

Tribologische Untersuchungen mikrostrukturierter B₄C-Schichten

Falko Jahn¹, Steffen Weißmantel¹

¹Laserinstitut Hochschule Mittweida, Mittweida, Deutschland

Abstract.

Im Rahmen der vorgestellten Ergebnisse wird das Potential von dünnen Borkarbid-Schichten (B₄C) hinsichtlich tribologischer Anwendungen untersucht.

Dafür werden stöchiometrische B₄C-Schichten mit verschiedenen mechanischen Eigenschaften mittels Laserpulsabscheidung auf Stahl mit Schichtdicken von 1 µm abgeschieden. Diese teils superharten Schichten werden anschließend durch Lasermikrostrukturierung mit Mikrostrukturen versehen, deren Einflüsse auf die tribologischen Eigenschaften anschließend mittels ball-on-disc-Verfahren im Tribometerversuch bestimmt werden. Die Charakterisierung sowohl der unstrukturierten als auch der strukturierten Bereiche erfolgt neben Rasterelektronenmikroskopie und Atomkraftmikroskopie insbesondere durch Ultrananointendation zur Bestimmung der mechanischen Eigenschaften.

In the context of the presented results, thin boron carbide coatings (B₄C) are investigated concerning their potential for tribological applications.

Stoichiometric B₄C thin films with varying mechanical properties are deposited onto steel using pulsed laser deposition (PLD). Film thicknesses are in the range of > 1 µm. Subsequently, these partially super hard coatings are modified with certain structures using laser micro structuring. The influence of these microstructures on the tribological behavior of the films is investigated using ball-on-disc measurements. Both the modified and the nonmodified regions of the thin films are characterized by scanning electron microscopy, atomic force microscopy and instrumented ultrananointendation in order to estimate the mechanical properties.

1 Einleitung und Stand der Technik

Borkarbid (B₄C) ist das dritthärteste bisher bekannte Material mit Härten im Bereich von 29 bis 41 GPa [1] und im Extremfall sogar von bis zu 49 GPa [2]. Es zeichnet sich durch hohe thermische und chemische Widerstandsfähigkeit aus. Diese und andere Eigenschaften wie z.B. eine geringe Dichte von 2,52 g/cm³ [1] prädestinieren dieses Material für tribologische Anwendungen. Insbesondere bei thermisch oder chemisch anspruchsvollen Umgebungsbedingungen könnten B₄C-Schichten Reibung und Verschleißverhalten verbessern.

Industriell wird B₄C hauptsächlich über karbothermische oder magnesiothermische Reduktion [1] als feste Brocken erzeugt, die anschließend gemahlen und als Pulver weiterverarbeitet werden (z.B. über Heißpressen). Auch die Abscheidung als Schicht wird mit verschiedenen Technologien erforscht und angewendet. Im Wesentlichen sind dies zum einen die verschiedenen Variationen der chemischen Gasphasenabscheidung (Chemical Vapor Deposition, CVD), u.a. Laser CVD [3], Plasma Enhanced CVD [4,5] oder Hot Filament CVD [1,6]. Zum anderen werden besonders in den letzten Jahren verschiedene Zerstäubungs-Technologien (Sputtern) erforscht, z.B. Pulsed Magnetron Sputtering [7,8], DC Magnetron Sputtering [9–11] und RF Sputtern [12–14].

Laserpulsabscheidung (Pulsed Laser Deposition, PLD) wird bereits seit über 32 Jahren als Technologie für die Erzeugung von B₄C-Schichten untersucht [15]. Seitdem ist dieses Thema konstant Gegenstand zahlreicher

Publikationen [1,16–23]. Besonderheiten dieses Verfahrens sind beispielsweise die Beibehaltung der Stöchiometrie des Targets bei der Abscheidung und die besonders hohen kinetischen Energien der schichtbildenden Teilchen, welche zu herausragenden Schichteigenschaften führen.

Seit noch längerer Zeit ist B₄C Gegenstand der Forschung im Hinblick auf tribologische Anwendungen. Bereits vor über 50 Jahren untersuchten Samsonov et.al. heißgepresste B₄C-Proben auf ihren Reibwert bei Temperaturen > 1000 °C [24], was 1985 durch Tkachenko et.al. mit Untersuchungen zum Hochtemperaturverschleiß solcher Proben ergänzt wurde [25]. Schon damals wurde bei höheren Temperaturen an Atmosphäre die Bildung einer B₂O₃-Grenzschicht und damit verbunden eine B(OH)₃-Schicht berichtet.

Diese oxidierte Grenzschicht geht einher mit einer darunterliegenden Schicht graphitisierten Kohlenstoffs und der Bildung einer Schmierschicht aus Borsäure, was zu einer deutlichen Minderung des Reibwertes führt. Diese tribochemischen Reaktionen waren in der Folge Inhalt weiterer Untersuchungen [26–28]. Stark abhängig von Gegenkörper, Temperatur, Luftfeuchtigkeit, Reibgeschwindigkeit oder Last wurden Reibwerte zwischen 0.03 und 0.9 ermittelt [28–30].

