

Ermittlung von Neuhärte- und Anlasseffekten für Warmarbeitsstähle anhand zyklischer Aufheiz- und Abkühlversuche

Prof. Dr.-Ing. Bernd-Arno Behrens,
Priv.-Doz. Dr.-Ing. habil. Anas Bouguecha,
Dipl.-Ing. Milan Vucetic,
Dipl.-Ing. Andreas Klassen,
Dipl.-Ing. Tim Matthias^a, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen, Hannover
Dr.-Ing. Ralph Bernhardt, Simufact Engineering GmbH, Hamburg

^a tmatthias@ifum.uni-hannover.de

Schlagwörter: Neuhärteeffekte, Anlasseffekte, Verschleißvorhersage, Schmiedewerkzeuge

Kurzfassung:

Schmiedewerkzeuge unterliegen während ihres Einsatzes in jedem Schmiedezyklus hohen thermischen und mechanischen Beanspruchungen. Beim Schmieden von Stahl haben die hohen Werkstücktemperaturen von bis zu 1.250 °C eine starke Randschichtwärmung der formgebenden Schmiedewerkzeuge auf über 750 °C zur Folge. In zahlreichen Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass die hohen Randschichttemperaturen in Kombination mit der starken Abkühlung während der Sprühkühlung zu einer Gefügeveränderung in der Werkzeugrandschicht führen. Dadurch ändert sich die Werkzeughärte und als Folge das abrasive Verschleißverhalten des Schmiedewerkzeugs. Voraussetzung für eine realitätsnahe numerische Berechnung des Werkzeugverschleißes ist die Kenntnis der Härteevolution unter schmiedetypischen thermischen Belastungen. Entsprechende Charakterisierungsversuche werden im Folgenden dargestellt.

Einleitung und Motivation

Im Bereich der Warmmassivumformung eingesetzte Schmiedewerkzeuge sind prozessbedingt hohen mechanischen, thermischen, tribologischen sowie chemischen Beanspruchungen ausgesetzt. In Abhängigkeit der verschiedenen Beanspruchungen führt dieses zu unterschiedlichen Schadensformen des Gesenkes.

Zur Ausfallursache von Schmiedewerkzeugen zählen mechanische und thermische Rissbildung, plastische Verformung sowie Verschleiß von formgebenden Elementen des Gesenkes. Die wesentliche Hauptausfallursache für den einsetzenden abrasiven Verschleiß stellt der Härteverlust des Werkzeugwerkstoffes in den oberflächennahen Bereichen dar, verursacht durch die thermische Beanspruchung aufgrund des großen Wärmeübergangs vom Werkstück in die Werkzeugoberfläche während der

Druckberührzeit [Bar04, Cal02, Min02, Sai01]. Aufgrund des hohen Drucks im Werkzeug-Werkstückkontakt in Kombination mit hohen tribologischen Beanspruchungen erhöht sich die Werkzeuoberflächentemperatur von Schmiedewerkzeugen stark. Die auftretenden Temperaturspitzen im Werkzeug können die Anlasstemperatur des Werkzeugwerkstoffes überschreiten und verursachen damit eine bleibende Entfestigung der oberflächennahen Werkzeugbereiche. Prozessabhängig werden Temperaturen von 600 bis 920 °C für die Werkzeuoberfläche angegeben [Dea79, Des11, Jeo01].

In **Abbildung 1** ist beispielhaft der stationäre Zustand eines Temperaturverlaufs an der Werkzeuoberfläche eines Schmiedegesenks für einen Schmiedezyklus dargestellt. Dieser lässt sich in fünf Phasen einteilen. Die erste Phase ist die Umformphase, die durch eine starke Erhöhung der Randschichttemperatur aufgrund des Kontakts zwischen Werkzeug und temperierten Werkstück sowie der Formgebung gekennzeichnet ist. Der Flächenkontakt und der Wärmeübergang in das Werkzeug sind zu diesem Zeitpunkt maximal ausgeprägt. Nach Abschluss der Formgebung kühlt die Werkzeugrandschicht während der Liegezeit (2. Phase) und Werkstückentnahme (3. Phase) aufgrund von Wärmeleitung ins Werkzeuginnere und Wärmestrahlung an die Umgebung stark ab. Die vierte Phase ist die Kühlschmierphase. Hierbei wird mithilfe der Kühlschmierung dem Werkzeug eine erhebliche Wärmemenge zum Verdampfen des aufgesprühten Schmierstoffträgers entzogen. Dadurch wird das Werkzeug einer zusätzlichen thermischen Belastung ausgesetzt. In der letzten Phase, dem Warten auf den nächsten Schmiedezyklus ist für die Randschicht eine Temperaturzunahme bis zur Erreichung der Grundtemperatur zu erkennen. Der Grund hierfür ist ein Wärmetransport aus dem Werkzeuginnern.

