

# SEM 内塑性加工解析システム

丹羽直毅\*

## 1. 緒言

塑性加工における工作機械、工具、加工技術の最近の進歩には著しいものがある。塑性加工の対象となる素材も金属だけでなく、プラスチック、セラミックス、複合材料など多様化している。さらに、ダウンサイジングの指向も一段と強まり、難加工材の微細かつ高精度の加工に対するニーズも高まってきている。また、超塑性加工のように、今までにみられない材料特性を活用した新しい加工法も導入され、また、対応する素材の開発も盛んになっている。

塑性加工における仕上げ精度、加工の難易は、加工法と材料特性との関連において決定される。ここでは、材料に起因する要因も大きく、材料の被加工性の向上は、時間の節約、工具の節約、無人加工の促進など大きな利点をもたらす。したがって、材料特性、変形過程、工具、加工法の関係を明確にすることは、材料設計・組織制御さらに難加工材の塑性加工における工具設計、加工精度、加工能率の向上のための基礎的知見として有用であると考えられる。

本研究は、走査型電子顕微鏡 (SEM) 内で、塑性加工のシミュレーションを行なうための装置を試作すること、およびその変形過程の「連続的」直接観察により、加工工程における材料の変形を理解することを目的としている。

## 2. 実験方法

### 2.1 特徴

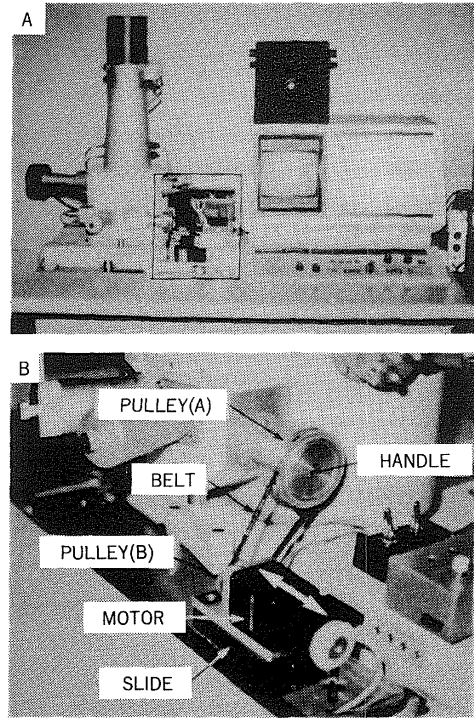
本研究の最大の特徴は、加工工程中における材料の変形を直接・連続に観察し、変形・破壊の機構を直接確認できることにある。しかし、この観察が有効となるためには、変形が平面歪的に進む試料の拘束条件を満たす設定をすることが望ましい。従って、加工法としては、打ち抜き、曲げ、切削、試験片としては、観察面に垂直な方向の厚さが十分大きいことなどが必要となる。本システムでは、現在のところ温度 (例えば、超塑性を利用した加工など) や、変形速度が強く支配する現象は、研究対象とすることができない。

また、本システムは、塑性変形における材料の微視組織に基づく破壊機構の解明には大変威力を発揮する。しかし、材料の破壊は、内部に起因することも多いので、表面での破壊機構がその材料における支配的機構であることを確認する必要がある<sup>1)</sup>。

