

# Rißausbreitung in Hartmetallen unter monotoner und zyklischer Belastung

B. Schultrich, K. Klauf, G. Gille

## 1. Einleitung

Hartmetalle sind charakteristische Vertreter spröde-duktiler Verbundwerkstoffe, bei denen die makroskopische Verformbarkeit durch ein zusammenhängendes Gerüst der festen Komponente stark eingeschränkt ist. Sie bestehen aus einer dominierenden Hartstoffphase (z. B. WC) und geringeren Volumenanteilen  $\nu \approx 5 \dots 40\%$  einer metallischen Binderphase (z. B. Co). Diese pulvermetallurgisch hergestellten Materialien sind sehr feindispers: Für die mittleren Hartstoffkorngrößen  $\bar{d}$  bzw. die Binderweglängen  $\bar{\lambda} = \bar{d}/(1-C) \cdot \nu/(1-\nu)$  gilt  $\bar{d} \approx 1 \dots 5 \mu\text{m}$ ,  $\bar{\lambda} \approx 0,1 \dots 1 \mu\text{m}$ . (Hierbei charakterisiert die Kontinuität C als relativer Flächenanteil der Hartstoffkontakte die Ausbildung des Hartstoffgerüsts.) Die als bruchauslösende Defekte wirkenden Poren, Strukturinhomogenitäten usw. sind mit  $30 \dots 100 \mu\text{m}$  viel größer als diese charakteristischen Strukturlängen. Das Bruchverhalten kann deshalb aus der Untersuchung der Ausbreitung makroskopischer, künstlicher Anrisse erschlossen werden.

## 2. Experimentelle Untersuchung der Rißausbreitung

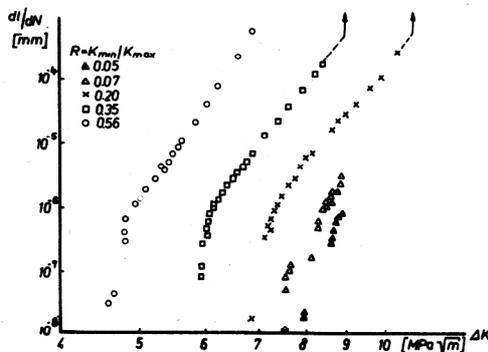
Die Proben eines breiten Spektrums von WC-Co-Hartmetallen ( $\nu = 10 \dots 40\%$ ,  $\bar{d} = 1 \dots 10 \mu\text{m}$ ) wurden elektroerosiv gekerbt und mit einem Ermüdungsanriß versehen. Die weitere Ausbreitung  $l(N)$  des Risses unter zyklischer Beanspruchung wurde mittels der von Schläpfer [1] entwickelten Einrichtung verfolgt. Anschließend wurde der so gebildete Anriß zur Bruchzähigkeitsbestimmung

in Dreipunktbiegung genutzt. In Abhängigkeit von der Belastungshöhe lassen sich drei charakteristische Bereiche unterscheiden (Bild 1):

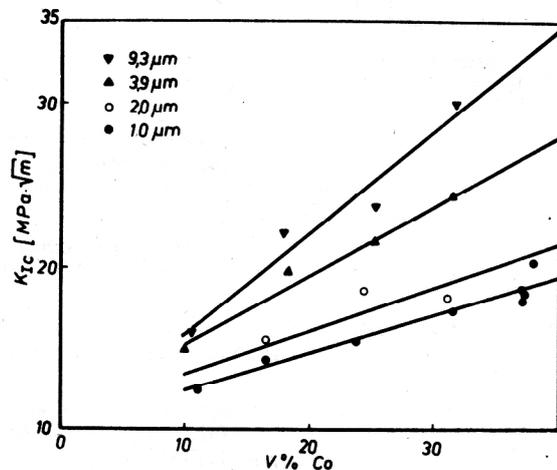
- I) Schwellwertbereich mit  $dl/dN \leq 10^{-9} \text{ m/LW}$  für  $\Delta K < \Delta K_s$ ,
- II) Bereich der stabilen Ermüdungsrißausbreitung mit  $dl/dN = 10^{-9} \dots 10^{-6} \text{ m/LW}$  für  $\Delta K > \Delta K_s$  und  $K_{\text{max}} < K_c$ ,
- III) Bereich des instabilen Bruches mit  $dl/dN \geq 10^{-6} \text{ m/LW}$  für  $K_{\text{max}} \approx K_c$ .

