

## Characterisation of the Change in Hardness of Forging Tools under Cyclical Thermal Load

Forging tools are exposed to high thermal loads in every forging cycle. This leads to tempering of the tool steel on the surface layer of the tool or even to

changes in grain structure, which in turn alters the tool hardness and thus the wear behaviour of the forging tool. For a realistic numerical calculation of die wear, it is necessary to know the hardness evolution under the thermal loads which prevail during forging. Relevant characterisation tests will be presented in the following.

# Charakterisierung der Härteveränderung von Schmiedewerkzeugen unter zyklischer thermischer Beanspruchung

Dipl.-Ing. Andreas Klassen,  
Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Anas Bouguecha,  
Professor Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens, Hannover  
und Dr.-Ing. Ralph Bernhardt, Hamburg

Schmiedewerkzeuge sind in jedem Schmiedezyklus hohen thermischen Beanspruchungen ausgesetzt. In der Werkzeuggrandschicht kommt es dabei zu Werkstoffanlassen oder sogar zu Gefügeänderung. Dadurch ändert sich die Werkzeughärte und als Folge das Verschleißverhalten des Schmiedewerkzeugs. Für eine realitätsnahe numerische Berechnung des Gesenkverschleißes ist die Kenntnis der Härteevolution unter schmiedetypischen thermischen Belastungen die Voraussetzung. Entsprechende Charakterisierungsversuche werden im Folgenden dargestellt.

### Einleitung und Motivation

Die thermische Belastung ist die entscheidende Beanspruchungsart von Schmiedewerkzeugen und die Hauptursache für deren Ausfall [Sai01, Cal02, Min02, Bar04]. Um den Fließwiderstand des Werkstücks zu reduzieren, wird dieses oberhalb der Rekristallisationstemperatur erwärmt. Für den Werkstoff Stahl werden Temperaturen bis zu 1.250 °C verwendet. Aufgrund der hohen Drücke im Werkzeug-Werkstückkontakt in Kombination mit hohen tribologischen Beanspruchungen erhöht

sich die Werkzeugoberflächentemperatur von Schmiedewerkzeugen stark. Prozessabhängig werden Temperaturen von 600 bis 920 °C für die Werkzeugoberfläche angegeben [Dea79, Jeo01, Des11].

Bei Annahme einer Spitzentemperatur von 700 °C und einer Grundtemperatur von 200 °C, ergibt sich eine Temperaturerhöhung der Randschicht von 500 °C, welche während der Umformphase eintritt. In der Literatur

werden als Kontaktberührzeit für Exzenterpressen 72 bis 135 ms angegeben [Shi08, Bar04]. Die sich dabei einstellende Aufheizrate beim Schmieden auf Exzenterpressen liegt zwischen 6.900 K/s und 3.700 K/s und die Abkühlraten bei über 1.000 K/s [Wal99]. Trotz zurückhaltender Annahme der Randschichttemperaturen und Kontaktberührzeiten zeigen die berechneten Aufheiz- und Abkühlraten deutlich, dass der Werkzeuggrandschichtwerkstoff extrem hohen Beanspruchungen aus-

