九州大学学術情報リポジトリ
Kyushu University Institutional Repository

アルミニウム合金のせん断帯における3D/4D破壊力学的評価

清水，一行
豊橋技術科学大学機械工学系

坂口，祐二
豊橋技術科学大学機械工学系

酒井，一憲
豊橋技術科学大学機械工学系

戸田，裕之
豊橋技術科学大学機械工学系

他

https://hdl.handle.net/2324/1804190

出版情報：63, pp.188-195, 2013-04-01. 軽金属協会
バージョン：
権利関係：

KYUSHU UNIVERSITY

アルミニウム合金のせん断帯における 3D/4D 破壊力学的評価

3D/4D fracture mechanics evaluation on shear band of aluminum alloys

清水一行*, 坂口祐二*, 酒井一憲*, 戸田裕之*, 上杉健太朗**, 竹内晃久**, 小林正和*

*豊橋技術科学大学 機械工学系
（〒441-8580 愛知県豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1-1）
Department of Mechanical Engineering, Toyohashi University of Technology
(1-1 Hibarigaoka, Tempaku-cho, Toyohashi, Aichi)

**（財）高輝度光科学研究センター
Japan Synchrotron Radiation Research Institue

Keywords: Aluminum; Shear band; Heterogeneous deformation; X-ray tomography; Fracture Mechanics

Abstract

The localizations of plastic deformation in shear band which initiated at the ahead of crack tip of 7075 aluminum alloys have been investigated via in-situ fracture tests using synchrotron X-ray tomography. Local crack driving forces and local strain distributions were measured from tomographic images. The distributions of crack-tip opening displacement along a crack front line were found to vary randomly across specimen thickness. This was attributed to the interaction of stress shielding/anti-shielding effects. The strain distributions around crack-tip were quite different from the understanding which was derived by the elastic - plastic fracture mechanics. With further loadings, the development of equivalent strains in shear bands increased leading to the localizations of plastic deformation. The widths of shear band were observed to decrease at the same time. The degree of localization was affected not only by well-known factors such as aging conditions but also polycrystalline texture and crystallographic orientation. Beyond more than ten times as large strain region which is defined by the fracture mechanics, particles were damaged with developing shear band. Thus, extensive damage within shear bands has been induced the complex behavior of crack propagation in practical materials.

１．　緒言

破壊力学では材料を連続体と仮定し，破壊力学パラメータで材料の破壊抵抗を記述する。そこでは，応力拡大係数，J積分ないしき裂先端開口変位（CTOD）といった破壊力学パラメータの評価のため，材料試験や有限要素法による数値解析が行われる。しかしながら，前者はモアレ縞干渉法，スペックル干渉法，光弾性法，あるいは画像相関法などの特殊な試験技術を用いても試験片表面のみの測定に留まり[1-4]，後者は計算容量の制限から実材料の複雑なき裂や材料組織を極端に簡略化したモデルでしか解析できない[5-9]。実材料の破壊には，き裂先端近傍の応力特異場，複雑なき裂形状，ポアや第二相粒子を有するミクロ組織といった微視的因子が重畳する。その破壊挙動を本質的に解明するには，従来のマクロな評価法ではなく，ミクロな視点での定量的な評価が必要となる。

近年，放射光X線トモグラフィー技術の発達によって，現実の材料内部のき裂や歪みの三次元（3D）計測が初めて実現された[10]。そのなかで，材料内部で連続体から逸脱するせん断帯の存在や[11]，き裂を含まないAl-Mg合金の単軸圧縮の場合でも局所的なせん断変形が生じること[12]などが確認されている。一般に，実材料の変形では単純化された数値解析の結果とはかけ離れ，ミクロ組織に強く影響を受けた複雑な歪み分布を呈する。また，き裂先端におけるき裂進展駆動力の非線形な方位角分布[11]，き裂先端近傍の不連続かつ不均一な歪み分布[13]といった，破壊力学が仮定する均一等方の材料変形から逸脱した変形挙動も観察されている。

