ウィスカ強化アルミニウム合金の破壊靱性*

平 野 一 美*¹, 中 澤 一*²

Fracture Toughness of Whisker Reinforced Aluminum Alloys

Kazumi HIRANO and Hajime NAKAZAWA

Fracture toughness tests were conducted on silicon carbide (SiC) whisker reinforced aluminum alloys in order to establish and standardize the testing method for determining a plane-strain fracture toughness K_{Ic} for whisker reinforced metals. Effects of whisker volume fraction and of whisker orientation on fracture toughness characteristics were studied on the basis of linear elastic fracture mechanics and fractography. Ultimate tensile strength σ_{UTS} greatly increased with increasing whisker volume fraction, but the increase in the whisker volume fraction resulted in a rapid decrease of K_{Ic} .

Key Words: Fracture Toughness, Fracture Mechanics, Whisker Reinforced Metals, Fractography

1. 緒 言

繊維強化金属複合材料(FRM)は高強度, 高靱性および耐熱性が期待される先進構造材料である。中でも, ウィスカ強化金属複合材料は連続繊維強化金属と比較して異方性が少なく, 二次加工も比較的容易なことから最も実用化に近づいている金属系複合材料である。しかしながら破断ひずみが小さく, 製造欠陥等に敏感であり脆性破壊を起こすため, 実用化に際して破壊靱性の向上が特に期待される⁽¹⁾⁽²⁾。

本研究では, ウィスカ強化金属複合材料を対象とする破壊靱性試験法の開発とその標準化, および高靱化メカニズムの探索を目的として, ウィスカ強化アルミニウム合金について ASTM E 399⁽³⁾に準拠した平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} 試験を実施した。破壊靱性の評価上の問題点について検討するとともに, K_{Ic} に及ぼすウィスカ体積含有率および採取方位の影響について破壊力学およびフラクトグラフィ的観点から考察した。

2. 材料および実験方法

2.1 供試材 実験に供した材料は溶湯・押出し成形された炭化ケイ素ウィスカ強化アルミニウム合金 SiC_w/7075-0, T 6 および SiC_w/2025-T 5, T 6 である。ウィスカ(径 $\sim 0.7\mu\text{m}$, 長さ $\sim$ 数 μm)体積含有率 V_f は, 7075 系について 15 $\sim$ 30% の範囲で変化させ, 2025 系については 21.5% 一定とした。押出し比は SiC_w/2025-T 5 の 30:1 を除きすべて 10:1 である。その力学的性質をまとめて表 1 に示す。

表 1 力学的性質

Materials	V_f	Ori.	σ_{ys} MPa	σ_{UTS} MPa	ϵ_f %
SiC _w /7075-0	20	L	—	608	—
		T	—	480	—
	29	L	—	604	—
		T	—	550	—
SiC _w /7075-T6	17	L	598	755	0.7
		T	480	559	1.0
	19	L	715	906	0.7
		T	637	720	1.0
	24	L	735	970	0.7
		T	657	745	1.3
SiC _w /2025-T5	21.5	L	346	493	2.0
		T	252	341	2.4
SiC _w /2025-T6	21.5	L	342	494	1.4
		T	302	358	1.2

* 平成元年 8 月 25 日 東北支部盛岡地方講演会において講演, 原稿受付 昭和 63 年 12 月 20 日。

*¹ 正員, 工業技術院機械技術研究所 (〒305 つくば市並木 1-2)。

*² 正員, 千葉大学工学部 (〒260 千葉市弥生町 1-33)。

図1 金属顕微鏡写真(SiCw/7075-T6)

図2 試験片の形状・寸法および採取方位

SiCw/7075-T6について、金属顕微鏡観察結果を図1(a)および(b)に示す。ウィスカが押出し方向に優先的に配向している。 V_f の増大に伴い成形時に生じたと思われるウィスカ自体の破断やキャビティ、ポイド等が多くなる傾向が認められる。

2・2 試験片形状・寸法 用いた試験片は図2に示すようにE399規格に準拠したコンパクト(CT)タイプであり、7075系について1/2 in.の平面形状・寸法を有する厚さ7 mm、2025系については1 in.のその厚さ10 mmである。それぞれ、 $30^W \times 300^L \times 10^T$ および $70^W \times 500^L \times 30^T$ の成形体から採取加工した。採取方位はL-TとT-Lの2通りとした。試験に先立ち、E399規格に準拠して機械加工したシェブロン状切欠先端におおよそ2~3 mmの疲労予き裂を導入し、 a/W をおおよそ0.5とした。予き裂導入時の最終の

大応力拡大係数 $K_{I\max}$ は、L-TおよびT-L方位についてそれぞれ7および5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ 以下とした。

