ラメラ組織を有する金属間化合物 TiAl における 疲労き裂進展の異方性†

塩田 祐久* 戸梶 恵郎* 太田 裕人**

Anisotropic Fatigue Crack Propagation in Titanium Aluminide TiAl with Lamellar Microstructure

by

Hirohisa SHIOTA*, Keiro TOKAI* and Yasuhito OHTA**

Fatigue crack propagation (FCP) behaviour of titanium aluminide TiAl with a nearly fully lamellar microstructure has been studied in ambient temperature on two different FCP directions relative to the lamellar orientation, *i.e.* parallel (Type A specimen) and perpendicular (Type B specimen) to the lamellar orientation. It was found that the FCP resistance of the former was considerably lower than that of the latter. Close examination on crack morphology revealed significant differences between two FCP directions. In Type A specimens several cracks along lamellar were seen on both surfaces and sections of the specimen, thus uncracked ligaments were formed in the wake of the crack tip. On the other hand, such ligaments were scarcely produced in Type B specimens because only main crack could propagate without remarkable deflection and branching. The FCP rate of Type A specimens decreased with crack extension under constant ΔK tests, suggesting the role of crack bridging by uncracked ligaments. FEM analysis indicated considerably reduced ΔK experienced at the crack tip, thus the difference in FCP resistance between two FCP directions based on the actual ΔK after allowing for crack bridging became much larger than that based on the nominal or applied ΔK .

Key words: Fatigue crack propagation, Titanium aluminide, Lamellar microstructure, Orientation, Uncracked ligament, Bridging, Finite element method

1 緒 言

金属間化合物TiAlは高温強度に優れ、比重が小さいため、タービンあるいはエンジン等の高温構造部品への適用が期待されている。近年、この材料の基本的な力学的特性に関する研究が盛んに行われており、その結果、TiAlの力学的特性は微視組織に強く影響されることが明らかになってきた。¹⁾

TiAlの代表的な組織として、ラメラ組織、等軸 γ 組織および両者の混合組織がある。これらの組織の中では、ラメラ組織が優れた破壊じん性^{1)~4)}および疲労特性^{5)~7)}を示すことが報告されており、実用上きわめて有効な組織と考えられる。また、TiAlは難加工材料であるため、部品をニアネットシェイプで製造できる精密鑄造法が製造法として期待されている。⁸⁾この方法により作製される鑄塊は基本的にラメラ組織を持つ。したがって、構造部品製造の観点からも、ラメラ組織は実用上重要な組織となると考えられる。しかし、この組織は力学的諸特性に関してラメラの方向に依存した強い異方性を有するため、各種力学的特性評価に際してラメラ方向を考慮することが不可欠である。それにもかかわらず、ラメラ方向の影響に関する報告はきわめて少ないのが現状である。^{9), 10)}とりわけ、実用化に際して重要となる疲労特性については、ラメラ方向の影響は示されている^{7), 11)~13)}ものの、系統的に調査した研究はほとんど見あたらない。

そこで本研究では、33.9wt.%のAl組成を持つTiAl鑄造材を用いて、実用上重要である疲労き裂進展特性に注目し、ラメラの方向がき裂進展方向に対して平行および垂直な2種類の試験片について疲労き裂進展試験を行った。両者のき裂進展特性を評価するとともに、き裂進展経路、き裂様相および破面の詳細な観察に基づいて、進展機構を明らかにした。

2 材料および実験方法

2・1 材料と組織

供試材は33.9wt.%のAl組成を持つTiAlの直径100mm、高さ210mmの円柱状鑄造材である。⁶⁾その化学成分をTable Iに示す。ロット1およびロット2は化学成分にほとんど差がないので、これらのロットを区別することなく用いた。組織はほぼ全面 α_2 (Ti₃Al)と γ (TiAl)から成るラメラ組織である。インゴットの外周から中心に向かって柱状晶が成長しており、その成長方向に対してほぼ垂直にラメラ組織の層が並んでいる。コロニー寸法は平均534 μ m(インゴット半径方向)×111 μ m(円周方向)である。