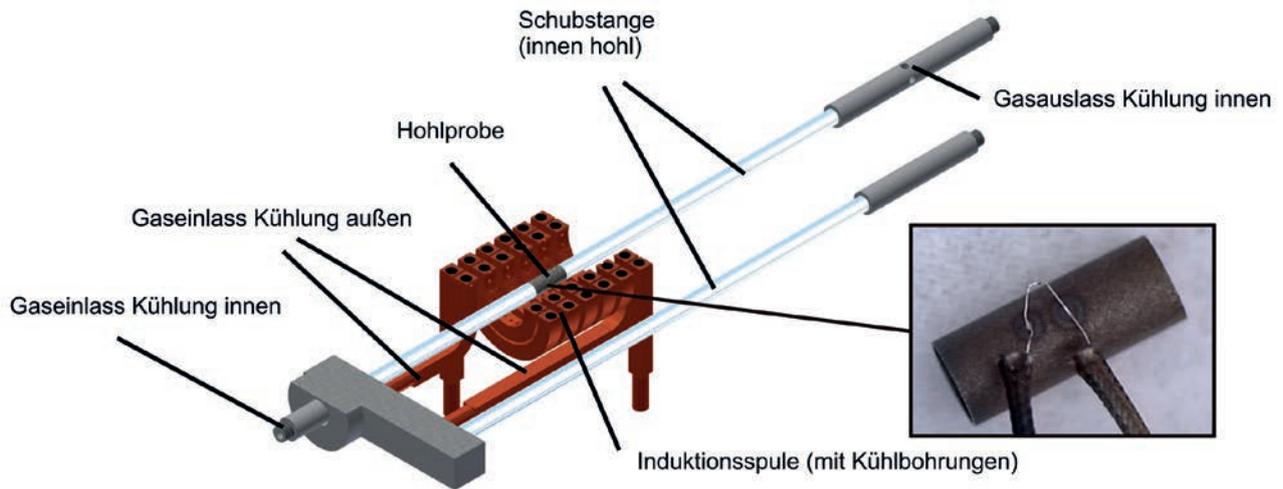


Bild 1: Abschreckmodul (schematisch) mit Hohlprobe, Schubstangen und Induktionsspule.

gesetzt ist. Zahlreiche experimentelle Untersuchungen haben aufgezeigt, dass Werkzeugbereiche, die einer Thermoschockbelastung unterliegen, ein neugehärtetes martensitisches Gefüge aufweisen, während andere Bereiche derselben Gravur keine oder nur geringe Gefügereaktionen zeigen [Doe91, Haf95a, Haf95b, Bac90]. Für den Verschleißfortschritt und damit für die Genauigkeit der numerischen Verschleißvorhersage hat eine Veränderung der Werkzeughärte einen entscheidenden Einfluss. Daher ist eine Untersuchungsmethodik zur Charakterisierung des Härteverhaltens unter zyklischer thermischer Beanspruchung einzusetzen. Die Anforderungen an den Versuch sind dabei folgende: Hohe Aufheiz- und Abkühlraten, Spitzentemperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur, keine mechanische oder chemische Beanspruchung, genaue lokale Temperaturmessung, hohe Messwertauflösung und Wiederholbarkeit der Versuche [Bob91, Sch04].

### Experimentelle Untersuchungen

Zur Durchführung der Thermoschockversuche findet das Abschreck- und Umformdilatometer DIL805 A/T Verwendung. Für extrem hohe Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten wird für die zyklischen thermischen Versuche das Abschreckmodul bei Verwendung von Hohlproben mit einer geringen Wandstärke von 200 µm eingesetzt. Die zentrale Komponente im Abschreckmodul ist die Induktionsspule, welche aus zwei Strängen besteht und neben einer Erwärmung auch eine Probenkühlung ermöglicht (Bild 1).

Während der äußere Probenstrang der induktiven Probenerwärmung dient, weist der innere Strang Kühldüsen auf, welche radial auf die Probe gerichtet sind und dadurch eine Kühlung der Probenmantelfläche ermöglichen. Um die Proben möglichst schnell abzukühlen, wird diese ebenfalls von innen gekühlt. Bei diesem Versuchsaufbau lassen sich in der Hohlprobe Aufheizraten von 4.000 K/s und Abkühlraten von 2.500 K/s

erreichen, welche somit die thermischen Beanspruchungen während des Schmiedens sehr gut abbilden und eine gute Übertragbarkeit auf das Materialverhalten der Schmiedewerkzeugrandschicht erwarten lassen.

### Probenherstellung und Versuchsvorbereitung

Aufgrund der geringen Wandstärke der Hohlproben stellt eine sehr genaue Probenherstellung ohne Beeinflussung des Ausgangsgefüges eine große Herausforderung dar. An die Probengeometrie ist die Voraussetzung gestellt, dass die Stirnflächen der Probe planparallel zueinander sind.