Alle genannten Untersuchungen fanden entweder an heißgepresstem B₄C statt [24–26,29] oder an B₄C-Schichten, die mit verschiedenen Magnetron-Sputter-Prozessen erzeugt wurden [27,28,30]. Dementsprechend erreichen die berichteten Proben auch nur relativ geringe

Härtewerte bis zu 31 GPa. Untersuchungen an mittels PLD hergestellten B_4C -Schichten, die auch über höhere Schichthärten verfügen (bis 48 GPa), konnten nur sehr wenige gefunden werden. An dieser Stelle setzen die vorliegenden Untersuchungen an und erweitern so den aktuellen Stand des Wissens.

2 Material und Methoden

2.1 Beschichtungstechnik

Die Beschichtung der Proben erfolgt in der in Abbildung 1 schematisch dargestellten PLD-Anlage der Firma Creavac GmbH. Wie für PVD-Verfahren üblich, findet der Verdampfungsprozess im Hochvakuum (10^{-6} bis 10^{-7} mbar) in einem Rezipienten statt. Die hochenergetischen Laserpulse eines KrF-Excimerlasers Coherent Leap 150K x2 (instabiler Resonator, $\lambda = 248$ nm, $\tau = 30$ ns, $Q_{\text{Puls}} = 0,7$ J) werden auf das Opfermaterial (sog. Target) fokussiert und führen zur schlagartigen Verdampfung desselben. Für einen homogenen Abtrag des Targets wird dieses in gleichmäßigen Spiralen unter dem Strahl bewegt. Die Ablationsfluenz beträgt bei allen Proben 8 J/cm^2 bei einer Pulsfrequenz von $f_{\text{Puls}} = 150$ Hz.

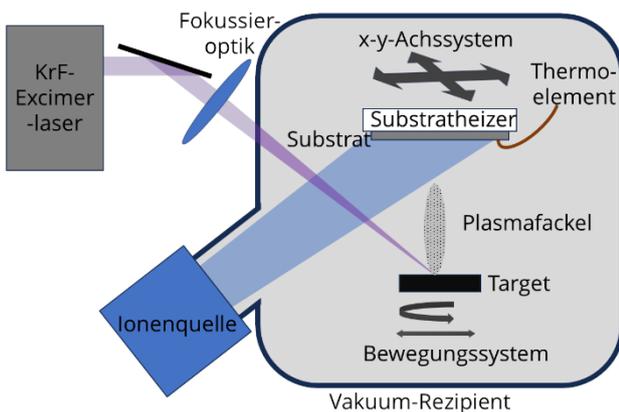


Abbildung 1: Schematischer Aufbau der PLD-Beschichtungsanlage

Die atomaren und teils ionisierten schichtbildenden Teilchen kondensieren auf dem gegenüberliegenden, 150 mm entfernten Substrat und bilden dort eine dichte Schicht. Zur Verbesserung der Schichtdickenhomogenität kann das Substrat über ein x-y-Achssystem relativ zum Target bewegt werden. Die Temperatur der Substratoberfläche kann mittels Heizelements und -controller eingestellt und mittels eines Thermoelements vom K-Typ bestimmt werden.

Die Schichten werden auf polierten Stahlsubstraten abgeschieden mit Targets der Firmen Plansee (für B_4C , heißgepresst) und Avalux (für WC). Zur Vorbehandlung werden die Substrate in einer Reinigungsstrecke entfettet und die Oberfläche wird unmittelbar vor der Beschichtung durch Beschuss mit Ar-Ionen (bis zu 3 min, 600 eV, 20 mA) gereinigt und aktiviert.

2.2 Strukturierungstechnik

Die Einbringung von Mikrostrukturen in die erzeugten B_4C -Schichten erfolgt mit einem KrF-Excimerlaser LPX Pro 305F der Firma Coherent ($\lambda = 248$ nm, $\tau = 25$ ns, $Q_{\text{Puls}} = 1,1$ J). Der schematische Aufbau der eingesetzten Mikrostrukturierungsanlage ist in Abbildung 2 dargestellt.

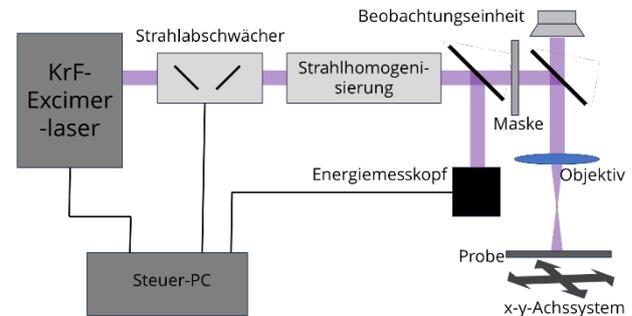


Abbildung 2: Schematischer Aufbau der Excimerlaser-Mikrostrukturierung mittels Maskenprojektion

Der Rohstrahl des Lasers wird über einen komplexen optischen Aufbau zu einem homogen verteilten Flat-Top-Profil mit den Abmessungen $20 \text{ mm} \times 20 \text{ mm}$ geformt. Über ein spezielles Objektiv wird eine Maske aus Tantal-Folie auf die zu strukturierende Probe im Abbildungsmaßstab 15:1 verkleinert abgebildet. Dies ermöglicht es, mit einem Puls die durch die Maske vorgegebenen Strukturen innerhalb eines Bildfeldes von maximal $1,3 \text{ mm} \times 1,3 \text{ mm}$ zu erzeugen. Die Probe wird über ein x-y-Achssystem relativ zum Strahl bewegt, so dass auch größere Flächen bearbeitet werden können. Eine CCD-Kamera, die in den Strahlengang eingekoppelt wird, ermöglicht die Beobachtung des Mikrostrukturierungsprozesses.