2・2 試験片とラメラ方向

用いた試験片は幅 $W=25.4$ mm、板厚 $B=5$ mmのCT試験片である。ラメラ方向がき裂進展に及ぼす影響を調べるため、き裂がラメラに平行および垂直に進展する2種類の試験片を準備した。Fig. 1に試験片の形状、ラメ

† 原稿受理 平成8年8月28日 Received Aug. 28, 1996

* 正 会 員 岐阜大学工学部機械工学科 〒501-11 岐阜市柳戸, Dept. of Mech. Eng., Gifu Univ., Yanagido, Gifu, 501-11

** 竹入製作所(株) 〒498 愛知県海部郡弥富町, Takeiri Factory Co. Ltd., Yatomi-cho, Aichi, 498

Table I. Chemical compositions(wt.%).

Lot	Si	Mn	V	Fe	Ni	Al	Cr	Cu	Zr	C	N	O	H	Ti
1	<0.01	0.02	0.02	0.03	0.02	33.9	<0.01	<0.01	<0.01	0.008	0.002	0.077	0.0016	bal.
2	<0.01	0.02	0.02	0.03	0.01	33.9	<0.01	<0.01	<0.01	0.008	0.002	0.060	0.0017	bal.

ラメラ方向およびき裂の関係を模式的に示す。(a) および (b) はそれぞれ、き裂がラメラに平行に進展する場合および垂直に進展する場合であり、以後 Type A 試験片および Type B 試験片と呼ぶ。実際の組織では、ラメラの方向はコロニーごとに若干異なるため、いずれの場合も試験片全体でラメラ方向が一様にそろっているわけではないが、インゴット内でのラメラ方向の規則性⁶⁾を利用して、図のようにラメラ方向が平均的にほぼそろった試験片を切り出すことが可能である。試験片はすべてワイヤーカットにより加工した。

なお、き裂がラメラに垂直に進展する場合として、Fig. 2 に示すタイプも考えられる。この場合、数本の実験結果はいずれも、Fig. 2 (b) に示すようにき裂は 1~2mm 進展した後、ラメラの方向と平行（荷重軸方向に平行）に進展方向を変え、破断に至った。このため、き裂がラメラに垂直に進展する試験は Type B 試験片についてのみ行った。

(a) Type A specimen. (b) Type B specimen.

Fig. 1. Schematic illustration of specimens, showing crack propagation direction and lamellar orientation.

Fig. 2. Another type of specimen in which crack propagation direction is perpendicular to lamellar orientation; (a) relation between crack propagation direction and lamellar orientation and (b) fractured specimen.

Table II. Mechanical properties.

Lamellar orientation	Tensile strength σ_B MPa	Elongation ϕ %	Young's modulus E GPa
Perpendicular to loading axis (Type A)	255	0.6	194
Parallel to loading axis (Type B)	545	3.2	174

2・3 機械的性質

ラメラが荷重軸に垂直な場合 (Type A 試験片に対応) および平行な場合 (Type B 試験片に対応) について得られた機械的性質を Table II に示す。引張強さおよび破断伸びとともに、ラメラと荷重軸が垂直な場合に比べて平行な場合のほうがかなり大きい。また、ヤング率は、前者のほうが後者に比べ、若干大きい。

2・4 実験方法

試験は、容量 19.6kN の電気油圧式疲労試験機を用い、室温大気中、応力比 $R = 0.05$ 、繰返し速度 10Hz で行った。Type A および Type B 試験片ともに、約 2mm の予き裂を導入した後、ASTM 規格¹⁴⁾に従った応力拡大係数範囲 ΔK 漸増試験および漸減試験を行った。き裂長さの測定には最小目盛 $10\mu\text{m}$ の移動読取顕微鏡を用いた。き裂開閉口挙動の測定は背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法によった。また、き裂および破面の観察には光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いた。

なお、Type A 試験片においては、後述するように、試験片表面で複数のき裂が観察された。この場合、切欠き底からもっとも遠い位置にあるき裂の先端を、切欠き底からの 1 本のき裂の先端と見なして見かけのき裂長さを測定した。

