

機械技術研究所

千葉大学・学部学生

千葉大学・工学部

平野 一美

山崎 秀一郎

中沢 一

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材料である。中でも、ウィスカー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。

そこで本研究では、ウィスカー強化金属複合材料を対象とする破壊靱性試験法の開発およびその標準化と、高靱化メカニズムの探索を目的として、ASTM E 399 [1] に準拠した平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} 試験を実施した。破壊靱性評価の問題点について検討するとともに、 K_{Ic} に及ぼすウィスカー体積含有率および採取方位の影響等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 供試材および試験片形状・寸法

実験に供した材料は溶湯・押出成形された炭化ケイ素ウィスカー強化アルミニウム合金 $SiC_w/7075-O$ 、 $T6$ および $SiC_w/2025-T5$ 、 $T6$ である。ウィスカー体積含有率 V_f は、7075系については15~25%の範囲で変化させ、2025系については21.5%一定とした。その力学的性質を表1に示す。 $SiC_w/7075-T6$ について、金属顕微鏡観察結果を図1に示す。ウィスカーが押出し方向に優先的に配向している。成形時に生じたと思われるウィスカー自体の破断やキャビティ等は顕著には認められない。

用いた試験片はE399規格に準じたコンパクト (CT) 試験片であり、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. の厚さ10 mm である。採取方位は図2に示すようにL-TとT-Lの2通りとした。

2.2 試験方法

破壊靱性試験は、室温大気中においてE399に準拠した変位制御方式で行い、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_0 より、次式を用いて平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} を求めた。

表1 力学的性質

Materials	V_f	Ori.	σ_{ys} MPa	σ_{UTS} MPa	ϵ_f %
$SiC_w/7075-O$	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

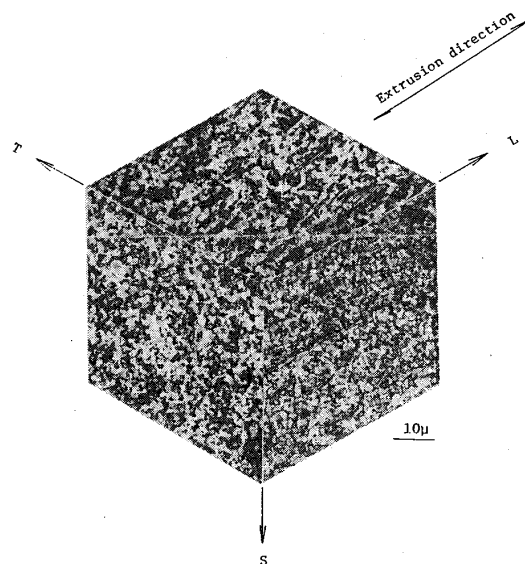
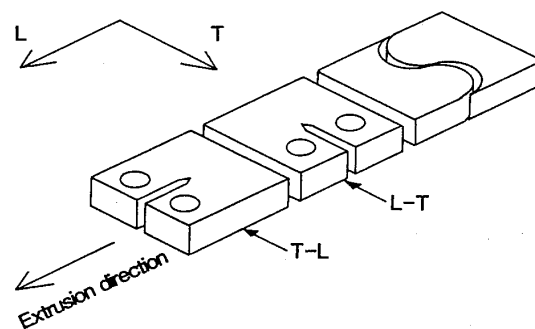
図1 金属顕微鏡写真 ($SiC_w/7075-T6$)

図2 試験片の採取方位

$$K_{Ic} = P_0 \cdot f(a/w) / B \cdot W^{1/2} \quad (1)$$

$$B, b, a \geq 2.5 (K_Q / \sigma_{YS})^2 \rightarrow K_Q = K_{IC} \quad (2)$$

$$P_{max} / P_Q \leq 1.10 \quad (3)$$

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 荷重-変位曲線

SiCw/7075-T6のT-L方位について、P-v曲線を図3に示す。制御方式にも関連するが、破壊開始に伴い、即不安定破壊に至らず、荷重の増加に伴い破壊が進行する、いわゆる安定破壊が顕著に介在する。ウィスカの配向性に起因して破壊挙動には顕著な採取方位依存性が存在する。また、ウィスカ体積含有率によっても異なり、 V_f の増大に伴う弾性率の上昇に起因して、P-v曲線の勾配は大きくなる。なお、P-v曲線に認められる初期折れ曲がりとは疲労予き裂の開閉口に起因する。

