

# Tomographische Analyse der Schädigungsentwicklung bei der Ermüdung eines partikelverstärkten Al-Matrix-Verbundwerkstoffes

D. Tolnai<sup>1</sup>, A. Borbély<sup>2</sup>, H. Biermann<sup>3</sup>

<sup>1</sup> Eötvös Loránd Universität, Physikalisches Institut, Budapest (derzeit: an der Institut für Werkstoffwissenschaft und Werkstofftechnologie, Technische Universität Wien, Österreich).

<sup>2</sup> Max-Planck Institut für Eisenforschung GmbH, Düsseldorf.

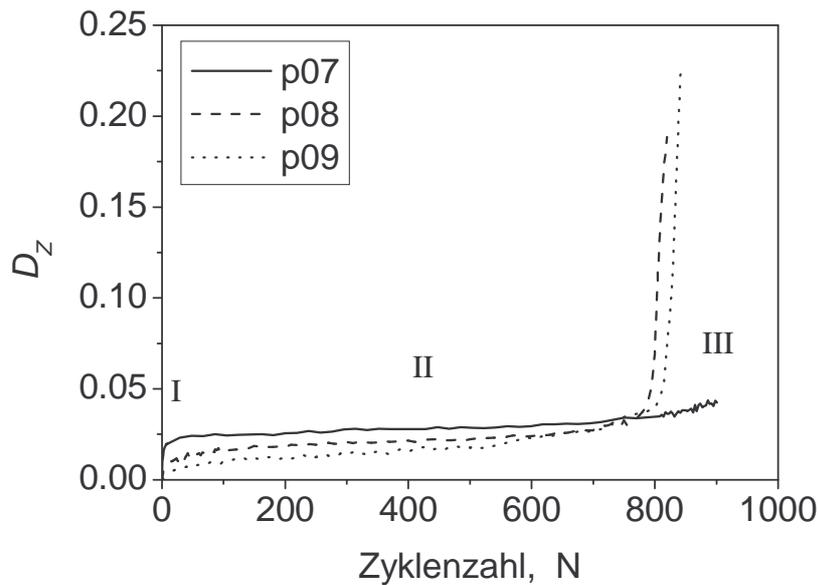
<sup>3</sup> Institut für Werkstofftechnik, Technische Universität Bergakademie Freiberg, Freiberg.

## 1 Einführung

Der zeitliche und örtliche Verlauf der Schädigungsentwicklung von Proben eines mit Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Partikeln verstärkten Al-Matrix-Verbundwerkstoffes (AA6061-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-20p-T6), der durch eine LCF-Ermüdungsbeanspruchung hervorgerufen wird, wurde durch verschiedene Methoden experimentell ermittelt. Zur Anwendung kam einerseits die Analyse der Änderung der elastischen Nachgiebigkeiten, die in den Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurven nach den Lastumkehrpunkten im Zuge der Wechselverformung auftreten, andererseits wurden ausführliche mikrotomographische Untersuchungen mittels Synchrotronstrahlung an Proben in verschiedenen Stadien der Ermüdungslebensdauer durchgeführt. Die tomographischen Untersuchungen ergänzen die integralen Aussagen der Nachgiebigkeitsmessungen: Es ist deutlich zu erkennen, dass die Schädigung zunächst entlang der gesamten Messlänge wie auch über den Probenquerschnitt homogen auftritt. Dies trifft weitgehend auch noch auf eine späte Lebensdauer von ca. 80 % der Bruchzyklenzahl zu. Danach kann deutlich die Schädigungslokalisierung ermittelt werden, die auch eindeutig am Rand der Proben beginnt. Die Messungen wurden durch Modellierungen der Schädigung mit einem Finite-Elemente-Modell ergänzt.

