

J. Wilzer, S. Weber, Ch. Escher, W. Theisen

Werkstofftechnische Anforderungen an Presshärtewerkzeuge am Beispiel der Werkzeugstähle X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4

Material Requirements for Hot Stamping Tools using the Example of Tool Steels X38CrMoV5-3, 30MoW33-7, and 60MoCrW28-8-4

Kurzfassung/Abstract

Das Presshärten von Stahlblechen zur Fertigung von Karosserieteilen in der Automobilindustrie stellt hohe Anforderungen an die dafür eingesetzten Werkzeuge. Diese werden mechanisch, thermisch und tribologisch belastet, wobei die Standzeit eines Werkzeuges in vielen Fällen durch abrasiven Verschleiß begrenzt wird. Die Taktzeit des Presshärteprozesses und damit dessen Produktivität hängen zudem von der Wärmeleitfähigkeit der verwendeten Werkzeugwerkstoffe ab, sodass ein Kompromiss zwischen den mechanischen und den thermophysikalischen Eigenschaften zu suchen ist. Industriell etablierte Lösungen für Presshärtewerkzeuge setzen auf hochlegierte Warmarbeitsstähle, von denen sich vor allem der Stahl X38CrMoV5-3 durchgesetzt hat. In diesem Beitrag werden die Auf- und Einhärtung, der abrasive Verschleißwiderstand sowie die Wärmeleitfähigkeit zweier neuer Stähle im Vergleich zum X38CrMoV5-3 dargestellt und diskutiert. Es wird gezeigt, dass eine alleinige Auslegung eines Werkzeugstahles auf eine hohe Wärmeleitfähigkeit nicht zielführend ist und dass der Einfluss der Wärmebehandlung sowohl für die mechanischen als auch die thermophysikalischen Eigenschaften berücksichtigt werden muss. ■

Schlüsselwörter: Werkzeugstahl, Presshärten, Verschleißwiderstand, Wärmeleitfähigkeit, Wärmebehandlung, Calphad

Press hardening of low-alloyed sheet steel gained in importance, in particular with respect to the production of body parts in the automotive industry. The press hardening process makes high demands on the tools by mechanical, thermal and tribological loads whereas the lifetime of a tool is limited mainly by abrasive wear. The cycle time of the press hardening process and thus its productivity are furthermore dependent on the thermal conductivity of the tool material. Therefore, a compromise has to be found between the mechanical and thermophysical properties. Industrially established solutions rely on high-alloyed hot work steels of which the grade X38CrMoV5-3 became widely accepted. In this context, hardening capacity, hardness penetration, abrasive wear resistance and thermal conductivity of two new tool steels are presented and discussed with respect to the reference steel X38CrMoV5-3. The authors show that an exclusive optimization of tool steels regarding high thermal conductivity is insufficient. Furthermore, it is shown that the influence of heat treatment must be considered for both, mechanical and thermophysical properties. ■

Keywords: Tool steel, hot stamping, wear resistance, thermal conductivity, heat treatment, Calphad

Autoren/Authors: Dipl.-Ing. Jens Wilzer, Dörrenberg Edelstahl GmbH, Hammerweg 7, 51766 Engelskirchen, jens.wilzer@doerrenberg.de (Kontakt/Corresponding author)

Prof. Dr.-Ing. Sebastian Weber, Lehrstuhl für Neue Fertigungstechnologien und Werkstoffe, Bergische Universität Wuppertal, Solingen

Prof. Dr.-Ing. Werner Theisen, Lehrstuhl Werkstofftechnik, Ruhr-Universität Bochum

Dr.-Ing. Christoph Escher, Dörrenberg Edelstahl GmbH, Engelskirchen

1 Einleitung

Stetig steigende Anforderungen an die Crashresistenz von Kraftfahrzeugen bei gleichzeitiger Forderung nach einem verringerten Fahrzeuggewicht haben zur Entwicklung hochfester Automobilbleche ($R_m > 1000$ MPa) geführt, die heute unter anderem als Seitenaufprallträger, A- und B-Säulen, Dachverstärkungen oder Stoßstangen in Kraftfahrzeugen verbaut werden. Die hohe Fest-

tigkeit dieser Bleche erschwert die übliche Kaltumformung durch große Umformkräfte und führt zu einer ausgeprägten Rückfederung, sodass neue Formgebungsverfahren eingesetzt werden müssen [1]. Ein Verfahren, mit dem hochfeste Bleche endkonturnah hergestellt werden können, ist das sogenannte direkte Presshärten. Dabei handelt es sich um ein Warmumformverfahren, bei dem die umzuformende Blechplatte nach einer Erwärmung im Durchlaufofen ($850^\circ\text{C} < T < 950^\circ\text{C}$) im austenitischen Zustand

in ein Presswerkzeug eingelegt, umgeformt und zugleich bei geschlossenem Werkzeug abgeschreckt wird. Auf diese Weise erhält das entstehende Bauteil durch Martensitbildung die gewünschte hohe Festigkeit. Der niedriglegierte, preisgünstige, borhaltige Stahl 22MnB5 hat sich heutzutage als Standardwerkstoff für die Warmblechumformung in der Automobilindustrie etabliert. Platinen dieses Stahls können innerhalb von etwa 20 Sekunden umgeformt, gleichzeitig martensitisch gehärtet und mit der dadurch eingestellten Zugfestigkeit von etwa 1500 MPa verarbeitet werden [1-3].