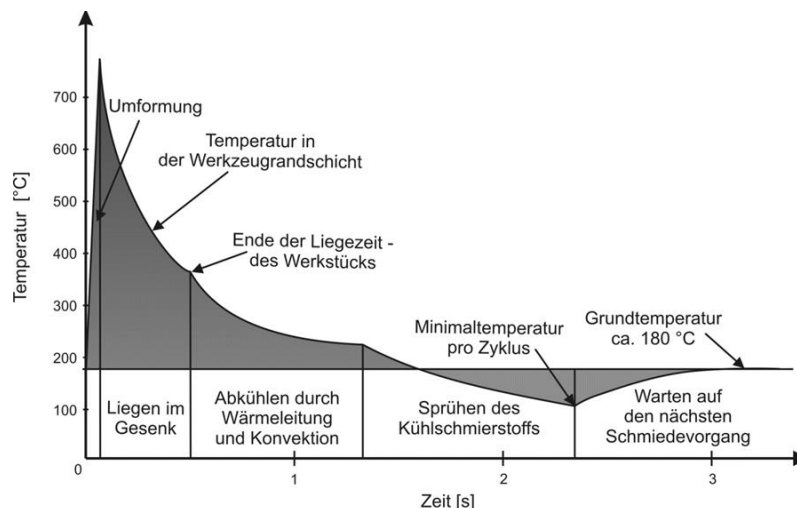


Abbildung 1: Zeit-Temperaturprofil an der Werkzeuoberfläche bei Warmumformprozessen [Stu81]

Bei Annahme einer Spitzentemperatur von 770 °C und einer Grundtemperatur von 180 °C ergibt sich während der Umformphase eine Temperaturerhöhung der Rand-

schicht von 490 °C. In der Literatur werden als Kontaktberührzeit für Exzenterpressen 72 bis 135 ms angegeben [Wal99]. Beim Schmieden auf Exzenterpressen unterliegt das Randschichtmaterial bei einer Steigerung der Randschichttemperatur während der Umformung um rund 500 °C einer Aufheizrate von 3.700 K/s bis 6.900 K/s und einer Abkühlrate von über 1.000 K/s [Wal99]. Trotz zurückhaltender Annahme der Randschichttemperaturen und Kontaktberührzeiten zeigen die berechneten Aufheiz- und Abkühlraten deutlich, dass der Werkstoff in der Werkzeugrandschicht extrem hohen Beanspruchungen ausgesetzt ist.

Werkzeughärte im Schmiedeeinsatz

Zahlreiche experimentelle Untersuchungen haben aufgezeigt, dass Werkzeugbereiche, die während des Umformprozesses hohen Temperaturen in Kombination mit der starken Abkühlung - Thermoschockbeanspruchung - unterliegen, ein neugehärtetes martensitisches Gefüge aufweisen, während andere Bereiche derselben Gravur keine oder nur geringe Gefügereaktionen zeigen [Bac90, Doe91, Haf95a, Haf95b]. Dazu wurde beim Napf-Rückwärts-Fließpressen der Schmiededorn, insbesondere der Dornradius, nach 1, 10, 100, 500, 1.000 und 2.000 Schmiedezyklen metallografisch untersucht. Dieser erfährt im Schmiedeeinsatz sehr hohe thermische und tribologische Belastungen. In **Abbildung 2** ist am Radius des Schmiedewerkzeugs die Ausbildung einer weißen Schicht innerhalb der ersten 10 Zyklen deutlich zu erkennen. In diesem Werkzeugbereich ist die Austenitisierungstemperatur während des Schmiedens überschritten worden, sodass sich ein neues Gefüge ausgebildet hat.