Als geeignetes Herstellungsverfahren, welches in der Lage ist, die Anforderungen an die Probenherstellung zu erfüllen, hat sich das Verfahren Drahterodieren erwiesen. Vorteile des Drahterodierens sind die sehr geringe Wärmeinflusszone, die sehr genaue Positionierbarkeit

des Drahts und der Werkstücke bei geringen Prozesskräften, die sehr gute Programmierbarkeit des Drahterodierprozesses sowie das Vermögen, Werkstücke mit sehr hoher Härte fertigen zu können.

Während der zyklischen Versuche ist eine in-situ Temperaturmessung der Probe zur Auswertung der tatsächlich auftretenden thermischen Belastungen notwendig. Dafür werden Thermoelemente durch Punktschweißen mit der Mantelfläche der Hohlproben verbunden. Dieses Verfahren hat wegen der stoffseitigen Verbindung die geringste Ansprechzeit und die genaueste Messung. Aufgrund der hohen Temperatur beim Punktschweißen ist an diesen Punkten von einer starken Beeinflussung des Gefüges bis hin zu einer Gefügeänderung auszugehen. Daher werden die Punktschweißstellen bei der Härtemessung nicht genutzt, sondern während Probenpräparation abgetragen.

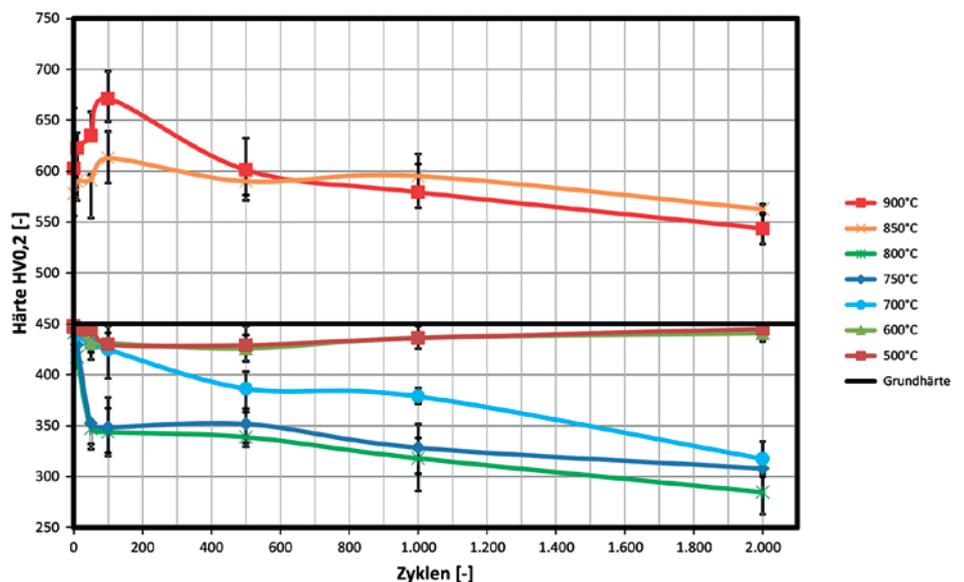


Bild 2: Härtekurven bei zyklischer Thermoschockbeanspruchung.

**Ergebnis der Härteprüfung**

Zur Härtemessung wird wie bei Auswertung der Hohlproben das Härtemessverfahren nach Vickers (HV) genutzt. Die Bestimmung der Härte wird mit dem Härteprüfgerät Leica VMHT MOT bei Verwendung einer Prüflast von 200 g durchgeführt. Es werden je Hohlprobe 18 Messwerte für die Bestimmung der Härte aufgenommen. Diese große Datenbasis ermöglicht eine hervorragende Mittelung der Härtewerte. Das Härteverhalten bei zyklischer thermischer Belastung der Hohlproben lässt sich in drei Bereiche unterteilen. Der erste Bereich ist bis 600 °C, der zweite ist zwischen 700 und 800 °C und der dritte ist oberhalb von 850 °C festgelegt.