Die Auslegung der Werkzeuge für die Warmblechumformung erfolgt in der Regel nach technologischen Aspekten wie der Druckfestigkeit, der Zähigkeit, der Härtharkeit sowie der Randschichthärtungs-, Nitrier- und Beschichtungsfähigkeit [1, 2]. Zum Einsatz kommen, da es sich um einen Warmumformungsprozess handelt, Werkzeugstähle, die der Gruppe der Warmarbeitsstähle zugeordnet werden können. Aktuelle Entwicklungen auf dem Markt der Werkzeugstähle zeigen, dass auch die Wärmeleitfähigkeit der Werkzeugwerkstoffe eine große Rolle spielt. Es konnte gezeigt werden, dass eine Erhöhung der Wärmeleitfähigkeit die Produktivität des Presshärteprozesses erhöht. Durch die erhöhte Wärmeabfuhr verringert sich die Taktzeit zwischen dem Schließen und dem Öffnen des Werkzeuges, sodass in kürzerer Zeit eine höhere Anzahl von Bauteilen produziert werden kann [1]. Zudem führen höhere Abschreckraten dazu, dass auch die Produktqualität verbessert wird. Insbesondere die mechanischen Eigenschaften der Bauteilwerkstoffe sind von der erzielbaren Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Zu geringe Abkühlraten haben ein bainitisches oder ferritisch-perlitisches Gefüge zur Folge, welches die benötigten Festigkeiten von bis zu 1500 MPa nicht erreicht [1, 2, 4]. Ein weiterer Vorteil hoher Wärmeleitfähigkeiten der Werkzeugwerkstoffe ist die Reduzierung von Temperaturgradienten im Werkzeug. Dadurch kann insbesondere die Beanspruchung durch thermische Ermüdung gemindert werden, was wiederum die Lebensdauer der Presshärtewerkzeuge und somit die Produktivität des Presshärteprozesses erhöht [4]. Presshärtewerkzeuge mit einer hohen Wärmeleitfähigkeit besitzen daher sowohl wirtschaftlich als auch prozesstechnisch eine Schlüsselrolle.

Ein weiterer zentraler Aspekt des Presshärtens ist der ausgeprägte Verschleiß, den die umzuformenden Blechplatinen an den Werkzeugen hervorrufen. Es handelt sich dabei überwiegend um abrasiven Verschleiß, der durch intermetallische Phasen vom Typ Fe_2Al_5 und $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}$ hervorgerufen wird. Diese intermetallischen Phasen bilden sich während der Austenitisierung im Durchlaufofen an der Oberfläche der in der Regel mit einer Al-Si-Fe-Legierung feueraluminierten Blechplatinen. Es ist dabei bekannt, dass die Austenitisiertemperatur und die Haltedauer einen entscheidenden Einfluss auf die sich bildenden Phasen ausüben [5, 6]. Niedrige Austenitisiertemperaturen und kurze Haltedauern, die prozesstechnisch meist gefordert sind, führen vorwiegend zur Bildung der harten ($1133 \pm 83 \text{ HV } 0,03$) und spröden Phase Al_5Fe_2 , während höhere Temperaturen und längere Haltedauern die Bildung der vergleichsweise weichen ($521 \pm 36 \text{ HV } 0,03$) und zähen Phase FeAl zur Folge haben [5]. Bei niedrigen Austenitisiertemperaturen kommt hinzu, dass ein Teil der Al-Si-Fe-Beschichtung nicht in intermetallische Phasen umgewandelt wird, sondern als flüssiger Film auf der Oberfläche der Platinen verbleibt und während der Umformung zur Adhäsion an der Werkzeugoberfläche neigt. Das tribologische System des Presshärtevorgangs ist folglich sehr stark von den gewählten Prozessparametern abhängig, vor allem der Schichtdicke der Al-Si-

Fe-Beschichtung, der Austenitisiertemperatur und der Haltedauer. Gerade die hohe Härte der intermetallischen Phase Fe_2Al_5 und der durch sie hervorgerufene abrasive Verschleiß machen es notwendig, der abrasiven Verschleißbeständigkeit der eingesetzten Werkzeugstähle eine höhere Aufmerksamkeit zu widmen. Zwar werden die meisten Presshärtewerkzeuge nitriert, jedoch ist die Tragfähigkeit und Standzeit der Nitrierschicht auch von der Härte des darunter befindlichen Werkzeugstahls abhängig. Spätestens mit dem Verlust der Nitrierschicht an besonders belasteten Stellen des Werkzeuges kommen die alleinigen Eigenschaften des verwendeten Werkzeugstahls zum Tragen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurden drei unterschiedliche Werkzeugstähle untersucht, die für Presshärtewerkzeuge Verwendung finden oder zukünftig finden können. Dabei handelt es sich um die Warmarbeitsstähle X38CrMoV5-3 (DIN EN 1.2367) und 30MoW33-7 sowie einen neu entwickelten, zähen Kaltarbeitsstahl 60MoCrW28-8-4. Der Warmarbeitsstahl X38CrMoV5-3 stellt dabei die Referenzlegierung dar, die als Werkzeugstahl für Presshärtewerkzeuge weit verbreitet ist. Demgegenüber ist 30MoW33-7 auf eine Maximierung der Wärmeleitfähigkeit ausgelegt, während 60MoCrW28-8-4 eine werkstofftechnische Lösung darstellt, die gute Härtharkeit, hohe abrasive Verschleißbeständigkeit und hohe Wärmeleitfähigkeit vereint. Untersucht wurden das Härte-Anlassverhalten, die Einhärtharkeit, das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten, der abrasive Verschleißwiderstand sowie die Wärmeleitfähigkeit in Abhängigkeit des Wärmebehandlungszustandes. Es wird gezeigt, dass eine alleinige Optimierung eines Werkzeugstahls auf eine hohe Wärmeleitfähigkeit in Bezug auf die Einhärtharkeit mit Nachteilen verbunden ist. Zudem wird deutlich, dass über die Wärmebehandlung die resultierende Wärmeleitfähigkeit messbar verändert werden kann. Die Untersuchungen werden dabei unterstützt durch thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen, mit deren Hilfe einige Unterschiede in den Gebrauchseigenschaften der Werkzeugstähle erklärt werden können. Insgesamt betrachtet liefert die vorliegende Arbeit einen Beitrag zur weiteren Optimierung des Presshärteprozesses in Bezug auf die verwendeten Werkzeugstähle und deren Wärmebehandlung.

