

¹⁾ Westsächsische Hochschule Zwickau (WHZ),

²⁾ Fraunhofer-Institut für Werkzeugmaschinen und Umformtechnik (IWU)

Neue Umformstrategien für Getriebewellen und resultierende Herausforderungen bei der spanenden Weiterbearbeitung

Das Bohrungsdrücken – als inkrementelles Umformverfahren – besitzt erhebliches Potenzial zur material- und ressourcenschonenden Fertigung von Getriebewellen für eine Vielzahl mobiler Anwendungen. Die erforderlichen Prozessketten zur Bauteilfertigung bedingen dabei spanende Operationen, die zum einen bei Umformtemperatur ($> 500^{\circ}\text{C}$) und zum anderen bei Raumtemperatur erfolgen müssen. In beiden resultierenden Werkstoffzuständen treten Bearbeitungsprobleme auf, die vollkommen neue technologische und werkzeugtechnische Entwicklungen bedingen.

1 Einleitung

Eine aussichtsreiche Möglichkeit zur weiteren Steigerung der Material- und Ressourceneffizienz im Bereich der Antriebstechnik, ist die Herstellung von Hohlwellen aus Einsatz- oder Vergütungsstahl durch das inkrementelle Umformverfahren Bohrungsdrücken (vgl. Abb.1).

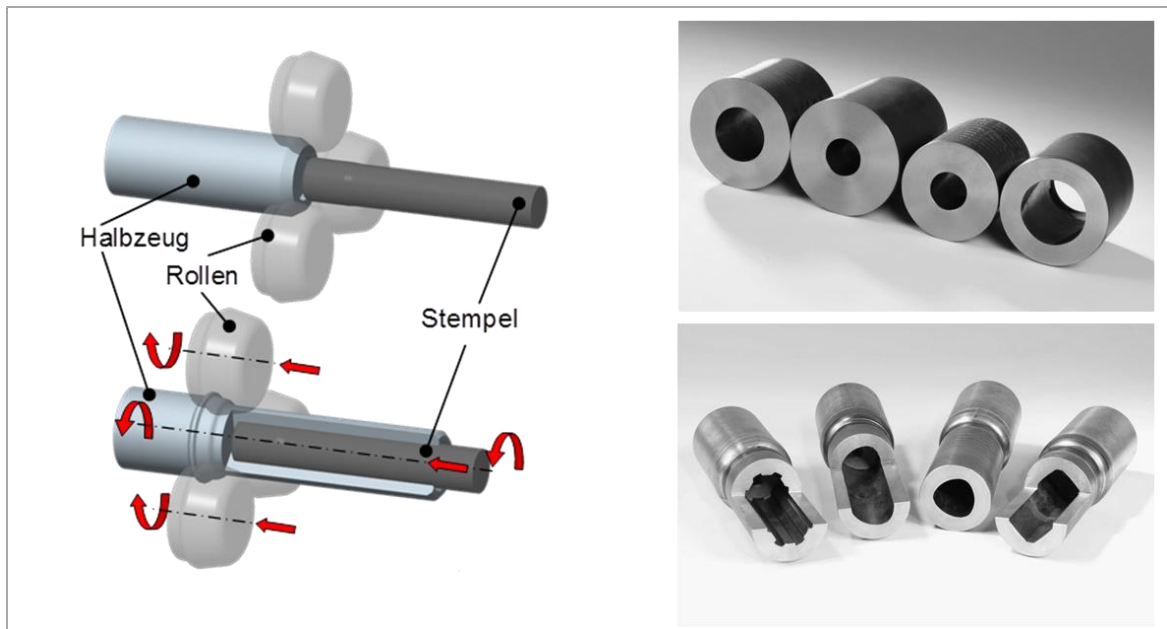
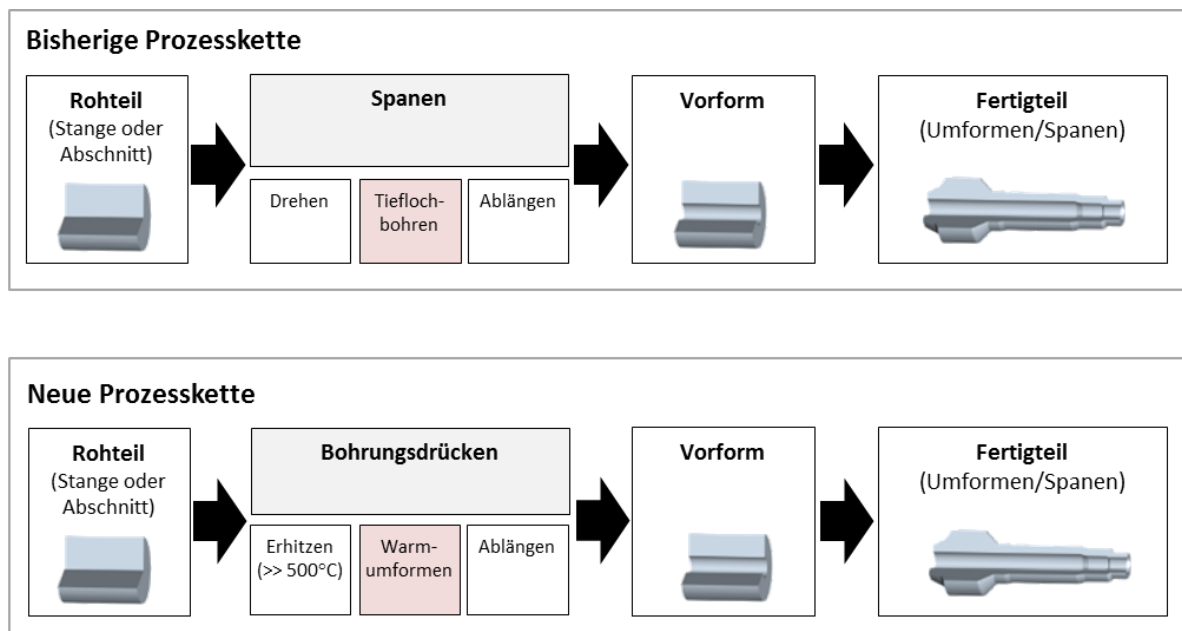


