と、き裂先端での破断ひずみ ε_f 、降伏強度 σ_{ys} が重要なパラメータとなる。 ε_f 、 σ_{ys} には単純引張試験の力学特性が使用されるが、 X_0 を評価するための一般的な手法は確立されていない。本合金では、上述のように予き裂先端の $100\sim 400\text{ }\mu\text{m}$ の微視割れが板厚方向に合体してき裂進展が開始するので、予き裂先端 $400\text{ }\mu\text{m}$ 前後における伸びひずみが破断ひずみに達すると主き裂進展が起こると考えられる。そこで、本研究では1次元の AE 逆解析から得られる割れの大きさを X_0 とする岸ら⁽⁴⁾の考え方を発展させ、Fig. 11 に示すように微視割れの主き裂面上 x 方向への投影寸法を特性距離 X_0 とし、多次元の AE 逆解析により求めた個々の割れの大きさと割れ面の傾きから X_0 を計算した。針状組織材において、 K_Q 以前に発生した微視割れの特性値から計算した X_0 の平均値は $120\text{ }\mu\text{m}$ で、この寸法は微視組織的にはコロニーの大きさに匹敵する。この値を用いて式(3)より K_{IC} を求めると $98\text{ MPam}^{1/2}$ となり、実測値(K_Q)とほぼ一致した。

Fig. 10 Schematic figure of microfracture process in Ti-8Al-1Mo-1V alloy.

Fig. 11 Characteristic distance X_0 defined as the size of the projected geometry of a microcrack onto the main crack plain.

同様に、等軸組織材においても AE 原波形解析より得られた割れの特性値を用いて特性距離 X_0 を計算すると、 $X_0 = 38 \mu\text{m}$ となる。これらは初析 α 相の約 2 倍の大きさに相当する。この X_0 を用いて式(3)より破壊靱性を計算すると、 $K_{IC} = 77 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}^{1/2}$ となり、実測結果とよく一致した。したがって、等軸組織材では、主き裂先端から初析 α 相の約 2 倍の距離に相当する部分が破断ひずみを越えたときに主き裂先端のボイドが板厚方向に合体し、主き裂の進展が開始すると理解できる。

以上のように、AE 原波形解析に基づいて評価した X_0 と単純引張試験による ϵ_t , σ_{ys} を延性破壊モデルに適用することにより本合金の破壊靱性が定量的に評価され、針状組織材ではコロニーの大きさが、等軸組織材では初析 α 相の大きさが破壊靱性に大きく関与していることが明らかになった。

V. 結 論

Ti-8Al-1Mo-1V 合金の針状組織材と等軸組織材の破壊靱性試験を行い、AE 原波形解析、AE 位置標定および破面解析から微視破壊機構を検討するとともに破壊靱性の定量評価を行い、以下の知見を得た。

(1) AE の発生挙動は微視組織によって大きく異なり、等軸組織材では、 K_{IC} 以前に AE の発生がほとんど認められないのに対し、高靱性の針状組織材では、 $0.4 K_Q$ から小振幅の AE が多発し、さらに $0.75 K_Q$ から大振幅の AE が多発した。

(2) AE 原波形解析によると、針状組織材の大振幅 AE は予き裂先端での微視割れ生成に対応し、直径が $110 \sim 370 \mu\text{m}$ で、生成速度が $160 \sim 900 \text{ m/s}$ と評価された。また、微視割れの多

くは主き裂面に対して約 50° の傾きをもって生成することが明らかになった。

(3) 針状組織材では、不安定破壊に先行して予き裂先端に引張とせん断の混合モードで微視割れが発生し、これらの微視割れがせん断モードで板厚方向に合体することにより主き裂が進展することが AE 原波形解析により示された。

(4) AE 原波形解析の結果に基づいて評価した破壊ユニットとしての特性距離 X_0 を延性破壊モデルに適用することにより、本合金の破壊靱性が定量的に評価された。また、特性距離 X_0 と微視組織との関連づけにより、針状組織材ではコロニーの大きさが、等軸組織材では初析 α 相の大きさが、本合金の破壊靱性に関与していることが明らかになった。

文 献

- (1) 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 鉄と鋼, **76**(1990), 606.
- (2) C. D. Ingelbrecht: *Titanium Science and Technology*, **4**(1985), 2541.
- (3) 榎 学, 岸 輝雄, 木原諒二: 日本金属学会誌, **52**(1988), 405.
- (4) 岸 輝雄, 大山英人, 金 教 漢: 鉄と鋼, **72**(1986), 123.
- (5) ASTM E-399-81: Standard test method for plain strain fracture toughness of metallic materials.
- (6) 増野茂美, 志波光晴, 岸 輝雄: 非破壊検査, **41**(1992), 613.
- (7) 増野茂美, 真下祐輔, 榎 学, 岸 輝雄: 非破壊検査, **44**(1995), 88.
- (8) 増野茂美, 堀谷貴雄, 鈴木洋夫, 岸 輝雄: 日本金属学会誌, **55**(1991), 756.
- (9) 長井 寿, 堀谷貴雄, 大山英人, 高取英男, 岡 勉, 岸 輝雄: 材料とプロセス, Vol. 3, **5**(1990), 1608.