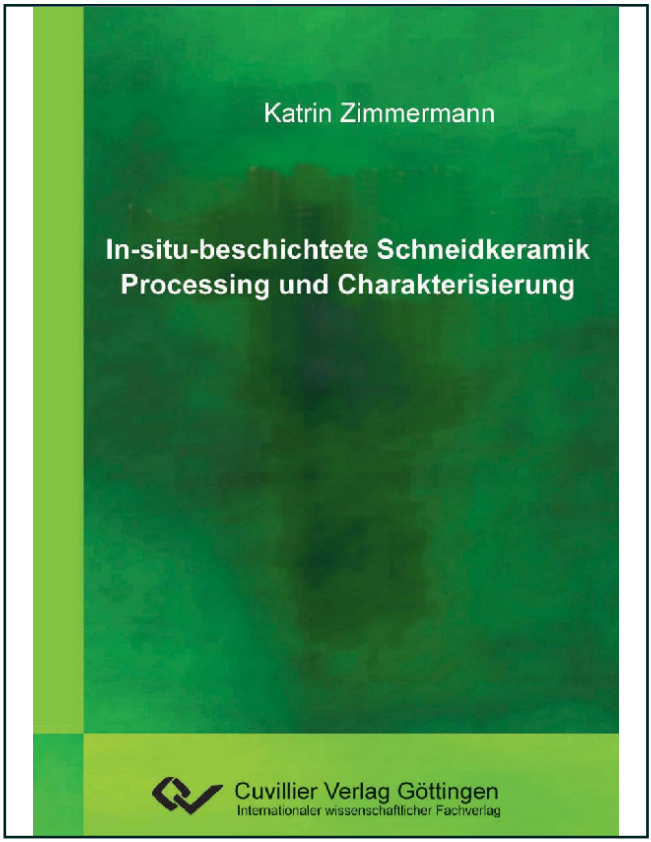
Katrin Zimmermann (Autor)

In-situ-beschichtete Schneidkeramik Processing und Charakterisierung



https://cuvillier.de/de/shop/publications/604

Copyright:
Cuvillier Verlag, Inhaberin Annette Jentzsch-Cuvillier, Nonnenstieg 8, 37075 Göttingen, Germany
Telefon: +49 (0)551 54724-0, E-Mail: info@cuvillier.de, Website: https://cuvillier.de

1. Einleitung

Schneidwerkzeuge bestimmen seit Urzeiten die Entwicklung der Menschheit. Die frühesten bekannten Werkzeuge, die nach ihrem Fundort benannten „Oldowanwerkzeuge“, sind bearbeitete Steine. Diese wurden erstmals vor etwa 2,5 Mio. Jahren vom frühzeitlichen Homo rudolfensis hergestellt. Daraus entwickelte sich der bekanntere Nachfolger, der Faustkeil. Der zweiseitig bearbeitete Faustkeil war ein Universalwerkzeug, welches zum Schneiden, Hacken und Schaben bis in die Spätzeit der Neandertaler vor 40 000 Jahren verwendet wurde. Im Mittelpaläolithikum (vor etwa 200 000 Jahren) wurden die ersten Steinklingen durch eine ausgeklügelte Abschlagtechnik hergestellt. Geschliffene Steinkwerkzeuge, wie z. B. Beilklingen, treten ab der Jungsteinzeit vor ca. 7500 Jahren auf. Zu dieser Zeit gelang den Menschen auch die erste erfolgreiche metallurgische Verarbeitung. Das Vermögen, Bronze und daraus entsprechende Werkzeuge herzustellen, bedeutete das Ende der Ära der Steinwerkzeuge und den Beginn der sogenannten Bronzezeit. Bronze, einer Legierung aus 90 % Kupfer und 10 % Zinn, übertraf alle anderen, damals zur Verfügung stehenden Werkstoffe in ihren Anwendungseigenschaften, was ihr zu ihrer herausragenden Stellung in dieser Zeit verhalf. Die Erfindung des Schwertes fällt ebenfalls in diese Zeit. Abgelöst wurde die Bronzezeit schließlich mit Entwicklung der Eisenverhüttung und -verarbeitung durch die danach benannte Eisenzeit. Werkzeuge und Waffen aus Eisen waren in ihren Eigenschaften denen aus Bronze deutlich überlegen [1, 2].