Abb. 1: Verfahrensprinzip und Formenspektrum des Bohrungsdrückens

Dieses Fertigungsverfahren ermöglicht die Wellengrundformgebung unter Verzicht der sonst üblichen spanenden Bearbeitung, welche bisher zu einem erheblichen Zeit- und Materialverlust führte. Der Vergleich bisheriger und durch das Bohrungsdrücken neu zu



gestaltender Prozessketten ist in Abb. 2 gegeben.

Abb. 2: Prozesskettenvergleich zur Getriebehohlwellenfertigung (vereinfacht)

Innerhalb der neuen Prozesskette kann jedoch nicht vollkommen auf die spanende Bearbeitung verzichtet werden. Für den Bohrungsdrückprozess ist eine stirnseitige Vorbearbeitung des Rohmaterials erforderlich, um den Drückstempel zu zentrieren. Weiterhin ist nach dem Drückprozess die Vorform vom Stangenmaterial zu trennen. Zur Gestaltung einer effizienten Prozesskette, bietet es sich an, diese Spanungsoperationen in der Bohrungsdrückmaschine bei Umformtemperatur auszuführen. Die abschließende Fertigbearbeitung wird wie bisher auf separaten Maschinen – im dann kalten Werkstückzustand – ausgeführt.

Aus der vorliegenden, neuen Prozesskette zur Getriebehohlwellenfertigung, ergeben sich zwei grundlegende, spanungstechnische Problemstellungen. Zum einen ist zu klären, wie die spanende Bearbeitung bei Umformtemperatur ($> 500^{\circ}\text{C}$) wirtschaftlich realisiert werden kann und zum anderen, welche Anforderungen sich aus den veränderten Bauteileigenschaften nach dem Bohrungsdrücken für die spanende Fertigbearbeitung ergeben.

Zur Beantwortung dieser Fragestellungen wurden Zerspanungsversuche an bohrungsgeprägten Werkstücken aus dem Werkstoff 18CrNiMo7-6 (1.6587), die bei einer Temperatur von ca. 1000°C umgeformt wurden, durchgeführt. Die Einstellung der Bearbeitungstemperatur erfolgte mittels einer temperaturgeregelten, induktiven Erwärmungsanlage, in einem Zeitintervall von 380 s.

2 Werkstofftechnische Aspekte

Um die Spanbarkeit bohrungsgedrückter Bauteile aus werkstofftechnischer Sicht bewerten zu können, sind die Bauteileigenschaften Festigkeit und Duktilität, die durch die Mikrostruktur des Probenwerkstoffes definiert werden, von entscheidender Bedeutung. Eine Mikrostrukturanalyse zur Beurteilung des Gefüges der bohrungsgedrückten Proben, in Zusammenhang mit einer Mikrohärtemessung wird zur Probencharakterisierung genutzt und deren Ergebnisse zur Spanbarkeitsanalyse herangezogen. Hieraus sollen erste Rückschlüsse auf geeignete technologische Maßnahmen zur wirtschaftlichen Bearbeitung bohrungsgedrückter Proben gezogen werden.

Für die Untersuchungen wurde ein Ringsegment mit einer Höhe von ca. 10 mm aus dem Hohlschaftbereich der Umformprobe präpariert (vgl. Abb. 3).

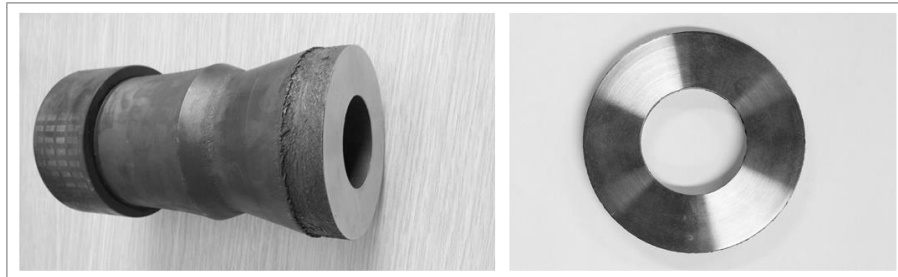


Abb. 3: Bohrungsdruckprobe (links) nach Präparation des Ringsegmentes (rechts)

Mikrostrukturanalyse:

Die Mikrostrukturanalyse wurde mittels Lichtmikroskopie (Kameramikroskop Leica DMI 5000) an metallographisch präparierten, aus dem Ringsegment entnommenen Proben durchgeführt (vgl. Abb. 3). Die Analyse der Mikrostruktur erfolgte im Längsschliff sowohl im Rand- als auch im Mittenbereich des Segmentes (vgl. Abb. 4).