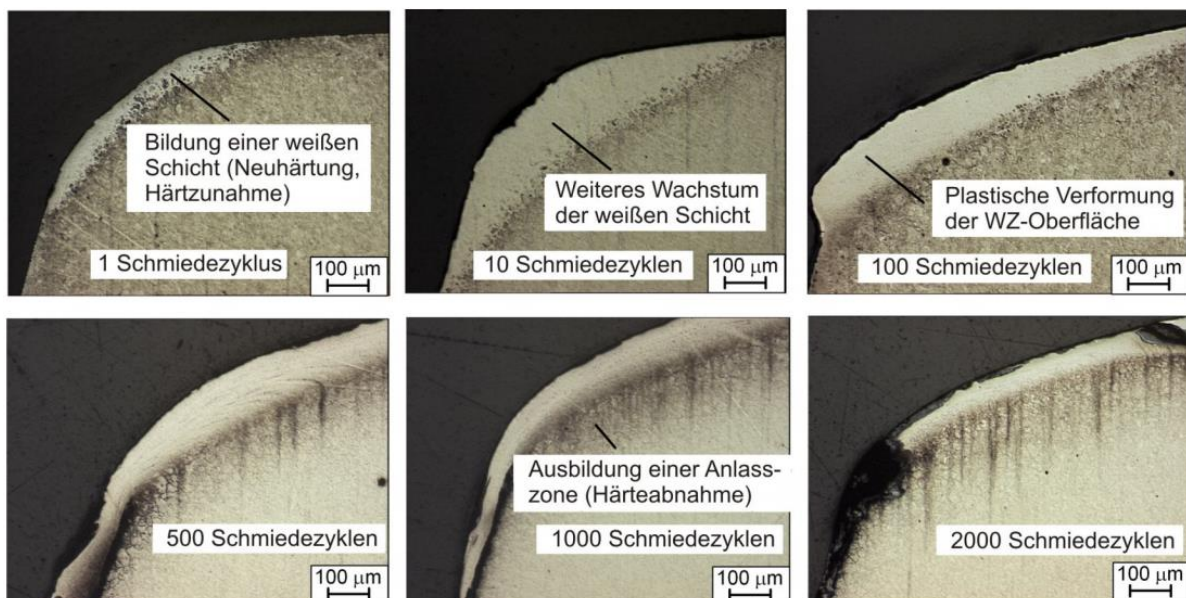


Abbildung 2: Schlichtbilder von Schmiededornen nach unterschiedlichen Schmiedezyklen [Doe91]

Die Ausgangshärte des Vergütungsmaterials wurde vor den Versuchen durch Mikrohärtemessungen zu 570 HV_{0,1} bei Raumtemperatur bestimmt. Um die aus den Ge-

fügeveränderungen resultierenden Härteveränderungen sichtbar zu machen, wurden Tiefenprofilhärtemessungen durchgeführt. In **Abbildung 3** und **Abbildung 4** sind die Härtemessungen am Dornradius nach 1, 10 und 100 Schmiedezyklen sowie nach 500, 1.000 und 2.000 Schmiedezyklen aufgezeigt. Zwischen den Schmiedezyklen 10 und 100 ist eine deutliche Aufhärtung der Randschicht bis zu einer Tiefe von 180 μm (Tiefe = Randabstand bezogen auf die Ausgangsgeometrie) auf bis zu 700 HV_{0,1} festzustellen, die auf die neugehärtete martensitische weiße Schicht zurückzuführen ist. Zwischen 200 μm und 400 μm ist eine aufgeweichte Zone mit einer minimalen Härte von 470 HV_{0,1} erkennbar. In den Tiefen ab 400 μm ist unabhängig von der Zyklanzahl kein Einfluss auf die Härte erkennbar.

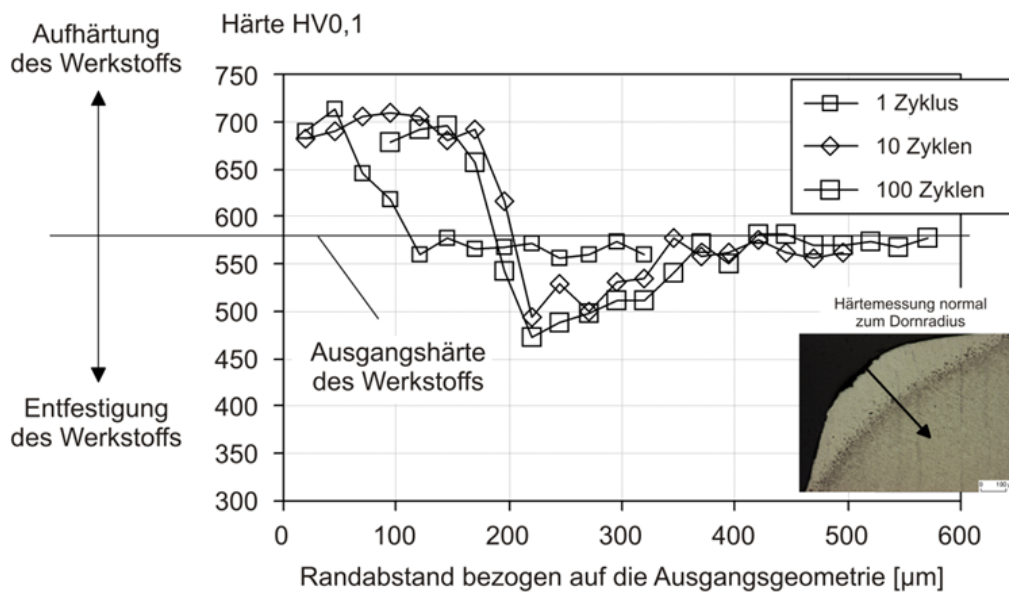


Abbildung 3: Härtemessung am Dornradius nach 1, 10 und 100 Schmiedezyklen [Doe91]