これらの限界はあるものの、生じる現象を直接確認し明確にできることは、特に材料側から塑性加工を考える点において大変大きな意味を持っている。

### 2.2 実験装置

新しくステッピングモータを利用した変形制御装置を



A: SEM 外観 B: 駆動部  
図1 変形制御装置

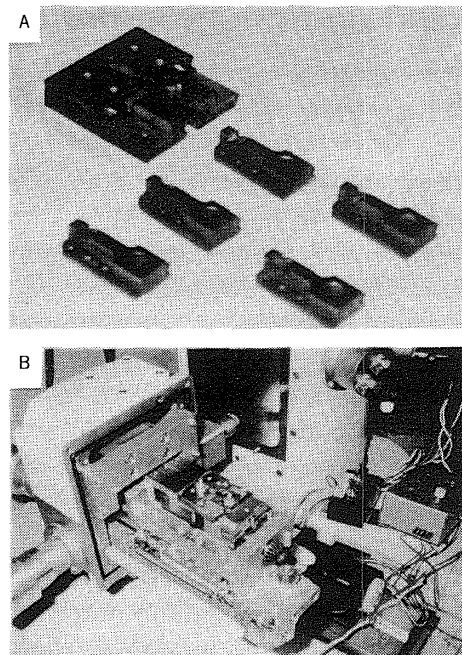


図2 打ち抜き用治具および治具を装着した SEM の変形用ステージ

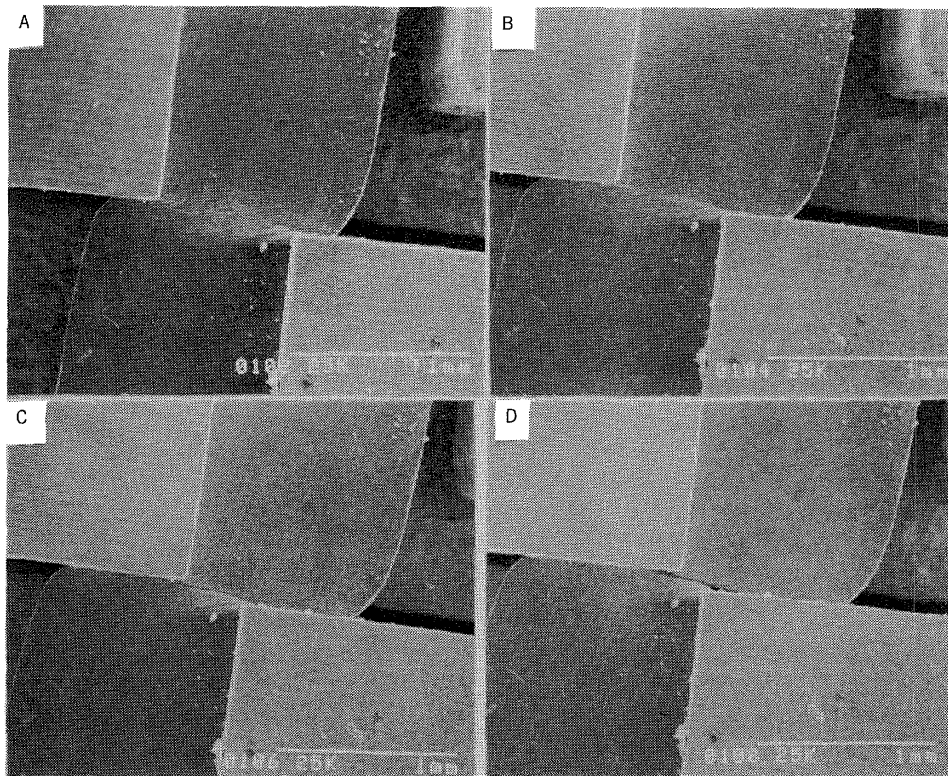


図3 純アルミニウムの打ち抜きにおける変形の巨視的様相

試作した(図1)。この制御装置により、従来手動により行っていたSEM内での変形を自動とし、さらに、一定速度での変形、変形速度を変化させること、検出荷重による変形の停止、反転が可能となるほど大幅に機能が向上した。走査型電子顕微鏡は、S-510(日立製作所)を用いた。

記録は、従来のCRT画面の写真撮影によるもの他に、テレビ信号をビデオテープに録画した。ビデオプリンタに出力することにより、シャッター速度最小1/30秒で現象をとらえることが可能であった。

図2に、試作した打ち抜き用の治具および治具を装着したSEMのステージの写真を示す。治具は、焼き入れしたSKD-11である。パンチは、すくい角0度、12度、26度のものを製作し用いた。

用いた試料は、主に純アルミニウム、シルミン(アルミニウム-11.7重量%珪素)、4-6黄銅、4-6鉛快削黄銅、マシナブルガラス、繊維強化金属基複合材料(炭化珪素繊維-アルミニウム(A1050)、炭素繊維-アルミニウム(A1080))である。