Für Versuchstemperaturen bis 600 °C ist keine signifikante Gefügeänderung feststellbar (Bild 2). Für die zyklischen Versuche von 700 bis 800 °C tritt eine deutliche Reduktion der Härte ein. Diese sinkt mit der Zyklenanzahl und erreicht das Härteminimum bei 2.000 Zyklen. Der Grund für die Härteveränderung ist das Anlassen des Probenwerkstoffs. Die Ergebnisse für die Prüftemperaturen 850 und 900 °C unterscheiden sich deutlich von den bisher beschriebenen: Bereits für den ersten Versuchszyklus ist eine deutliche Härtezunahme festzustellen. Die Härtewerte für die Versuche bei 900 °C liegen dabei oberhalb derer bei 850 °C. Bei weiterer zyklischer Beanspruchung reduziert sich die Materialhärte für beide Parameter kontinuierlich.

Der Grund für den grundsätzlich veränderten Härteverlauf bei Versuchstemperaturen von 850 und 900 °C ist die Neuhärtung des Gefüges durch Überschreiten der Austenitstarttemperatur  $A_{c1}$ . Die Austenitisierung in Kombination mit einer starken Probenkühlung resultiert in der Ausbildung eines stark gespannten martensitischen Gefüges, welches als Grund für die deutliche Härtezunahme bereits nach dem ersten Versuchszyklus zu nennen ist. Nach Erreichen der maximalen Härte ist, ähnlich wie bei Temperaturen bis 800 °C, ein linearer Abfall der Probenhärte bei steigender Zyklenanzahl festzustellen. Gründe hierfür

können eine Entkohlung des Gefüges, eine Änderung der Karbidausscheidungen, eine Veränderung der Korngröße oder Anlassen des martensitischen Gefüges sein. Zum Erreichen eines tieferen Verständnisses der Gefüge- und Härteänderungen bei zyklischer thermischer Beanspruchung sind Gefügeuntersuchungen erforderlich.

**Ergebnis der Gefügeuntersuchung**

Es erfolgten Raster-Elektronen-Mikroskop-Untersuchungen (REM) und Energiedispersive Röntgenspektroskopie-Analysen (EDX). Diese wurden am Institut für Werkstoffkunde (IW) der Leibniz Universität Hannover mit der REM-Anlage MIRA (VisiTec) durchgeführt. Im Folgenden wird die Auswertung für das Ausgangsgefüge und für die Versuchstemperatur 850 °C nach 2.000 Zyklen in einer 8.000-fachen Vergrößerung gezeigt. Die Aufnahmen sind in der Mitte der Hohlproben durchgeführt. Im REM-Bild des Ausgangsgefüges (Bild 3, links) ist eine angelassene martensitsche Struktur mit ovalen Ausscheidungen in der Größe von 0,5 µm bis etwa 1,5 µm zu erkennen.

Das Ergebnis für die Versuchstemperatur 850 °C zeigt ein erstarrtes martensitisches Gefüge mit vielen kleinen und einigen größeren im REM-Bild weiß erscheinenden Ausscheidungen (Bild 3, rechts). Die Korngröße ist etwa 1 bis 2 µm groß, wobei im Gegensatz zum Ausgangsgefüge und zum Ergebnis bei 800 °C die Ausscheidungen kugelig eingeformt und die Korngrenzen sehr gut sichtbar sind.

Die Gefügehärte ist stark abhängig von der Art der Ausscheidungen. Daher erfolgt neben der rein optischen Auswertung zusätzlich die Bestimmung des Elementgehalts für die Ausscheidungen. Das Ergebnis ist ein recht hoher Molybdän- und Eisengehalt, was ein Hinweis auf  $M_6C$ -Ausscheidungen ist. Dabei ist festzustellen, dass der Molybdängehalt in den Ausscheidungen beginnend beim Ausgangsgefüge über die Versuchstemperaturen 750 °C, 800 °C und 850 °C bei jeweils 2.000 Zyklen sinkt.