2 Versuchsdurchführung

2.1 Chemische Analyse und Metallografie

Die Legierungszusammensetzungen der untersuchten Werkzeugstähle wurden mittels optischer Funkenemissionsspektrometrie auf der Basis von mindestens fünf Messungen bestimmt. Die Messwerte in At.-% sind in Tabelle 1 aufgeführt und zeigen, dass sich die Stähle vor allem in den Gehalten an Kohlenstoff, Chrom und Vanadium unterscheiden.

Von allen Stählen im gehärteten und angelassen Zustand wurden metallografische Schläffe nach Standard-Präparationsmethoden anfertigt und das Gefüge durch Ätzung mit 3%iger HNO_3 oder V2A-Beize entwickelt. Die Gefügeuntersuchung der geätzten Schläffe erfolgte unter Verwendung eines Feldemissions-Rasterelektronenmikroskopes im Sekundärelektronenkontrast. Eingesetzt wurde dabei ein im Strahlengang befindlicher In-Lens-Detektor bei einem Arbeitsabstand von 4 mm und einer Beschleunigungsspannung von 15 kV, um eine maximale laterale Auflösung zu erzielen und ausgeschiedene Karbide qualitativ nachzuweisen.

	C	Cr	Mo	W	V	Si	Mn	Ni	Cu	N	P	S
X38CrMoV5-3	1,63	4,92	1,63	0,02	0,51	0,81	0,28	0,27	0,10	0,05	0,032	0,005
30MoW33-7	1,54	0,05	1,96	0,57	n.n.	0,36	0,15	0,07	0,08	0,02	0,016	0,005
60MoCrW28-8-4	3,07	2,18	1,62	0,29	0,94	0,39	0,04	0,04	0,03	0,01	0,012	0,019

Tabelle 1. Chemische Analysen der untersuchten Werkzeugstähle gemessen mittels optischer Funkenemissionsspektrometrie; Angaben in Atom-% mit Eisen (Fe) als Basiselement

Table 1. Chemical analyses of tool steels investigated in this work determined by spark optical emission spectrometry; values in mole% with iron being the dependent substitutional element

2.2 Thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen

Die Calphad-Methode wurde eingesetzt, um thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen der untersuchten Werkzeugstähle bei Austenitisiertemperatur und im Temperaturbereich der Anlassbehandlung durchzuführen. Verwendung fand die Software ThermoCalc in der Version S zusammen mit der Datenbank TCFe6.2 [7, 8]. Berechnet wurden auf Basis der in Tabelle 1 angegebenen chemischen Analysen die Gleichgewichts-Kohlenstoffgehalte im Austenit, um daraus Rückschlüsse auf die Aufhärtung zu ziehen. Zudem wurden die chemische Zusammensetzung des Austenits bei Austenitisiertemperatur und die Summen der gelösten Legierungselemente (in At.-%) berechnet, um diese Informationen mit der gemessenen Wärmeleitfähigkeit zu korrelieren. Schließlich diente die Berechnung der Gleichgewichtszusammensetzung des Ferrits im Temperaturbereich von 400 °C bis 700 °C dazu, die maximal durch Karbidbildung mögliche Verarmung der metallischen Matrix an Legierungselementen abzuschätzen.

2.3 Wärmebehandlung

Zur Festlegung der Wärmebehandlungsparameter wurden Härte-Anlass-Versuche durchgeführt. Die Härtetemperaturen orientierten sich dabei an den durch die Werkstoffdatenblätter vorgegebenen Werten von $T_H = 1060$ °C für X38CrMoV5-3 und $T_H = 1080$ °C für 30MoW33-7. Im Falle des Stahls 60MoCrW28-8-4 wurde auf der Basis der Calphad-Berechnungen eine Härtetemperatur von $T_H = 1050$ °C festgelegt. Alle Proben wurden für 30 min in einem Kammerofen unter Argon-Atmosphäre austenitisiert und anschließend in Öl gehärtet. Direkt im Anschluss erfolgte das dreifache Anlassen (X38CrMoV5-3) bzw. zweifache Anlassen (30MoW33-7, 60MoCrW28-8-4) je einer Probe im Temperaturbereich von 400 °C bis 700 °C für jeweils 2 h mit zwischenzeitlicher Luftabkühlung auf Raumtemperatur. Gemessen wurde im Anschluss die Makrohärt nach Vickers mit einer Prüflast von 30 kg, die nach DIN EN ISO 18265 : 2004 in Härtewerte nach Rockwell, Methode C, umgewertet wurde.

Zur Untersuchung der Einhärtbarkeit wurden Stirnabschreckversuche der Stähle 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 nach DIN EN ISO 642 durchgeführt. Die Austenitisierung des Stahls 30MoW33-7 erfolgte dabei entweder bei 1080 °C oder bei 1040 °C. Der Stahl 60MoCrW28-8-4 wurde bei drei unterschiedlichen Temperaturen von 1010 °C, 1050 °C und 1090 °C austenitisiert. Um die Abkühlung der Proben an Luft nach der Entnahme aus dem Ofen zu reduzieren, wurden diese entlang der Mantelfläche mit Hoch-

temperaturwolle thermisch isoliert. Die Bestimmung der Einhärtetiefe erfolgte nach Anschleifen der Prüfflächen durch Messung der Makrohärt nach Vickers mit einer Prüflast von 30 kg, die ebenfalls nach DIN EN ISO 18265 : 2004 in Härtewerte nach Rockwell, Methode C, umgewertet wurde.