Die Entwicklung neuer Werkzeuge war der Indikator für die evolutionäre Entwicklung hin zum modernen Menschen. Allein schon der Umstand, dass die frühzeitlichen Etappen der Menschheit - Steinzeit, Bronzezeit, Eisenzeit - nach dem Material ihrer damaligen Werkzeuge benannt wurden, zeigt, wie wichtig die Entwicklung von Werkzeugen und insbesondere der dazugehörigen Werkstoffe für den Menschen war und auch bis heute ist. Wer damals das bessere Schneidwerkzeug hatte, dessen Überlebenschancen stiegen. So kam es zur Verdrängung und dem Untergang anderer Kulturen aufgrund der Überlegenheit eines neuen Schneidwerkzeugs.

Natürlich hat sich heutzutage, im postindustriellen Zeitalter, die Bedeutung des Schneidwerkzeugs relativiert, es geht nicht mehr um Leben oder Tod; aber die Entwicklung neuer Schneidwerkstoffe ist weiterhin eine Grundlage des technologischen Fortschritts der Gesellschaft. Schneidstoffe ermöglichen die Bearbeitung verschiedenster Werkstoffe und machen damit die Herstellung einer Vielzahl komplizierter, feinstruktierter Bauteile überhaupt erst möglich. Auch spielt der Kostenfaktor eine immense Rolle. Erst wenn ein Bauteil wirtschaftlich im Serienmaßstab gefertigt werden kann, kann es sich gesellschaftlich durchsetzen. Der Entwicklung neuer, kostengünstiger Schneidstoffe kommt also eine Schlüsselrolle zu.

Die Ära der modernen Schneidstoffe wurde mit Erfindung des Hartmetalls eingeläutet. Wendeschneidplatten aus Hartmetall wurden erstmals 1926 unter dem Namen Widia ("Wie Diamant") von der Firma Krupp auf den Markt gebracht [3]. Seitdem tragen stetige Neu- und Weiterentwicklungen im Sektor der Schneidstoffe dazu bei, Eigenschaften wie Oberflächengüte, Toleranzgenauigkeit, Schnittgeschwindigkeit, Einsatzdauer, usw. einer Wendeschneidplatte zu erhöhen, und dies bei einer Verringerung der Herstellkosten. Auch wird durch entsprechende Innovationen die Bearbeitbarkeit schwer zerspanbarer Stoffe zunehmend möglich.

Diese Arbeit befasst sich mit der Weiterentwicklung einer bereits am Institut für keramische Hochleistungswerkstoffe entwickelten Mischkeramik, welche für das Hartdrehen bestimmt ist. Motivation und Ausgangspunkt dieser Arbeit war die Entdeckung, dass sich dünne TiC-Schichten in-situ auf der Mischkeramik bilden können und diese offenbar zu einer beträchtlichen Leistungssteigerung der Wendeschneidplatte führen.

Die Arbeit lässt sich in drei Teilbereiche untergliedern. Zunächst wurde ein Prozess zur in-situ-Beschichtung von Mischkeramik entwickelt. Dieser wird im ersten Teil dargestellt. Im Anschluss daran folgt im zweiten Abschnitt die Charakterisierung funktionaler Eigenschaften, wie Schneidverhalten, Deformationsverhalten und Oxidationseigenschaften. Der dritte Schwerpunkt liegt in der nanomechanischen Charakterisierung des elastisch-plastischen Verhaltens der neu entwickelten Keramik.

2. Grundlagen

2.1. Schneidwerkstoffe

Die großen mechanischen und thermischen Werkzeugbeanspruchungen, die bei der Zerspanung gehärteter Stahlwerkstoffe mit geometrisch bestimmter Schneide auftreten, erfordern eine hohe Warmhärte und innere Bindefestigkeit sowie hohe Kantenfestigkeit des Schneidstoffes. Die Verschleißfestigkeit und die Kantenstabilität bestimmen primär die Oberflächengüte und die Maßgenauigkeit eines Werkstückes. Wegen der im Prozess auftretenden hohen Zerspantemperaturen muss der Schneidstoff außerdem eine sehr hohe chemische Stabilität aufweisen. Zusammengefasst ergeben sich daraus wesentliche Anforderungen an die Materialien der heutigen Schneidwerkzeuge [4]:

- große Härte und Druckfestigkeit
- hohe Zähigkeit und Biegefestigkeit
- hohe Verschleißfestigkeit
- hohe Temperaturbeständigkeit
- hohe chemische Beständigkeit
- hohe Oxidationsbeständigkeit
- Wirtschaftlichkeit.