## 2 Wechselverformung

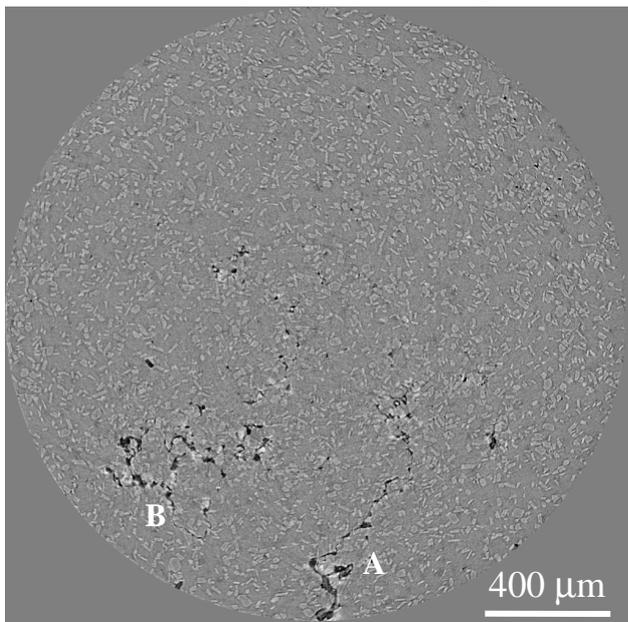
Proben des Werkstoffes AA6061 mit 20 vol.% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Partikeln (DURALCAN, stranggepresst) mit einem Durchmesser von 2 mm in der Messlänge wurden bei 160°C bis zum Erreichen der maximalen Härte ausgelagert (T6-Zustand). Die zyklische Druck-Zug-Verformung erfolgte bei Raumtemperatur mit konstanter Dehnungsamplitude von  $\Delta\varepsilon_{ges} / 2 = 0.004$  (R= -1). Die elastische Nachgiebigkeit der Proben wurden aus den Entlastungsästen der Spannungs-Dehnungs-Hysteresekurven durch Auswertung der Steigung ermittelt [1]. Der Schädigungsparameter  $D_Z$  ergibt sich dann aus der relativen Änderung der Probensteifigkeit  $D_Z = \Delta E/E$  (mit E: E-Modul), ermittelt nach dem Zug-Umkehrpunkt der Spannung. Die Auswertungen zeigen drei Stadien der Schädigung des untersuchten MMCs während einer Wechselverformung. Wie Bild 1 zeigt, ergibt sich zunächst im Bereich I eine Zunahme des Schädigungsparameters (von etwa 1 - 2 %). Im zweiten Stadium tritt über den größten Lebensdauerbereich von ca. 70 % der Bruchzyklenzahl nur eine geringe weitere Schädigung auf. Im dritten Stadium wird ein Makroriss erzeugt, der zu einem schnellen Anstieg des Schädigungsparameters  $D_Z$  und anschließend zur Bruch der Probe führt.



**Bild 1:** Änderung des Schädigungsparameters  $D_z$  als Funktion der Zyklenzahl für drei untersuchte Proben. Proben p08 und p09 sind gebrochen bei 830, bzw. 841 Zyklen. Probe p07 ist ungebrochen und hat im letzten untersuchten Zustand 930 Zyklen.

### 3 Mikrotomographie

Um das makroskopische Schädigungsverhalten der Proben erklären zu können, wurden mikrotomographische Untersuchungen am Europäischen Synchrotron-Speicherring (ESRF) in Grenoble durchgeführt. Die Proben wurden mit einer Strahlung von 20 keV durchstrahlt und etwa 900 Projektionen gespeichert, die als Basis der Rekonstruktion dienten. Die Pixelgröße des CCD-Detektors war  $1,9 \mu\text{m}$ . Tabelle 1. zeigt die Zustände die mittels Tomographie untersucht worden.



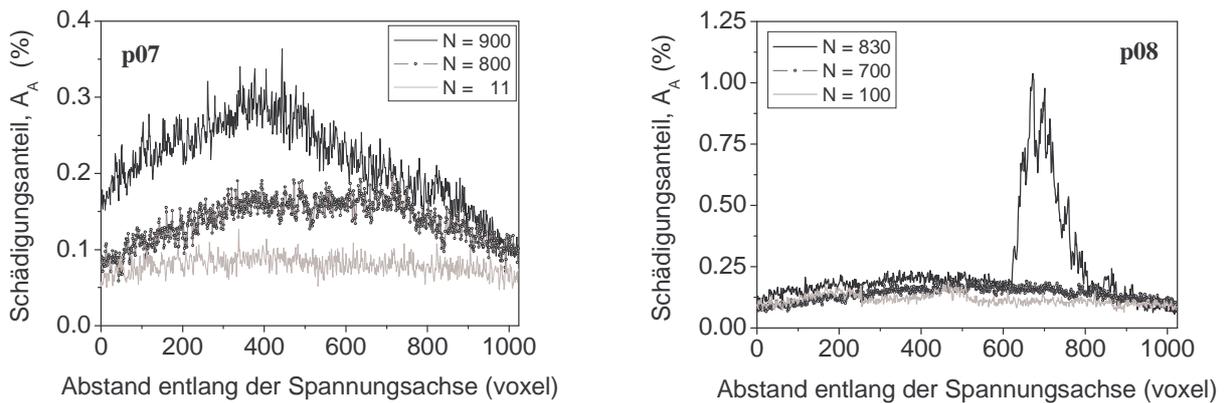
**Bild 2:** 2D Schnitt senkrecht zur Probensachse, im Bereich der maximalen Schädigung. Probe p08, Zyklenzahl 830, Probe gebrochen.