2.4 Dilatometrie

Dilatometrische Messungen wurden eingesetzt, um das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten des Stahls 60MoCrW28-8-4 bei kontinuierlicher Abkühlung zu untersuchen. Verwendet wurden dazu zylindrische Proben mit einem Durchmesser von $d = 4$ mm und einer Länge $l = 10$ mm, die in einem Abschreckdilatometer vom Typ Bähr DIL805 induktiv auf die Austenitisiertemperatur erwärmt, 5 min auf Temperatur gehalten und im Anschluss aktiv mit gasförmigem Stickstoff abgeschreckt wurden. Die Abkühlrate im Sinne der $t_{8/5}$ -Zeit wurde zwischen 6 s und 10100 s variiert und aus den relativen Längenänderungen während der Abkühlung auf Phasenumwandlungen des metastabilen Austenits geschlossen. Zusätzlich wurde die Makrohärt der Dilatometerproben in Abhängigkeit der $t_{8/5}$ -Zeit nach Vickers mit einer Prüflast von 30 kg gemessen und nach DIN EN ISO 18265 : 2004 in Härtewerte nach Rockwell, Methode C, umgewertet.

2.5 Wärmeleitfähigkeit

Die Ermittlung der Wärmeleitfähigkeit der untersuchten Werkzeugstähle erfolgte über die indirekte Messmethode. Dabei wird die Wärmeleitfähigkeit eines Werkstoffes gemäß der Gleichung 1 durch Multiplikation der Temperaturleitfähigkeit a , der spezifischen isobaren Wärmekapazität c_p und der Dichte ρ bestimmt.

$$\lambda = a \cdot c_p \cdot \rho \quad (1)$$

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit a erfolgte mit einer Laserflash-Anlage der Fa. Linseis von Typ LFA1250, die Messungen im Temperaturbereich von -100 °C bis 1200 °C erlaubt. Für die Messung wird die Unterseite der Probe, die einen Durchmesser von $d = 10$ mm und eine Höhe $h = 3$ mm aufweist, mit einem kurzen Laserimpuls erwärmt und die Änderung der Temperatur an der Probenoberseite über einen Infrarotdetektor als Funktion der Zeit gemessen. Aus dem Messsignal lässt sich die Halbwertszeit des Temperaturanstieges $t_{0,5}$ bestimmen und mit diesen Daten die Temperaturleitfähigkeit a nach Gleichung 2 berechnen [9, 10].

$$a = 1,38 \cdot h^2 \cdot \pi^{-2} \cdot t_{0,5}^{-1} \tag{2}$$

Die Messung der spezifischen isobaren Wärmekapazität c_p erfolgte mit einem dynamischen Differenzkalorimeter TA Instruments MDSC 2920. Von den zwei Pt-Tiegeln des Messsystems diente einer als Referenz und der zweite für die Aufnahme der Probe. Die Kalibrierung des Differenzkalorimeters erfolgte auf der Basis einer Saphir-Standardprobe und zugehörigen, tabellierten Literaturdaten der Wärmekapazität. Eine vor Beginn jeder Messung durchgeführte Baseline-Kalibration diente dazu, gerätespezifische Einflussfaktoren zu minimieren. Die Bestimmung der Raumtemperaturdichte erfolgte nach dem Prinzip von Archimedes durch Wägung der Proben an Luft sowie in Wasser.

2.6 Verschleißversuche

Die Messung des abrasiven Verschleißwiderstands der im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Werkzeugstähle erfolgte im Reibradversuch in Anlehnung an ASTM G65-04, Methode C [11]. Dazu wurden je 2 Proben im gehärteten und angelassenen Zustand mit einer Normalkraft von 130 N auf das rotierende (200 min⁻¹) und mit Gummi beschichtete Reibrad gepresst. Der Verschleißweg betrug in allen Versuchen 71,8 m unter Zufuhr von Quarzsand mit einem Massenfluss von 300 g/min. Als Verschleißmessgröße diente der Masseverlust, der über die experimentell bestimmten Dichten der Werkzeugstähle in einen volumetrischen Verschleißabtrag umgerechnet wurde.

3 Ergebnisse und Diskussion

Die Betrachtung der chemischen Analysen (Tabelle 1) zeigt, dass sich die untersuchten Werkzeugstähle hauptsächlich im Kohlenstoffgehalt unterscheiden. Die Warmarbeitsstähle weisen mit 1,63 At.-% und 1,54 At.-% einen deutlich geringeren Kohlenstoffgehalt als der zähe Kaltarbeitsstahl mit 3,07 At.-% auf. Dies spiegelt sich auch in dem berechneten Gleichgewichts-Kohlenstoffgehalt der austenitischen Matrix bei Härtetemperatur T_H wider (Tabelle 2), der für den Stahl 60MoCrW28-8-4 ebenfalls den höchsten Wert annimmt. Da Kohlenstoff in martensitisch härtbaren, kohlenstoffhaltigen Stählen den maßgeblichen Einfluss auf die Aufhärtung ausübt, liegt die Ansprunghärte des Stahls 60MoCrW28-8-4 mit 64 HRC deutlich oberhalb der Werte der Warmarbeitsstähle (Bild 1). Die substituiert im Austenit gelösten Legierungselemente (Tabelle 2) tragen zur Härte in geringerem