Die Zerspanungstechnik unterscheidet drei Gruppen harter Schneidstoffe: (1) Hartmetalle bzw. Cermets, (2) Schneidkeramiken sowie (3) die sogenannten hochharten Schneidstoffe kubisches Bornitrid (CBN) und polykristalliner Diamant (PKD) [5]. In Abb. 2.1 sind die verschiedenen Schneidstoffe gemäß ihrer charakteristischen Härte und Zähigkeit eingeordnet.

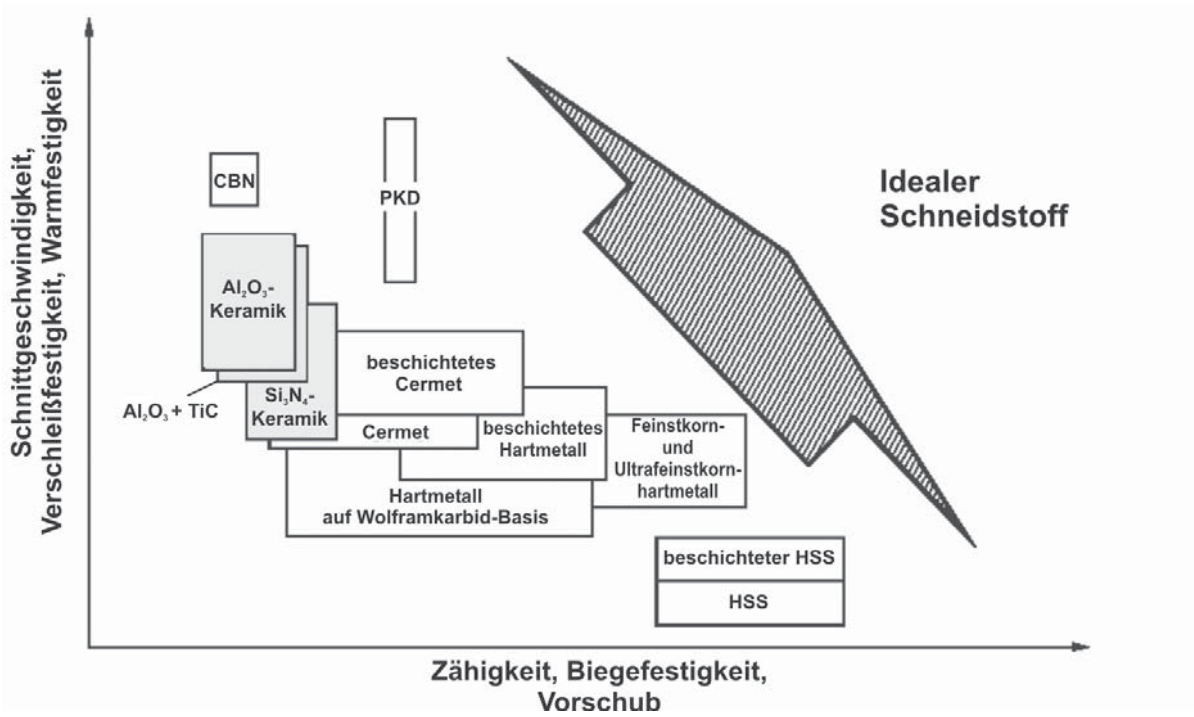


Abbildung 2.1.: Einordnung von Schneidstoffen nach König [4].

Hartmetalle und Cermets Die klassischen Hartmetalle bestehen aus WC als Hartstoffphase und Co als metallische Binderphase und werden pulvermetallurgisch hergestellt. Durch Variation des Binder/Hartstoffanteils sowie der Korngröße der Hartstoffphase kann die Zähigkeit des Werkstoffs in einem weiten Bereich eingestellt werden. Cermets gehören ihrem Aufbau nach ebenfalls zu den Hartmetallen. Jedoch sind hier TiN und TiC die Haupthärtebildner, als Binder wird in erster Linie Nickel eingesetzt [4]. Generell werden für die Hartstoffphase interstitielle Carbide, Nitride oder auch Boride der Metalle aus den Gruppen IV (Ti, Zr, Hf), V (V, Nb, Ta) und VI (Cr, Mo, W) des Periodensystems eingesetzt. Für die Binderphase wird eine Legierung der Elemente Fe, Co, Ni oder Mo [6] verwendet.