Über einen Energiemesskopf und eine Strahlabschwächer-Einheit kann die exakt gewünschte Fluenz eingestellt werden. Für die präsentierten Strukturierungen werden jeweils 20 Pulse bei einer Fluenz von $0,75 \text{ J/cm}^2$ appliziert.

2.3 Messtechnik

Die Borkarbidsschichten werden nach der Beschichtung, sowie nach der Mikrostrukturierung und nach Durchführung der tribologischen Tests charakterisiert.

Die Oberfläche wird mittels Rasterelektronenmikroskop (REM) JSM6510LV von Jeol betrachtet (10 kV Beschleunigungsspannung und 30° Schrägstellung) und die Topografie der erzeugten Strukturen wird mittels Atomkraftmikroskop (AFM) Nanosurf NaniteAFM untersucht.

Die mechanischen Eigenschaften der Schichten werden mittels Ultrananointendation nach der Methode von Oliver und Pharr [31] mit einem UNHT³-Messkopf der Firma Anton Paar bestimmt. Nach der Strukturierung werden die Messpunkte gezielt in die strukturierten Bereiche gesetzt, um Eigenschaftsänderungen durch die Lasereinwirkung zu messen.

Die tribologischen Messungen werden mit einem Revestest von CSM Instruments durchgeführt. Die als Gegenkörper fungierende Kugel aus Kaltarbeitsstahl (1.3505, Durchmesser 3 mm) wird mit einer konstanten Last von 1 N für jede Messung insgesamt 1000 Durchgänge über eine Strecke von je 10 mm bidirektional mit einer Geschwindigkeit von 200 mm/s über die jeweilige Oberfläche bewegt. Dies erfolgt trocken unter Laborklima (Raumluftfeuchtigkeit im Bereich 40 % - 50 %).

Die abgetragenen Volumina werden optisch mittels konfokalen Laserscanning-Mikroskops (LEXT von Olympus) bestimmt.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Beschichtung

Wie frühere Untersuchungen bereits gezeigt haben [32], hat die Oberflächentemperatur des Substrates bei der Abscheidung von B_4C -Schichten einen signifikanten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften der Schicht. Da insbesondere eine höhere Schichthärte auch die tribologischen Eigenschaften der Schichten beeinflussen kann (z.B. Verschleißverhalten), werden drei Stahlproben mit B_4C bei den Substrattemperaturen 49 °C, 200 °C und 400 °C beschichtet. Die Substrattemperatur von 49 °C erfolgt dabei ohne externe Heizung. Die erhöhte Temperatur ist nur auf die kinetische Energie der schichtbildenden Teilchen zurückzuführen.

Aufgrund der mangelhaften Schichthaftung des Borkarbid auf der blanken Stahloberfläche werden zunächst mittels PLD 100-200 nm WC als Haftvermittlerschicht bei Raumtemperatur abgeschieden.

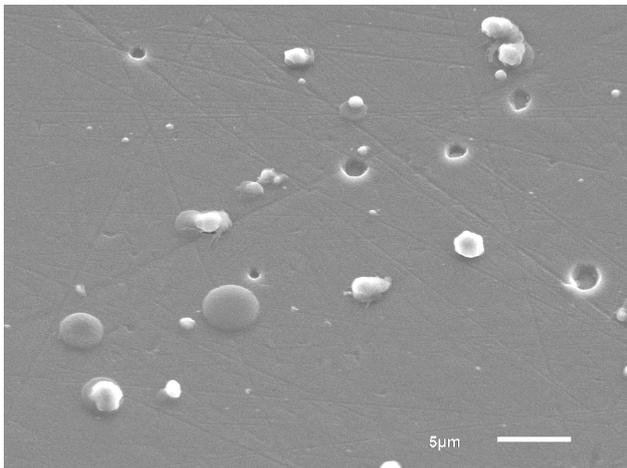


Abbildung 3: REM-Aufnahme einer erzeugten B_4C -Schicht mit zahlreichen Droplets und Pinholes (Sekundärelektronen, 3000fache Vergrößerung)

Abbildung 3 zeigt exemplarisch die Schichtoberfläche der B_4C -Schicht, die mit einer Substrattemperatur von 200 °C abgeschieden wurde. Deutlich zu sehen sind die Partikel (sog. Droplets), die sich in der Schicht eingelagert haben. Dieser störende Effekt ist für die Laserpulsabscheidung der meisten Materialien charakteristisch und resultiert aus geringen schmelzflüssigen Anteilen bei der Ablation. Diese Droplets können sich lösen und

hinterlassen Löcher in der Schicht, die bis zum Substrat reichen können (sog. Pinholes).