Beginnend ab 500 Zyklen ist auf den metallografischen Schliften die Ausbildung einer ausgeprägten Anlasszone unterhalb der weißen Schicht erkennbar. Diese Anlasszone weist eine reduzierte Härte gegenüber der Grundhärte des Schmiedewerkzeugs auf. Hierbei sinkt die Härte zwischen den Schmiedezyklen 1.000 und 2.000 auf einen Minimalwert von rund 320 HV_{0,1} ab und steigt anschließend, wie bereits oben beschrieben, in einer Tiefe von 400 μm auf die Ausgangshärte des Vergütungsmaterials an. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Dicke der Randschicht mit Zunahme der Schmiedezyklen abnimmt. Unter Einbeziehung des Materialabtrages des Schmiededornradius kann jedoch von einem Wachstum der weißen Schicht ins Werkzeuginnere während des Schmiedens ausgegangen werden, das sich wiederum mit steigender Schmiedezyklanzahl verlangsamt.

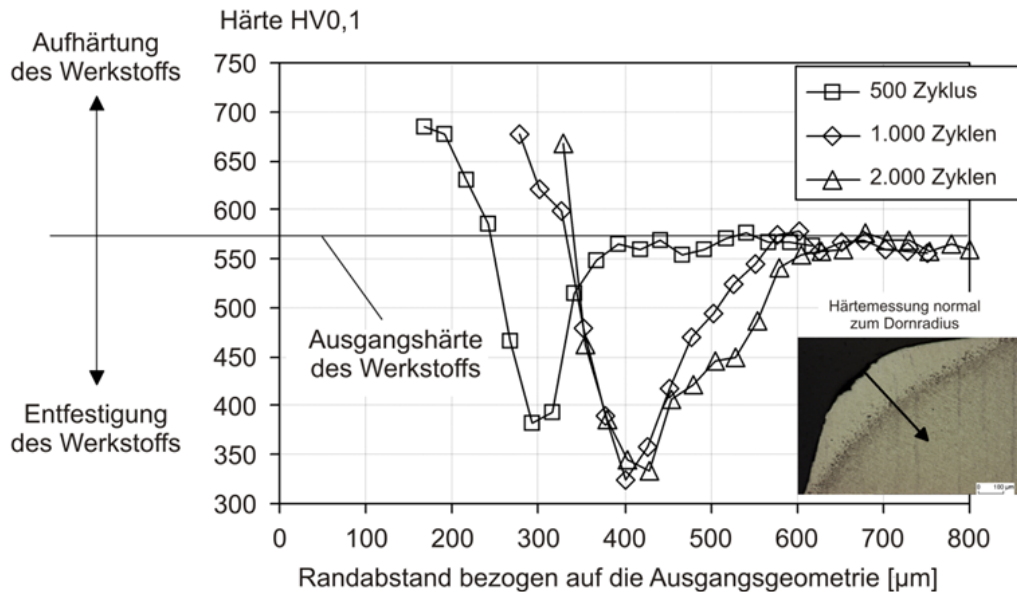


Abbildung 4: Härtemessung am Dornradius nach 500, 1.000 und 2.000 Schmiedezyklen [Doe91]

Experimentelle Untersuchungen

Auf den Verschleißfortschritt und damit auf die Genauigkeit der numerischen Verschleißvorhersage hat eine Veränderung der Werkzeughärte einen entscheidenden Einfluss. Daher ist eine Untersuchungsmethodik zur Charakterisierung des Härteverhaltens unter zyklischer Thermoschockbeanspruchung einzusetzen. An den zyklischen Thermoschockversuchen zur Charakterisierung der Werkzeuggrandschicht sind folgende Anforderungen zu stellen [Bob91, Sch04]:

- hohe Aufheiz- und Abkühlraten
- Spitzentemperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur
- keine mechanische oder chemische Beanspruchung
- genaue lokale Temperaturmessung
- hohe Messwertaufösung
- hohe Wiederholbarkeit der Versuche

Durch einen Vergleich der Anforderungen und der Möglichkeiten unterschiedlicher Testverfahren hat sich herausgestellt, dass für Thermoschockversuche zur Abbildung der beim Schmieden auftretenden thermischen Belastungen das Abschreck- und Umformdilatometer DIL805 A/T der Firma Bähr geeignet ist. Dieses ermöglicht die Verwendung von Hohlproben, die sich aufgrund ihrer Geometrie besonders gut für zyklische Thermoschockversuche eignen, da sie eine sehr geringe Wandstärke von 200 µm haben (**Abbildung 5, rechts**). Durch die geringe Wandstärke lässt sich induktiv eine Aufheizrate von bis zu 4.000 K/s erreichen. Die zentrale Komponente im Abschreckmodul ist die Induktionsspule, die aus zwei Strängen besteht und neben einer Erwärmung auch eine Probenkühlung ermöglicht (**Abbildung 5, links**).