このように，放射光 X 線トモグラフィーを金属材料へ適用すると，従来は試験片断面で行なっていた二次元（2D）観察を四次元（4D）観察（時間発展挙動の 3D 連続観察）に展開できる。トモグラフィー像を材料工学で利用するための解析技術も開発され，材料内部の局所的な力学量を定量化できる。例えば，CTOD[14]，歪み[10]，元素濃度[15]，結晶粒界[16]を広範囲，高密度に 3D/4D 評価することができる。真の破壊挙動は，マクロな平均値ではなく，ミクロな視点での 3D/4D 定量評価によって初めて解明できるものと考えられる。

本研究では，放射光 X 線トモグラフィーによる破壊挙動のその場観察を行う。き裂先端近傍でのせん断帯や加工組織に起因する不均一変形を 3D/4D 定量評価し，せん断帯内の粒子の損傷挙動を評価することで実材料の変形・破壊挙動を明らかにすることを目的とする。

２．　実験方法

2.1　試料作製

供試材には，代表的な高強度アルミニウム合金である A7075 を用いた。供試材は，熱間圧延後，773 K – 36 ks の溶体化処理を行い，氷水中に急冷した。その後，室温で自然時効（亜時効材），オイルバスで 393 K - 86.4 ks（最高時効材），ないし 453 K - 108 ks（過時効材）の人工時効を施し，時効析出状態の異なる三種類を準備した。時効処理後に，供試材を 10×10×55 mm^3 の角柱状に切断し，中央部にノッチを放電加工した。ここで，き裂前方の結晶粒の配向が上下非対称となるように，圧延方向（RD 方向）に対して 45° 方向に供試材

を切断した。角柱状の供試材に，ASTME 399 に準拠した三点曲げ疲労試験によって，疲労予き裂を導入した。その後，板厚方向（ND 方向）に切断し，板厚を約 0.6 mm にした複数の板状の供試材を準備した。そのなかで，疲労予き裂長さが約 0.2 mm の供試材を断面が 0.6×0.6 mm^2 の試験片に加工し，放射光 X 線トモグラフィーによる破壊挙動のその場観察に用いた。なお，各供試材の平均結晶粒サイズは疲労予き裂導入後の ND 方向の切断位置によって異なり，亜時効材，最高時効材，および過時効材において，それぞれ RD 方向に 182 μm，251 μm，および 142 μm，また板幅方向（TD 方向）には 40 μm，50 μm，および 32 μm であった。

2.2　放射光 X 線トモグラフィーによる破壊挙動のその場観察

実験は，高輝度放射光施設 SPring-8 のアンジュレータービームライン BL20XU および BL47XU で行った。X 線トモグラフィーのセットアップは，高精度回転ステージおよび高分解能検出器からなる。X 線エネルギーは 20 keV とし，Si(111) 面を用いた二結晶分光器により単色化した。高分解能検出器は，4000×2624 画素の CCD カメラ，Lu_2SiO_5:Ce シンチレータ，および 20 倍の光学レンズからなる。2×2 のビニングモードで使用した CCD カメラと光学レンズの組み合わせから，画素サイズは 0.5×0.5 μm^2 となる。回転ステージが 180° 回転する間に 0.12° 刻みで 1500 枚の X 線透過像を取得した。X 線光源から試験片までの距離は，BL20XU では 242 m，BL47XU では 49 m であり，試験片から検出器までの距離は両

者とも 55 mm である。これにより，X 線吸収の差による吸収コントラストだけでなく，物質界面における X 線の屈折を利用した屈折コントラストも利用できる[17]。

トモグラフィー画像の再構成演算には，畳込み逆投影法を用いた。再構成した 16 bit の画像は，8 bit へ変換して評価した。その際，X 線の線吸収係数の最小値と最大値を 8 bit 画像のグレー値の最小値と最大値にそれぞれ対応させ，0 cm^{-1} と 60 cm^{-1} とした。なお，3D 画像の空間分解能は，約 1 μm である。