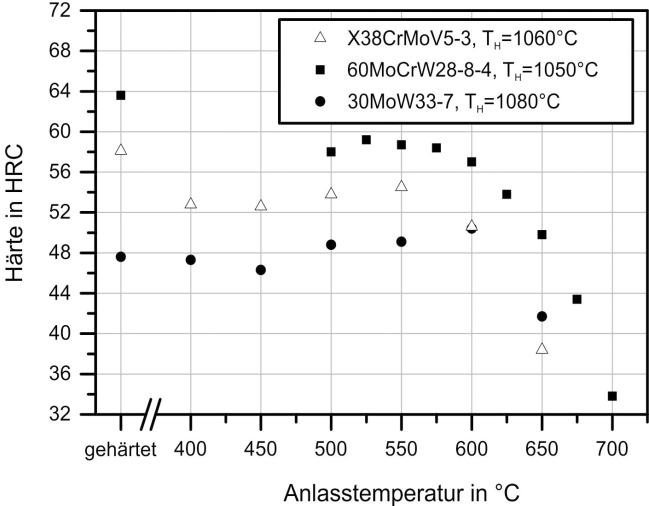


Bild 1. Härte-Anlassdiagramme der Stähle X38CrMoV5-3 ($T_H = 1060\text{ }^{\circ}\text{C}$), 30MoW33-7 ($T_H = 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$) und 60MoCrW28-8-4 ($T_H = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Fig. 1. Tempering charts of the steels X38CrMoV5-3 ($T_H = 1060\text{ }^{\circ}\text{C}$), 30MoW33-7 ($T_H = 1080\text{ }^{\circ}\text{C}$), and 60MoCrW28-8-4 ($T_H = 1050\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Maße über die Mischkristallverfestigung bei, sind aber relevant für die Interpretation der Wärmeleitfähigkeit der Stähle. So ist bekannt, dass die maximale Wärmeleitfähigkeit eines Metalls vor allem durch die Minimierung des Fremdatomgehaltes erreicht wird. Reines Eisen mit kubisch raumzentrierter Kristallstruktur erreicht dabei einen Wert von 80 W/(mK) [12, 13], der jedoch durch alle gelösten Fremdatome verringert wird [14]. Der quantitative Einfluss auf die Wärmeleitfähigkeit ist dabei elementabhängig [15].

Es kann für diese Arbeit in guter Näherung angenommen werden, dass die bei Härtetemperatur im Austenit enthaltenen Legierungs- und Begleitelemente während der martensitischen Härtung gelöst bleiben, sofern die Abkühlgeschwindigkeit hoch genug ist, um eine Karbidbildung zu unterdrücken. Demnach stellt die Konzentration an Legierungs- und Begleitelementen bei Härtetemperatur eine erste Möglichkeit dar, um qualitative Aussagen zur erreichbaren Wärmeleitfähigkeit im gehärteten Zustand zu treffen. Zu berücksichtigen ist dabei, dass bei Härtetemperatur nicht aufgelöste Legierungskarbide in der Matrix verbleiben, sodass eine Aussage allein auf Basis der gemessenen Gesamtzusammensetzung der Werkzeugstähle (Tabelle 1) nicht möglich ist. Für die festgelegten Härtetemperaturen wurden Gleichge-

	T_H	C	Cr	Mo	W	V	Si	Mn	Ni	Cu	N	$\Sigma\text{ LE}$
X38CrMoV5-3	0160 °C	1,60	4,93	1,63	0,02	0,44	0,81	0,28	0,28	0,27	0,01	10,09
30MoW33-7	1080 °C	1,47	0,05	1,79	0,51	--	0,36	0,16	0,16	0,07	0,02	4,51
60MoCrW28-8-4	1050 °C	2,48	2,18	1,40	0,24	0,43	0,40	0,04	0,04	0,04	--	7,25

Tabelle 2. Mit ThermoCalc (Datenbank:TCFe6.2) berechnete Gleichgewichtszusammensetzung des Austenits der Stähle X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 bei Härtetemperatur T_H ; Angaben in Atom-% mit Eisen (Fe) als Basiselement und ohne Berücksichtigung der Begleitelemente Phosphor und Schwefel

Table 2. Results of equilibrium calculations (ThermoCalc,TCFe6.2) of the austenitic matrix of the steels X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 and 60MoCrW28-8-4 at hardening temperature T_H ; values in mole% with iron being the dependent substitutional element without consideration of phosphorus and sulfur