## 3. Bereich III: Instabile Rißausbreitung und Bruchzähigkeit

Die experimentell für WC-Co-Hartmetalle ermittelten Bruchzähigkeiten liegen zwischen  $10$  und  $30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Sie wachsen mit steigendem Bindergehalt  $\nu$  und wachsender Karbidkorngröße  $\bar{d}$  (Bild 2). Diese geometrischen Abhängigkeiten können näherungsweise in einer universellen Abhängigkeit  $K_c \approx (7 + 11\sqrt{\bar{\lambda}/\mu\text{m}}) \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  von der mittleren Binderweglänge  $\bar{\lambda}$  zusammengefaßt werden. Die hierbei ablaufenden Bruchprozesse lassen sich auf zwei Grundvorgänge zurückführen [2]: 1) das Aufreißen des Binders vor dem Hauptriß bis auf eine Restdicke  $p$  zum benachbarten Hartstoffelement bei einer hierzu erforderlichen makroskopischen Spannungsintensität  $K_b(p)$ , 2) den Bruch eines Hartstoffelementes, das vom Hauptriß durch eine Binderschicht der Breite  $p$  abgeschirmt ist, bei der entsprechenden makroskopischen Spannungsintensität  $K_h(p)$ . Benutzt man als Bruchkriterium im Hartstoff das Überschreiten der Hartstofffestigkeit  $\sigma_h^c$  über einen (von der inneren Defektstruktur abhängigen) Bereich  $\Delta$  und im Binder das Erreichen



**Bild 1**  
 Mittlerer Rißfortschritt pro Lastzyklus bei der Ermüdungsrißausbreitung in einem WC-Co-Hartmetall (Bindervolumenanteil 18 %) in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsamplitude  $\Delta K$  und dem Vorlastverhältnis R.



**Bild 2**  
 Bruchzähigkeit von WC-Co-Hartmetallen in Abhängigkeit von Bindervolumenanteil  $\nu$  und mittlerer Karbidkorngröße

einer kritischen Rifffnung  $\delta$ , so liefert eine einfache Abschätzung [3]

$$K_h(p) = \sqrt{2\pi} E/E_h \sigma_h^c \sqrt{p+\Delta}, K_b(p) = \sqrt{2\pi}/8E\delta/\sqrt{p}. \quad (1)$$

Bei Verringerung der Binderbreite  $p$  zwischen Rifspitze und Hartstoff sinkt die erforderliche makroskopische Spannungsintensität  $K_h(p)$  wegen der zunehmenden Spannungskonzentration im Hartstoff, während  $K_b(p)$  infolge der stärkeren Fliesbehinderung durch das nahezu starre Hartstoffgerst anwächst. Beide Spannungsintensitten erreichen für  $p_c = \Delta/2 \left( (1+\delta^2/(4\Delta\sigma_h^c/E_h)^2)^{1/2} - 1 \right)$  den gleichen Wert. Für kleinere Binderabmessungen  $\lambda < p_c$  gilt  $K_h(\lambda) < K_b(\lambda)$ , und es wird die Rifausbreitungsmoder A realisiert:

1) Stabilisierung des aus der Hartstoffphase kommenden Hauptriisses an der Phasengrenzze, 2) Vorbruch des benachbarten Hartstoffelementes, 3) sofort anschliesender Bruch des dadurch überlasteten Binderstegs. Die makroskopische kritische Spannungsintensität  $K_c$  ist durch  $K_c = K_h(\lambda)$  gegeben. Bei breiteren Binderzwischen-schichten  $\lambda > p_c$  besteht die umgekehrte Relation  $K_h(\lambda) > K_b(\lambda)$ , und es läuft die Ausbreitungsmoder B ab: 1) kontinuierliche Ausbreitung des Hauptriisses in die Binderschicht, 2) Bruch des benachbarten Hartstoffelementes bei Erreichen des kritischen Abstandes  $p_c$ , 3) dadurch ausgelöster Bruch des verbliebenen Binderstegs. Folglich gilt  $K_c = K_b(p_c) = K_h(p_c)$ .

Die vom Rif durchlaufenden Phasenabschnitte stimmen nur beim transkristallinen Hartstoffbruch mit den entsprechenden Längen der Lineargefgeanalyse überein (Hartstoff:  $\bar{d}/(1-C)$ , Binder:  $\bar{\lambda}$ ). Beim interkristallinen Aufbrechen der Hartstoffkontakte sind dagegen die Längen  $\bar{d}$  bzw.  $k\bar{\lambda}$  ( $k \approx 2$ ) wirksam, die geometrischen Abmessungen der duktilen Binderphase erscheinen effektiv vergrößert. Damit lässt sich zwanglos der experimentell festgestellte Anstieg der Bruchzähigkeit beim Übergang vom transkristallinen zum interkristallinen Hartstoffbruch [4] erklären.