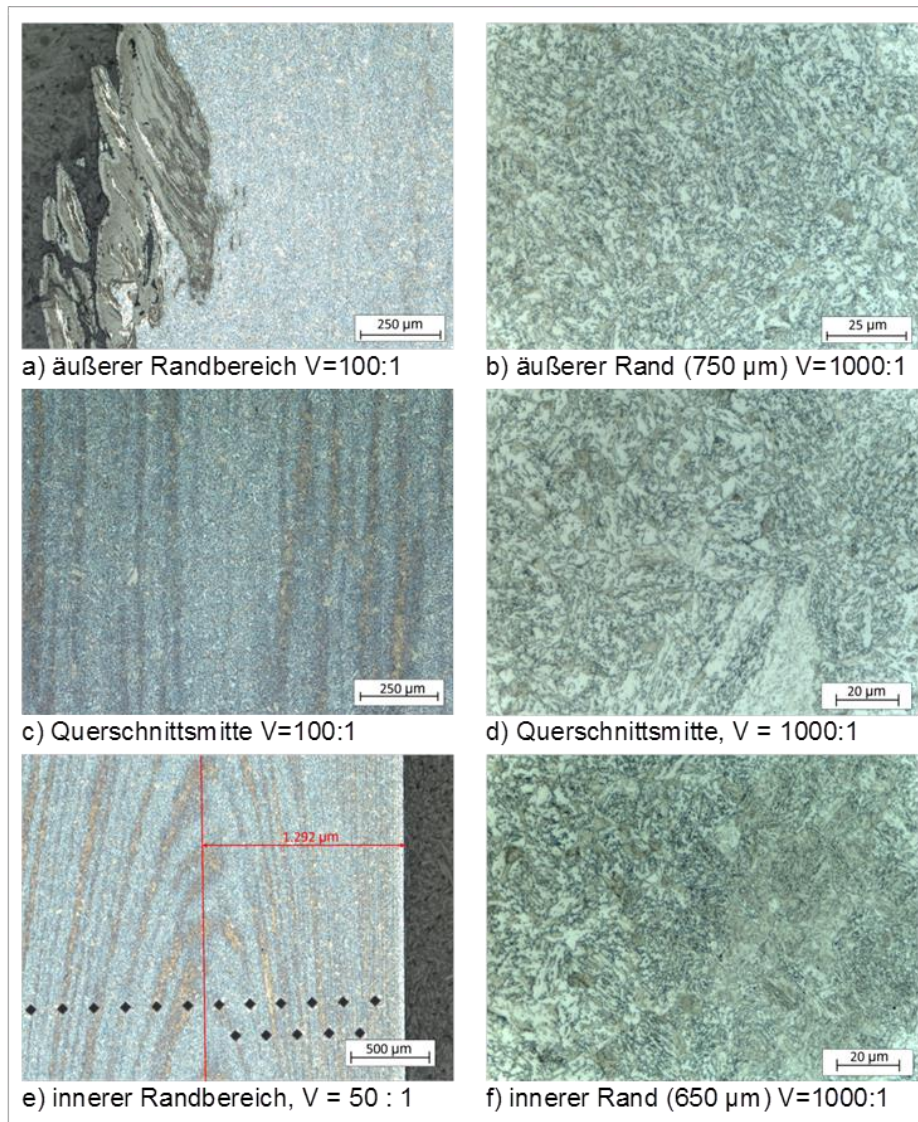


Abb. 4: Mikrostruktur im Rand- und Mittenbereich des Ringsegmentes (Längsschliff)

Die Abbildungen 4a charakterisiert die Mikrostruktur im unmittelbaren äußeren Randbereich der Probe, in dem sich lokal graue Bereiche von der ansonsten homogenen und feinkörnigen Struktur abheben. In der weiteren Untersuchung (EDX-Analyse) wurden in dieser Zone Oxideinschlüsse detektiert. Bei der im Randbereich vorliegenden Gefügestruktur handelt es sich um vorwiegend oberen Bainit, was bei einer Vergrößerung $V = 1000 : 1$ in der Detailaufnahme Abb. 4b deutlich wird. In den Seigerungszone mit Konzentrationsunterschieden der Legierungselemente, die ab ca. 1,5 bis 2,0 mm Randabstand (von außen) auftreten und sich über den Mittenbereich bis zum inneren Rand erstrecken, konnte auch unterer Bainit festgestellt werden (vgl. Abb. 4c bis 4f). Weitere Auffälligkeiten in der Gefügestruktur wurden im inneren Randbereich festgestellt (vgl. Abb. 4e). Hier zeigt sich eine deutliche Faserrichtungsumkehr in einem Randabstand von ca. 1,3 mm.