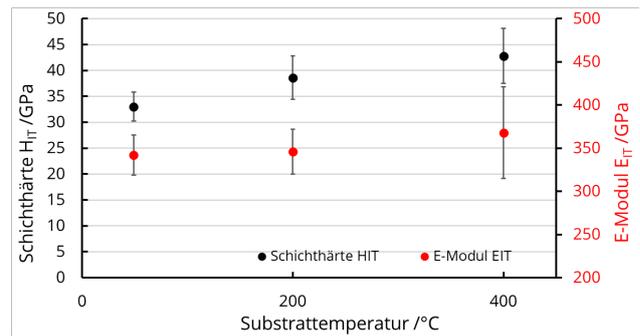


Abbildung 4: gemessene mechanische Schichteigenschaften bei steigender Substrattemperatur während der Abscheidung

Je nach Oberflächentemperatur des Substrates bei der Beschichtung weisen die erzeugten Borkarbidsschichten verschiedene mechanische Eigenschaften auf. Die Ergebnisse der Ultrananointendation sind in Abbildung 4 dargestellt und bestätigen die bereits zuvor beobachtete Korrelation [32]. Mit zunehmender Substrattemperatur steigt die Schichthärte von 33 GPa bei Raumtemperatur auf 43 GPa bei 400 °C. Das E-Modul dagegen steigt nur gering von 340 GPa auf 370 GPa. Die Ursache für diesen Zusammenhang ist bislang nicht abschließend geklärt und daher Gegenstand aktueller Untersuchungen.

3.2 Mikrostrukturierung

Die Lasermikrostrukturierung der B_4C -Schichten erzeugt ein regelmäßiges Raster (Periodenabstand $\Lambda = 60 \mu\text{m}$) von kreisförmigen Strukturen (Durchmesser $\varnothing 25 \mu\text{m}$), das in Abbildung 5 zu sehen ist.

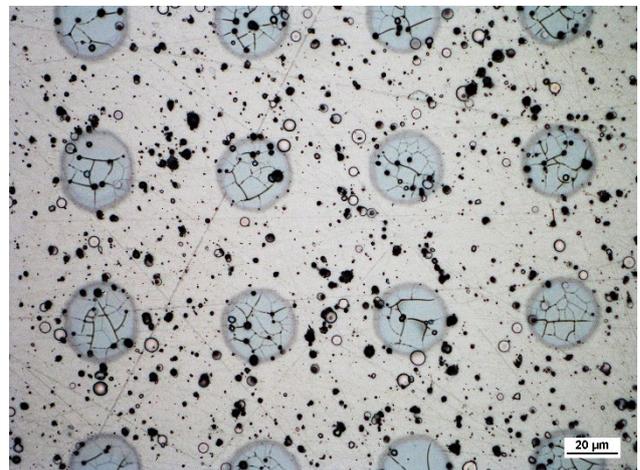


Abbildung 5: in B_4C -Schicht erzeugtes Raster kreisförmiger Mikrostrukturen ($\varnothing 25 \mu\text{m}$, $\Lambda = 60 \mu\text{m}$)

Bei genauerer Betrachtung der Mikrostrukturen ist zu erkennen, dass kaum Material abgetragen wurde. Es handelt sich somit nicht um eine Änderung der Oberflächentopografie, sondern um eine selektive Modifizierung. In der vergrößerten REM-Aufnahme einer solchen Struktur (siehe Abbildung 6) wird deutlich, dass der Bereich vermutlich aufgeschmolzen und dann wieder erkaltet ist. Auch einzelne Spannungsrisse, die vom zu

schnellen Abkühlen verursacht worden sein könnten, sind zu sehen.

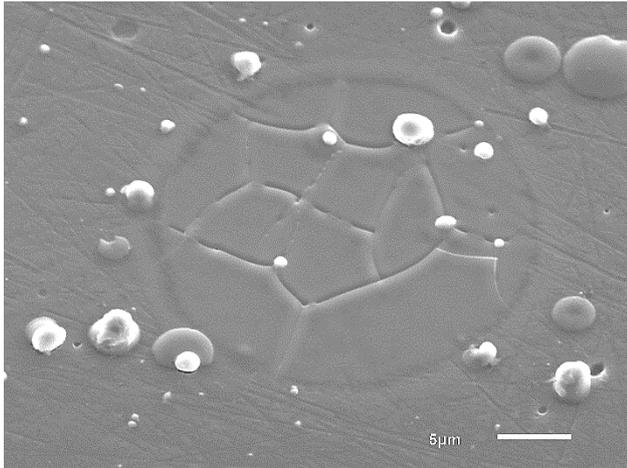


Abbildung 6: REM-Aufnahme der in die B_4C -Schichten eingebrachten Strukturen (Sekundärelektronen, 3000fache Vergrößerung)

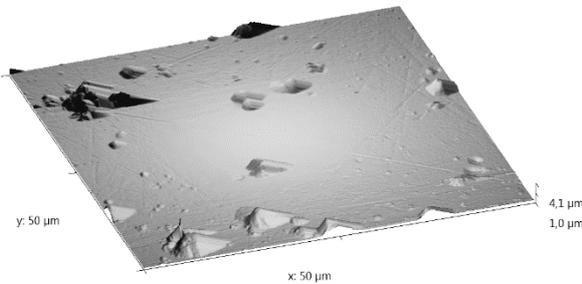


Abbildung 7: mittels Mikrostrukturierung eingebrachte Umschmelzungen in B_4C -Schichten, aufgenommen via AFM

AFM-Messungen der Strukturen bestätigen, dass ein möglicher Abtrag der Schicht zumindest nicht messbar ist (siehe Abbildung 7). Allenfalls kann der bestrahlte Bereich dadurch erkannt werden, dass in ihm die ursprünglichen Rauheiten der Schicht geglättet sind. Dies eröffnet die Frage, ob die mechanischen Eigenschaften des Borkarbid in den strukturierten Bereichen gleichgeblieben sind, oder ob sie durch den Umschmelzprozess beeinträchtigt wurden.