Hartmetalle bzw. Cermets decken mit Abstand den größten Bereich der Zerspanungsanwendungen ab und haben dadurch den weitaus größten Anteil am Schneidstoffmarkt. Realisierbar ist dies letztendlich durch die große Variationsvielfalt des Substratmaterials sowie der Optimierungsmöglichkeiten der Eigenschaften durch nachträglich aufgebrachte CVD (chemical vapour deposition)- oder PVD (physical vapour deposition)-Schichten. Sie sind daher nahezu universell einsetzbar, wie z. B. zur Bearbeitung von Guss, NE-Metallen, Stahl oder schwer zerspanbaren Legierungen [5].

Etwa 70 % der zum Drehen verwendeten Hartmetalle werden beschichtet, um die Verschleißfestigkeit zu erhöhen [4]. Die Beschichtung erfolgt standardmäßig über PVD- oder CVD-Verfahren. Weitere Details zu diesen Verfahren werden hier nicht gegeben. Bei Interesse wird auf die einschlägige Fachliteratur verwiesen [7, 8, 9]. TiAlN ist am Markt momentan das Standardbeschichtungsmaterial, welches aufgrund seiner höheren Oxidations- und Verschleißbeständigkeit die ursprünglichen TiN- oder TiCN-Schichten abgelöst hat. Die PVD-Technologie erlaubt eine breite Variation der elementaren Zusammensetzung, wodurch die Schichteigenschaften weiter optimiert wurden. Eine Steigerung des Al-Anteils (AlTiN-Schichten) führt beispielsweise zu noch höherer Härte und erlaubt höhere Einsatztemperaturen. AlCrNi-Schichten zeigen extreme Oxidationsbeständigkeit, jedoch eine geringere Härte. Ebenso kann durch den Einbau weiterer Elemente, wie z. B. Si, durch Gitterverzerrungen die Härte gesteigert werden. Oxidische Schutzschichten, die eine maximale Verschleißbeständigkeit bei hohen Temperaturen aufweisen, konnten in der Vergangenheit nur über das CVD-Verfahren bei relativ hohen Prozesstemperaturen (ca. 1000°C) abgeschieden werden, wodurch die Substratwahl stark eingeschränkt war. Seit wenigen Jahren sind nun auch erstmals PVD-abgeschiedene Al_2O_3-Schichten erhältlich. Ein weiterer Trend ist die Optimierung der Mikrostruktur der Schichten. So weisen sogenannte Nanocomposites oder Schichten mit Superlattice-Strukturen eine höhere Härte und Stabilität im Vergleich zur herkömmlichen Schichtstruktur auf. Neueste Schichttypen sind meist Mehrschichtsysteme für eine optimale Anpassung der Eigenschaften auf den Anwendungsfall [5, 10, 9, 11].

Hochharte Schneidwerkstoffe (Superabrasives) Der Einsatzbereich für PKD (Polykristalliner Diamant) beschränkt sich im Wesentlichen auf die Bearbeitung von Nichteisenwerkstoffen, insbesondere Aluminium. Schneidplatten aus kubischem Bornitrid (CBN) sind ähnlich spröde wie Keramik jedoch mit deutlich gesteigerter Verschleißfestigkeit. Sie werden zum einen für das Schlichten von perlitischem Guss bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten sowie für die Hartbearbeitung (ab 56 HRC) eingesetzt [5]. Kubisches Bornitrid ist somit ein direkter „Gegenspieler“ der Mischkeramik (Al_2O_3-TiC) im Bereich der Hartzerspanung.