### 3. 結果

#### 3.1 打ち抜きにおける変形・破壊

図3および図4に、純アルミニウムとシルミンの打ち抜きにおける変形の観察結果を示す。純アルミニウムは、結晶粒界以外に不均一組織を形成する第二相を含んでいない。

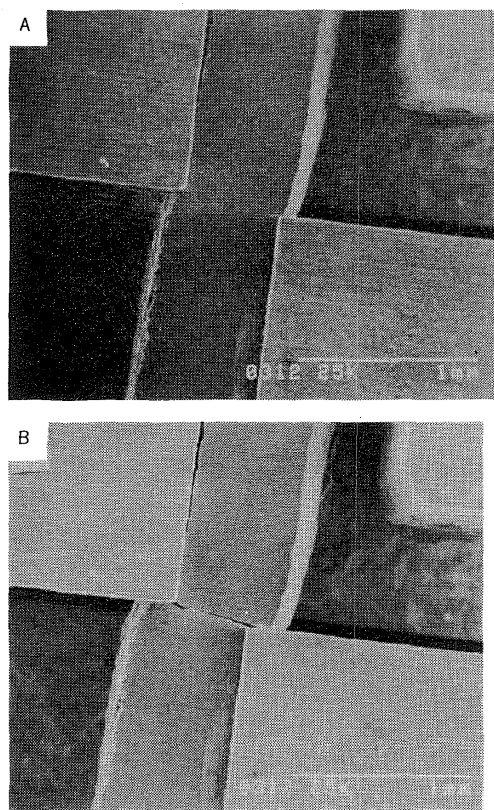


図4 シルミンの打ち抜きにおける変形の巨視的様相

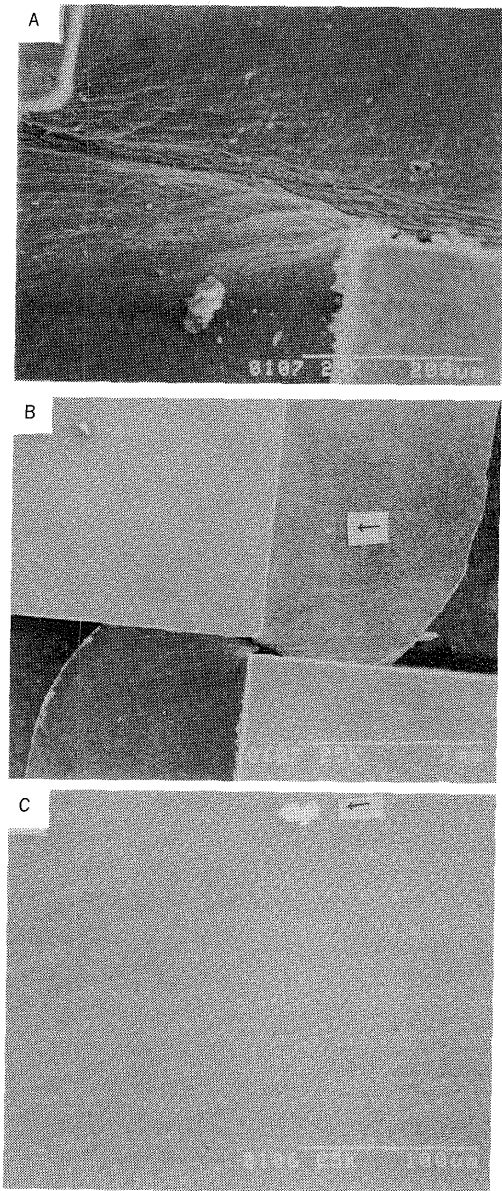


図5 純アルミニウムの打ち抜きのパンチ・ダイ間のすべり変形および塑性変形域

アルミニウムとシリコンは、常温で互いに固溶せず、用いたシルミンは共晶組成で、アルミニウムマトリックスにシリコンが晶出している共晶組織となっている。このシリコンは、マトリックスのアルミニウムに比較し、高い硬度と脆い性質を持つ第二相となっている。

図3-(A)から図3-(D)に、パンチの送りに伴う純アルミニウム試料の変形の巨視的様相を示した。破断までのパンチの送りが長く、試料に大きなだれが生じている。

図4-(A)と図4-(B)に、同じくシルミンにおけるパンチの送りと変形の巨視的様相を示した。図3の純アルミニウムに比較して、少ないパンチの送り量で試料が破断しており、さらに、試料のだれもわずかである。

図5-(A)に、図3-(A)のパンチ・ダイ間の高倍での観察結果を示す。すべり変形の跡が観察され、パンチ・ダイ間に強い塑性変形の集中が生じていることがわかる。また、図5-(B)に打ち抜き後の巨視的様相、図5-(C)にその高倍での観察結果を示したが、図5-(B)右側中央にある目印としたゴミの周辺まですべり帯が観察され、変形が及んでいることが分かり、パンチ・ダイ間にとどまらず広い範囲が塑性変形していることがわかる。

図6に、シルミンの打ち抜きにおけるパンチ・ダイ間の高倍での観察結果を示す。シルミンではパンチが試料に接触し、試料にせん断変形が生じると、パンチ・ダイ間の領域に微視き裂が生じ、パンチの進展に伴い成長している。純アルミニウムの場合(図5-(A))に比較し、き裂周辺の塑性変形の量も少ないことがわかる。