EDX-Analyse:

Zur Bestätigung der Annahme, dass sich im äußeren Randbereich Oxideinschlüsse befinden, wurde neben der Mikrostrukturanalyse eine REM/EDX-Untersuchung (TESCAN Mira 3 / Oxford Xmax50) vorgenommen. In der REM-Aufnahme (Abb. 5) zeichnet sich im äußeren Randbereich eine graue nahezu homogen Zone kontrastreich vom Grundgefüge ab. Dass es sich hierbei um eingewalzte Oxide handelt, wird durch die Ergebnisse der EDX-Analyse bestätigt, die sowohl im Bereich des Grundwerkstoffes (Abb. 5b) als auch im betreffenden Randbereich (Abb. 5a) durchgeführt wurde. Im Grundgefüge konnten ausschließlich die Legierungselemente des Einsatzstahles nachgewiesen werden, wohingegen im Randbereich ein erhöhter Sauerstoffanteil zu verzeichnen ist.

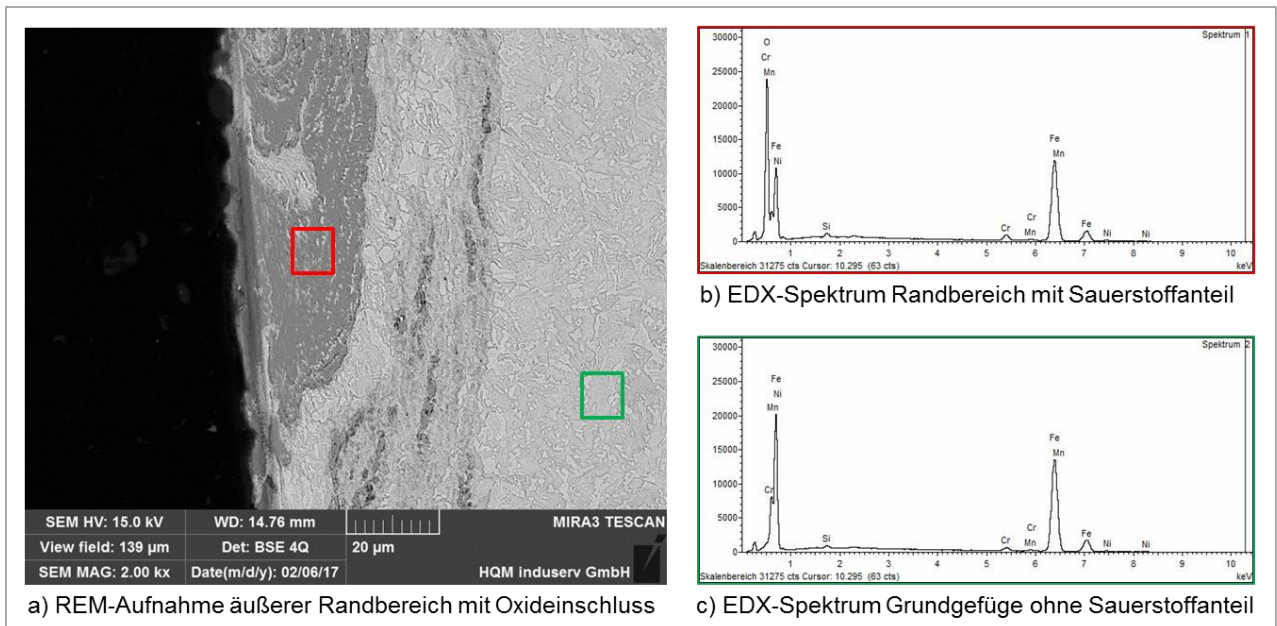


Abb. 5: REM/EDX-Analyse im äußeren Randbereich des Ringsegmentes

Mikrohärtemessung:

Die Mikrohärtemessung wurde planseitig, über die Wanddicke des präparierten Ringes (vgl. Abb. 3), in folgenden drei Prüfbereichen durchgeführt:

- Prüfbereich 1: Randabstand 0,1 mm bis 1,0 mm, Prüfabstand 0,1 mm
- Prüfbereich 2: Randabstand 1,0 mm bis 4,0 mm, Prüfabstand 0,2 mm
- Prüfbereich 3: Mittenbereich, Prüfabstand 0,5 mm

Der in Abb. 6 dargestellte Härteverlauf über dem Querschnitt des Ringsegmentes weist eine zwischen 305 HV1 und 354 HV1 - um den Mittelwert von 328 HV1 - schwankende Härte aus. Die Ursache für die Unstetigkeit im Härteverlauf kann auf das Vorhandensein von Seigerungen zurückgeführt werden. Eine Korrelation zwischen Härtemesswert und dessen relativer Lage zu den Probenrändern wurde nicht festgestellt.