Schneidkeramik Aufgrund der positiven Materialeigenschaften wie hohe Warmfestigkeit, gute chemische Beständigkeit sowie hohe Verschleißfestigkeit, dringen keramische Schneidstoffe immer weiter in die Anwendungsbereiche der konventionellen Schneidstoffe,

den Hartmetallen, ein. Beim Einsatz von Schneidkeramiken ist kein Kühl- und Schmiermittel erforderlich. Es sind wesentlich höhere Geschwindigkeiten und kürzere Bearbeitungszeiten als bei dem Einsatz konventioneller Schneidstoffe erreichbar und daher eine höhere Wirtschaftlichkeit erzielbar. Als generelle Nachteile können im Wesentlichen das spröde Materialverhalten sowie die Empfindlichkeit gegenüber thermischer und mechanischer Wechselbeanspruchung genannt werden [12, 4]. Schneidkeramiken lassen sich in vier Untergruppen einteilen:

- Oxidkeramik
- Mischkeramik
- Siliziumnitridkeramik
- Whiskerverstärkte Keramik

Reine **Aluminiumoxidkeramik**, die aufgrund ihrer Farbe häufig „weiße Keramik“ genannt wird, zeichnet sich durch eine maximale Warmhärte sowie Inertheit gegenüber anderen Materialien aus und wird daher erfolgreich bei sehr hohen Schnittgeschwindigkeiten eingesetzt. Allerdings hat sie den Nachteil, dass sie sehr spröde ist. Mit Hilfe von ZrO_2 ist es möglich, die Zähigkeit der Oxidkeramik deutlich zu steigern und somit den Bruchwiderstand zu erhöhen. Das Haupteinsatzgebiet der Oxidkeramiken (Al_2O_3 oder Al_2O_3-ZrO_2) ist das Schrupp- und Schlichtdrehen von Gusseisen- und Stahlwerkstoffen sowie das Einstechdrehen [4, 12, 13, 14].

Durch das Einbringen eines Hartstoffes in die Al_2O_3-Matrix, wie zum Beispiel TiC oder TiN, können die Härte und Wärmeleitfähigkeit verbessert werden. Diese Art der Schneidkeramik bezeichnet man als **Mischkeramik** oder schwarze Keramik. Die Mischkeramik besitzt im Vergleich zur Oxidkeramik eine bessere Verschleißfestigkeit und Thermoschockbeständigkeit. Da Mischkeramiken außerdem eine hohe Warmhärte und Kantenfestigkeit besitzen, werden sie neben der klassischen Anwendung bei der Gussbearbeitung zunehmend zur Hartbearbeitung eingesetzt [4, 12, 14]. Die Mischkeramik ist zwar im Bereich der Hartzerspanung technisch dem CBN unterlegen, der geringere Preis macht den Einsatz jedoch wieder wirtschaftlich. In Kapitel 2.2 wird auf Mischkeramiken genauer eingegangen, da die vorliegende Arbeit auf diesem Material basiert.

Siliziumnitridkeramiken beinhalten als Basis Si_3N_4 und können als weitere Bestandteile SiAlONe oder Hartstoffzusätze enthalten. Sie wurden für die Bearbeitung von Gusseisenwerkstoffen entwickelt und weisen eine für Keramiken hohe Bruchzähigkeit und ein

gutes Thermoschockverhalten auf. Der hohe Bruchwiderstand resultiert aus der stängeligen Form der Si_3N_4-Kristalle. Daher eignen sie sich für die Hochgeschwindigkeitsbearbeitung oder den Einsatz bei schwierigen Bedingungen wie stark unterbrochenen Schnitten und schwankenden Aufmaßen. Aufgrund ihrer hohen Affinität zu Eisen ist eine Stahlbearbeitung mit Si_3N_4 nicht möglich [12].

Schließlich gibt es noch **whiskerverstärkte Schneidkeramiken**, welche aus einer Al_2O_3-Matrix mit 20 bis etwa 40 Vol-% SiC-Whiskern bestehen. Die stäbchenförmigen, einkristallinen SiC-Whisker verbessern die Festigkeit und in einem hohen Maß die Zähigkeit der Keramik. Eingesetzt wird dieser Schneidstoff nur für schwer zerspanbare Werkstoffe, wie zum Beispiel Ni-Basislegierungen. Hier können aufgrund ihrer Eigenschaften wirtschaftliche Vorteile durch höhere Schnittgeschwindigkeiten erreicht werden [4, 12, 14].