3 実験結果

3・1 き裂進展特性

き裂進展速度 da/dN と ΔK の関係を Fig. 3 に示す。Type A および Type B 試験片ともに da/dN は大きくなればつきを示すが、前者の $da/dN - \Delta K$ 関係の勾配は後者よりかなり大きく、 ΔK に基づく見かけのき裂進展抵抗は低い。き裂開閉口の測定結果を用いて、き裂進展挙動を有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} で整理した結果を図中に併記した。 ΔK により整理した場合と同様に、Type A 試験片の進展抵抗は依然として低いことがわかる。

3・2 き裂進展様相

3・2・1 き裂がラメラに平行に進展する場合 Type A 試験片の側面で観察されたき裂進展経路を Fig. 4 に示

す。図のように、表面で複数のき裂が観察される。まず、進展しているき裂が停留し、そのき裂先端から離れた場所に新たにき裂が発生、進展する。その後、そのき裂は停留し、次にそれから離れた箇所に再びき裂が発生、進展する。これが繰り返される結果、図に示すような状態となる。このようなき裂のいくつかは繰返しの過程で連結するが、き裂面が同一平面上にないために多くのき裂は連結しない。また、複数のき裂が同時に進展することはほとんど見られない。試験後に試験片表面の組織を観察した結果、き裂はすべてほぼラメラに沿って進展していた。なお、SEM による観察では、これまでに報告されているようなマイクロクラック^{7), 15)}は認められなかった。

巨視的なき裂進展方向に対して垂直な縦断面で試験片を切断し、試験片内部におけるき裂の様相を観察した例を Fig. 5 に示す。写真の両端が試験片の両側面である。き裂は試験片内部においても同一平面上にはなく、ラメラに沿ういくつかのき裂が並んでいる。また、それらのき裂を連結する短いき裂がラメラを横切っている。これ

と同様の様相がき裂先端後方の他の断面でも観察された。

Fig. 5 のような試験片断面におけるき裂の観察を、いくつかの断面について行った。これに基づいて、Type A 試験片において、き裂の進展にともなうき裂の未連結部が生じる過程を模式的に Fig. 6(a) および (b) に示す。図中、色を付けてある面がき裂面である。図 (a) および (b) において、I はそれぞれ A~C および D~G の方向の異なるコロニーがき裂前縁前方にある状態を、II はき裂がそれらのコロニーまで進展した後のき裂面を表している。(a) に示すように、き裂前縁前方にき裂面と方向が異なるラメラを持つコロニー A および C があり、それらにき裂が進展すると、き裂はラメラに沿って進展するため、コロニー A とコロニー B との間でき裂の未連結部が生じ、C のようなコロニーが試験片表面近傍にある場合、表面においてはき裂先端と離れた位置にき裂が発生する。さらに、(b) に示すように、コロニー E および F にき裂が進展すると、ラメラに沿った複数のき裂が生じ、き裂の未連結部が形成される。

Fig. 3. Relationship between crack propagation rate and stress intensity factor range.

Fig. 6. Schematic illustration of propagation process of specimen in which crack propagation direction is parallel to lamellar orientation.

Fig. 4. Crack propagation path on the specimen surface in Type A specimen.

Fig. 5. Crack profile on the longitudinal section in Type A specimen.

ところで、Fig. 6 中の $x-x$ 断面は、Fig. 5 で観察した試験片縦断面に対応する。ここで示したようにき裂が進展する過程でラメラの方向が変化し、それに沿うようにき裂が進展した結果、Fig. 5 のようにラメラに沿って互いに連結していないき裂が観察されることになる。さらに、き裂先端前方のコロニーにおいてラメラの方向が変化すると、これらのき裂は再び一つのき裂に合体することもある。実際には、コロニーの形状やラメラの方向の変化は不規則であるため、き裂進展の現象はさらに複雑になるが、Type A 試験片では、巨視的にはこのようにラメラに沿ったき裂面が分岐・合体を繰り返してき裂が進展している。