また、アルミニウムと同様に高い延性を示す黄銅とシルミンの場合とは逆に硬度が低く延性の高い分散相として鉛を含む鉛快削黄銅との比較においても、鉛快削黄銅では、破断になるまでのパンチを送る長さが短く、塑性変形がパンチとダイの間のクリアランスの領域に集中する。従って、試料のだれが少ないという結果が得られている。アルミニウム中のシリコンと同様に、鉛も銅、亜鉛とは固溶度を持たず弱い界面を持つ分散相として存在している。

マトリックスに第二相を分散させることにより加工性を付与した材料にマシナブルガラスがある。ただし、いまま

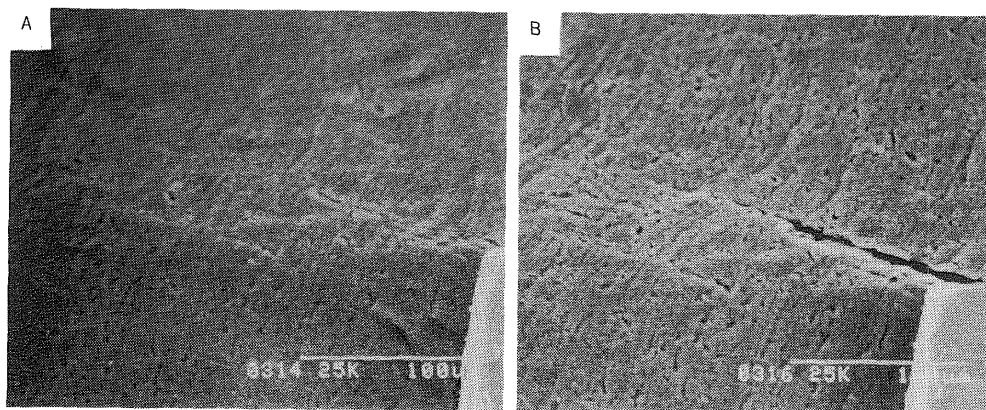


図6 シルミンの打ち抜きのパンチ・ダイ間における微視き裂の生成と成長



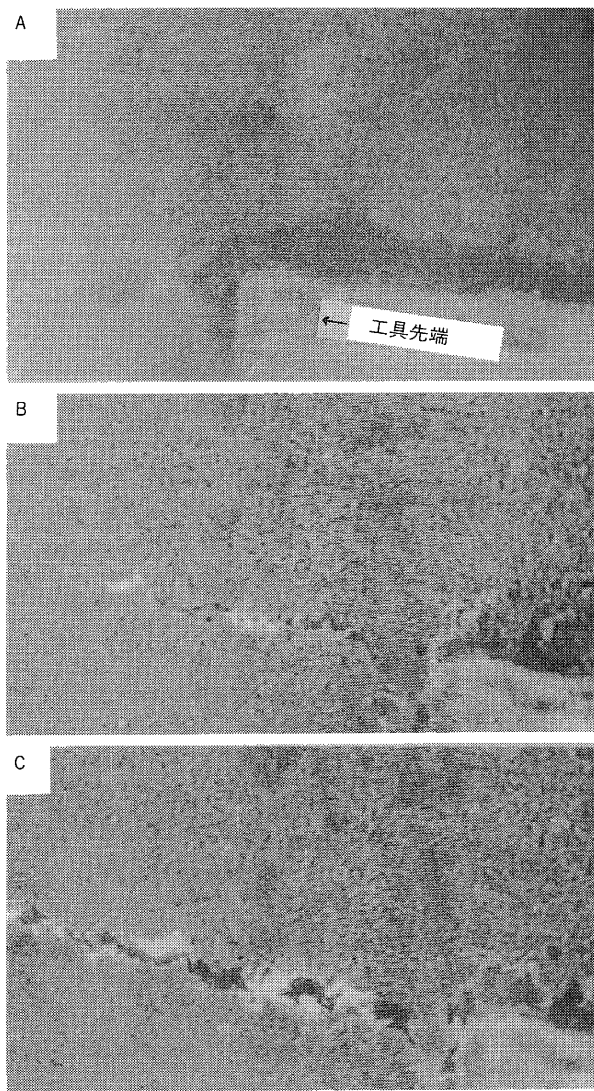


図7 工具先端のマシナブルガラス中のき裂

てみた材料とは異なり、脆性のマトリックスに脆性を示す別の相を分散させている。脆性材料は、通常き裂が一気に材料中を進展してしまうため機械加工は非常に困難である。また、一般のガラス系の材料の破壊過程をSEM内で直接観察することは、通常の方法では困難である。マシナブルガラスにおいても金属材料に比較し破壊の進展が急速であり、写真撮影することは困難であったので、テレビモードによる観察を行なった。図7に、工具先端のマシナブルガラス中に形成されたき裂の進展の様相を示す(この図は、ビデオ画像をビデオプリンタに出力したものである)。