X 線トモグラフィーによる破壊挙動のその場観察は，専用その場観察用試験機を回転ステージ上に設置して行った。試験機の荷重フレームには，X 線吸収係数の小さな円筒状のポリカーボネートを使用している。試験片が破壊に至るまで，亜時効材で 14 段階，最高時効材で 7 段階，過時効材で 6 段階，負荷を停止後に保持し，トモグラフィー観察を行った。また，最終負荷後の過時効材には，ガリウムを粒界に選択的に拡散させ，粒界を 3D 可視化した[16]。

2.3　3D/4D 画像解析

2.3.1 ポアおよび粒子の定量解析

トモグラフィー像から粒子とポアの形態を定量的に解析し，歪みおよび局所き裂進展駆動力の計測時に用いるミクロ組織特徴点とした。3D 画像で全てのミクロ組織特徴点をラベリングし，体積，表面積，および重心を測定した。体積および表面積の計算は Marching Cubes 法[18]を用いた。また，トモグラフィー像中のノイズやフリンジを除去するため，Marching

Cubes 法によって計測した体積が 23.168 voxel 以上の特徴点を粒子ないしポアと判定した。

2.3.2 特徴点追跡による 3D 歪みマッピング

全ての負荷段階を通してミクロ組織特徴点を追跡してその物理的な変位を計測した。現在，高分解能 X 線トモグラフィー観察を適用すると，1 つの 3D 画像あたり数万から数十万点の特徴点の追跡を高成功率で行うことができる技術環境が整っている[19]。

まず，特徴点の変位を正確に計測するため，トモグラフィー像のレジストレーションを行った。レジストレーションによって各負荷段階における 3D 画像のずれを 3 つの並進成分および 3 つの回転成分について補正した。次に，マッチングパラメータ法[20]を用いて各特徴点の追跡を行なった。予備検討による文献 20）に詳述するマッチングパラメータ法におけるパラメータの最適化の結果，重み付け係数 α，β，γ，および探索範囲がそれぞれ 0.5，0.25，0.25，および 10 μm のときに追跡精度は約 95%と非常に高い値を示した。

特徴点追跡の結果を基に，3D 歪みマッピング[10]を行った。まず，Delaunay 分割[21]によって追跡した粒子を頂点とした四面体を生成した。そして，四面体の変形から全ての垂直歪み成分とせん断歪み成分を計算した。各歪み成分のマッピングは，各四面体間内の各歪み成分を線形補間して求めた。

2.3.3 局所き裂進展駆動力の計測

実験に用いた試験片では小規模降伏条件を満足しないため，

弾塑性解析を行う必要がある。本研究では，弾塑性解析における破壊力学パラメータであるJ積分値およびCTODをき裂前縁に添って高密度に測定した。従来の破壊靭性試験では，破壊力学パラメータをマクロな平均値として求めた。ここでは，これを局所的に算出することで，微視的因子の影響を評価することができる。J積分値：J_{local}は，き裂先端の応力特異場でHRR特異性が支配的な場合に成立する次式より求めた。

$$J_{\mathrm{local}} = \left(\frac{u_{\mathrm{r}}}{k\varepsilon_0 r^{\frac{1}{n+1}} \tilde{u}_{\mathrm{r}}} \right)^{n} k\varepsilon_0 \sigma_0 I_{\mathrm{n}} \tag{1}$$

ここで，u_{r}は粒子追跡による特徴点変位，kは材料定数，ε_0は降伏歪み，rはき裂先端からの距離，nは加工硬化指数，σ_0は降伏応力，$\tilde{u}_{\mathrm{r}}$とI_{n}はnから求まる無次元数である。nは，式(2)に示すRamberg-Osgoodの式[22]より求めた。

$$\frac{\varepsilon}{\varepsilon_0} = \frac{\sigma}{\sigma_0} + k\left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^{n} \tag{2}$$

ここで，σは応力，εは歪みである。追跡したき裂先端近傍の全ての粒子に対してJ_{local}を計算した。また，CTODは，Todaらによって提案されたき裂の3D形態から直接計測する手法によって測定した[4]。