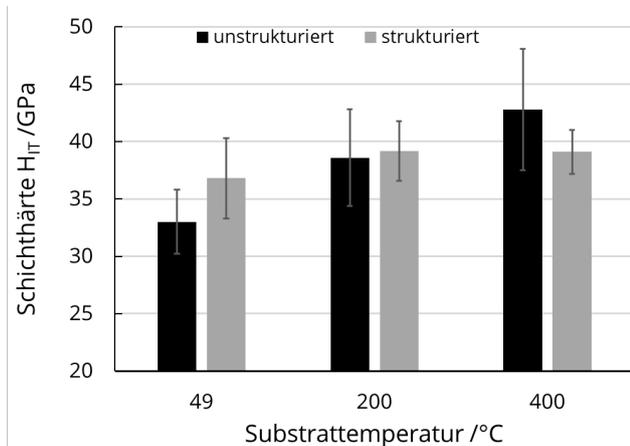


Abbildung 8: Änderung der Schichthärte durch Einwirkung der Laserstrahlung bei verschiedenen Ausgangshärten

Wie die Indentationsergebnisse in Abbildung 8 zeigen, wurde die Härte der Schicht in den bestrahlten Bereichen geändert. Es zeigt sich, dass die Härte der modifizierten Bereiche in allen drei untersuchten Schichten etwa gleich groß war (37 bis 39 GPa). Dies bedeutet für die bei Raumtemperatur abgeschiedene Schicht einen signifikanten Härteanstieg, für die bei 400 °C abgeschiedene Schicht dagegen einen signifikanten Härteabfall. Die Auswirkungen dieser lokalen Eigenschaftsänderungen auf das tribologische Verhalten werden im nachfolgenden Abschnitt untersucht.

3.3 Tribologische Untersuchungen

Abbildung 9 zeigt den Verlauf der Reibungskoeffizienten für die verschiedenen unstrukturierten Schichten über den Verlauf der gesamten Reibstrecke. Es zeigt sich, dass die Schichthärte keinen klaren Einfluss auf die ermittelten Reibwerte hat. Für alle untersuchten Schichten liegt der Reibwert im Bereich von 0,5 bis 0,7. Diese vergleichsweise hohen Werte stimmen aber gut mit verschiedenen Literaturwerten überein [30], wobei die komplexen Abhängigkeiten von den verschiedenen Einflussfaktoren die Vergleichbarkeit einschränken.

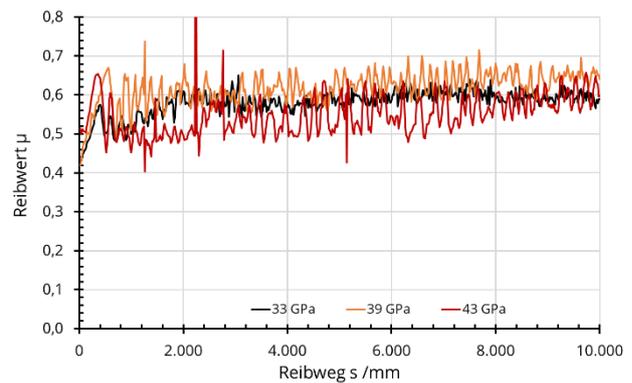


Abbildung 9: Verlauf der Reibungskoeffizienten bei trockener Reibung der unstrukturierten Schichten gegen die Stahlkugel 1.3505 (10 m, bidirektional, Last 1 N)

Zudem scheint die Reibung bei der weicheren Schicht mit 33 GPa Schichthärte deutlich gleichmäßiger zu verlaufen, während die Messwerte auf den härteren Schichten starken Schwankungen unterliegen. Die Ursache für dieses Verhalten konnte im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen nicht gefunden werden. Es liegt aber nahe, dass es einen Zusammenhang zwischen dem unsten Reibungsverhalten und den Verschleißkoeffizienten der jeweiligen Schichten gibt.

Diese Verschleißkoeffizienten sind in Abbildung 10 sowohl für die jeweiligen Gegenkörper als auch für die Schichten dargestellt. Der Verschleiß der Stahlkugel liegt etwa eine Größenordnung über dem Verschleiß der Schichten, was den Erwartungen entspricht. Unerwartet dagegen ist, dass einerseits der Kugverschleiß unabhängig von der Schichthärte der B_4C -Schicht ist und dass sich andererseits der Schichtverschleiß mit steigender Schichthärte mehr als verdoppelt (von $2,9 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ bei 33 GPa auf $6,6 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ bei 43 GPa).