この図より、マシナブルガラスでは、シルミンに比較し変形のおよぶ領域は小さいものの、き裂自体微小な凹凸から構成されている。これは、ガラス中に分散した雲母結晶のへき開、界面の剥離による微視き裂の生成によるためであり、急速なき裂の伝播が妨げられるため全体が破壊することなく機械加工が可能になっているものと思われる。

### 3.2 曲げにおける変形・破壊

図8に、炭化珪素繊維強化アルミニウム複合材料の曲げにおける変形過程を示す。試料は、観察面内に繊維の長軸方向を持ち、繊維の長軸方向に対して垂直方向の曲げ変形を加えた。図8-(A)、(B)、(C)の試料変位は、各々0.6、1.2、1.6mmである。(A)では、繊維の破断、(B)では繊維破断部の開口、(C)では破断部の開口とともに炭化珪素繊維の新たな破断が生じている。(B)、(C)における繊維破断部の開口は繊維-マトリックス界面に沿ったきわめて狭い領域でのマトリックスの塑性変形によってもたらされている。このことは、繊維-マトリックス間の界面強度が高いことを意味していると考えられる。また、(C)において同一繊維の別の箇所にも破断が生じていることも、繊維マトリックス界面が剥離することなく、繊維が破断することによって歪を整合させているといえ、やはり高い界面強度を持つことを示しているといえる。

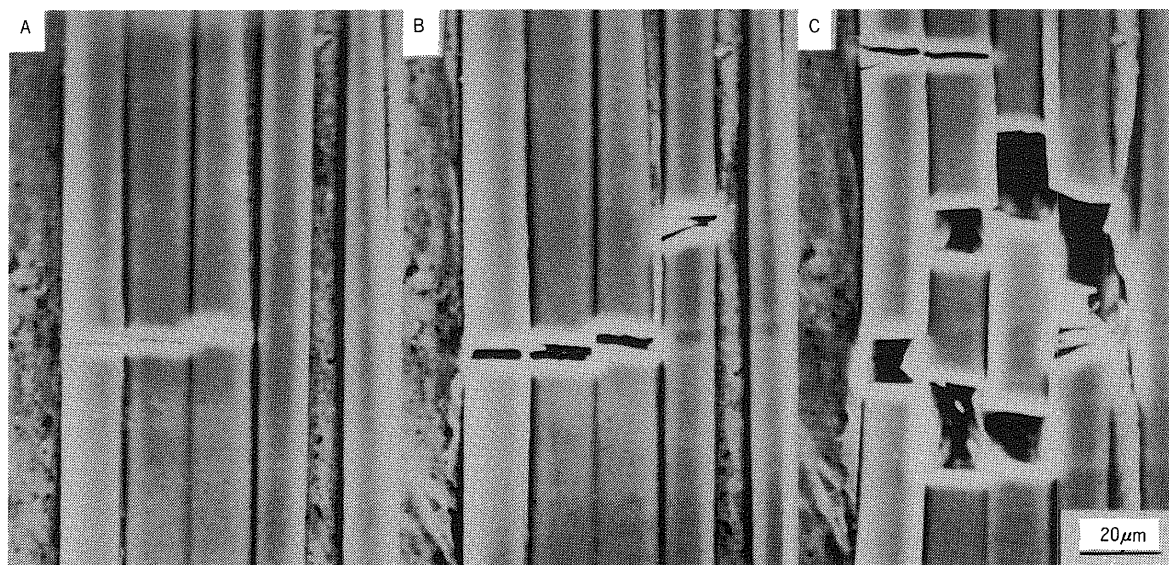


図8 炭化珪素繊維強化アルミニウム複合材料の変形過程(引張り応力は、繊維の長軸方向)