次に、疲労き裂を進展させた試験片を加熱し、き裂面を酸化着色した後破断させ、破面の状況を観察した。その巨視的様相を Fig. 7 (a) に示す。図中暗い部分が酸化着色された領域であり、明るい部分が着色されていない領域である。しかし、写真では酸化着色された領域を正確に表すことが困難であったため、これを明瞭に示すために、両領域を区別したスケッチを Fig. 7 (b) に示す。Fig. 7 (b) では、着色されている領域を黒色で、着色されていない領域を白色で示した。前述したように、き裂先端後方でき裂面が連結していない領域があることが確認される。き裂の最先端の位置でき裂前縁が試験片表面に対して垂直な直線となるき裂を仮定したとき、酸化に

より着色されなかった領域の投影面積は、そのような仮想き裂の面積の約 30% を占めていた。実際の破断面は凹凸が激しいこと、別の多くのき裂面が破断面の上下に分岐して進展していること、および試験片ごとにこれらの状況が大きく異なることを考慮すると、この面積率は定量的な意味に乏しい。しかし、き裂先端後方の領域においてき裂面が連結していない部分が多く存在しているという事実が、Type A 試験片のき裂進展機構を理解するうえできわめて重要である。

3・2・2 き裂がラメラに垂直に進展する場合 Type B 試験片の側面で観察されたき裂進展経路を Fig. 8 に示す。この場合、予き裂からのき裂（主き裂）が進展し、主き裂以外のき裂発生は見られない。また、主き裂の経路の屈曲は小さく、分岐はほとんど観察されない。SEM を用いてき裂周辺の微視的観察を行ったところ、微小な屈曲・分岐はわずかに観察されたが、この場合もマイクロクラックは認められなかった。

Type A 試験片と同様に、き裂進展方向に対して垂直な断面でき裂を観察した結果を Fig. 9 に示す。図のように、き裂は試験片表面（Fig. 8）に比べて、屈曲・分岐が著しいことがわかる。また、き裂が屈曲しているほとんどの箇所では、き裂はコロニー境界あるいはラメラに沿っている。なお、き裂先端後方のいくつかの断面を同様に観察した結果、 ΔK が大きい場所のほうがき裂の屈曲が著しい傾向があった。

さらに、き裂面の酸化着色を行った結果、Type B 試験片においても破面上に着色されない箇所がわずかにあり、その部分のほとんどはラメラの方向に沿った破断面となっていた。しかし、破面上に占めるそのような箇所の割合はきわめて小さかった。

3・2・3 破面観察 Type A および Type B 試験片の破面を SEM により観察した結果を Fig. 10 (a) および (b) に示す。Type A 試験片では、(a) に示すように、き裂がラメラの層間を進展した平坦なへき開破面が支配的であった。また、き裂がラメラを横切って進展した箇所も認められ、それは特に破面上で大きな段が生じているところで観察された。Type A 試験片の破面はこれらが混在

Fig. 7. Heat-tinted fracture surface of Type A specimen; (a) macroscopic view and (b) sketch showing heat-tinted region indicated by black color.

Fig. 8. Crack propagation path on the specimen surface in Type B specimen.

Fig. 9. Crack profile on the longitudinal section in Type B specimen.

Fig. 10. SEM micrographs of fracture surface.

しており、この様相は ΔK の大きさに関わらず、ほとんど変化しなかった。一方、Type B 試験片では、き裂が進展した破面全体にわたって、図 (b) に見られるようなラメラを横切った筋状の模様が観察された。試験を行ったすべての Type B 試験片について破面を観察したところ、 ΔK が大きいほど破面の凹凸が激しかった。なお、Type A および Type B 試験片ともに、多くの金属材料で観察されるようなストライエーションは観察されなかった。