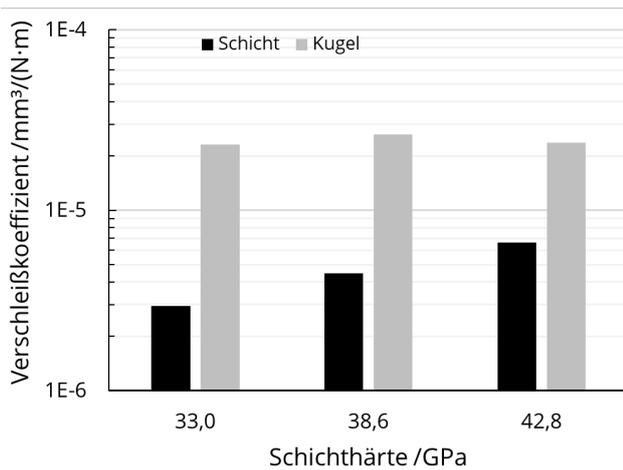


Abbildung 10: Auswirkung der Schichteigenschaften auf das Verschleißverhalten der B₄C-Schicht bei trockener Reibung gegen Stahl 1.3505

Eine Erklärung für diesen überraschenden Effekt konnte bislang nicht gefunden werden. Etwas Vergleichbares ist in der Literatur bislang noch nicht beschrieben. Es ist durchaus denkbar, dass neben dem abrasiven Verschleiß die komplexen tribochemischen Prozesse, die im ersten Abschnitt erwähnt wurden, eine wichtige Rolle dabei spielen. Einen Hinweis darauf liefern die EDX-Mapping-Daten einer Schleifspur, die in Abbildung 11 dargestellt sind.

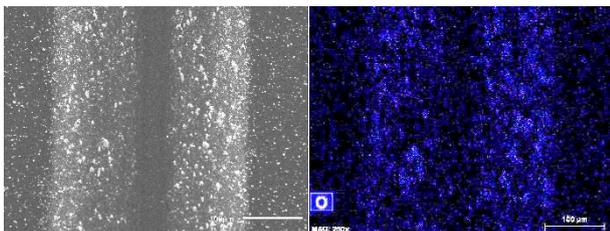


Abbildung 11: REM-Aufnahme (links) der Schleifspur (Sekundärelektronen, 250fache Vergrößerung) und EDX-Messung des Sauerstoffgehalts im gleichen Bereich (rechts)

Wie in der rechten Abbildung zu sehen ist, kann in den beiden Randbereichen der Schleifspur ein deutlich höherer Sauerstoffgehalt im Vergleich zur einfachen Schicht detektiert werden. Insbesondere viele größere und kleinere Schleifpartikel, die im Sekundärelektronenbild links sichtbar sind, weisen einen höheren Anteil auf, als die Umgebung. Dies kann darauf hindeuten, dass auch hier in der Berührungszone der beiden Körper aufgrund tribochemischer Prozesse B₂O₃ entstanden ist. Signifikante Unterschiede zwischen den einzelnen Schichten konnten jedoch nicht festgestellt werden.

Ein möglicher Erklärungsansatz wäre, dass die entstandenen Schleifpartikel in den härteren Schichten stärker als zusätzliches Abrasivkorn wirken. Fraglich ist jedoch, ob in diesem Fall der Abtrag des Stahlgegenkörpers gleichbleiben würde. Es bleibt festzuhalten, dass ohne zusätzliche Untersuchungen kaum eine befriedigende Erklärung für das beobachtete Phänomen gefunden werden kann.

Die Untersuchungen des tribologischen Verhaltens der modifizierten Bereiche zeigte nur geringe Änderungen des Reibungskoeffizienten bei den Schichten mit 33 GPa und 43 GPa. Eine Ausnahme macht in dieser Reihe die mittelharte Schicht mit 39 GPa, bei der die Strukturierung zu einer deutlichen Erhöhung des Reibwertes von 0,6 – 0,7 auf 0,7 – 0,8 führt (siehe Abbildung 12).

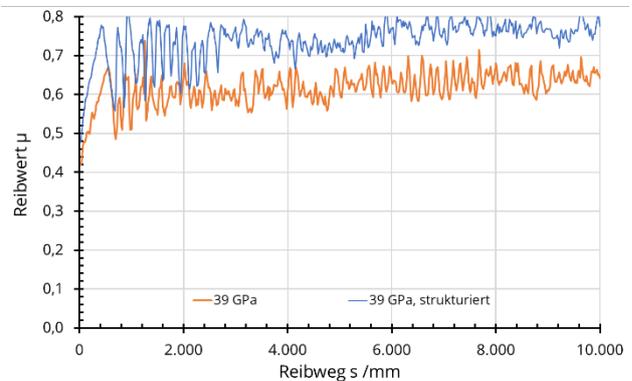


Abbildung 12: Auswirkungen der Mikroumschmelzungen auf den Reibwert der B₄C-Schicht bei trockener Reibung gegen Stahl 1.3505

Auch dieses Verhalten ist nicht ohne weiterführende Untersuchungen zu erklären, da gerade bei der Schicht mit ursprünglich 39 GPa Schichthärte die umgeschmolzenen Mikrobereiche sich hinsichtlich ihrer mechanischen Eigenschaften kaum vom Rest der Schicht unterscheiden (ebenfalls 39 GPa Härte). Es kann somit vermutet werden, dass die Änderung der mechanischen Schichteigenschaften durch die Modifizierung nicht den entscheidenden Einfluss auf das tribologische Verhalten hat.