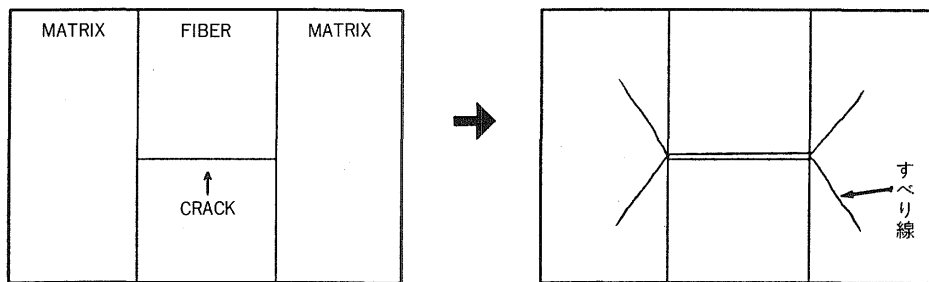
繊維破断およびその開口における繊維近傍のマトリックスの変形には、3種類の形態が観察された(図9)。これらは、繊維間のマトリックスの結晶方位、拘束条件等によって変わるものと考えられる。また、繊維が密集している領域で破断した繊維の割合が多かったがこれは、マトリックスの塑性変形による応力の緩和が少ないためと考えられる。

図10に、図8の試料と同じ炭化珪素-アルミニウム繊維強化複合材料の曲げにおける変形を示す。試料は、SEM観察面内に繊維断面を持つ。図10の(A)、(B)、(C)、(D)の試料変位は、各々0、0.2、0.4、0.6mmであった。(B)では、マトリックスにすべり帯が観察される。(C)では、すべり変形が増加し、さらに、すべり変形が集中している領域内に存在する近接した繊維間に微視き裂が形成されている。(D)では、微視き裂との結合によりき裂が進展している。図8における破壊機構は、主き裂前方での繊維の脆性的破断による微視き裂形成とマトリックスの塑性

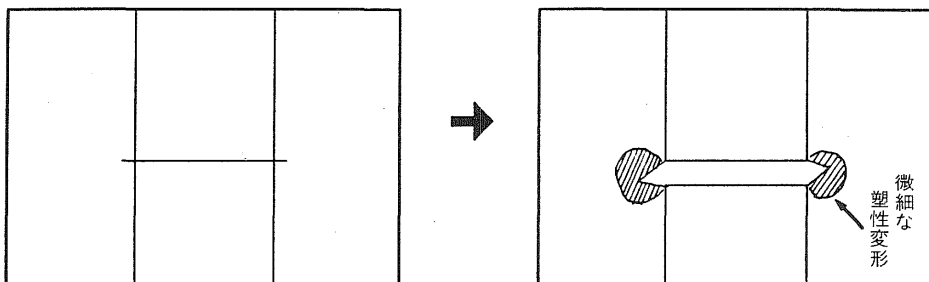
変形集中によるそれらの微視き裂の結合によるき裂の進展であったが、図10に示した負荷条件では、繊維自体の破壊ではなく主き裂前方の繊維近傍において微視き裂が形成されていることが大きく異なっている。この図で、すべり変形が集中した領域の両側に存在する繊維(図中の●印5本および○印2本)間の相対的位置は●印同士、○印同士では変形開始(A)からき裂進展(D)までほとんど変形していない。すなわち変形がこの●印と○印の繊維群の間に集中して生じたことを示している。

図11に、炭素繊維強化アルミニウム複合材料の曲げにおける変形を示す。試料は、図10の場合と同様SEM観察面内に繊維断面をもつ。図11の(A)、(B)、(C)、(D)の試料変位は、各々0.42、0.43、0.45、0.47mmであった。(A)では、繊維マトリックス界面での剝離により微視き裂が形成されている。さらに、(B)から(C)へと界面剝離による微視き裂が増加し、(D)では、連結してき裂が形成されている。

**A** 繊維破断部から2方向(又は4方向)にすべり線が走る。



**B** マトリックスまで突き進んだクラックが鈍化する。



**C** 繊維破断から界面近傍を繊維長軸方向に添ってマトリックスが塑性変形する。

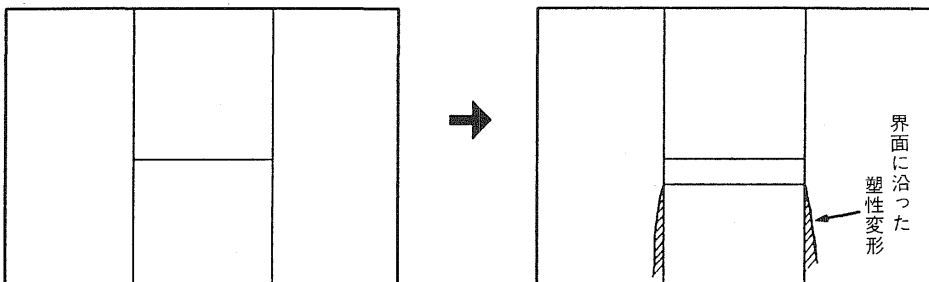


図9 炭化珪素繊維強化アルミニウム複合材料の繊維破断・開口に伴う塑性変形(引張り応力は、繊維の長軸方向)