4 考 察

4・1 ラメラに平行な方向のき裂進展抵抗

Table II に示したように、ラメラが引張荷重軸に垂直な場合 (Type A 試験片に対応) の引張強さは 255MPa であるのに対して、平行な場合 (Type B 試験片に対応) のそれは 545MPa である。ここでは示していないが、前者の破面では、き裂がラメラを横切った痕跡に加えて、ラメラ層間のへき開が観察された。後者の破面は、ほぼ全面がき裂がラメラを横切った痕跡である筋状の模様で占められていた。これらのことから、ラメラの層間がはく離する方向の負荷に対しては、強度がきわめて低いことが推察される。また、破壊じん性は、き裂進展方向とラメラ方向が平行な場合のほうが、垂直な場合に比べて低くなることが報告されている。⁹⁾以上のことから、ラメラに沿ってき裂が進展する場合の本質的なき裂進展抵抗はラメラを横切ってき裂が進展する場合に比べて小さいことが示唆される。このため、Fig. 4~Fig. 6 のように、Type A 試験片における複数のき裂は、抵抗が低いラメラ層間を優先的に進展し、ラメラを横切る方向にはほとんど進展しない。その結果、ウェイク部にき裂の未連結部が残留したと考えられる。

4・2 き裂進展に及ぼすき裂先端後方の未連結部の影響

Type A 試験片では、き裂の進展とともにき裂先端後方にき裂未連結部が形成される。この影響を受けて、試験片表面で観察されるき裂長さから算出される見かけの応力拡大係数はき裂先端における実際の応力拡大係数を表していないことが考えられる。そこで、まず ΔK 一定の下でき裂進展試験を行い、き裂進展にともなうき裂進展速度の変化を調べた。その結果を Fig. 11 に示す。Type A 試験片については 2 本、および Type B 試験片に

Fig. 11. Variation of crack propagation rate with crack extension under constant ΔK test.

については 1 本の試験片から得られた結果である。また、Type A および Type B 試験片はそれぞれ、切欠き底から約 4mm および約 7mm の長さのき裂が導入された状態から試験を開始したため、図の横軸はそこからのき裂長さの増分である。なお、図中の破線は、き裂長さの増加に対して ΔK を一定にするために荷重を変化させた箇所を示している。

図から明らかなように、Type A 試験片では、ばらつきは大きい、 ΔK が一定であるにもかかわらず、き裂長さの増加とともに da/dN が低下する傾向が見られる。特に、□印の試験片については、き裂長さ増分が約 1.02mm に達した後き裂は停留した。Fig. 4~Fig. 7 に示したように、試験片表面でき裂が進展しても、試験片内部で一様に進展せず、ウェイク部でき裂の未連結部が生じる。その部分が外的負荷荷重の一部を負担するために、き裂が進展してもその先端の応力拡大係数は見かけ上で計算されるほど増加しない。これに加えて、見かけの ΔK を一定に保つように負荷荷重を低下させるため、き裂先端の応力拡大係数が小さくなり、 da/dN はき裂長さの増加とともに減少したと思われる。すなわち、き裂未連結部の影響を受けて、見かけの応力拡大係数がき裂先端における実際のそれと大きく異なることが示唆される。

次に、 ΔK 一定試験においてき裂が停留した後の □印の試験片を用いて ΔK 漸増試験を行った。この結果を、同じ試験片で ΔK 一定試験を行う前に得られた ΔK 漸増試験の結果と比較して Fig. 12 に示す。図中、■印が ΔK 一定試験前の ΔK 漸増試験の結果を、□印が ΔK 一定試験後の結果を表している。この図から、同じ試験片であるにもかかわらず、見かけのき裂進展抵抗は ΔK 一定試験後のほうが ΔK 一定試験前に比べて明らかに増加していることがわかる。これは、 ΔK 一定試験中に生じた新たなウェイク部 ($\Delta a = 1.02\text{mm}$) に形成されたき裂未連結部の、いわゆるブリッジングの効果により、実際にき裂先端に作用している応力拡大係数が、き裂長さ

Fig. 12. Crack propagation characteristics before and after constant ΔK test in Type A specimen.