2・3 試験方法 破壊靱性試験は、室温大気中においてE399規格に準拠した変位制御方式(応力拡大係数の増加速度 $\dot{K}_I=100\text{MPa}\sqrt{\text{m}}/\text{min}$ 一定)で行い、荷重 P -変位 v 曲線から5%減セカント法により決定される破壊開始荷重 P_Q より、平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} を求めた。

試験後、疲労予き裂先端近傍のフラクトグラフィ的観察を行い、破壊メカニズムについて考察した。

3. 結果および考察

3・1 引張特性 SiCw/7075-0について、引張試験による応力 σ -ひずみ ϵ 曲線の測定結果の一例を図3に示す。 $\phi 5 \times 35$ mmの平行部を有する丸棒試験片による結果である。引張強さおよび縦弾性係数はマトリックス金属と比較して大きな値を示す。しかしながら、破断ひずみ ϵ_f がおおよそ0.8%と非常に小さい。特に、(b)の σ - ϵ 曲線で示すように製造欠陥等に特に敏感であり、脆性破壊を起こす。引張試験後のマクロ的破面観察結果の一例を図4(a)に示す。内部欠陥を起点とする典型的なフィッシュ・アイ(fish eye)状破壊となっている。(c)に示す破壊開始点近傍の面分析結果によればFeリッチ相となっている⁽⁴⁾。溶湯・押出し成形時のウィスカ不均一相、欠陥状ウィスカおよびキャビ

ティ等の発生防止とともに、製造プロセス過程での金属間化合物の生成抑制も強度および破断延性の向上にとって重要である。

3・2 破壊靱性 (1) 荷重-変位曲線 SiC_w/7075-0 について、破壊靱性試験における P - v 曲線を図 5 (a) および (b) に示す。L-T 方位についての切欠材の結果である。 $V_f=20\%$ では非線形破壊挙動を示すのに対して、 $V_f=29\%$ ではほぼ線形破壊挙動を示し、 $P_Q=P_{max}$ である。つまり、ウィスカ体積含有率 V_f により P - v 曲線は異なり、破壊挙動に相違が認められる。

T-L 方位について、 P - v 曲線に及ぼす予き裂性状の影響を図 6 (a) および (b) に示す。(a) の切欠材の場合、 P - v 曲線には明確なポップ・イン現象が観察され、微視的不安定破壊挙動が確認されるのに対して、(b) の疲労予き裂材の場合、 P - v 曲線は顕著な非線形挙動を示し、荷重の増加とともに破壊が進行する、いわゆる安定破壊の介在が確認される。いずれも E 399 規格を満足しており形式的には有効な K_{Ic} が判定されるが、その定量性については後述するように若干問題

図 3 σ - ϵ 曲線(SiC_w/7075-0)

(a)

(b)

図 5 P - v 曲線に及ぼすウィスカ体積含有率の影響

図 4 マクロ的引張破面観察と面分析結果

がある。また、図5(b)と図6(a)を比較すれば明らかなように試験片の採取方位により P - v 曲線は異なり、破壊挙動にも顕著な異方性の影響が認められる。

2025系の P - v 曲線についても7075系とほぼ同様な傾向を示しているが、破壊開始荷重を含む破壊挙動はマトリックス金属の種類や熱処理によっても若干異なる。

(2) ウィスカ体積含有率と採取方位の影響
SiCw/7075-0について、 K_{Ic} に及ぼすウィスカ体積含有率および試験片採取方位の影響を図7に示す。図中、黒塗および白ヌキ印はそれぞれL-TおよびT-L方位

(a)

(b)

図6 P - v 曲線に及ぼす予き裂性状の影響

を表している。また、実線および破線は同一ロットについてそれぞれL-TおよびT-L方位の切欠材による文献データ⁽⁶⁾を示す。L-T方位について引張強さ σ_{UTS} へのウィスカ複合効果は $V_f \geq 20\%$ において飽和しており、 σ_{UTS} はほぼ一定値を示すのに対して、 K_{Ic} は V_f に対して強い依存性を示し、 V_f の増大に伴い直線的に低下する。一方、T-L方位の引張強さも V_f の増大に伴い上昇しておりウィスカ複合効果が認められる。 K_{Ic} はいったん急激に減少し、 $V_f \geq 20\%$ でほぼ一定値を示している。すなわち、ウィスカ複合による強度向上は破壊靱性の低下を引き起こす。一般の金属材料における強度と破壊靱性の関係と傾向的に一致している。また、SiCw/7075-0の破壊靱性はマトリックス金属である7075の $K_{Ic} = 23.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ⁽⁶⁾と比較して小さい値となっており、破壊靱性には比強度や比弾性率にみられるようなウィスカの複合効果は認められない。なお、き裂がウィスカと直角方向に進展するL-T方位の強度、破壊靱性はき裂がほぼウィスカと平行方向に進展するT-L方位のそれらと比較して大きな値を示している。