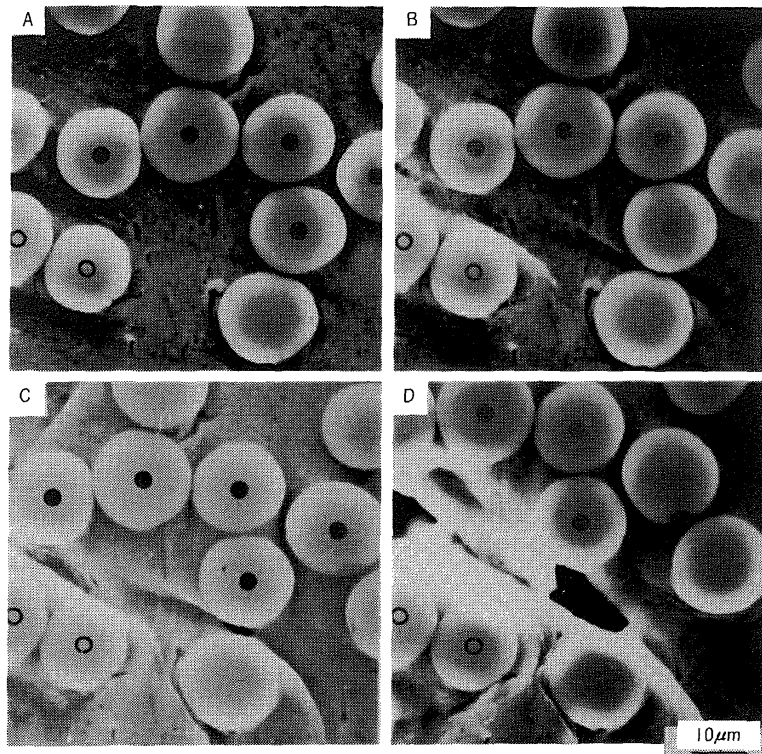


図10 炭化珪素繊維強化アルミニウム複合材料の変形過程(SEM 観察面内に繊維断面)

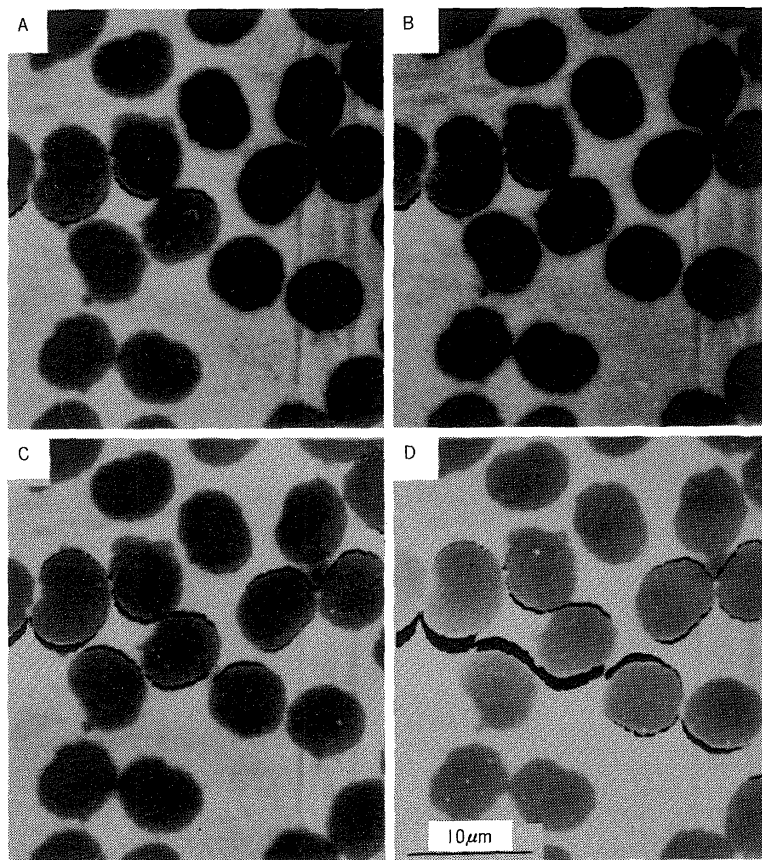


図11 炭素繊維強化アルミニウム複合材料の変形過程 (SEM 観察面内に繊維断面)