と作用荷重から計算された見かけの応力拡大係数に比べて小さくなるために、図に見られる程度のき裂進展抵抗の増加が生じたものと考えられる。これらの結果から、き裂がラメラに平行に進展する場合の本質的な進展抵抗を評価するためには、き裂未連結部によるブリッジングの影響を考慮する必要がある。

以上の Type A 試験片に対して、Type B 試験片の ΔK 一定試験では、き裂長さが増加しても da/dN に大きな変動は見られず、ほぼ一定である。これは、Type B 試験片ではき裂の未連結部をほとんど生じないので、大きな応力遮へいを発生させる要因が少ないためである。

なお、除荷弾性コンプライアンス法によって測定された Type A および Type B 試験片の荷重-変位線図を比較すると、前者のほうが後者に比べて顕著なヒステリシスを描く傾向が見られた。このことも、Type A 試験片においてより大きなブリッジングが生じていることを示唆している。

4・3 き裂未連結部のブリッジングを考慮したき裂進展抵抗

Fig. 3 に示したように、き裂がラメラに平行に進展する場合の見かけの進展抵抗は、き裂がラメラに垂直に進展する場合のそれに比べて劣っているが、上述したようなき裂未連結部の影響を考慮すると、両者のき裂進展抵抗の実際の差は、Fig. 3 に示された結果よりもさらに大きいと考えられる。

そこで、き裂進展特性に及ぼす Type A 試験片のき裂未連結部の影響について調べるために、次のような実験および有限要素解析を行った。まず、Type A 試験片を用いてき裂進展試験を行った。得られた da/dN と見かけの最大応力拡大係数 K_{max} の関係を Fig. 13 に○印で示す。なお、試験片は ΔK 一定試験に使用したものである。このとき、試験片切欠き底付近 2ヶ所に、き裂を挟んで約 70 μm の間隔でピッカース圧痕を付与し、実験中最大荷重負荷時に圧痕間の距離を測定した。実験で測

Fig. 13. Effect of crack tip shielding due to uncracked ligaments on crack propagation behaviour in Type A specimen, where the maximum stress intensity factor after allowing for crack bridging was evaluated by FEM analysis using measured crack opening displacements.

定された見かけのき裂長さと同じ長さの 1 本のき裂が切欠き底から導入された CT 試験片に対して、ピッカース圧痕と同じ位置にある節点の変位が実験で測定された変位と等しくなるように、その節点に強制変位を与えた解析を有限要素法により行い、そのときのき裂先端の応力拡大係数を算出した。この応力拡大係数を最大荷重負荷時に実際にき裂先端に作用している K_{max} と考えた。なお、応力拡大係数の算出には直接応力法¹⁶⁾を使用した。また、有限要素解析において材料の異方性は考慮されていない。このようにして得られた K_{max} に基づいて da/dN を整理した結果を、Fig. 13 中に●印で示す。これによると、ブリッジングを考慮したき裂先端の実際の K_{max} は、ブリッジングのない理想き裂について作用荷重とき裂長さから算出された見かけの K_{max} に比較して、約 33～37% 程度小さいことがわかる。

ブリッジングによる応力遮へいの効果を厳密に評価する場合、一般に、き裂ウェイク部のブリッジング応力を評価し、応力遮へいによる応力拡大係数を算出することによりき裂先端の応力拡大係数を求める。¹⁷⁾しかし、Type A 試験片では、ブリッジングとして作用すると考えられるき裂未連結部がウェイク部の広範囲にわたり 3 次元の、かつ複雑に形成されるため、それらの長さや面積を評価することすらきわめて難しい。加えて、き裂未連結部の形成状態は試験片ごとに大きく異なる。そのため本研究では、き裂ウェイク部全体の平均的なブリッジングの効果を考え、上述の手法を採用した。このように、この手法は厳密な解析ではなく、定量的な意味はそれほど持たないが、Fig. 13 の結果は、ラメラに沿ってき裂が進展する場合の本質的な進展抵抗は見かけのそれよりかなり低いことを示唆している。

5 結 言

金属間化合物 TiAl を用い、き裂がラメラに対して平行および垂直に進展する 2 種類の試験片の疲労き裂進展試験を行い、両者のき裂進展特性を評価するとともに、進展機構について検討した。得られた結果を要約すると以下のようになる。

(1) 見かけの疲労き裂進展抵抗は、き裂がラメラに垂直に進展する場合のほうが平行に進展する場合より高い。 da/dN を ΔK_{eff} で整理してもこの傾向は変わらない。