Tabelle 1. Untersuchten Proben und Verformungszustände (in Zyklenzahl)

Probe	Zustand 1	Zustand 2	Zustand 3
p07	11	800	900
p08	100	700	830
p09	501	806	841

Bild 2 zeigt einen auf der Spannungsachse senkrecht liegenden Schnitt aus einer dreidimensionalen Rekonstruktion. Die schwarz erscheinenden, geschädigten Bereiche sind leicht zu erkennen. Die tomographische Rekonstruktion zeigt die Existenz von mindestens zwei Makrorissen „A“ und „B“. Beide sind in Kontakt mit der freien Oberfläche der Probe.

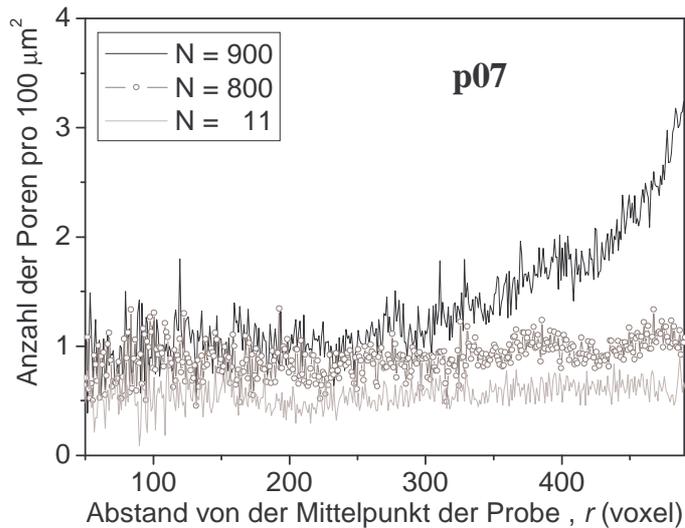
Laut der Theorie der isotropen Schädigung von Lemaitre und Chaboche [2] ist der Schädigungsparameter  $D_Z$  gleich mit dem Flächenanteil  $A_A$  der geschädigten Bereiche über dem Querschnitt der Probe. Bild 3 zeigt die Verteilung des Schädigungsanteils  $A_A$  bestimmt aus den rekonstruierten Schichten der Tomographie quer zur Richtung der äußeren Spannung für die Proben p07 und



**Bild 3:** Verteilung des Flächenanteils der beschädigten Bereiche entlang der äußeren Spannungsachse

p08 bei verschiedenen Zyklenzahlen. Man kann erkennen, dass die homogene Schädigungsverteilung, die am Anfang des Versuchs ( $N = 11$ ) in der Probe p07 existiert, mehr und mehr lokalisiert wird. Probe p08 weist die Existenz eines Makrorisses auf, in dessen Umgebung der Schädigungsanteil sehr hoch gestiegen ist. Den Vergleich des Schädigungsanteils  $A_A$  mit dem Schädigungsparameter  $D_Z$  (Bild 1) laut der Theorie von Lemaitre and Chaboche [2] ergibt, dass die mikro-tomographische Auswertung die globale Schädigung unterschätzt, die kann den Anfangsanstieg des Schädigungsparameters  $D_Z$  von etwa 1-2% nicht erklären. Grund dafür ist die begrenzte Auflösung der Tomographie von nur  $2 \mu\text{m}$ . Laut Schallemissionsmessungen von Vinogradov [3] treten zu Beginn der Wechselverformung Schädigungsereignisse mit höheren Amplituden auf, die auf Partikelbruch hinweisen. Weil die tomographischen Untersuchungen im entlasteten Zustand der Proben durchgeführt wurden, konnten nur wenige gebrochene Partikel festgestellt werden. Die Schädigung, die die Tomographie nachweist, beschränkt sich daher nur auf die Matrix.