**Diskussion der Ergebnisse**

Aus der Literatur ist bekannt, dass Anlasseffekte erst ab 500 °C relevant werden [Sjö04, Sch12]. Dies wird durch die Versuchsergebnisse bestätigt. Oberhalb der Versuchstemperaturen von 500 bis 800 °C reicht es nicht zu einer Austenitisierung und Neuhärtung des Werkstoffs. Stattdessen ist ein Anlassen des Werkstoffs mit der Folge einer Abnahme der Härte des Warmarbeitswerkstoffs festzustellen. Mit steigender Temperatur wird der Anlasseneffekt auf die Werkzeughärte immer stärker. Wird die Austenitisierungstemperatur überschritten, so kommt es zu einer Gefügeneuhärtung. Diese tritt ab 850 °C ein und führt bereits nach dem ersten Zyklus zu einer starken Härtesteigerung. Bis 2.000 Zyklen tritt für die Temperaturen 850 und 900 °C eine deutliche Härtereduktion ein. Die Härtereduktion bei Zunahme der Versuchszyklen kann auf bisheriger Datenbasis durch eine Verformung der Ausscheidungskarbidene angommen werden, benötigt jedoch weitere grundlegende Gefügeuntersuchungen.

**Zusammenfassung und Ausblick**

Ausgehend von dem Bedarf an hochbelastbaren Bauteilen und der Möglichkeit, sie mittels Massivumformung herzustellen, wurde die Beanspruchung an die Schmiedewerkzeuge aufgezeigt. Diese haben einen häufigen Werkzeugausfall zur Folge, wobei abrasiver Verschleiß die häufigste Ausfallursache ist. In zahlreichen Schmiedeversuchen und anschließenden metallografischen Auswertungen konnte gezeigt werden, dass die thermische Beanspruchung die Austenitstarttemperatur übersteigt und damit zu einer Gefügeänderung führt. Diese hat lokal Veränderung der Werkzeughärte zur Folge. Da die Werkzeughärte einen starken Einfluss auf das Verschleißverhalten hat, wurden in dieser Arbeit Härtekurven nach zyklischer thermischer Beanspruchung aufgenommen. Hierzu wurde ein Abschreck- und Umformdilatometer verwendet. Für die thermischen Versuche wurden dazu Hohlproben mit einer Wandstärke von 200 µm eingesetzt, mit welchen Aufheizgeschwindigkeiten von 4.000 K/s und Abkühlraten von 2.500 K/s realisiert werden können. Damit können die

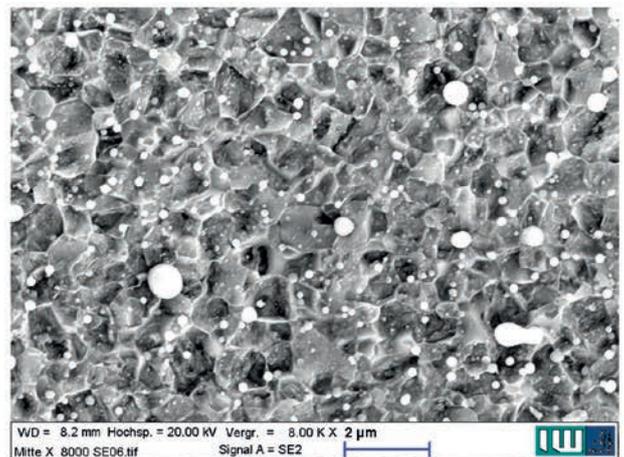
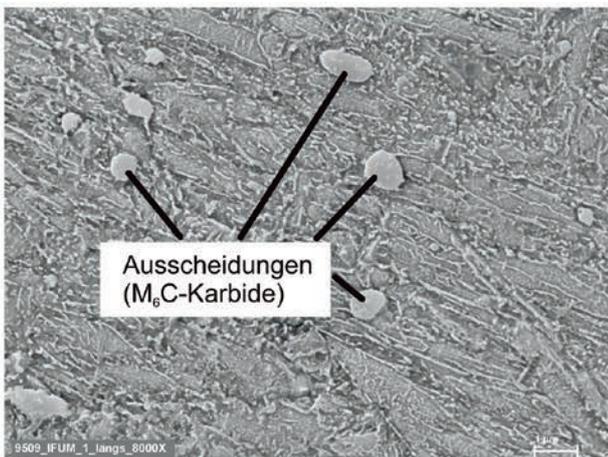