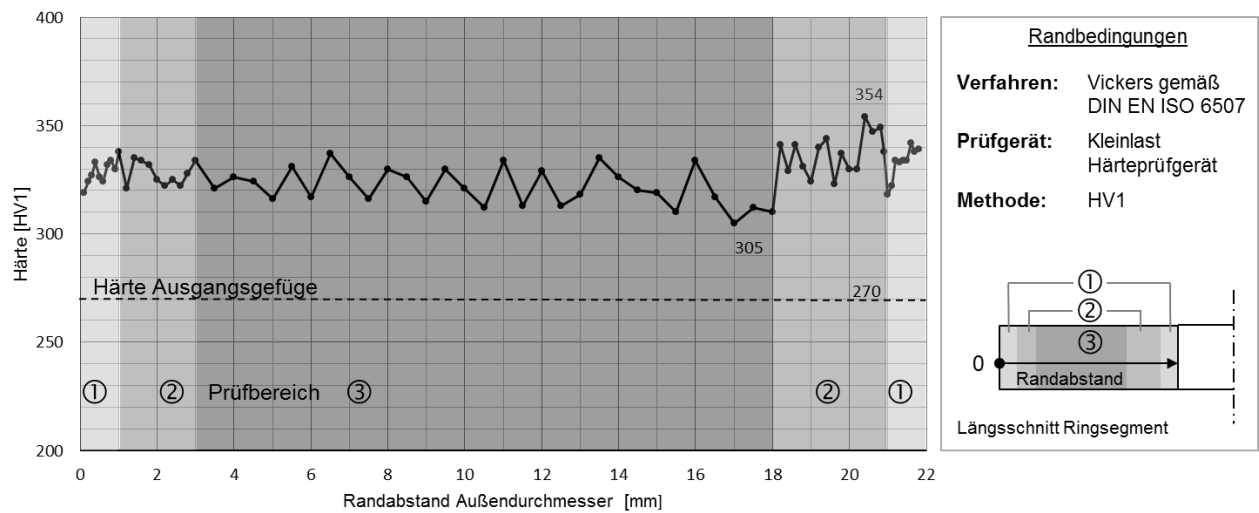


Abb. 6: Vickershärte (HV1) gemessen im Radialschnitt der Umformprobe (Ringsegment)

Der höchste Härtewert von 354 HV1 wurde im Bereich der Faserrichtungsumkehr, bei einem inneren Randabstand von ca. 1,3 mm, ermittelt (vgl. Abb. 4e). Die Härte der im äußeren Randbereich detektierten Oxide (Zundereinwalzungen) beträgt im Mittel 363 HV1, was in etwa der maximalen Gefügehärte entspricht (Tab. 1).

Tab. 1: Vickershärte der Oxideinschlüsse (Zunder) im äußeren Randbereich

HV1	Messung 1	Messung 2	Messung 3	Mittelwert
Zunder	422	311	356	363

3 Spannungstechnische Aspekte

Zur zukünftigen Umsetzung der Zerspannungsaufgaben in der Umformmaschine, wurden Grundlagenuntersuchungen zum Verschleißverhalten und den resultierenden Spannungen an vorgewärmten Bauteilen – im Temperaturbereich von 20°C bis 950°C – durchgeführt.

Im Besonderen sind die resultierenden Spannungen in Abhängigkeit der Bauteiltemperatur von Interesse, um zukünftige Maschinendimensionierungen zu ermöglichen. Deren Berechnung kann in der Prozessgestaltungsphase nur erfolgen, wenn die spezifische Schnittkraft für den jeweiligen Werkstoff und den zu betrachtenden Temperaturbereich bekannt ist. Demzufolge wurde ein Typenvertreter als Wellenwerkstoff ausgewählt (Einsatzstahl) und sowohl die $k_{i,1}$ als auch die Anstiegswerte m_i experimentell ermittelt. Diese Kennwerte stellen die Basis für eine exakte Berechnung der Schnitt-, Vorschub- und Passivkraft dar. Aus Abb. 7 geht der Verlauf des Hauptwertes der spezifischen Schnittkraft $k_{c1.1}$ in Abhängigkeit der Werkstücktemperatur ϑ für den betrachteten Werkstoff hervor.