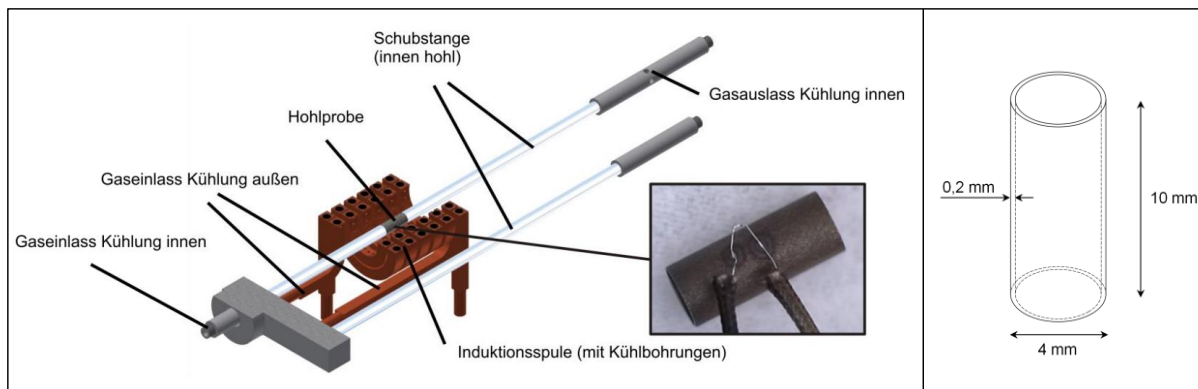


Abbildung 5: Abschreckmodul (schematisch) mit Hohlprobe, Schubstangen und Induktionsspule (links); Geometrie einer Hohlprobe für Thermoschockversuche (rechts)

Während der äußere Strang der Probenerwärmung dient, weist der innere Strang der Induktionsspule Kühldüsen auf, die radial auf die Probe gerichtet sind und dadurch eine Kühlung der Probenmantelfläche ermöglichen. Um eine möglichst schnelle Abkühlrate der Proben zu erreichen, werden diese ebenfalls mithilfe des Kühlmediums Helium von innen gekühlt. Dies wird dadurch ermöglicht, dass die Schubstangen, mit dem die Hohlprobe während der thermischen Versuche mittig innerhalb der Induktionsspule positioniert wird, ebenfalls hohl sind und in der Kühlphase durch diese das Kühlmedium durchgeleitet wird. Bei diesem Versuchsaufbau lassen sich in der Hohlprobe Aufheizraten von 4.000 K/s und Abkühlraten von 2.500 K/s erreichen. Damit lassen sich die thermischen Beanspruchungen während des Schmiedens sehr gut abbilden und es ist somit eine gute Übertragbarkeit auf das Materialverhalten der Schmiedewerkzeuggrandschicht zu erwarten.

Probenherstellung und Versuchsvorbereitung

Eine große Herausforderung stellt die Herstellung der dünnwandigen Hohlproben dar. Das Herstellungsverfahren der Hohlproben muss gewährleisten, dass das Ausgangsgefüge während der Probenherstellung nicht beeinflusst wird und die Stirflächen der Proben planparallel zueinander sind. Hierfür hat sich das Drahterodieren als besonderes geeignet erwiesen. Es lassen sich mit diesem Herstellungsverfahren, aufgrund der sehr genauen Positionierbarkeit des Drahtes, im Bearbeitungsergebnis sehr geringe Schnittbreiten sowie scharfkantige Löcher erzielen, die sich obendrein mit einer sehr geringen Wärmeeinflusszone auszeichnen.

Während der zyklischen Thermoschockversuche ist es von großer Bedeutung die tatsächlich auftretenden Probentemperaturen für die anschließende Auswertung zu ermitteln. Hierfür werden zwei Thermoelemente durch das Verfahren Punktschweißen mit der Mantelfläche der Hohlproben verbunden, um zum einen eine in-situ Temperaturmessung der Probe zu gewährleisten und zum anderen die aktuelle Versuchstemperatur zu kontrollieren und gegebenenfalls anzupassen. Exemplarisch wird solch eine präparierte Hohlprobe in **Abbildung 5 links** gezeigt. Dieses Verfah-

ren erzielt aufgrund der stoffseitigen Verbindung die geringste Ansprechzeit und somit die genauesten Temperaturmessungen an der Probenmanteloberfläche. Infolge der hohen Temperaturen beim Punktschweißen ist an diesen Stellen von einer starken Beeinflussung des Gefüges bis hin zu einer Gefügeänderung auszugehen. Daher wird dieser Bereich bei der anschließenden Härtemessung nicht genutzt, sondern während der Probenpräparation für die Härtemessung abgetragen.