次に、 K_{Ic} の評価に関連して予き裂性状の影響について考えてみる。図7からわかるとおり、T-L方位について K_{Ic} に及ぼす切欠先端曲率半径 ρ の影響は顕著であり、 $K_{Ic}(\rho \approx 0.2) > K_{Ic}(\rho \approx 0.1) > K_{Ic}(\text{fatigue crack})$ となる。切欠試験片では K_{Ic} を過大評価する。L-T方位ではウィスカの疲労き裂進展の阻止効果⁽⁷⁾に起因して荷重軸に垂直なモードI形の疲労予き裂の導入が困難であるため、切欠きと疲労予き裂材の比較はできないが、 $K_{Ic}(\rho \approx 0.2) = K_{Ic}(\rho \approx 0.1)$ であり、見掛け

図7 K_{Ic} に及ぼすウィスカ体積含有率の影響 (SiCw/7075-0)

の K_{Ic} の切欠先端曲率半径への依存性は T-L 方位と異なっている。このことについては後述するき裂進展経路にも起因していると考えられる。

(3) 熱処理の影響 SiCw/7075-T6 について K_{Ic} に及ぼすウィスカ体積含有率および試験片採取方位の影響を図 8 に示す。疲労予き裂付試験片による結果である。ただし、L-T 方位の疲労予き裂は折れ曲がりシェブロン状切欠面から逸脱しており有効とは判定されない。いずれの採取方位においても V_f の増大に伴い σ_{UTS} は上昇し、L-T 方位の σ_{UTS} ($V_f=24\%$) はマトリックス金属のおおよそ 1.6 倍となっている。T-L 方位については、 V_f が 15~20% 近傍で著しく上昇し、20% を越えると飽和する傾向が認められる。

一方、 V_f の増大に伴う強度の上昇に起因して、 K_{Ic} は急激に低下する。T-L 方位の K_{Ic} は L-T 方位のそれと比較して急激に低下し、 $V_f \geq 20\%$ でほぼ一定値を示している。SiCw/7075-0 材と同様である。しかし、O 材の K_{Ic} と比較して小さい値を示している。つまり、マトリックス金属の強度レベルが高いほど、強度に及ぼすウィスカの複合効果は顕著であるが、破壊靱性の低下は著しい。また、熱処理の影響は採取方位によっても異なり、L-T 方位の K_{Ic} に及ぼす熱処理の影響は T-L 方位のそれと比較して顕著である。

2025 系について、 K_{Ic} に及ぼす熱処理の影響を図 9 に示す。疲労予き裂付試験片による結果である。ただし、L-T 方位の疲労予き裂は折れ曲がりシェブロン状切欠面から逸脱しており有効とは判定されない。押出し比が異なっており、純粋に熱処理の影響のみを抽出していないが、T5、T6 という熱処理の違いによる

K_{Ic} の差異は比較的小さい。

3.3 フラクトグラフィ的観察

(1) 巨視的観察 破壊靱性試験における巨視的き裂進展経路の模式図を図 10 に示す。T-L 方位ではき裂進展方向が荷重軸と垂直となり、モード I 形破壊を呈している。一方、L-T 方位ではき裂進展方向は荷重軸と垂直とはならず折れ曲がり、混合モード形破壊を呈している。また、疲労予き裂性状も E 399 規格の判定条件を満足しておらず、形式的に求めた K_{Ic} の定量性には問題がある。応力拡大係数の解析を始めとして、サイドグループ付試験片や C N 試験片法の適用の可否等を含めて今後の詳細な検討が必要である。

(2) 破面観察 疲労予き裂先端近傍のフラクトグラフィ的観察結果を図 11(a) および (b) に示す。SiCw/7075-T6 についての結果である。マトリックスの未溶着部、ポイド等も一部観察されるが、いずれのフラクトグラフにおいても急速破壊領域は等軸状ディンプル破壊様相を呈しており、疲労予き裂領域とは明

図 8 K_{Ic} に及ぼすウィスカ体積含有率の影響 (SiCw/7075-T6)

図 9 K_{Ic} に及ぼす熱処理の影響 (2025 系)

図 10 巨視的き裂進展経路の模式図

図 11 疲労予き裂先端のフラクトグラフ

確に区別できる。しかし、破壊靱性を反映すると考えられる疲労予き裂先端の塑性鈍化・開口によって形成されるストレッチゾーンの存在は不明確である。ちなみに、限界き裂先端開口変位 $CTOD_c (\approx SZW_c) = K_{Ic}^2 / 2E\sigma_{ys}$ から計算される限界ストレッチゾーン幅 SZW_c は $1 \sim 3 \mu m$ となり、 K_{Ic} が小さいこともある。ウィスカ強化金属の破壊靱性の支配因子を考える上で破壊メカニズムについて今後の詳細な検討が必要である。