2.3.4 せん断帯の定量評価

き裂先端前方のせん断帯幅を計測し各負荷段階で評価した。まず，3D歪みマッピングにより最大せん断応力方向を求めた。このために，直交座標を極座標に変換した。せん断歪みが最大となる角度θを最大せん断応力方向の角度θ_{γ}とし，亜時効材，

最高時効材，および過時効材のθ_γをそれぞれ算出した。つぎに，粒子追跡により測定した直交座標系の変位場を，式（3）によりθ_γだけ回転させた。

$$\begin{bmatrix} x_{\mathrm{N}} & x_{\mathrm{N+1}} \\ y'_{\mathrm{N}} & y'_{\mathrm{N+1}} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \cos\theta_\gamma & \sin\theta_\gamma \\ -\sin\theta_\gamma & \cos\theta_\gamma \end{bmatrix} \begin{bmatrix} x_{\mathrm{N}} & x_{\mathrm{N+1}} \\ y_{\mathrm{N}} & y_{\mathrm{N+1}} \end{bmatrix} \tag{3}$$

ここで，x_{N}およびy_{N}はN段階目の負荷で見られる粒子の重心座標，$x_{\mathrm{N+1}}$および$y_{\mathrm{N+1}}$はN+1段階目の負荷で見られる粒子の重心座標，x'_{N}，y'_{N}，$x'_{\mathrm{N+1}}$，および$y'_{\mathrm{N+1}}$は座標回転後の粒子の重心座標である。Fig.1に，過時効材のRD方向のせん断変位分布を一例として示す。回転後の座標系で，せん断変位u'_{x}が正負に遷移する様子が確認できる。せん断変位u'_{x}をシグモイド関数を用いてフィッティングした後に一階微分し，その半値幅をせん断帯の幅と定義した。

Fig. 1

2.3.5 粒子の損傷挙動の解析

2.3.2の手法をせん断帯内のポアの追跡にも適用した。ポアのような空隙に関しては，内在水素ポア[23]のほかに粒子の損傷によるミクロボイドも考えられる。また，ボイドは合体を繰り返して破面形成に至るため，それらの追跡は単純ではない。本研究では，負荷前の段階から継続して追跡できるものをポア，そうでないものを粒子損傷によるミクロボイドと判定した。せん断帯内における粒子損傷率Rは，式(4)により定義した。

$$R = \frac{N_{\mathrm{void}}}{N_{\mathrm{particle}}} \tag{4}$$

ここで，N_{void}は第N+1段階目の負荷で生成したボイド数，

$N_{particle}$ は N 段階目の粒子数である。

３．　実験結果

3.1　き裂進展挙動

Fig. 2

Fig. 2 に，3D 描画した過時効材のトモグラフィー像を示す。ここでは，母相アルミニウムを非表示とし，き裂および粒子のみを表示している。光学顕微鏡観察の結果，粒界上に晶出ないし析出する粒子を確認しており，トモグラフィー観察においても RD 方向に配向する多数の粒界粒子が見られる。き裂先端近傍に配列粒子がある Fig.2 の瞬間には，き裂先端のすぐ前方の損傷粒子から発生した微小き裂が，き裂と合体することによりき裂の複雑な進展が見られる。き裂前方の微小き裂や粒子は，応力遮蔽効果（この場合には反遮蔽効果）によりき裂進展駆動力を増幅するとともに，き裂の偏向をもたらすことが過去のき裂伝播シミュレーションにより示されている [24, 25]。また，亜時効材および最高時効材では負荷方向に二次き裂が進展する層状割れ [26] が生じたが，過時効材では生じなかった。

Fig. 3

Fig. 3 に過時効材の最終負荷段階においてボイドと粒子を 3D 描画したトモグラフィー像を示す。点線はせん断帯の範囲を，灰色の円は CTOD の 2 倍の直径で定義される強変形域を示している。幅 60μm ほどの狭いせん断帯に粒子の損傷が集中しボイドが高密度に生成している。また，通常，粒子の割れや剥離による損傷は，歪みがおよそ 10％を超える強変形域の内部に限定される [17, 27, 28]。しかしながら，Fig.3 では，強変形域を超えるはるか遠方まで，損傷がおよぶことが確認