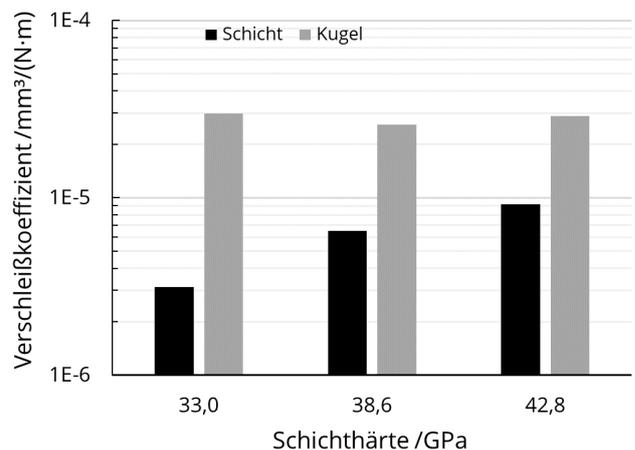


Abbildung 13: Die Mikroumschmelzungen verschlechtern das Verschleißverhalten der B₄C-Schicht bei trockener Reibung gegen Stahl 1.3505

Es muss auch festgestellt werden, dass die Mikrostrukturierung der B₄C-Schichten in der vorgestellten tribologischen Beanspruchung nicht zu einer Verbesserung der Verschleißfestigkeit führt, sondern diese im Gegenteil sogar verschlechtert (siehe Abbildung 13). Während der Kugerverschleiß bei allen Konstellationen nur geringfügig größer wird, steigt der Schichtverschleiß teilweise deutlich an. Bei der superharten Schicht mit 43 GPa

führt die Mikromodifizierung beispielsweise zu einem Anstieg des Verschleißkoeffizienten von $6,6 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ um fast 40 % auf $9,2 \cdot 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$. Die prinzipiell schlechtere Verschleißbeständigkeit mit zunehmender Schichthärte ist aber auch bei den modifizierten Proben festzustellen.

4 Zusammenfassung und Ausblick

Die mittels PLD abgeschiedenen B_4C -Schichten variieren in ihrer Schichthärte zwischen 33 GPa und 43 GPa je nach Substrattemperatur während der Abscheidung. Die Bestrahlung dieser Schichten mit UV-Laserpulsen eines KrF-Excimerlasers im Rahmen der Mikrostrukturierung führt zu lokal definierten Umschmelzungen und damit verbunden zu Änderungen der mechanischen Eigenschaften in diesen Bereichen. Die Härte der kreisförmigen Mikrostrukturen liegt bei allen Schichtvarianten bei 37 bis 39 GPa.

Tribologische Untersuchungen sowohl der unstrukturierten B_4C -Schichten als auch der mit Mikrostrukturen modifizierten Bereiche führen zu unerwarteten Ergebnissen. Der Reibungskoeffizient bei der trockenen Reibung gegen einen Stahlgegenkörper zeigt keine signifikante Abhängigkeit von der Härte der Schicht oder von der Anwesenheit mikrostrukturierter Bereiche und liegt im Bereich zwischen 0,5 bis 0,7 mit teils starken Schwankungen. Einzig bei der B_4C -Schicht, die bereits die gleiche Härte wie die umgeschmolzenen Bereiche hat,

verschlechtert sich der Reibwert durch die Strukturen messbar.

Der Verschleiß der B_4C -liegt in der Größenordnung von $10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N}\cdot\text{m})$ und damit etwa um Faktor 10 niedriger, als für die Stahlkugel. Allerdings zeigen die B_4C -Schichten sowohl unstrukturiert als auch strukturiert überraschenderweise eine Verschlechterung der Verschleißfestigkeit mit steigender Schichthärte. Dieses Phänomen konnte nicht erklärt werden und bedarf weiterer Forschung.

Weiterführende Untersuchungen sind nötig zum besseren Verständnis der zu Grunde liegenden Mechanismen und zur Klärung der aufgetretenen Fragen. Dazu gehören neben der Variation der Strukturen (u.a. Variation der Laserquelle zu UKP-Lasern, Variation des strukturierten Anteils an der Gesamtoberfläche oder der Strukturform) auch die Untersuchung weiterer Parameter der Tribologieversuche (z.B. Reibgeschwindigkeit, Last, Reibweg oder Gegenkörpermaterial).