4. 結 言

ウィスカ強化アルミニウム合金について破壊靱性試験を実施し、 K_{Ic} の評価上の問題点について検討するとともに強度と破壊靱性に及ぼすウィスカ体積含有率および試験片採取方位の影響を明らかにした。得られた結果をまとめると以下のとおりである。

- (1) 破断ひずみが小さく破断延性に欠ける。特に、強度特性は製造欠陥等に敏感である。
- (2) ウィスカの配向性に起因して破壊挙動には顕著な異方性の影響がある。
- (3) ウィスカ体積含有率の増大に伴い引張強さは上昇するが、破壊靱性は逆に低下する。また、引張強さおよび破壊靱性のウィスカ体積含有率への依存性は採取方位によって異なる。
- (4) K_{Ic} には顕著な異方性があり、L-T方位の K_{Ic} はT-L方位のそれと比較して大きな値を示す。しかしながら疲労予き裂の導入が困難であり、混合

モード形破壊を呈しておりL-T方位の K_{Ic} の定量性については問題がある。

- (5) 疲労予き裂先端の塑性鈍化・開口により形成されるストレッチ・ゾーンは不明確である。

実験に協力された当時の千葉大学工学部の卒研究生、山崎秀一郎君(現(株)マツダ)に感謝する。なお、本研究の一部は、通産省工技院標準部から委託を受け、金属系新素材標準化調査研究委員会[(財)素形材センター内設置]の昭和62年度における調査研究の一環として行ったものである。同委員会の関係各位ならびに供試材を提供していただいた三菱重工(株)および三菱アルミニウム(株)に謝意を表す。

文 献

- (1) Crowe, C. R., Gray, R. A. and Hasson, D. F., *Proc. of ICCM-V*, (1985), 843.
- (2) Logsdon, W. A. and Liaw, P. K., *Eng Fract. Mech.*, 24-5(1986), 737.
- (3) Standard Test Method for PLANE-STRAIN FRACTURE TOUGHNESS OF METALLIC MATERIALS, ASTM E 399-83, *Annual Book of ASTM Standards*, Vol. 03.01 (1985), 680.
- (4) Nieh, T. G., Rainen, R. A. and Chellman, D. J., *Microstructure and Fracture in SiC Whisker Reinforced 2124 Aluminum composites*, 文献(1)の825ページ。
- (5) 坂本・ほか2名, 通産省次世代産業技術研究開発制度「複合材料」昭和62年度第1回複合材料総合調査研究委員会合同会議資料, (1987), 29.
- (6) 平野・ほか2名, 材料, 32-360(1983), 1018.
- (7) 平野・滝沢, 機論, 55-511, A(1989), 373.

討 論

〔質問〕 小 林 俊 郎〔豊橋技術科学大学〕

困難な実験を試みられており興味深く拝見した。以下の点をご教示願いたい。

(1) 図5と図6(a)を比較すると、 P_a の向上によりL-Tで K_{Ic} が大きくなると思うが、T-Lではき裂の安定成長があるように思われる。図11(倍率が不明)等との関連で、どう考えられるか。

(2) 図3(b)は欠陥がある場合を、また図4はその時の破面を示しているのか。Feは不純物としてAl中に存在する。おそらく粗大な針状Fe化合物が低延性の主因と思われるが、その防止対策があればご教示願いたい。

〔回答〕 (1) T-L方位で荷重の増加に伴い破壊が進行する、いわゆる安定破壊が介在することは本文中にも記したとおりである。ただし、3・3節フラクトグラフィ的観察で記述したとおり等軸状ディンプルが

支配的であり、安定破壊の介在を示すと考えられるテイヤードィンプルはほとんど観察されない。T-L方位でもウィスカのき裂進展阻止効果に起因するき裂進展の折れ曲がり、き裂の偏向等によりき裂進展抵抗が増大する結果としてき裂の安定成長が生ずるものと考えている。

(2) 図3(b)は表面製造欠陥を起点として破断した場合の σ - ϵ 曲線であり、図4は内部欠陥(金属間化合物など)を起点として破壊した試験片のマクロ的破面である。

ご指摘にもあるとおり、破断延性の低下の主たる原因は金属間化合物であり、欠陥状ウィスカの存在等であると著者らも考えている。ただし、ウィスカやマトリックス合金中に存在するFeを始めとするCr, Mn, Cu等のプロセス過程での金属間化合物の生成抑制策については明らかではなく、今後の課題である。