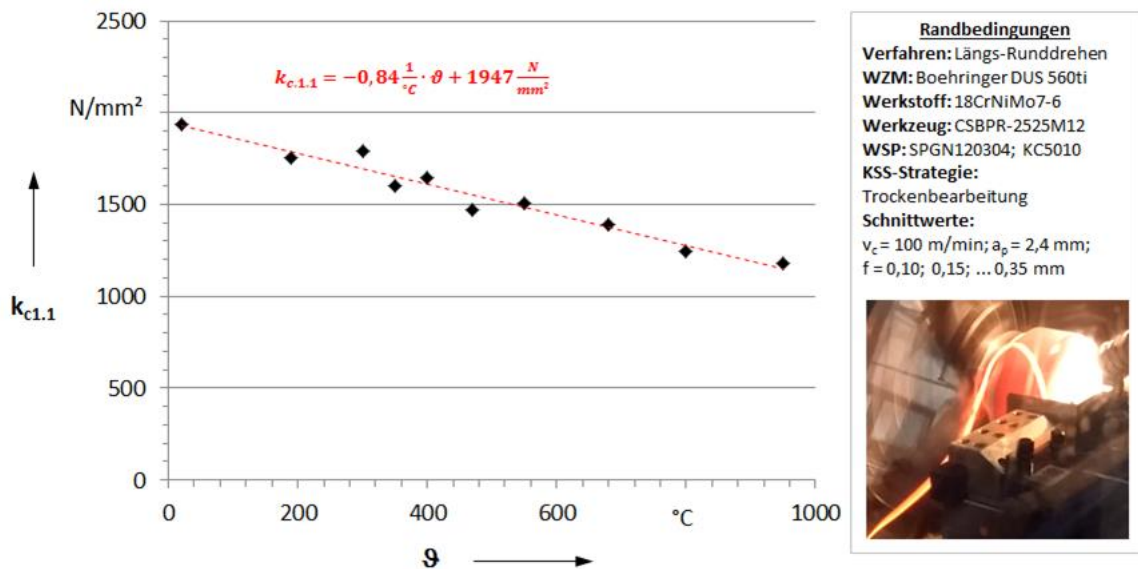


Abb. 7: Hauptwert der spezifischen Schnittkraft in Abhängigkeit der Werkstücktemperatur

Bedingt durch die abnehmende Festigkeit des Stahlwerkstoffes mit zunehmender Werkstücktemperatur, ist ein kontinuierlicher Rückgang des $k_{c1.1}$ -Wertes bei Temperaturerhöhung festzustellen. Bis zu einer Temperatur von 950°C wurde dabei eine lineare Abhängigkeit des Hauptwertes der spezifischen Schnittkraft von der Temperatur ermittelt, wobei der funktionale Zusammenhang im Diagramm Abb. 7 angegeben ist.

Die Verringerung des $k_{c1.1}$ -Wertes bedingt zwangsläufig eine Reduktion der Schnittkraft F_c , wobei der Unterschied zwischen Raumtemperatur und Umformtemperatur (950°C) ca. 40% beträgt. Dieser drastische Schnittkraftrückgang führt direkt zu einer Abnahme der erforderlichen Antriebsleistung an der Bearbeitungsmaschine.

Auf Basis der experimentell ermittelten Daten ist es nun möglich, im gesamten betrachteten Temperaturbereich, die Zerspanungskraftkomponenten rechnerisch zu ermitteln und die erforderlichen Zerspanungsoperationen auszulegen.

Neben den resultierenden Kräften, infolge stark erhöhter Bauteiltemperatur, sind Kenntnisse zum Verschleißverhalten für eine wirtschaftliche Prozessgestaltung von entscheidender Bedeutung. Hierzu zeigt Abb. 8 erste Ergebnisse beim Drehen mit unterschiedlichen Werkstücktemperaturen. Eingesetzt wurde eine beschichtete Standardhartmetallsorte, um die Leistungsfähigkeit marktgängiger Schneidstoffe bewerten zu können. Die betrachtete Maximaltemperatur betrug im Versuch 600°C.