できる。ボイドは Fig. 3 では RD 方向に 210 μm，TD 方向では 150 μm までの範囲に観察できる。これは，供試材のような実用材料では，破壊力学の知見よりはるかに広く塑性域内に損傷が広がっており，き裂先端の歪み分布，破壊靭性値，き裂伝播挙動等に幅広く大きな影響を持つ事を示唆している。RD 方向のき裂先端近傍で粒子の損傷が顕著にみられ，き裂進展が偏向する様相が可視化される。

Fig. 4

Fig. 4 にトモグラフィー像から計測した過時効材の各負荷段階での CTOD 分布を示す。概ね負荷の増加に伴ってき裂が鈍化する傾向は見られるものの，各負荷段階で非常に大きな CTOD 値の変動が見られる。この中で，ほぼ CTOD が 0 の領域は，塑性誘起および破面粗さ誘起き裂閉口によるき裂進展駆動力の減少に主として対応し，それ以外の変動は，主として粒子近傍にき裂先端が来る事による応力遮蔽効果によるき裂進展駆動力の減少およびポアやボイドによる反遮蔽効果によるき裂進展駆動力の増加に対応するものと考えられる。但し，水素ポアは粒子上に不均一核生成し，ボイドも粒子の損傷により粒子に近接して生じる。また，応力遮蔽，反遮蔽効果により生じるき裂偏向が破面粗さ誘起き裂閉口をもたらす。したがって上記の各事象の効果は複雑に相互依存し，Fig. 4 の解釈は単純ではない。

3.2　せん断帯およびその影響の定量評価

3.2.1 き裂先端近傍の歪み分布

Fig. 5

Fig. 5 に最終負荷段階における亜時効材，最高時効材，および過時効材の 3D 歪みマッピングを示す。歪みは最終負荷

までの累積ひずみであり，von Misesの相当歪みε_{eq}で示している。また，いずれもz = 300 μmの試験片中央部におけるxy仮想断面を表示している。全ての時効条件において，き裂先端に集中する歪みと，ポアや粒子に起因する不連続な歪みが生じている。最高時効材では歪みがき裂先端に著しく集中し，亜時効材および過時効材においては最大せん断応力方向にせん断帯が形成され，歪みがより広範囲にわたっている。特にRD方向にせん断帯が著しく発達し，き裂先端から100 μm以上離れた遠方でも大きな歪みが生じている。いずれも弾塑性破壊力学で規定される上下対称でき裂先端を中心としてその上下方向に広がる雪だるま様の塑性域とは様相が大きく異なっている。

Fig. 6

Fig. 6に，各時効条件におけるせん断帯幅W_{SB}と負荷J積分値$\bar{J}_{local}$の関係を示す。解析範囲は試験片全域であり，$\bar{J}_{local}$は，き裂前縁に添う方向の局所的なJ積分値：J_{local}の平均値として求めた。全ての時効条件において，$\bar{J}_{local}$の増加に伴いRDおよびTD両方向のせん断帯幅が狭まる傾向が見られた。過時効材のRD方向で最も変形の局在化が著しく，最高時効材では逆に緩やかな局在化となっている。7075アルミニウム合金の析出過程は，一般に，過飽和固溶体からGPゾーンを経て，η'，η，T($Mg_{32}(Al, Zn)_{49}$)と遷移する[30]。GPゾーンは母相と整合であり，転位は容易にGPゾーンをせん断でき，転位運動の障害とはならない。最高時効状態のη'は母相と半整合であり，転位運動の大きな障害となる。過時効状態では析出物間隔が広くなる。これが過時効材および亜時効材でせん断帯が発達する要因と考えられる。また，亜時効材ではRD方向に