Bild 3: Ausgangsgefüge (links) und Versuchstemperatur 850 °C nach 2.000 Zyklen (rechts).

Bilder: Autoren

in der Randschicht von Schmiedewerkzeugen auftretenden thermischen Beanspruchungen sehr gut abgebildet werden. Es hat sich gezeigt, dass sich für den im Rahmen dieser Untersuchungen verwendeten Werkzeugwerkstoff X38CrMoV5-3 (1.2367) bei zyklischer thermischer Beanspruchung oberhalb von 800 °C neben der Kornstruktur auch die Elementzusammensetzung der Karbidausscheidungen

ändert. Dies ist neben Anlasseffekten sowohl unterhalb der Austenitstarttemperatur als auch oberhalb derselben ein Grund für den Härteabfall bei großer Anzahl an Versuchszyklen.

Die Charakterisierung der Härte bei zyklischer thermischer Wechselbeanspruchung ist nicht der Selbstzweck, sondern für die Validierung einer FE-Verschleißvorhersage bei

Nutzung dieser Härtekurven durchzuführen.

Da Schmiedewerkzeuge meistens nitriert werden, ist die entwickelte Versuchsmethodik in weiteren Arbeiten auf nitrierte Werkzeugwerkstoffe zu übertragen. Darüber hinaus sind der Einfluss des Vergütungszustands und die Grundhärte auf das Härteverhalten zu untersuchen. ■

**Literatur**

[Bac90]  
Bach, F.-W.; Bobke, T.; Doege, E.; Linse, D.: Gefügereaktionen und Verschleiß der Randzone von Schmiedegesenken und ihre Beeinflussung durch Plasmaoberflächenbehandlungen. UKH, Hannover, 14.-15.03.1990, S. 13/1-13.

[Bar04]  
Barnert, L.: Tribologie und Schmierung in der Massivumformung. Kap.6 – Grundlagen des Gesenkschmiedens unter tribologischen Gesichtspunkten, in: Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung, Bartz, W., Barnert, L. (Hrsg.), Renningen, Expert-Verlag, S. 140-186, 2004.

[Bob91]  
Bobke, T.: Randschichtphänomene bei Verschleißvorgängen an Gesenkschmiedewerkzeugen, Dissertation, Universität Hannover, 1991.

[Cal02]  
Caliskanoglu, D.; Siller, I.; Ebner, R.; Leitner, H.; Jeglitsch, F.; Waldhauser, W.: Thermal Fatigue and Softening Behaviour of Hot Work Tool Steels. ICT Conference, Karlstad, 10.-13.09.2002, 1, pp. 591-601.

[Dea79]  
Dean, T. A.; Silva, T. M.: Die Temperatures During Production Drop Forging. J. Eng. for Industry, Jahrgang 101, Heft November, pp. 385-390, 1979.

[Des11]  
Deshpande, M.: Improvements in hot forging processes – using alternative die materials and finite elements analysis for wear prediction and die design optimization. Thesis, The Ohio State University, 2011.

[Doe91]  
Doege, E.; Bobke, T.; Peters, K.: Fortschritt der Randzonenschädigung in Schmiedegesenken. Stahl und Eisen, Jahrgang 111, Heft 2, S. 113-118, 1991.