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、破壊荷重を含む破壊挙動はマトリックスの種類や熱処理によっても異なる。

3.2 破壊靱性

(1) ウィスカ体積含有率の影響

SiCw/7075-T6について引張強さ σ_{UTS} と破壊靱性 K_{IC} におよぼすウィスカ体積含有率 V_f および試験片採取方位の影響を図4に示す。いずれの採取方位においても V_f の増大に伴い σ_{UTS} は増加し、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%を超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、 $V_f \geq 20\%$ ではほぼ一定値を示している。

(2) 熱処理の影響

SiCw/7075-Oについて、 K_{IC} に及ぼす V_f の影響を図5に示す[2]。T6材と同様に、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、 K_{IC} は逆に低下する。しかし、T6材と比較してその減少は揺るやかである。つまり、マトリックスの強度レベルが高い程、静的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。押出し比等の製造プロセスのパラメータも関与していると思われる。

2025系について、 K_{IC} に及ぼす熱処理の影響を

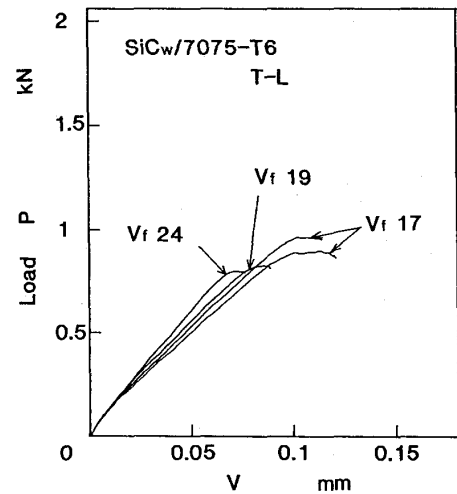


図3 荷重-変位曲線

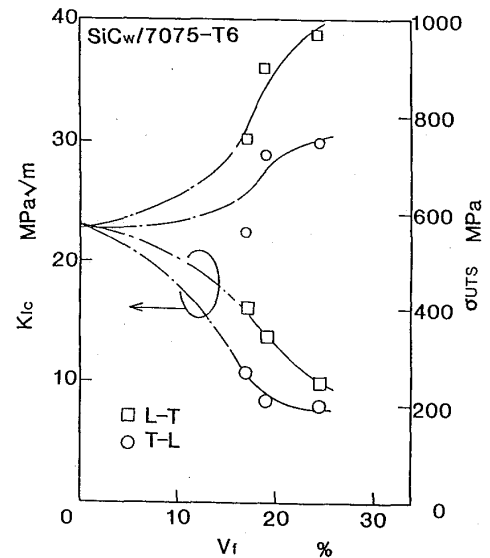


図4 K_{IC} に及ぼすウィスカ体積含有率の影響

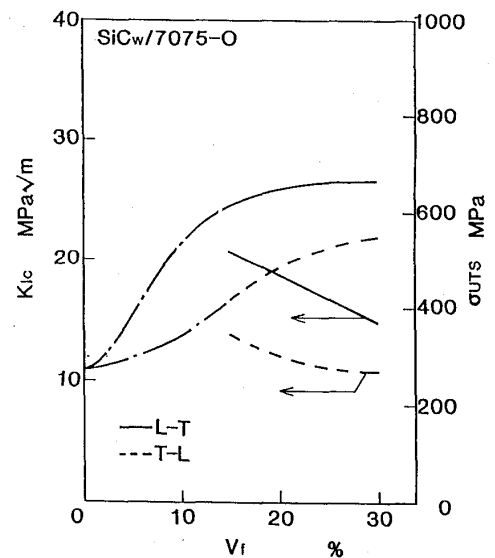


図5 K_{IC} に及ぼすウィスカ体積含有率の影響

図6に示す。T5、T6という熱処理の違いによる K_{Ic} の差異は顕著には認められない。

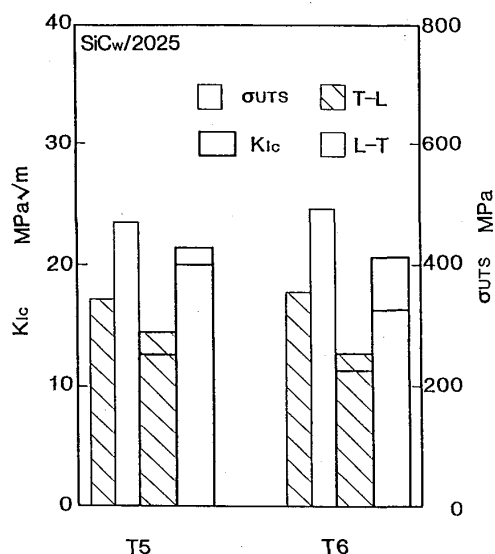


図6 K_{Ic} に及ぼす熱処理の影響(2025系)