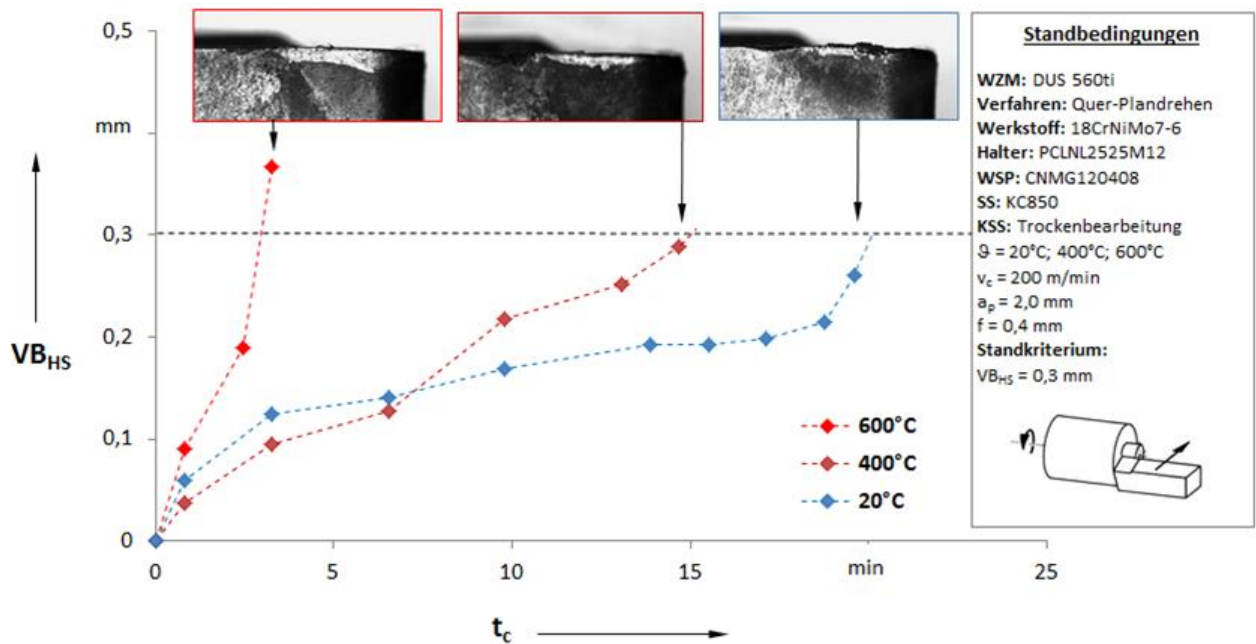


Abb. 8: Verschleißverhalten in Abhängigkeit der Werkstücktemperatur

Die dargestellten Verschleißverläufe zeigen – unter den gewählten Standbedingungen – bei einer Werkstücktemperatur von 20°C das Erreichen einer wirtschaftlichen Standzeit von ca. 20 min. Wird die Werkstücktemperatur auf 400°C gesteigert, tritt eine Reduktion der Standzeit um 25% auf. Die weitere Anhebung der Temperatur auf 600°C hat dann sogar ein Absinken der Standzeit um 85% zur Folge. Insgesamt betrachtet führt die gesteigerte Werkstücktemperatur zu einer zusätzlichen thermischen Belastung des Schneidstoffes, was sich in einem frühzeitigen, stark abrasiven Verschleißangriff im Schneidkanten- und Hauptfreiflächenbereich äußert.

Diese Ergebnisse belegen den zukünftigen Bedarf an thermisch beständigeren Beschichtungssystemen und Substraten, wobei auch Hochleistungsschneidstoffe, wie beispielsweise Schneidkeramiken, auf ihre Leistungsfähigkeit hin zu überprüfen sind.

Neben den beschriebenen, spanungstechnischen Herausforderungen infolge der stark erhöhten Bauteiltemperatur, sind innerhalb der neu zu gestaltenden Prozessketten zur Hohlwellenfertigung weitere Herausforderungen zu erwarten. Die erforderliche Endformgebung nach dem Bohrungsdrücken, muss im inkrementell umgeformten Bauteilbereich erfolgen. Die schon dargestellten werkstofftechnischen Veränderungen werden hier zu einer negativen Beeinflussung der Spanbarkeit führen.

Eine erste Bewertung der Spanbarkeit erfolgte an bohrungsgedrückten Proben unter Bewertung der Spanform, der Schnittkraft und des Werkzeugverschleißes, im direkten Vergleich mit dem sonst genutzten Walzmaterial.

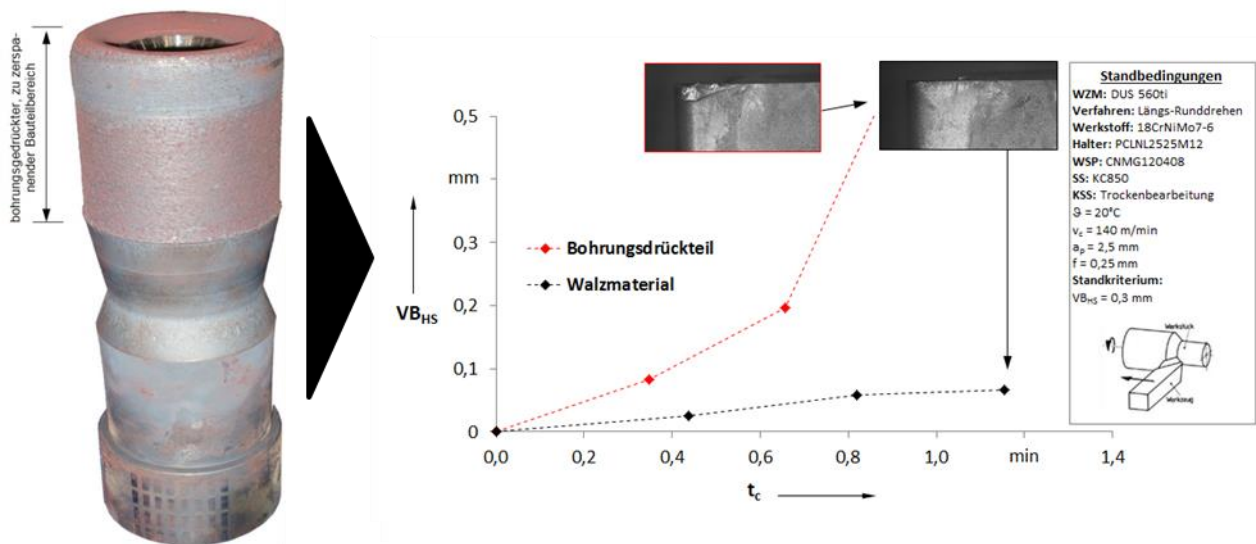


Abb. 9: Freiflächenverschleiß im Vergleich (Walzmaterial, Bohrungsrückteil)