Schneidkeramiken werden in aller Regel unbeschichtet eingesetzt. Das PVD-Beschichten von keramischen Wendeschneidplatten stellt seit Jahren eine Herausforderung dar. Hauptgründe sind die schlechte Haftung der abgeschiedenen Schichten sowie die geringe Leitfähigkeit des Substratmaterials [15]. Jedoch ist die Industrie bestrebt, die Entwicklung von PVD-Beschichtungen nichtleitender Schneidstoffe voranzutreiben [16], um deren Standzeit zu erhöhen. Einige Ausnahmen sind bereits am Markt erhätlich. So vertreibt CeramTec neuerdings SiAlON-Keramik mit Al_2O_3-Beschichtung [10]. Cemecon bietet die Beschichtung von Si_3N_4-Keramik mit TiAlN an [17]. Ebenso werden auch Mischkeramiken vereinzelt mit TiN-Beschichtung vertrieben, wobei die Beschichtung hier vor allem der Verschleißerkennung dient.

2.2. Al_2O_3-TiC-Keramik

2.2.1. Eigenschaften

Al_2O_3-TiC, die sogenannte Mischkeramik, wird in erster Linie zum Hartfeindrehen von gehärteten Stählen mit Härten bis zu 62 HRC eingesetzt, für die Feinbearbeitung von Graugusswerkstücken und das Hartdrehen von Walzen. Durch den Zusatz von TiC zum Aluminiumoxid wird die Bruchzähigkeit, Wärme- und elektrische Leitfähigkeit gegenüber dem Al_2O_3-Polykristall gesteigert. Allerdings verringert sich die Oxidationsbestän-

digkeit und auch die Warmhärte des Materials. Als Optimum hat sich ein Mischungsverhältnis von ca. 70 % Al_2O_3 zu 30 % TiC durchgesetzt [12, 4].

2.2.2. Herstellung

Industriell werden Mischkeramiken nichtreaktiv aus den Ausgangspulvern Al_2O_3, Ti(C, N) sowie weiterer Sinterhilfsmittel durch Heißpressen oder Sintern, gefolgt von einem HIP[1]-Schritt, hergestellt. Für die vollständige Verdichtung werden neben sehr hohen Temperaturen von bis zu 1800°C auch hohe Drücke benötigt. Der erhöhte Druck ist notwendig, um die Bildung gasförmiger Produkte zwischen Al_2O_3 und TiC zu unterdrücken, welche sonst die Sinterfähigkeit der Mischkeramik wesentlich herabsetzen würden [14] (siehe hierzu auch Kap. 4.1.2). Der grundsätzliche Fertigungsablauf dieses klassischen Prozesses ist in Abbildung 2.2 dem am Institut für keramische Hochleistungswerkstoffe entwickelten, alternativen reaktiven Verfahren gegenübergestellt. Das dieser Arbeit zugrunde liegende Ausgangsmaterial wurde ebenfalls unter Anwendung des Reaktivverfahrens hergestellt.

Reaktive Herstellung Unter Ausnutzung der aluminothermischen Reaktion von metallischem Aluminium mit edleren Metalloxiden können Al_2O_3-TiC-Keramiken durch Reaktionssynthese hergestellt werden. Der Prozess basiert auf dem s-3A-Verfahren (sintered Alumina-Aluminide Alloys), welches von Claussen et al. [18] entwickelt wurde. Bei der Herstellung von Al_2O_3-TiC ist er durch die Reaktion von pulverförmigen TiO_2 mit Aluminiumpulver (siehe Gl. 2.1) bei Temperaturen zwischen 550°C und 700°C, gefolgt von einer drucklosen Verdichtung bei 1625°C, charakterisiert.

$$2\ \mathrm{Al(s)} + 3\ \mathrm{TiO_2(s)} \rightarrow \mathrm{Al_2O_3(s)} + 3\ \mathrm{TiO(s)} \tag{2.1}$$

Die Pulveraufbereitung sowie die Prozessparameter wurden von Bruhn [19] und Püschel [20] untersucht und optimiert. Zur Kontrolle der exothermen aluminothermischen Umsetzung des Al zu Aluminiumoxid wird zusätzlich inertes Al_2O_3 und TiC zugegeben. Dies reduziert die Energiefreisetzung pro Volumeneinheit. In Verbindung mit der Wahl einer sehr langsamen Aufheizrate in diesem Bereich wird so gewährleistet, dass es während der reaktiven Umsetzung nicht zu Temperaturinhomogenitäten innerhalb der