(2) き裂がラメラに平行に進展する場合、試験片表面および内部のいずれにおいてもラメラに沿った複数のき裂が観察され、き裂先端後方に多くのき裂未連結部が形成される。一方、き裂がラメラに垂直に進展する場合、試験片表面においてはき裂の屈曲・分岐は少ないが、試験片内部ではラメラに沿った凹凸が形成される。しかし、き裂未連結部はほとんど認められない。

(3) き裂がラメラに平行に進展する場合、破面にはラメラの層間のへき開とき裂がラメラを横切った筋状の模様とが混在する。一方、垂直に進展する場合は、破面全体にわたって筋状の模様が観察される。

(4) き裂がラメラに平行に進展する場合、 ΔK 一定条件下でき裂の進展にともないき裂進展速度は減少する。また、き裂が停留することもある。これは、き裂未連結部の形成に基づく応力遮へいにより、き裂先端の実際の応力拡大係数が低下することに起因している。

(5) き裂未連結部の影響を考慮すると、き裂がラメラに平行に進展する場合、き裂先端における応力拡大係数は見かけの値に比べて減少する。したがって、ブリッジングを考慮したき裂先端の実際の応力拡大係数で評価すると、き裂がラメラに平行および垂直に進展する場合のき裂進展抵抗の差は、作用荷重とき裂長さから算出される見かけの応力拡大係数に基づく場合よりもさらに大きくなる。

最後に、本研究の遂行にあたり、平成 7 年度文部省科学研究費（一般研究 (C)：課題番号 07650763）の援助を受けた。材料は大同特殊鋼 (株) にご提供いただいた。記して謝意を表する。また、本研究を卒業研究の一部と

して協力された当時岐阜大学学生園田哲也君に感謝する。

参 考 文 献

- 1) 例えば, Y.-W. Kim, Mat. Res. Soc. Symp. Proc., **213**, 777 (1991).
- 2) K. S. Chan and Y. -W. Kim, Metal. Trans., **23A**, 1663 (1992).
- 3) R. Gnanamoorthy, 武藤睦治, 正橋直哉, 水原洋治, 材料, **43**, 190 (1994).
- 4) R. Gnanamoorthy, Y. Mutoh, N. Masahashi and Y. Mizuhara, Metall. Trans., **26A**, 305 (1995).
- 5) 下平益夫, 山口弘二, 第 42 期日本材料学会学術講演会前刷, p.111 (1993).
- 6) 柴田英明, 戸梶恵郎, 小川武史, 塩田祐久, 日本機械学会論文集, A-61, 1205 (1995).
- 7) R. Gnanamoorthy, 武藤睦治, 正橋直哉, 水原洋治, 材料, **45**, 919 (1996).
- 8) Y. Nishiyama, T. Miyashita, S. Isobe and T. Noda, Proc. the 1989 Symposium on High Temperature Aluminides and Intermetallics, p.557 (1989) TMS.
- 9) S. Mitao, T. Isawa and S. Tsuyama, Scripta metall. mater., **26**, 1405 (1992).
- 10) H. Inui, M. H. Oh, A. Nakamura and M. Yamaguchi, Acta metall. mater., **40**, 3095 (1992).
- 11) R. Gnanamoorthy, Y. Mutoh, K. Hayashi and Y. Mizuhara, Scripta metall. mater., **33**, 907 (1995).
- 12) D. L. Davidson and J. B. Campbell, Metal. Trans., **24A**, 1555 (1993).
- 13) 上野 明, 岸本秀弘, 村上裕二, 日本材料学会第 22 回疲労シンポジウム講演論文集, p.181 (1994).
- 14) ASTM規格, E647-88, p.636 (1988).
- 15) K. S. Chan, Metal. Trans., **22A**, 2021 (1991).
- 16) 白鳥正樹, 三好俊郎, 松下久雄, “数値破壊力学” (1981) 実教出版.
- 17) J. K. Shang and R. O. Ritchie, Metal. Trans., **20A**, 897 (1989).