Ergebnis der Härteprüfung

Im Anschluss an die zyklischen Thermoschockversuche werden die Hohlproben für die Härtemessungen und metallografischen Gefügeuntersuchungen präpariert. Hierzu werden die Hohlproben mit dem Einbettmittel Epoxidharz (Epothin) liegend eingebettet (Längsachse der Probe ist parallel zur Einbettoberfläche). Der Vorteil dieser Probeneinbettung ist, dass bei jeder Abtragstiefe der Hohlprobe der gesamte Probenquerschnitt für die Härtemessungen genutzt werden kann.

Zur Auswertung der Härtemessung der Hohlproben wird das Härtemessverfahren nach Vickers (HV_{0,2}) genutzt. Die Bestimmung der Härte wird mit dem Härteprüfgerät Leica VMHT MOT unter 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. In **Abbildung 6** ist der Einfluss der Temperatur auf die Entwicklung der Härte der zyklischen Thermoschockversuche aufgeführt. Das Härteverhalten der zyklisch thermisch belasteten Hohlproben lässt sich hierbei in drei Bereiche unterteilen. Der erste Bereich wird für Versuchstemperatur bis 600 °C, der zweite Bereich zwischen 700 und 800 °C und der dritte Bereich oberhalb von 850 °C definiert.

Bei Versuchstemperaturen bis 600 °C ist keine signifikante Härtezunahme während der zyklischen Thermoschockversuche feststellbar. Bei den zyklischen Thermoschockversuchen im Temperaturbereich 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 zuvor 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.

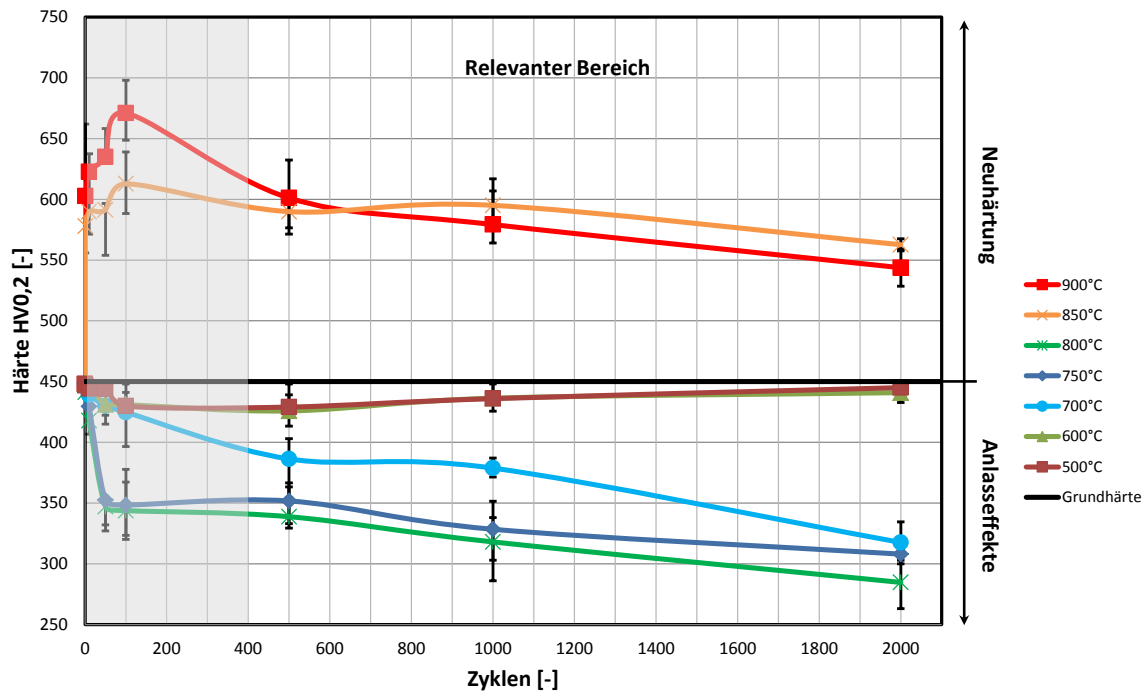


Abbildung 6: Härtekurven bei zyklischer Thermoschockbeanspruchung

Der veränderte Härteverlauf bei Versuchstemperaturen von 850 und 900 °C lässt sich aufgrund der Neuhärtung des Gefüges durch Überschreiten der Austenitstarttemperatur A_{c1} erklären. Die Austenitisierung in Kombination mit einer anschließenden starken Probenkühlung resultiert in der Ausbildung eines stark verspannten martensitischen Gefüges, das als Ursache für die deutliche Härtezunahme bereits nach dem ersten Versuchszyklus zu erkennen ist. Nach Erreichen der maximalen Härte ist ein linearer Abfall der Probenhärte bei steigender Zyklanzahl festzustellen. Gründe hierfür können eine Entkohlung des Gefüges, eine Änderung der Karbidausscheidungen, eine Veränderung der Korngröße oder ein Anlassen des martensitischen Gefüges sein. Zum Erreichen eines tieferen Verständnisses der Gefüge- und Härteänderungen bei zyklischer thermischer Beanspruchung werden die Gefügeuntersuchungen im Folgenden vorgestellt.