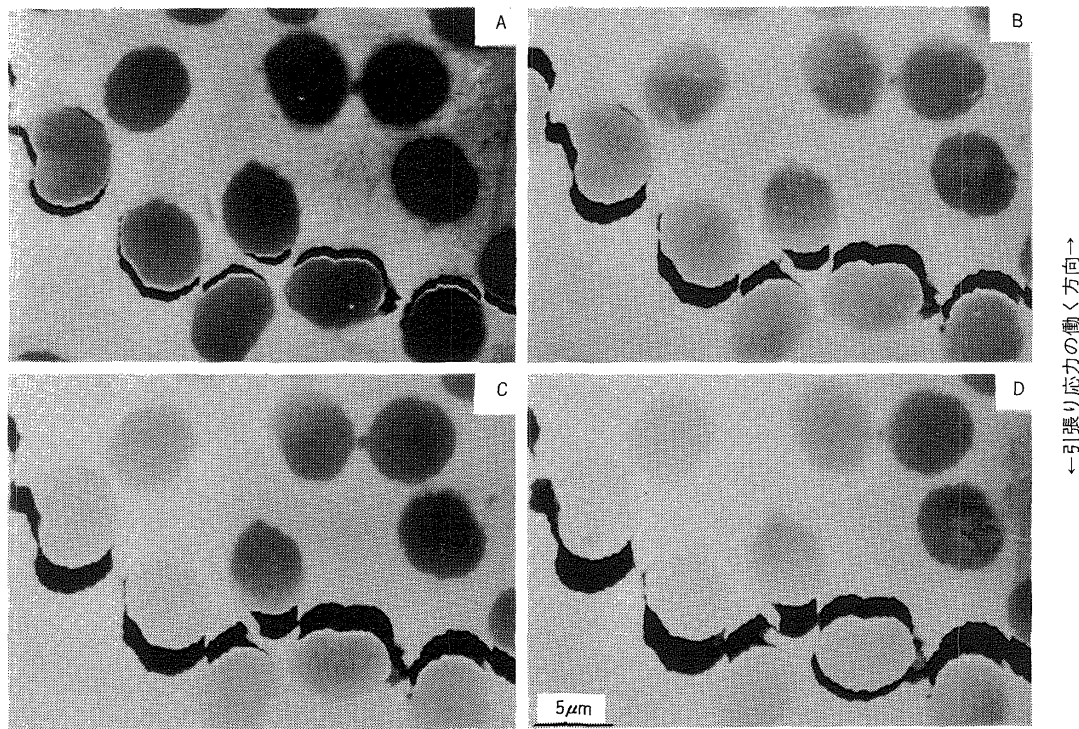


図12 炭素繊維強化アルミニウム複合材料の変形過程 (SEM 観察面内に繊維断面)

この界面剥離による微視き裂の連結の過程の観察結果を図12に示す。図12の(A)、(B)、(C)、(D)の試料変位は、0.38、0.39、0.40、0.41mmである。この図から界面剥離による微視き裂の連結は、最近接繊維間のマトリックスの局所的な変形の集中による破壊によってもたらされていることがわかる。炭素繊維とアルミニウムの濡れ性を改善する目的で、予め炭素繊維にCVDにより(Ti、B)コーティングを施してあるが、炭化珪素-アルミニウム繊維複合材料の場合に比較し低い界面強度しかもっていないことが明らかである。従って、本材料の塑性変形能を向上させるには、界面強度の増加を図るとともに、繊維間の分布を均一にすることにより変形の集中を緩和することも重要である。

#### 4. まとめ

SEM内その場観察用打ち抜き治具、三点曲げ治具を試作し、第二相を含む材料の変形過程の連続的な観察に成功した。

#### 5. 謝辞

本研究は、財団法人天田金属加工機械技術振興財団の平成元年度研究助成によっておこなわれたものであり、今後の研究進展のための基盤を整備することができたことに対し財団に心より御礼申し上げます。

また、マシナブルガラスは、東京大学工学部材料系学科の牧島亮男教授よりご提供いただいたものでここに記して感謝いたします。

#### 参考文献

- 1) Ti-13V-11Cr-3Al合金の変形・破壊過程のSEM内その場観察；丹羽直毅：鉄と鋼、78(1992)、p.673
- 2) 電顕内その場観察による快削黄銅の切削過程の組織学的研究；平尾柱一他：伸銅技術研究会誌第31回講演集(1992)、p.8
- 3) FRMの切削機構；新井実他：軽金属学会第82回春期大会概要集、p.15