Bild 4 zeigt die Verteilung der Anzahl der geschädigten Bereiche (Mikrorisse) pro  $100 \mu\text{m}^2$  entlang des Radius der Probe. Einen ähnlichen Verlauf zeigt auch der lokale Schädigungsanteil. Es ist zu erkennen, dass während der längeren Versuchsdauer der Probe p07 (Bereich II, von Zyklenzahl 11 bis 800) die neu entstehende Schädigung homogen über dem Probenquerschnitt verteilt



**Bild 4:** Verteilung des lokalen Schädigungsanteils entlang des Radius der Probe

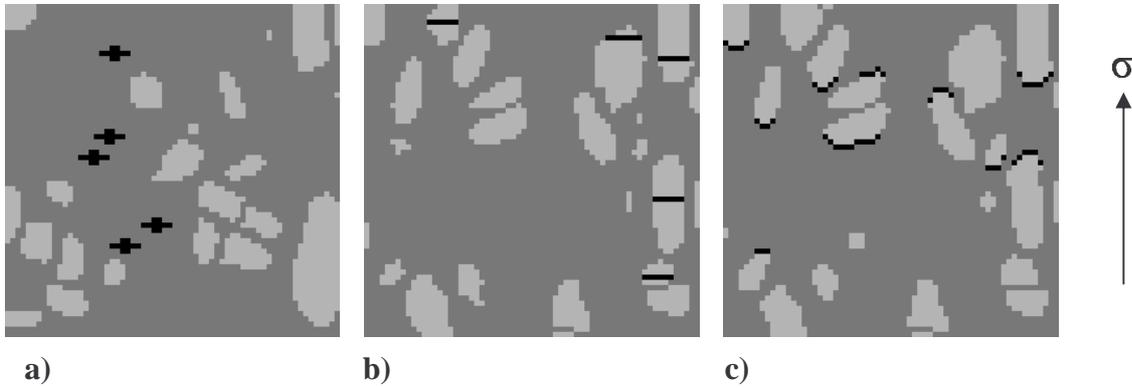
ist. Aus dem Standpunkt einer statistischen Theorie bedeutet das, dass der Ort des neu entstehenden Risses willkürlich gewählt sein kann. Im Bereich III ( $N = 900$ ) ist die Schädigung bevorzugt an der Probenoberfläche lokalisiert, wo die Wahrscheinlichkeit, dass ein neuer Riss entsteht, exponentiell mit dem Radius wächst. Deswegen ist zu erwarten, dass die Mikrorisse zuerst an der Probenoberfläche zusammenwachsen, wo auch der Makroriss entsteht. Daraus erfolgt auf natürliche Weise die Erklärung eines empirischen Befundes, dass der Makroriss praktisch immer an der Probenoberfläche entsteht.

#### 4 Berechnung des Schädigungsparameters $D_z$ mittels Finiten Elemente

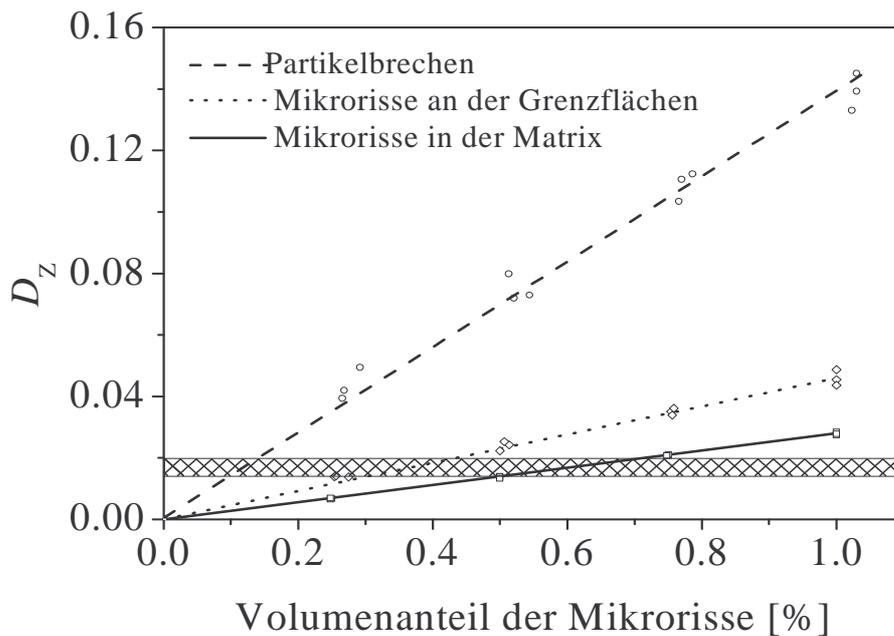
Um die Ergebnisse der Schallemissionsmessungen zu überprüfen wurde eine Modellierung der elastischen Eigenschaften des MMCs mittels Finite Elemente (FE) durchgeführt. Die tomographische Aufnahme bietet die Möglichkeit, Volumina aus dem realen Gefüge auszuwählen, sie zu vernetzen und schließlich ihre elastischen Eigenschaften numerisch zu berechnen. Wir haben die Berechnungen unter drei unterschiedlichen Annahmen für die Lage der Schädigung durchgeführt:

- a) Mikrorissentstehung in der Matrix,
- b) Partikelbruch und
- c) Dekohäsion von Partikel-Matrix-Grenzflächen.