Ergebnis der Gefügeuntersuchung

Hierfür erfolgten Raster-Elektronen-Mikroskop-Untersuchungen (REM) und Energie-dispersive Röntgenspektroskopie-Analysen (EDX) am Institut für Werkstoffkunde (IW) der Leibniz Universität Hannover mit der REM-Anlage MIRA (VisiTec). Die folgenden Auswertungen beziehen sich auf das Ausgangsgefüge und das Endgefüge für die Versuchstemperatur 850 °C nach 2.000 Zyklen in einer 8.000-fachen Vergrößerung. Die Aufnahmen erfolgten in der Mitte des Probenquerschnitts der jeweiligen Hohlproben. In **Abbildung 7** sind beide Gefügebilder der Hohlproben gegenübergestellt. Im REM-Bild des Ausgangsgefüges (**Abbildung 7**, links) ist eine angelassene martensitische Struktur mit ovalen Ausscheidungen in einer Größe von 0,5 µm bis etwa 1,5 µm zu erkennen. Demgegenüber zeigt das REM-Bild des Endgefüges für

die Versuchstemperatur 850 °C (**Abbildung 7**, rechts) ein erstarrtes martensitisches Gefüge mit vielen kleinen und einigen größeren weiß erscheinenden Ausscheidungen. Die Ausscheidungen sind im Vergleich zum Ausgangsgefüge kugelig geformt und die Korngrenzen sehr gut sichtbar. Die Korngröße beträgt hierbei etwa 1 bis 2 µm.

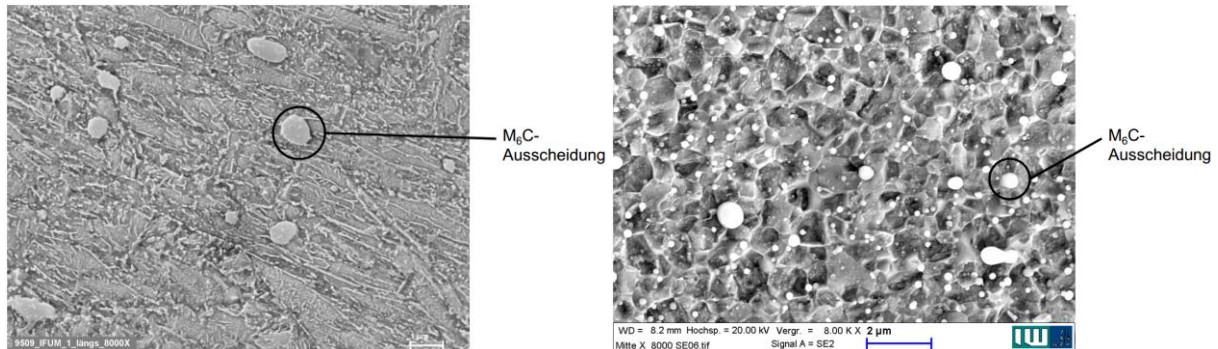


Abbildung 7: Ausgangsgefüge (links) und Endgefüge mit Versuchstemperatur 850 °C nach 2.000 Zyklen (rechts)

Aus den Untersuchungen lässt sich somit eine starke Abhängigkeit der Gefügehärte und der Art der Ausscheidungen erkennen. Aus diesem Grund erfolgt neben der rein optischen Auswertung zusätzlich die Bestimmung des Elementgehalts für die Ausscheidungen. Das Ergebnis zeigt ein hohen Molybdän- und Eisengehalt, was ein Hinweis auf M_6C -Ausscheidungen ist. Ferner ist festzustellen, dass der Molybdängehalt in den Ausscheidungen beginnend beim Ausgangsgefüge der Versuchstemperaturen 750 °C, 800 °C und 850 °C über die 2.000 Schmiedezyklen sinkt.