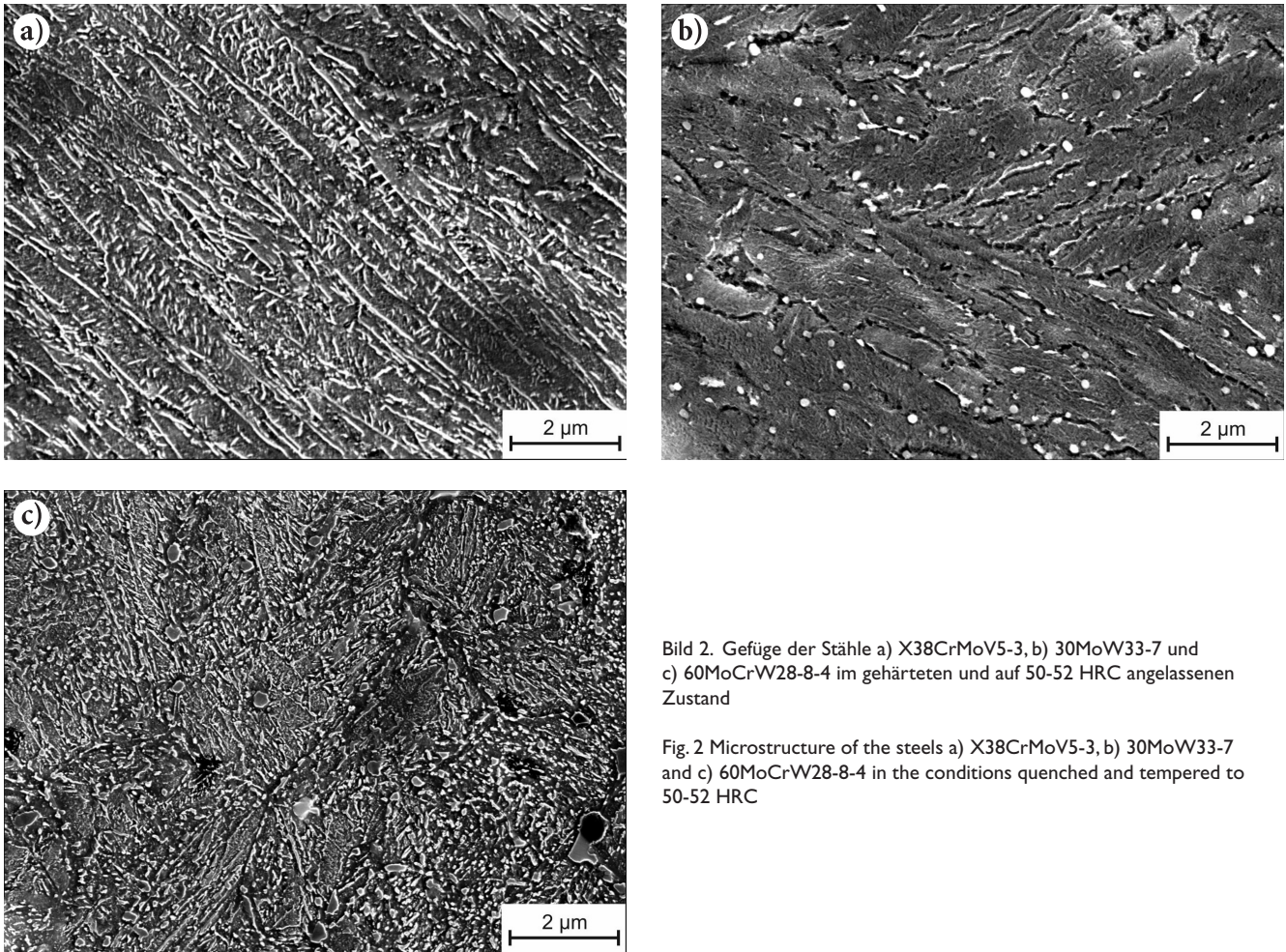


Bild 2. Gefüge der Stähle a) X38CrMoV5-3, b) 30MoW33-7 und c) 60MoCrW28-8-4 im gehärteten und auf 50-52 HRC angelassenen Zustand

Fig. 2 Microstructure of the steels a) X38CrMoV5-3, b) 30MoW33-7 and c) 60MoCrW28-8-4 in the conditions quenched and tempered to 50-52 HRC

wichtszustände berechnet, aus denen hervorgeht, dass im Falle der in dieser Arbeit untersuchten Stähle Karbide vom Typ V(C,N) (X38CrMoV5-3, $T_H = 1060^\circ\text{C}$), M_6C (30MoW33-7, $T_H = 1080^\circ\text{C}$) oder $VC+M_6C$ (60MoCrW28-8-4, $T_H = 1050^\circ\text{C}$) bei Härtetemperatur vorliegen. Die chemische Zusammensetzung der verbleibenden austenitischen Matrix (Tabelle 2) entspricht somit dem Gehalt an Legierungs- und Begleitelementen, die nicht durch Karbide abgebunden sind. Werden diese Gehalte aufsummiert (Tabelle 2), so zeigt sich ein wesentlicher Unterschied der betrachteten Stähle: X38CrMoV5-3 weist im berechneten Gleichgewichtszustand mit mehr als 10 At.-% den höchsten Gehalt auf, gefolgt von den Werkstoffen 60MoCrW28-8-4 (7,3 At.-%) und 30MoW33-7 (4,5 At.-%). Maßgeblichen Einfluss hat dabei das Legierungselement Chrom, von dem zudem bekannt ist, dass es im gelösten Zustand die elektronischen Eigenschaften des Eisens deutlich verändert [16]. Es kann daraus abgeleitet werden, dass die elektrische und thermische Leitfähigkeit von chromhaltigen Legierungen auf Eisenbasis auch durch eine Verringerung des elektronischen Beitrages zu λ abnimmt. Die thermodynamischen Gleichgewichtsberechnungen erlauben somit eine erste Einschätzung bezüglich der im gehärteten Zustand der Stähle zu erwartenden Wärmeleitfähigkeiten.