#### 4. Bereich I: Schwellwert

Die experimentell für WC-Co-Hartmetalle ermittelten Schwellwerte  $\Delta K_s$  der Spannungsintensittsamplitude  $\Delta K = K_{max} - K_{min}$  sinken mit wachsender Vorlast  $K_{min}$ . Sie lassen sich über  $\Delta K_s \approx \Delta K_{s0} (1-rR)$  mit  $R = K_{min}/K_{max}$ ,  $r \approx 0,7$  auf die vorlastfreie Schwingungsbelastung  $\Delta K_{s0}$  zurückführen.

Die Schwellwerte  $\Delta K_{s0}$  liegen im Bereich 5 . . . 10 MPa $\sqrt{m}$ . Analog zur Bruchzähigkeit steigen sie mit wachsendem  $f$  und  $\bar{d}$  (Bild 3). Sie lassen sich wiederum näherungsweise durch eine universelle Abhängigkeit von der Binderweglnge  $\Delta K_{s0} \approx (5+2,5\sqrt{\bar{\lambda}/\mu m})$  MPa $\sqrt{m}$  beschreiben. Bei aller qualitativer Ähnlichkeit dieser Abhängigkeiten weisen doch die beträchtlichen quantitativen Unterschiede auf den eigenständigen Charakter des Schwellwertes hin: Infolge der wesentlich schwächeren  $\bar{\lambda}$ -Abhängigkeit von  $\Delta K_{s0}$  sinkt das Verhältnis  $\Delta K_{s0}/K_c$  mit wachsendem  $\bar{\lambda}$  bzw. wachsender Zähigkeit.

Entsprechend den in feinkörnigen Sthlen gemachten Beobachtungen [5] wird als Kriterium für den Beginn

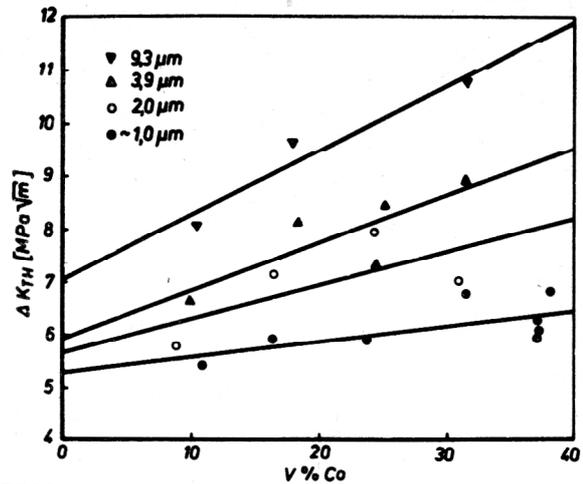


Bild 3 Ermdungsschwellwert (bei  $R = 0$ ) für WC-Co-Hartmetalle in Abhängigkeit von Bindervolumenanteil  $v$  und mittlerer Karbidkorngröße

der Ermdungsrifausbreitung im Binder die Ausdehnung der zyklischen plastischen Zone  $R_p$  bis zur nächsten Phasengrenzze angesetzt:

$$R_p \approx 1/8\pi (E_b/E)^2 (\Delta K/\sigma_b^F)^2 = \lambda. \quad (2)$$

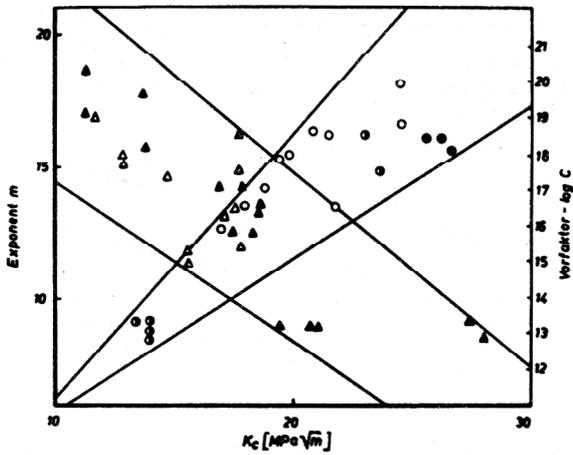
Außerdem muß gesichert sein, daß die maximale Spannungsintensität zumindest nach vollständiger Durchquerung der Binderschicht zum Bruch des angrenzenden Hartstoffkorns ausreicht:  $K_{max} > \sqrt{2\pi} E/E_h \cdot \sigma_h^c \sqrt{\Delta}$ . Die Überlagerung dieser Bedingungen erfordert die Berücksichtigung der  $\lambda$ - und  $\sigma_h^c$ -Verteilungen entlang der Riffront z. B. mittels der in [6] entwickelten Methoden.