Diskussion der Ergebnisse

Die Ergebnisse der Härtemessungen und der Gefügeuntersuchungen zeigen, dass zyklische Thermoschockbeanspruchungen, denen Schmiedewerkzeugen ausgesetzt sind, einen großen Einfluss auf das Gefüge in der Werkzeuggrandschicht und damit auch auf die Werkzeughärte haben. Eine Veränderung der Werkzeughärte beinhaltet einen veränderten Materialwiderstand und damit einen direkten Einfluss auf das Verschleißverhalten. Der an der Werkzeugoberfläche lokal eintretende Verschleißfortschritt wird somit direkt durch die lokal vorliegenden thermischen Beanspruchungen beeinflusst. Aus der Literatur ist bekannt, dass Anlasseffekte erst ab 500 °C relevant werden [Sch12, Sjö04]. Dieses wird durch die Versuchsergebnisse bestätigt. Bei Versuchstemperaturen zwischen 500 bis 800 °C kommt es nicht zu einer Austenitierung und damit zu einer Neuhärtung des Werkstoffs. Stattdessen ist ein Anlassen des Werkstoffs mit der Folge einer Abnahme der Härte des Warmarbeitswerkstoffs festzustellen. Mit steigender Temperatur nimmt der Anlasseffekt auf die Werkzeughärte zu. Wird die Austenitierungstemperatur 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 zu einer Zyklenanzahl von 2.000 tritt für die

Temperaturen 850 und 900 °C eine deutliche Härtereduktion ein. Als Ursache für die Härtereduktion bei Zunahme der Versuchszyklen kann anhand der bisherigen Datenbasis die Verformung der Ausscheidungskarbidphase angenommen werden. Diese Feststellung benötigt jedoch weitere grundlegende Gefügeuntersuchungen.

Zusammenfassung und Ausblick

Ausgehend von dem Bedarf an hochbelastbaren Bauteilen und der Möglichkeit, diese mittels Warmmassivumformung herzustellen, wurde die Beanspruchung an die Schmiedewerkzeuge aufgezeigt. Die verschiedenen Belastungen können unterschiedliche Werkzeugschäden zur Folge haben. Als Hauptausfallursache für Werkzeuge der Warmmassivumformung wird der abrasive Verschleiß angegeben. 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 zyklischen Thermoschockversuche wurden dazu Hohlproben mit einer Wandstärke von 200 µm eingesetzt, mit denen Aufheizgeschwindigkeiten von 4.000 K/s und Abkühlraten von 2.500 K/s realisiert werden können. Damit können die 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 Thermoschockbeanspruchung 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 einer großen Anzahl von Versuchszyklen.

In weiteren Arbeiten wird neben dem Einfluss der zyklischen Thermoschockbeanspruchung auch die mechanische Belastung betrachtet. In jedem Schmiedezyklus sind die Werkzeuge einer Kombination aus thermischen und mechanischen Belastungen ausgesetzt. In der Arbeit von [Kla14] konnte nachgewiesen werden, dass die mechanische Beanspruchung das Austenitisierungsverhalten von Warmarbeitsstählen stark beeinflusst.

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 Warmarbeitsstählen 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.

Literaturverzeichnis:

- [Bac90] Bach, F.-W.; Bobke, T.; Doege, E.; Linse, D.: Gefügereaktionen und Verschleiß der Randzone von Schmiedegesenken und ihre Beeinflussung durch Plasmaoberflächenbehandlungen. UKH, Hannover, S. 13/1-13, 14.-15.03.1990.
- [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, S. 591-601, 10.-13.09.2002.
- [Dea79] Dean, T. A.; Silva, T. M.: Die Temperatures During Production Drop Forging. J. Eng. For Industry, Jahrgang 101, Heft November, S. 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, Schmiedeblechumformung-Organisation. Doege, E.; Besdo, D.; Haferkamp, H.; Tönschhoff, H. K.; Wiendahl, H.-P. (Hrsg.), Verlag Meisenbach, S. 132-161, 1995.
- [Haf95b] Haferkamp, H.; Bach, F.-W.; Baar, C.; Doege, E.; Romanowski, C.: Reibung und Verschleiß beim Schmieden, in der Werkzeugtechnik, Schmiedeblechumformung-Organisation. Doege, E.; Besdo, D.; Haferkamp, H.; Tönschhoff, 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, S. 544-550, 2001.

- [Kla14] Klassen, A.; Bouguecha, A.; Behrens, B.-A.: „Wear Prediction for Hot Forging Dies under Consideration of Structure Modification in the Surface Layer“. WGP Kongress, Erlangen, 09-10.09.2014.
- [Min02] Min, Y.; Xu, L.; Wu, X.: Influence of Surface Heat Treatment on Thermal Fatigue Behaviours of Hot Work Steel. ICT Conference, Karlstad, 1, S. 55-65, 10.-13.09.2002.
- [Sai01] Saiki, H.; Marumo, Y.; Minami, A.; Sono, T.: Effect of the Surface Structure on the Resistance to Plastic Deformation of Hot Forging Tools. J. Mat. Proc. Tech., Jahrgang 113, S. 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, S. 1089-1096, 2004.
- [Stu81] Stute-Schlamme, W.: Konstruktion und thermomechanisches Verhalten rotationssymmetrischer Schmiedegesenke. Dissertation, Universität Hannover, 1981.
- [Wal99] Walter, S.: Beitrag zu den Werkstoffversagensmechanismen beim Gesenkschmieden. Dissertation, Universität Hannover, 1999.