[Haf95a]  
Haferkamp, H.; Bach, F.-W.; Baar, C.; Bachmann, M.; Pelz, C.; Peters, C.: Verschleißuntersuchungen an Warmarbeitsstählen und neuen Werkstoffen. SFB300, in: Fortschritte in der Werkzeugtechnik, Schmieden-Blechumformung-Organisation. Doege, E.; Besdo, D.; Haferkamp, H.; Tönshoff, H.K.; Wiendahl, H.-P. (Hrsg.), Verlag Meisenbach, 1995, S. 132-161.

[Haf95b]  
Haferkamp, H.; Bach, F.-W.; Baar, C.; Doege, E.; Romanowski, C.: Reibung und Verschleiß beim Schmieden, in: Fortschritte in der Werkzeugtechnik, Schmieden-Blechumformung-Organisation. Doege, E.; Besdo, D.; Haferkamp, H.; Tönshoff, H.K.; Wiendahl, H.-P. (Hrsg.), Verlag Meisenbach, S. 43-81, 1995.

[Jeo01]  
Jeong, D. J.; Kim, D. J.; Kim, J. H.; Kim, B. M.; Dean, T. A.: Effects of Surface Treatments and Lubricants for Warm Forging Die Life. J. Mat. Proc. Tech., Jahrgang 113, pp. 544-550, 2001.

[Min02]  
Min, Y.; Xu, L.; Wu, X.: Influence of Surface Heat Treatment on Thermal Fatigue Behaviours of Hot Work Steel. ICT Conference, Karlstad, 10.-13.09.2002, 1, pp. 55-65.

[Sai01]  
Saiki, H.; Marumo, Y.; Minami, A.; Sonoi, T.: Effect of the Surface Structure on the Resistance to Plastic Deformation of Hot Forging Tools. J. Mat. Proc. Tech., Jahrgang 113, pp. 22-27, 2001.

[Sch04]  
Schruff, I.: Der Einfluss des Werkzeugstahls auf den Werkzeugverschleiß beim Gesenkschmieden, Bartz, W.J. (Hrsg.) Tribologie und Schmierung, S. 121-139, 2004.

[Sch12]  
Schneider, R.; Schlagradl, T.; Schüller, C.; Grunwald, R.: Ermittlung der Härte-Zähigkeits-Beziehung für kurze Wärmebehandlungszyklen. HTM, Jahrgang 67, Heft 1, S. 31-38, 2012.

[Shi08]  
Shirgoakar, M.: Technology to Improve Competitiveness in Warm and Hot Forging- Increasing Die Life and Material Utilization. Dissertation, The Ohio State University, 2008.

[Sjö04]  
Sjöström, J.; Bergström, J.: Thermal Fatigue Testing of Chromium Martensitic Hot-Work Steel after different Austenitizing Treatments. J. Mat. Proc. Tech., Jahrgang 153-154, pp. 1089-1096, 2004.

[Wal99]  
Walter, S.: Beitrag zu den Werkstoffversagensmechanismen beim Gesenkschmieden. Dissertation, Universität Hannover, 1999.

**Danksagung:**

Die Autoren bedanken sich bei dem Industrieverband Massivumformung e. V. für die Förderung der vorgestellten Arbeiten im Rahmen der Studie IMU44 „Ermittlung von Neuhärte- und Anlasseffekten für Warmarbeitsstähle anhand zyklischer Aufheiz- und Abkühlversuche“, bei der Seissenschmidt AG für die Bereitstellung der Proben, dem projektbegleitenden Ausschuss für die hilfreiche, kritische Durchsicht und beim Institut für Werkstoffkunde der Leibniz Universität Hannover für die Gefügeuntersuchungen.



Dipl.-Ing. Andreas Klassen



Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Anas Bouguecha



Professor Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens



Dr.-Ing. Ralph Bernhardt