Die bisherigen Aussagen bezogen sich auf die Gleichgewichtszusammensetzung des Austenits bei Härtetemperatur, die durch Härtung in eine martensitische Struktur mit gleicher Zusammensetzung überführt wird. Das für Werkzeugstähle übliche Anlassen ändert diesen Zustand durch die Erhöhung der Mobilität des Koh-

lenstoffs und die Ausscheidung von Karbiden (Bild 2). Dadurch verringern sich die Zwangslösung des Kohlenstoffs und die tetragonale Verzerrung des Kristallgitters des α -Martensit. Bei Anlastemperaturen oberhalb von 300°C setzt die Ausscheidung von Zementit ein, während im Temperaturbereich der Sekundärhärte Legierungskarbide gebildet werden. Diese Ausscheidungsprozesse ziehen eine Verringerung der in der martensitischen Matrix gelösten Legierungselemente nach sich und tragen auf diese Weise zu einer Erhöhung der Matrix-Wärmeleitfähigkeit bei. Hinzu kommt ein Grenzflächenbeitrag (Karbid-Matrix-Grenzfläche), der die Wärmeleitfähigkeit tendenziell verringert. In vorhergehenden Arbeiten konnte jedoch gezeigt werden, dass die Zunahme der Matrix-Wärmeleitfähigkeit gegenüber dem Grenzflächeneffekt dominiert [17]. Die minimale im Gleichgewicht erzielbare Konzentration an Legierungs- und Begleitelementen in der martensitischen Matrix ist durch thermodynamische Gleichgewichtsberechnungen zugänglich. Bild 3 zeigt dazu die summierten Gehalte aller Legierungs- und Begleitelemente im Temperaturbereich von 400°C bis 700°C . Es ist zu erkennen, dass diese Gehalte im Falle des Stahls X38CrMoV5-3 am höchsten sind, während 30MoW33-7 in dem betrachteten Temperaturbereich die niedrigsten Gleichgewichtsgehalte aufweist. Der Gleichgewichtszustand wird während einer technischen Anlassbehandlung nicht erreicht, dennoch zeigen diese Rechnungen, welche Verarmung der martensitischen Matrix an Legierungs- und Begleitelementen theoretisch möglich ist.

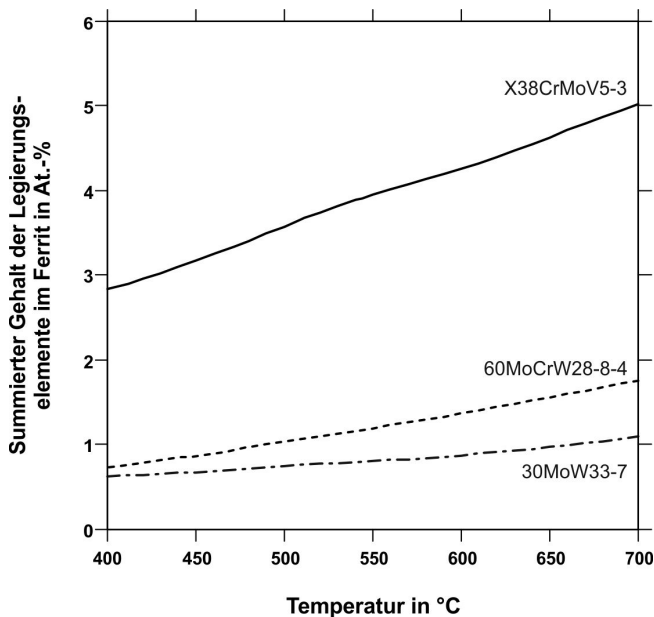


Bild 3. Berechnete, summierte Gleichgewichtsgehalte der Legierungselemente im Ferrit (in At.-%) der Stähle X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 im Temperaturbereich von 400 °C bis 700 °C (ThermoCalc S, Datenbank TCF6.2)

Fig. 3. Calculated, total equilibrium concentrations of alloying elements in ferrite (in at.%) of the steels X38CrMoV5-3, 30MoW33-7, and 60MoCrW28-8-4 in the temperature range from 400 °C to 700 °C (ThermoCalc S, TCF6.2 database)

Die theoretischen Überlegungen auf Grundlage thermodynamischer Berechnungen lassen sich durch Messungen der Wärmeleitfähigkeit in unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen belegen. Exemplarisch sollen hier die gehärteten sowie die auf eine Gebrauchshärte von 50-52 HRC angelassenen Zustände betrachtet werden (Bild 4). Im gehärteten Zustand ist zu erkennen, dass die Stähle X38CrMoV5-3 und 60MoCrW28-8-4 mit 17-20 W/(mK) im

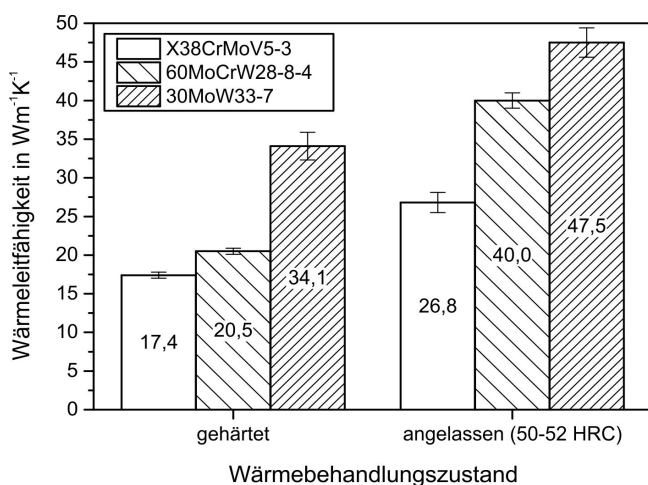


Bild 4. Wärmeleitfähigkeit der Stähle X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 im gehärteten Zustand sowie nach Härten und Anlassen auf 50-52 HRC

Fig. 4. Thermal conductivity of the steels X38CrMoV5-3, 30MoW33-7, and 60MoCrW28-8-4 in the conditions "as-quenched" and "quenched and tempered" to 50-52 HRC

Vergleich zu 30MoW33-7 (34 W/(mK)) eine geringere Wärmeleitfähigkeit aufweisen. Die Ursache dafür ist der bereits beschriebene, deutliche Unterschied in der Konzentration von Legierungs- und Begleitelementen bei Härtetemperatur (Tabelle 2). Durch das Anlassen auf eine Gebrauchshärte von 50-52 HRC nehmen die Wärmeleitfähigkeiten aller drei Stähle messbar zu (Bild 4), wobei die relativen Veränderungen gegenüber dem gehärteten Zustand sich deutlich unterscheiden. Im Falle des Stahls X38CrMoV5-3 beträgt die Zunahme 54 %, während die Wärmeleitfähigkeiten der Stähle 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 um 39 % bzw. 95 % ansteigen. Die Messwerte sowohl im gehärteten als auch im angelassenen Zustand zeigen zudem, dass das Legierungskonzept des auf hohe Wärmeleitfähigkeit optimierten Stahls 30MoW33-7 aufgeht und dieser mit nahezu 48 W/(mK) bei 50-52 HRC von allen drei Stählen den höchsten Absolutwert erreicht.