比べ，TD 方向におけるせん断帯の発達が乏しい。これはせん断帯における変形局在化が，時効条件だけに依存しないことを意味する。

Fig. 7

Fig. 7 に，せん断帯内の相当歪みの平均値 $\bar{\varepsilon}_{eq}$ と $\bar{J}_{local}$ の関係を示す。同じ $\bar{J}_{local}$ では，$\bar{\varepsilon}_{eq}$ は過時効材で最も大きく，最高時効材で小さくなる結果となった。Fig. 6 におけるせん断帯幅は定量化されたせん断変位の勾配であり，その大小は Fig. 7 の $\bar{\varepsilon}_{eq}$ の大小とは必ずしも一致しないが，せん断帯幅は TD 方向と比較して RD 方向で小さく，これに対応して $\bar{\varepsilon}_{eq}$ は RD 方向の方が大きいことがわかる。TD 方向ではいくつかの粒界とすべり帯が交差し，せん断帯の発達が抑制されるものと考えられる。

Fig. 8

Fig. 8 にき裂先端前方から，すなわち Fig. 2 で定義する x 方向から見た過時効材の粒界分布，および 3D 歪みマッピングを示す。この仮想断面は，き裂先端から 50μm 前方に相当する。RD，TD，いずれの方向により顕著なせん断帯の発達があるかは結晶粒毎に異なっている。数割程度の割合で，むしろ TD 方向の歪の方が大きい結晶粒が見られる。

Fig. 9

Fig. 9 に，Fig. 8 で定義する 6 つの結晶粒：G1~G6 の RD 方向および TD 方向のせん断帯幅：W_{SB} を示す。破線はせん断帯幅の平均値である。せん断帯幅は結晶粒毎に異なり，同一結晶粒の RD と TD 方向のせん断帯幅の比も，結晶粒毎に異なっている。

以上より，き裂先端の応力場は，一般に仮定される連続体からはずれ，他の結晶組織の影響，さらに結晶粒毎に異なる結晶方位の影響が無視できないことを示している。

3.2.2 粒子の損傷挙動

Fig. 10

Fig. 10 に，最終負荷段階におけるせん断帯内の粒子の損傷率 R とき裂先端から距離 r との関係，および破断粒子の球相当直径 d をヒストグラムで示す。ここで，解析領域は試験片全域とした。亜時効材および最高時効材では，粒子の損傷はき裂先端に集中する。これに相当するき裂先端からの距離：r = 0 ~ 20 μm での平均の歪み $\bar{\varepsilon}_{eq}$ は，亜時効材で約 12％であった。過時効材では，き裂先端から 160 μm 程度の位置まで損傷が生じている。過時効材の強変形域は，き裂先端から平均直径約 20 μm の範囲に相当する。r = 80 ~ 120 μm の領域では，TD 方向と比較して RD 方向の損傷率が 3 倍ほど高い。この損傷率の差は，Fig. 5 に示した試験片中央部の歪みマッピングように，RD 方向に著しくせん断帯が発達したことが原因である。

Fig. 11

さらに，損傷粒子と非損傷粒子を分類し，Fig. 11 にせん帯内での損傷粒子および非損傷粒子の d と $\bar{J}_{local}$ との関係を示す。損傷粒子の d は，非損傷粒子の 2 倍以上であり，$\bar{J}_{local}$ の増加に伴って減少した。一方，真球度には，$\bar{J}_{local}$ の増加に伴う明瞭な変化はなかった。損傷粒子は，常に非損傷粒子よりも粗大かつ，いびつである。また，TD 方向の損傷粒子の方がより粗大である。これは，RD 方向では粗大な粒子だけでなく，より微細な粒子も損傷するためである。また，亜時効材および最高時効材でも傾向は同様であった。

Fig. 12

さらに，粒子の損傷機構についても検討した。せん断帯内の損傷粒子の重心座標で，相当歪み ε_{eq} および静水圧歪み ε_{hyd} を 3D 歪みマッピングから抽出した。Fig. 12 に，過時効材に