[1] Heißisostatisches Pressen

Probe kommt. Dadurch ist die Bildung einer homogenen, feinkörnigen Mikrostruktur möglich. In der nachfolgenden Sinterphase bei 1625°C wird das Material endverdichtet. Die lückenlose Mischbarkeit der kubischen TiO- und TiC-Phase [21] führt dabei zur Ti(C, O)-Mischkristallbildung, so dass nach dem Sintern ein zweiphasiges Gefüge aus Al_2O_3 und kubischem Ti(C, O) erhalten wird. Aufgrund des ZrO_2-Mahlkugelabriebs während der Pulveraufbereitung sind darüber hinaus ZrO_2-/ZrC-Anteile im Gefüge vorhanden. Das ZrC resultiert aus einer teilweisen Reduktion des ZrO_2 während der Reaktionssinterung. Diese erfolgt wohl durch die im Material enthaltenen Kohlenstoffreste des zum Attritieren verwendeten Lösungsmittels [20].

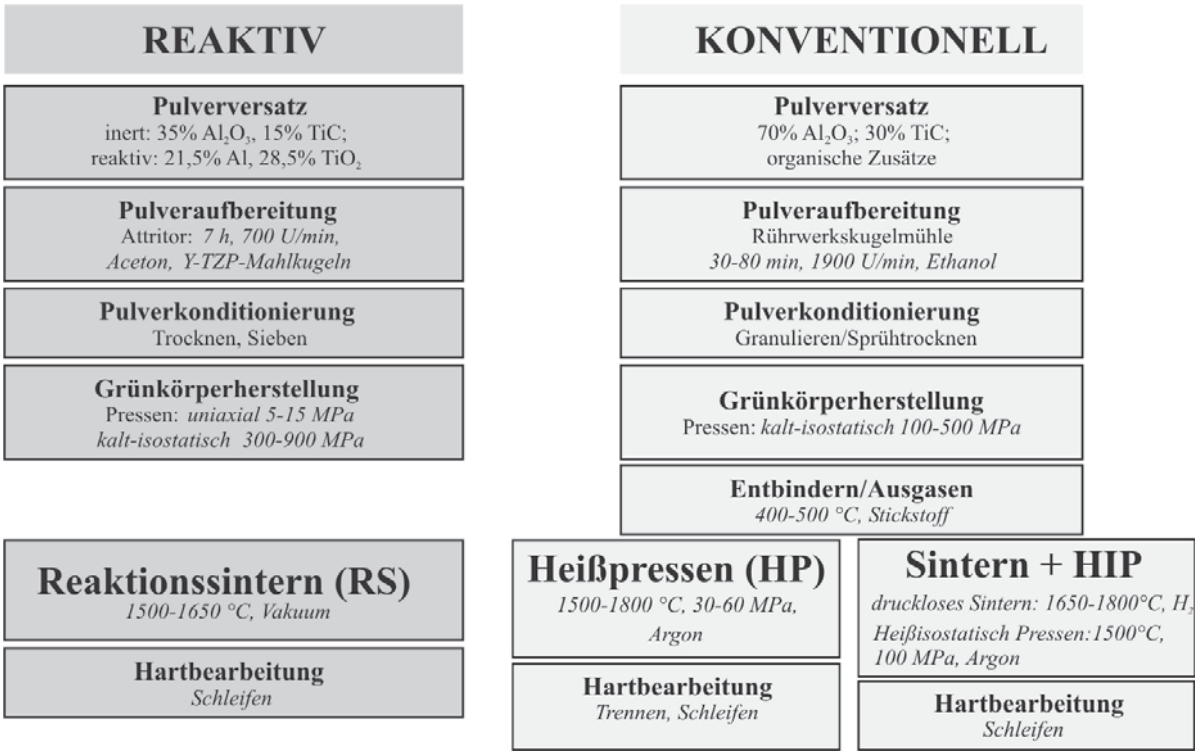


Abbildung 2.2.: Gegenüberstellung des reaktiven, am Institut für keramische Hochleistungswerkstoffe entwickelten Verfahrens und des konventionellen Prozesses zur Herstellung von Mischkeramik.