#### 5. Bereich II: Stabile Ermdungsrifausbreitung

Der Schwellwertbereich I in Hartmetallen, zu dem aus der Literatur noch keine weiteren experimentellen Untersuchungen bekannt sind, bestimmt die Lebensdauer für  $N > 10^5$  LW, bei niederzyklischer Ermüdung ( $\leq 10^3$  LW) ist der relativ schmale Bereich II zwischen  $\Delta K_{s0}$  und  $K_c$  maßgebend. Hier gilt  $d/dN = c(R) (\Delta K)^n$ . Gegenüber den wegen der experimentellen Schwierigkeiten nur sporadischen Messungen in der Literatur (vgl. die aktuelle Zusammenstellung in [7]) wurde erstmals eine systematische Untersuchung der Wachstumsrate von Vorlast und Gefgeparametern vorgenommen [8]. Es ergibt sich  $c(R) = c_0 (1-R)^{-(n-r)}$  mit  $r = 2 \dots 3$  und  $n = 10 \dots 18$ . Entsprechend dem zunehmenden Sprdbruchanteil wächst dabei der Wachstumsexponent  $n$  mit sinkendem  $\bar{\lambda}$  bzw.  $K_c$ , während gleichzeitig der Vorfaktor  $c_0$  gemäß  $c_0 = 3 \cdot 10^{-11-0,6 n}$  m/LW absinkt (Bild 4).

Die Ursachen für die wesentlich über den üblichen Werten 2 . . . 4 für duktile Materialien liegenden Exponenten  $n$  wird durch die Rückführung der Ausbreitungsrate  $d/dN$  auf  $K_{max}$  und  $K$  deutlich:

$d/dN \sim K_{max}^{n-r} (\Delta K)^r$ . Die Ermdungsrifausbreitung im Binder erfolgt mit einem kinetischen Exponenten  $r$  der üblichen Größenordnung. Erst die Überlagerung mit dem durch  $K_{max}$  bestimmten Sprdbruchanteil führt zu den wesentlich größeren, effektiven



**Bild 4**  
Parameter  $n$  ( $=m$ ,  $\Delta$ ) und  $c_0$  ( $=C_0$ ) des Wachstumsgesetzes der stabilen Ermüdungsrißausbreitung in WC-Co-Hartmetallen in Abhängigkeit von der Bruchzähigkeit

wirksamen Exponenten  $n$ . Der hierin zum Ausdruck kommende starke Anstieg der Hartstoffbrüche mit wachsender Belastung spiegelt unmittelbar deren Festigkeitsstatistik wider [9].

## LITERATUR

- [1] Schlät, F.: Anwendung dynamischer Nachgiebigkeitsmessungen zur Erfassung von Schädigungsvorgängen in Werkstoffen. *Neue Hütte* 27 (1982) 146 – 149.
- [2] Schultrich, B.: Strength of cemented carbides. In E. Kaldis (Ed.): *Current Topics in Material Science*, Amsterdam: Northholland, 1985, Vol. 12, S. 392 – 419.
- [3] Schultrich, B.; Klaus, H.: Rißausbreitung und Bruchzähigkeit in Hartmetallen. VII. Symposium Verformung und Bruch, Magdeburg, Sept. 1985, S. 33 – 37.
- [4] Viswanadham, R. K.; Precht, W.: Preparation and Properties of VC+Ni cermets with controlled carbon-to-metal ratio. *Metallurgical Transactions A* 11A (1980) 1475 – 1485.
- [5] Gerberich, W. W.; Moody, N. R.: A review of fatigue fracture topology effects on threshold and growth mechanisms. STP 675, Philadelphia: ASTM, 1979, S. 292 – 341.
- [6] Schultrich, B.: Fracture stochasticity. *J. Information Processing and Cybernetics* 20 (1984) 306 – 321.
- [7] Almond, E. A.: Deformation characteristics and mechanical properties of hardmetals. In R. K. Viswanadham, D. J. Rowcliffe, J. Gurland (Ed.): *Science of Hard Materials*, New York/London: Plenum Press, 1983, S. 517 – 561.
- [8] Klaus, H.; Kubsch, H.: Ermüdungsrißausbreitung und Bruchzähigkeit bei WC-Co-Hartmetallen. Im Erscheinen.
- [9] Gille, G.; Klaus, H.; Majstrenko, A. L.: Uсталостное разрушение твердых сплавов. *Sverchтвердые Materialy* (1982) H. 4, 37 – 42.