おける損傷粒子のε_{eq}およびε_{hyd}と損傷頻度の関係を示す。粒子の損傷はε_{eq} 5%程度から見られ，ε_{eq} 10%～16%で極大となる。一方，静水圧歪みについては負~正に大きく分布しており，支配的な因子とは認められない。粒子が損傷する歪みは，延性なアルミニウム合金ではε_{eq}で 20%程度と報告されており[29]，せん断帯内の粒子の損傷は塑性歪み支配型の機構によるものと確認された。

4． 結言

放射光 X 線マイクロトモグラフィーによる 7075 アルミニウム合金のその場破壊試験を行った。トモグラフィ像からき裂先端前方に形成されるせん断帯の評価を行い，以下の結論を得た。

き裂先端の歪み分布は，弾塑性破壊力学の規定するものとは大きく異なり，斜め上方および下方の二方向のせん断帯内に大きな歪みが局在化するものであった。この局在化の程度は，時効状態など，従来知られる要因だけではなく，多結晶組織や結晶方位に大きく影響される。また，負荷の増加とともに局在化の程度が顕著になった。このせん断帯内で相当塑性歪みに支配される粒子の損傷が生じ，破壊力学が規定する損傷域の 10 倍以上遠方まで粒子の損傷が生じた。この広範囲にわたる損傷がき裂伝播挙動をさらに複雑なものとする。

謝辞

本研究は，SPring-8 の採択課題（2007B1080）にて実施された。ここに記して謝意を表する。

参 考 文 献

1) W. T. Evans, A. Luxmore: Eng. Fract. Mech., 6 (1974), 735.

2) A. J. Moore, J. R. Tyrer: Exp. Mech., 35 (1995), 306–314.

3) M. A. Sutton, W. J. Wolters, W. H. Peters, W. F. Ranson, S.R. McnNeill: Im. Vis. Comp., 1 (1983), 133-139.

4) P. Cloetens, M. Pateyron-Salome, J. -Y. Buffiere, G. Peix, J. Baruchel, F. peyrin, M. J. Schlenker: J. Appl. Phys., 81 (1997), 5878.

5) H. Somekawa, T. Inoue, T. Mukai: Mater. Sci. Eng. A, 527 (2010), 1761-1768.

6) E. Mikkola, G. Marquis, J. Solin: Int. J. Fatigue, 41 (2012), 64-71.

7) O. Watanabe, Y. Yamamoto: Int. J. Mech. Sci., 42 (2000), 2191-2208.

8) A. G. Thakare, R. Narasimhan, R. K. Mishra: Mech. Mater., 41 (2009), 506-519.

9) P. Biswas, R. Narasimhan, A. Tewari: Mater. Sci. Eng. A, 528 (2011), 823-831.

10) M. Kobayashi, H. Toda, Y. Kawai, T. Ohgaki, K. Uesugi, D.S. Wilkinson, T. Kobayashi, Y. Aoki, M. Nakazawa: Acta Mater., 56 (2008), 2167-2181.

11) H. Toda, I. Sinclair, J. -Y. Buffière, E. Maire, K. H. Khor, P. Gregson, T. Kobayashi: Acta Mater., 52 (2004), 1305–1317.

12) H. Toda, K. Minami, K. Koyama, K. Ichitani, M. Kobayashi,

K. Uesugi, Y. Suzuki: Acta Mater., 57(2009), 4391–4403.

13) H. Toda, A. Miyawaki, K. Uesugi, Y. Suzuki, M. Kobayashi: Procedia Eng., 10 (2011), 2591-2596.

14) H. Toda, S. Yamamoto, M. Kobayashi, K. Uesugi: Acta Mater., 56 (2008), 6027-6039.

15) H. Toda, T. Nishimura, K. Uesugi, Y. Suzuki, M. Kobayash: Acta Mater., 58 (2010), 2014-2025.

16) M. Kobayashi, H. Toda, K. Uesugi, T. Ohgaki, T. Kobayashi, Y. Takayama, B. -G. Ahn: Phil. Mag., 86 (2006), 4351-4366.

17) 日高達真，戸田裕之，小林正和，上杉健太朗，小林俊郎：軽金属，58 (2008), 58-64.