Aus den tomographischen Rekonstruktionen wurden immer Volumina ohne Schädigung ausgewählt und die entsprechende Schädigungsart nachträglich im Modell eingebaut. Bild 5 zeigt 2D Schnitte aus Modellen für die Untersuchung des Einflusses der Mechanismen a), b) und c).



**Bild 5:** 2D Schnitte aus Modellen für die Untersuchung der Schädigungsmechanismen a) Mikrorisse in der Matrix, b) Partikelbruch und c) Dekohäsion von Partikel-Matrix-Grenzflächen. Der Pfeil zeigt die Richtung der angelegten Spannung in den Fällen b) und c). Im Fall a) liegt die Spannungsachse senkrecht auf dem Bild.



**Bild 6:** Schädigungsparameter  $D_Z$  als Funktion der verschiedenen Schädigungstypen und dessen Volumenanteil. Das schattierte Gebiet zeigt die Schädigung im Bereich I der Wechselverformung.

Die Ergebnisse der FE Berechnungen sind in Bild 6 dargestellt. Im Fall aller Mechanismen wächst der Schädigungsparameter  $D_Z$  linear mit dem Volumenanteil der Schädigung. Den kleinsten Einfluss auf die elastischen Eigenschaften des Verbundes haben die Mikrorisse in der Matrix. Die Dekohäsion von Partikel-Matrix-Grenzflächen hat einen etwas stärkeren Einfluss, aber keiner von beiden Mechanismen kann den raschen Anstieg der  $D_Z$  im Bereich I am Anfang der Wechselverformung erklären. Einen Anstieg der  $D_Z$  von etwa 2 % benötigt einen Volumenanteil der geschädigten Bereiche von etwa 0,3 - 0,5 %, aber so viel Schädigung haben die tomographischen Aufnahmen nicht gezeigt. Am Anfang der Verformung war der gesamte Schädigungsvolumenanteil nur 0,08 %. Daher wird der Partikelbruch mit einer sehr hohen Wahrscheinlichkeit für die Schädigung verantwortlich sein. Die FE-Rechnungen zeigen, dass ein kleiner Anteil der gebrochenen Partikel zu einem schnellen Anstieg der  $D_Z$  führen kann. Da die länglichen Partikeln die

Kraft tragende Phase im Verbund sind, hat deren Bruch einen größeren Einfluss auf das elastische Verhalten des Verbundes als die Bildung kleinerer Poren in der Matrix.

## 5 Zusammenfassung

Die entstehende Schädigung während der Wechselverformung eines partikelverstärkten Metall-Matrix-Verbundwerkstoffes wurde makroskopisch mittels der Messung der elastischen Nachgiebigkeit und mikroskopisch durch Mikrotomographie untersucht.

Die Auswertungen der tomographischen Aufnahmen weisen auf eine homogene Verteilung der Schädigung in den Bereichen I und II der Lebensdauer hin. Im Bereich III entstehen Makrorisse, die im Kontakt mit der freien Oberfläche der Probe sind.

Die begrenzte Auflösung der Mikrotomographie von 2  $\mu\text{m}$  ergibt  $< 0,3$  vol% Poren gegenüber den Ergebnissen der Schädigungsmessung von 1-2%. Dieses Auflösungsvermögen war nicht ausreichend, um den makroskopischen Befund auf Basis der Mikrostruktur komplett erklären zu können. FE Modellberechnungen mit verschiedenen Schädigungstypen zeigen, dass Partikelbruch der wahrscheinlichste Schädigungsmechanismus im Bereich I am Anfang der Wechselverformung war.

## 6 Danksagung

Die Autoren A. B. und H. B. bedanken sich für die finanzielle Unterstützung des Forschungsvorhabens Az. I/76 900 bei der Volkswagen Stiftung.

## 7 Literatur

- [1] H. Biermann, M. Kemnitzer und O. Hartmann. *Mater. Sci. Eng.* **2001**, A319-321, 671-674.
- [2] J. Lemaitre, J.-L. Chaboche, *Mechanics of Solid Materials*, Cambridge Univ. Press. 1990.
- [3] H. Biermann, A. Vinogradov, O. Hartmann, *Z. Metallkd.* **2002**, 93, 719-723.
- [4] [www.esrf.eu](http://www.esrf.eu)