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7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型破壊を呈している。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、混合モード型破壊を呈している。また、疲労予き裂性状もE399の判定条件を満足しておらず、形式的に求めた K_{Ic} の定量性には若干問題がある。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CN試験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) 微視的観察

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8(a)および(b)に示す。SiCw/7075-T6についての結果である。いずれのフラクトグラフにおいても急速破壊領域はディンプル破壊様相を呈しており、

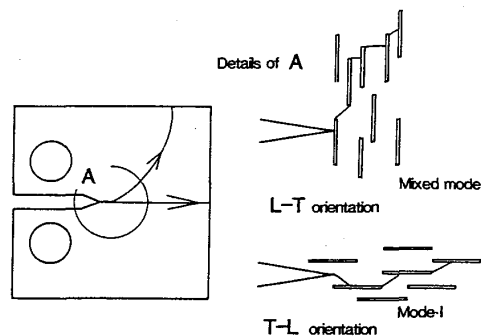


図7 巨視的き裂進展経路の模式図

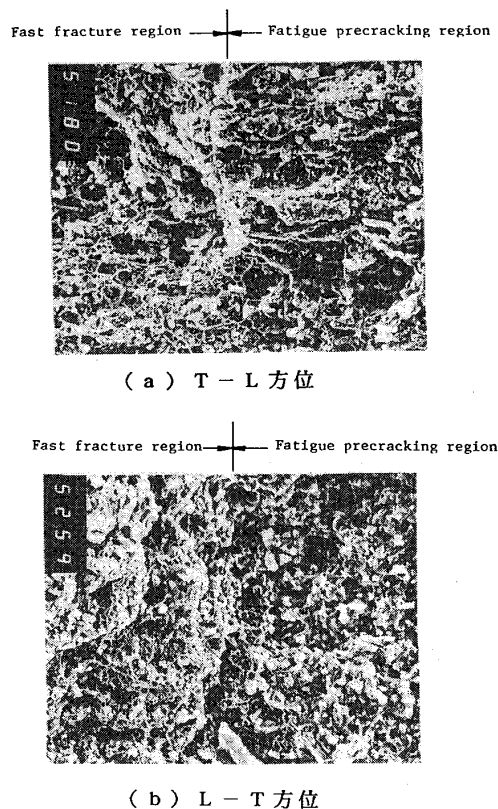


図8 疲労予き裂先端のフラクトグラフ

疲労予き裂領域とは明確に区別できる。しかし、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が不明確である。

4. 結 言

- (1) ウィスカー体積含有率の増大に伴い静的強度は向上するが、破壊靱性は低下する。
- (2) ウィスカーの配向性に起因して、強度および破壊靱性には顕著な異方性が存在する。
- (3) 熱処理の違いにより強度、破壊靱性のウィスカー体積含有率および採取方位依存性は異なる。
- (4) 破壊靱性試験片のフラクトグラフィ的特徴であるストレッチゾーンの存在は不明確である。

<謝辞>

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頂いた三菱重工(株)および三菱アルミニウム(株)に謝意を表す。

<参考文献>省略。