

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 ν 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 σ_h^c über einen (von der inneren Defektstruktur abhängigen) Bereich Δ und im Binder das Erreichen

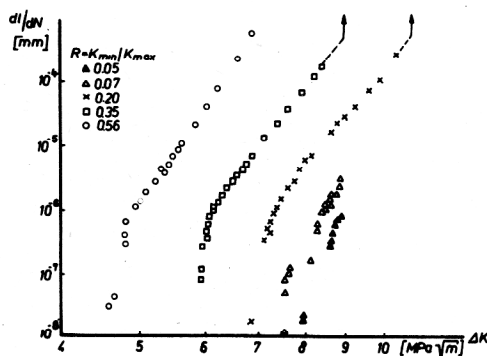


Bild 1
 Mittlerer Rißfortschritt pro Lastzyklus bei der Ermüdungsrißausbreitung in einem WC-Co-Hartmetall (Bindervolumenanteil 18 %) in Abhängigkeit von der Spannungsintensitätsamplitude ΔK und dem Vorlastverhältnis R.

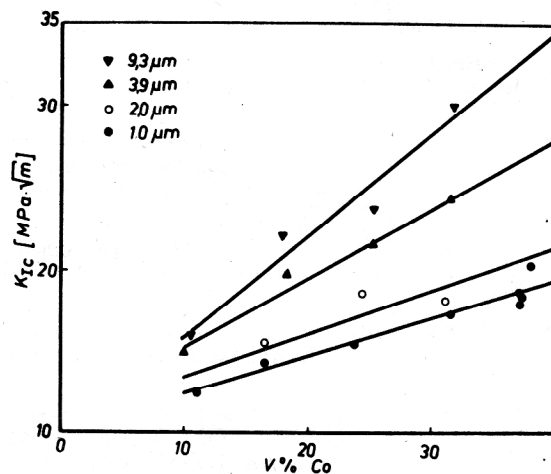


Bild 2
 Bruchzähigkeit von WC-Co-Hartmetallen in Abhängigkeit von Bindervolumenanteil ν und mittlerer Karbidkorngröße

einer kritischen Rifffnung δ , 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 ΔK_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 ΔK_{s0} zurückführen.

Die Schwellwerte ΔK_{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 ΔK_{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

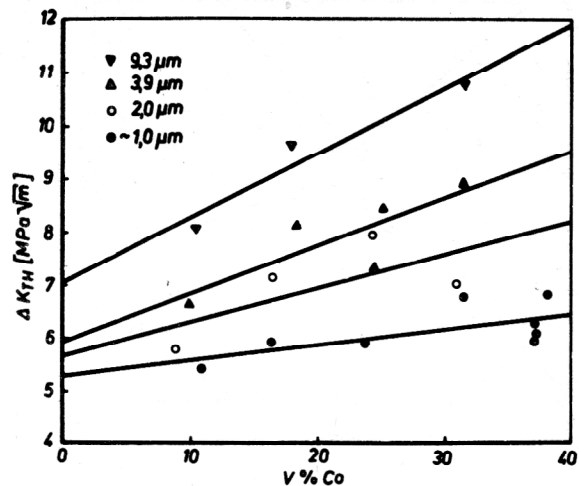


Bild 3 Ermdungsschwellwert (bei $R = 0$) für WC-Co-Hartmetalle in Abhängigkeit von Bindervolumenanteil v und mittlerer Karbidkorngröße

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 λ - und σ_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 ΔK_{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

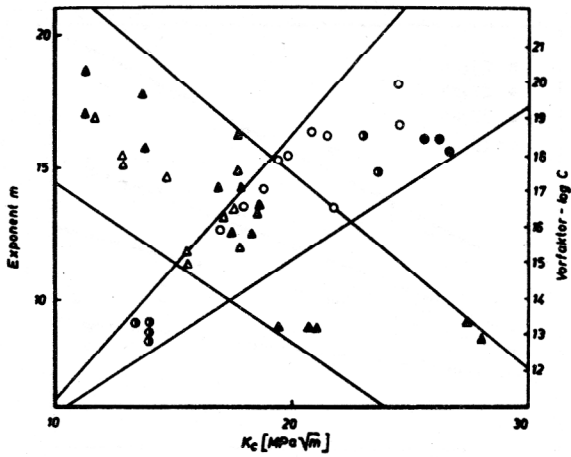


Bild 4
Parameter n ($=m$, Δ) und c_0 ($=C, O$) des Wachstumsgesetzes der stabilen Ermüdungsrißausbreitung in WC-Co-Hartmetallen in Abhängigkeit von der Bruchzähigkeit

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.: Ustalostnoe razrušenie tverdykh splavov. *Sverchverdye Materialy* (1982) H. 4, 37 – 42.