18) W. E. Lorensen, H. E. Cline: Comp. Graph., 21 (1987), 163-169.

19) M. Nakazawa, M. Kobayashi, H. Toda, Y. Aoki: Mach. Vis. Appl., 21 (2010), 687-694.

20) 小林正和，戸田裕之，川井祐児，小林俊郎，上杉健太朗，D. S. Wilkinson, E. Maire, 青木義満：日本金属学会誌，71 (2007), 181-186.

21) C. B. Barber, D. P. Dobkin, H. T. Huhdanpaa: ACM Trans. Math. Softw., 22 (1996), 469-483.

22) C. F. Shih: J. Mech. Phys. Solids, 29 (1981), 305–326.

23) H. Toda, T. Hidaka, M. Kobayashi, K. Uesugi, A. Takeuchi, K. Horikawa: Acta Mater., 57 (2009), 2277–2290.

24) H. Toda, T. Kobayashi: Metall. Mater. Trans. A, 28A (1997), 2149-2157.

25) H.Toda, T.Kobayashi, A.Takahashi: Mater. Sci. Eng. A,

280(2000), 69-75.

26) 大西忠一, 小島裕之, 世古暢哉, 東健司: 軽金属, 35 (1985), 344-352.

27) K. B. Broberg: Cracks and Fracture, Academic Press, (1999), 27-44.

28) H. Toda, K. Uesugi, Y. Suzuki, M. Kobayashi: Appl. Mech. Mater., 70 (2011), 249-254.

29) Handbook of Aluminum Vol. 2, (ed. G. E. Totten and D. S. MacKenzie), Marcel Dekker, Inc., (2003), 155-192.

30) W. M. Garrison Jr: J. Phys. Chem. Solids, 48 (1987), 1035-1074.

Caption list

Fig. 1 Derivation process of shear band width. The distribution of shear displacement has been fitted with the sigmoid function. The first derivative of fitted curves is used for defining shear band width at FWHM.

Fig. 2 Part of a 3D image representing a crack segment and particles in the over-aged alloy that has been captured at 6th step. The aluminum matrix has been removed from the figure to visualize the internal structures.

Fig. 3 3D perspective view of particles, voids and the crack, representing the damage accumulation in shear bands. The image at the final loading step for the over-aged alloy is shown here. Note that the aluminum matrix has been removed to visualize the internal structure. Only the region between z = 345~ 525 μm is displayed in the figure.

Fig. 4 Distributions of crack tip opening displacement, CTOD, along a crack front line in the over-aged alloy.

Fig. 5 3D equivalent strain maps represented on virtual cross-sections at final loading step.

Fig. 6 Variations of shear band width as a function of average local J-integral value for each ageing condition. The width of shear bands has been measured in both rolling (RD) and transverse (TD) directions.

Fig. 7 Variations of average equivalent strain in shear

bands as a function of average local J-integral value for each ageing condition. The average equivalent strain in shear bands has been measured in both the RD and TD directions.

Fig. 8 Equivalent strain distribution on a virtual cross-section viewed in the x direction from crack-tip ligament at final loading step. The virtual slice is 50 μm ahead of a crack-tip. Note that gallium-doped grain boundary image has been superposed on the strain map.

Fig. 9 Comparison of shear band width in the RD and TD directions in each grain.

Fig. 10 Damage ratio for particles as a function of the distance from a crack tip for each aging conditions. The data measured at the final loading steps are shown. The damage ratio at Nth loading step located in a shear band is the ratio of the number of particles damaged between (N-1)th and Nth loading steps and that left intact until the (N-1)th loading step. Equivalent diameter for damaged particles is also shown.

Fig. 11 Variations of (a) average equivalent diameter and (b) average sphericity of cracked and undamaged particles in shear bands as a function of average local J-integral value in the over-aged alloy.

Fig. 12 Histograms of (a) equivalent strain and (b) hydrostatic strain at which voids were nucleated ahead of a crack-tip in the over-aged material.