Kontakt Daten

Falko Jahn

Laserinstitut Hochschule Mittweida
Technikumplatz 17
09648 Mittweida

E-Mailadresse: jahn@hs-mittweida.de

Literaturverzeichnis

- [1] Suri, A.K. (2010): Synthesis and consolidation of boron carbide: a review, in: *International Materials Reviews*, 2010, Nr. 55, 4-40.
- [2] Andrievski, R.A. (2012): Micro- and nanosized boron carbide: synthesis, structure and properties, in: *Russ. Chem. Rev.*, 2012., Nr. 81, 549-559.
- [3] Oliveira, J. (1999): Laser-assisted CVD of boron carbide at atmospheric pressure, in: *Applied Surface Science*, 1999, Nr. 138-139, 159-164.
- [4] Bute, A. (2019): Composition dependent microstructure and optical properties of boron carbide (B_xC) thin films deposited by radio frequency-plasma enhanced chemical vapour deposition technique, in: *Materials Research Bulletin*, 2019, Nr. 109, 175-182.
- [5] Bute, A. (2020): Boron carbide thin films deposited by RF-PECVD and PLD technique: A comparative study based on structure, optical properties, and residual stress, in: *Materials Chemistry and Physics*, 2021, Nr. 258, 123860.
- [6] Sezer, A.O. (2001): Chemical vapor deposition of boron carbide, in: *Materials Science and Engineering*, 2001, Nr. B 79, 191-202.
- [7] Saito, K. (2014): Deposition of Amorphous Boron Carbide Films with Pulsed Magnetron Sputtering and Evaluation of their Mechanical Properties, in: *AMR*, 2014, Nr. 970, 97-101.
- [8] Wang, C. (2016): Microstructure, hardness and toughness of boron carbide thin films deposited by pulse dc magnetron sputtering, in: *Ceramics International*, 2016, Nr. 42, 6342-6346.
- [9] Lai, C.-C. (2022): Effect of substrate roughness and material selection on the microstructure of sputtering deposited boron carbide thin films, in: *Surface and Coatings Technology*, 2022, Nr. 433, 128160.
- [10] Shin, S.J. (2021): Oblique angle deposition of boron carbide films by magnetron sputtering, in: *Journal of Applied Physics*, 2021, Nr. 130, 125305.
- [11] Bayu Aji, L.B. (2022): Effect of substrate temperature on sputter-deposited boron carbide films, in: *Journal of Applied Physics*, 2022, Nr. 131, 75304.
- [12] Bao, R. (2009): Transitions of Boron Carbide to B-C-N Thin Film, in: *MRS Proc.*, 2009, Nr. 1204.
- [13] Pasqual, E. (1999): Boron carbide thin films deposited by tuned-substrate RF magnetron sputtering, in: *Diamond and Related Materials*, 1999, Nr. 8, 402-405.
- [14] Nehate, S.D. (2021): Influence of Substrate Temperature on Electrical and Optical Properties of Hydrogenated Boron Carbide Thin Films Deposited by RF Sputtering, in: *Coatings*, 2021, Nr. 11, 196.
- [15] Donley, M.S. (1991): Low Temperature Synthesis of Carbide Thin Films by Pulsed Laser Deposition (PLD), in: *MRS Proc.*, 1991, Nr. 235, 107.
- [16] Castillo, H.A. (2011): Substrate temperature influence on boron carbide coatings grown by the PLD technique, in: *Surface and Coatings Technology*, 2011, Nr. 205, 3607-3612.
- [17] Zemsky, D. (2007): Structure and morphology of pulsed laser deposited boron carbide films: Influence of deposition

- geometry, in: *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, 2007, Nr. 102, 104309.
- [18] Sun, H. (2004): Chemical Structure and Micro-Mechanical Properties of Ultra-Thin Films of Boron Carbide Prepared by Pulsed-Laser Deposition, in: *Tribology Letters*, 2007, Nr. 17, 99-104.
- [19] Szörényi, T. (2004): The combined effect of laser fluence and target deterioration in determining the chemical composition of pulsed laser deposited boron carbide films, in: *Surface and Coatings Technology*, 2004, Nr. 180-181, 127-131.
- [20] Aoqui, S. (2002): Preparation of boron carbide thin film by pulsed KrF excimer laser deposition process, in: *Thin Solid Films*, 2002, Nr. 407, 126-131.
- [21] Kokai, F. (2002): Effect of laser fluence on the deposition and hardness of boron carbide thin films, in: *Applied Physics A: Materials Science & Processing*, 2002, Nr. 74, 53-536.
- [22] Derkach, O.N. (1997): Pulsed laser deposition of boron carbide: spectroscopic study of laser ablation plasma, in: *Laser Applications in Microelectronic and Optoelectronic Manufacturing II, SPIE*, 1997, 48-58.
- [23] Caricato, A.P. (2019): Wavelength, fluence and substrate-dependent room temperature pulsed laser deposited B-enriched thick films, in: *Applied Surface Science*, 2019, Nr. 483, 1044-1051.
- [24] Samsonov, G.V. (1970): Temperature dependence of the coefficients of friction of boron and silicon carbides in a vacuum, in: *Powder Metall Met Ceram*, 1970, Nr. 9, 587-589.
- [25] Tkachenko, Y.G. (1985): High-temperature friction and some properties of hot-pressed boron carbide, in: *Inst. of Materials Science, Academy of Sciences of the Ukrainian SSR*, 23:12.
- [26] Cao, X. (2019): The Tribological Performances of the Boron Carbide Films Tested under Wet Air and Wet N₂ Conditions, in: *Tribology Letters*, 2019, Nr. 67.
- [27] Cuong, P.D. (2006): Effects of relative humidity on tribological properties of boron carbide coating against steel, in: *Surface and Coatings Technology*, 2006, Nr. 201, 4230-4235.
- [28] Gogotsi, Y. (1992): Tribochemical interactions of boron carbides against steel, in: *Wear*, 1992, Nr. 154, 133-140.
- [29] Zhang, W. (2021): A review of tribological properties for boron carbide ceramics, in: *Progress in Materials Science*, 2021, Nr. 116, 100718.
- [30] Sonber, K. (2015): Tribological properties of boron carbide in sliding against WC ball, in: *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2015, Nr. 51, 110-117.
- [31] Oliver, W.C. (1992): An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments, in: *J. Mater. Res.*, 1992, Nr. 7, 1564-1583.
- [32] Jahn, F. (2021): Properties of Boron Carbide Thin Films Deposited by Pulsed Laser Deposition, in: *Surface and Coatings Technology*, 2021, 127480.