In Abb.9 ist beispielhaft der Werkzeugverschleiß dargestellt, wobei die Probe im gedrückten Bereich mit einer Schnitttiefe von jeweils 2,5 mm dreimal überdreht wurde. Das resultierende Verschleißdiagramm zeigt den drastischen Unterschied im Verschleißverhalten bei der Bearbeitung des Walzmaterials sowie des inkrementell umgeformten Bauteils. Letzteres verursacht schon nach der ersten Überdrehung einen drastischen Verschleißzuwachs, wobei im ersten Schnitt ein prozessbedingtes, schwankendes Aufmaß sowie eine durch die Erwärmung verzünderte Oberfläche vorliegen. Der Freiflächenverschleiß beträgt nach 3 Überläufen mehr als 0,5 mm. Demgegenüber wird bei der gleichen Bearbeitungszeit im Walzmaterial, ein Freiflächenverschleiß kleiner 0,1 mm erreicht.

Begleitende Untersuchungen zu den Spanformen und Spanungskräften haben gezeigt, dass die Drehbearbeitung des Bohrungsrückteils größere Kraftschwankungen und höhere Kraftbeträge verursacht als die Bearbeitung des Walzmaterials.

Hinsichtlich der Spanform ist zu berücksichtigen, dass beim Vergleich zwischen dem Walzmaterial und dem inkrementell umgeformten Material am bohrungsgedrückten Bauteil tendenziell kürzer gebrochene Späne auftreten. Es muss davon ausgegangen werden, dass das Umformvermögen des Werkstoffes hier wesentlich geringer ist und somit die Späne frühzeitig brechen. Dies wiederum lässt auf eine Festigkeitssteigerung im umgeformten Randbereich schließen.

4 Zusammenfassung/Ausblick

Die spanungstechnischen Untersuchungen zur Umsetzung der dargestellten, neuen Prozesskette der Getriebewellenfertigung haben gezeigt, dass die Zerspanung bei Temperaturen größer 500°C möglich ist, jedoch ohne Weiterentwicklung und Optimierung bestehender Schneidstoff- und Beschichtungssysteme zu einem erheblichen Verschleißzuwachs und einem resultierenden Rückgang der Werkzeugstandzeit führt.

Die spanende Bearbeitung bohrungsgedrückter Bauteile, im dann kalten Werkstückzustand, geht ebenfalls mit einem verstärkten Werkzeugverschleiß einher, wobei die durchgeführten Werkstoffuntersuchungen verdeutlichen, dass die Änderung des Gefüges – verbunden mit dem Vorliegen harter Oxide im zu zerspanenden Bauteilbereich – hierfür die Ursachen darstellen. Das infolge des Warmumformprozesses resultierende Zwischenstufengefüge, sollte aus spanungstechnischer Sicht vermieden werden, so dass wie beim bisher eingesetzten Walzmaterial, ein ferritisch-perlitisches Grundgefüge vorliegt. Dies

bedingt jedoch einen gezielte Temperaturführung oder aber eine weniger starke Erhitzung des Bauteiles.

Die werkstofftechnische Untersuchung erfolgte mit freundlicher Unterstützung durch die HQM Induserve GmbH, Johann-Esche-Straße 1, 09126 Chemnitz

Die Arbeiten werden vom BMWi im Rahmen des Programms *Maritime Technologien der nächsten Generation* unter dem Kennzeichen 03SX384 gefördert.

Autorenliste

Titel: Dipl.-Ing. (FH)
Vor- und Zuname: *Mike Popp (korrespondierender Autor IWU)*
Funktion: Gruppenleiter Kaltmassivumformung
Fraunhofer Institut für Werkzeugmaschinen
und Umformtechnik IWU
E-Mail-Adresse: mike.popp@iwu.fraunhofer.de

Titel: Prof. Dr. sc. techn.
Vor- und Zuname: Michael Schneeweiß
Funktion: Professor für Fertigungstechnik / Spannungstechnik
Fakultät Automobil- und Maschinenbau
Institut für Produktionstechnik *IfP* an der Westsächsischen
Hochschule Zwickau
E-Mail-Adresse: michael.schneeweiss@fh-zwickau.de

Titel: Dr.-Ing.
Vor- und Zuname: *Jan Glühmann (korrespondierender Autor WHZ)*
Funktion: Leitender Laboringenieur Fertigungstechnik
Fakultät Automobil- und Maschinenbau
Institut für Produktionstechnik *IfP* an der Westsächsischen
Hochschule Zwickau
E-Mail-Adresse: jan.gluehmann@fh-zwickau.de

Titel: Dipl.-Ing. (FH)
Vor- und Zuname: Robert Schuster
Funktion: wissenschaftlicher Mitarbeiter
Fraunhofer Institut für Werkzeugmaschinen
und Umformtechnik IWU
E-Mail-Adresse: robert.schuster@iwu.fraunhofer.de

Titel: M.Sc.
Vor- und Zuname: Philipp Häßlich
Funktion: wissenschaftlicher Mitarbeiter
Fraunhofer Institut für Werkzeugmaschinen
und Umformtechnik IWU
E-Mail-Adresse: philipp.haesslich@iwu.fraunhofer.de