Bei ausschließlicher Auslegung auf hohe Wärmeleitfähigkeit ist folglich der Stahl 30MoW33-7 die beste Wahl der hier untersuchten Werkstoffe. Dabei wird jedoch nicht beachtet, dass auch die Aufhärtung und die Einhärtung für Presshärtewerkzeuge relevant sind. Eine hohe Aufhärtung sowie eine hohe Sekundärhärte wirken sich positiv auf die abrasive und adhäsive Verschleißbeständigkeit aus, wenn Beschichtungen und Nitrierschichten auf einem Werkzeug im Betrieb lokal versagen. Diesbezüglich bietet der Stahl 60MoCrW28-8-4 im Vergleich zu X38CrMoV5-3 und 30MoW33-7 den Vorteil, dass sich durch Härten und Anlassen eine höhere Sekundärhärte einstellen lässt (Bild 1). Bereits bei gleicher Makrohärte von 50-52 HRC unterscheidet sich der abrasive Verschleißwiderstand der drei Stähle nach ASTM G65 messbar (Bild 5). Der höchste volumetrische Verschleißabtrag wird für X38CrMoV5-3 gemessen, während der Wert für den Stahl 30MoW33-7 etwa 4 % geringer ist. Einen um 26 % geringeren volumetrischen Verschleißabtrag weist dagegen der höher kohlenstoffhaltige Werkzeugstahl 60MoCrW28-8-4 bei einer Härte von 50-52 HRC auf, wobei die Ursache für dieses Ergebnis der höhere Karbidvolumengehalt ist. Bei einer Härte von 58-60 HRC weist dieser Stahl einen im Vergleich zu X38CrMoV5-3 um 30 % verrin-

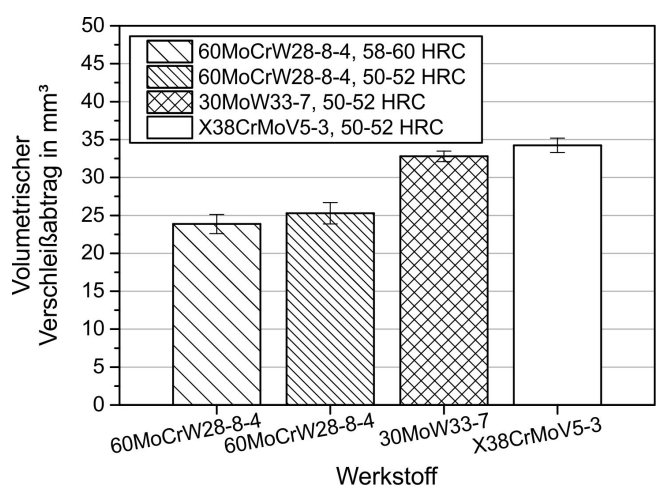


Bild 5. Ergebnisse der Verschleißversuche der Stähle X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 und 60MoCrW28-8-4 im gehärteten und angelassenen Zustand, ermittelt in Anlehnung an ASTM-G65/04, Methode C

Fig. 5. Results of wear tests of the steels X38CrMoV5-3, 30MoW33-7 and 60MoCrW28-8-4 in different quenched and tempered conditions measured on the basis of ASTM-G65/04, method C

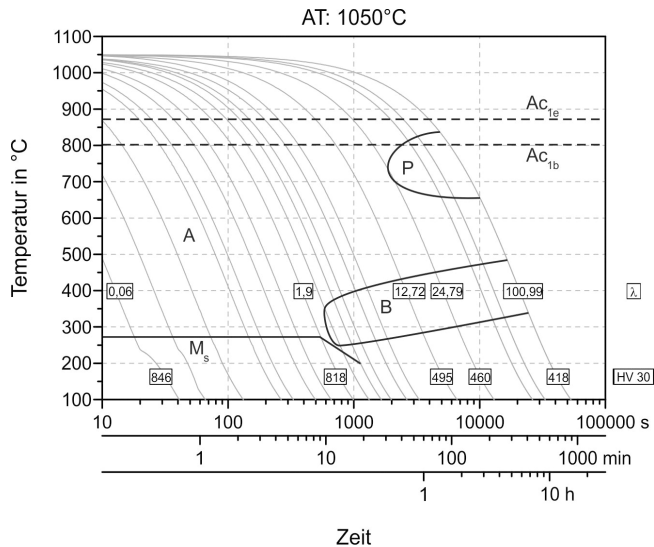


Bild 6. Kontinuierliches Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubild des Stahls 60MoCrW28-8-4 für eine Austenitisierungstemperatur von $T_A = 1050^\circ\text{C}$

Fig. 6. Continuous cooling transformation diagram of the steel 60MoCrW28-8-4 measured for an austenitization temperature of $T_A = 1050^\circ\text{C}$

gerten Verschleißabtrag auf. Im Betrieb eines Presshärtewerkzeugs kann sich der erhöhte Verschleißwiderstand durch eine verlängerte Standzeit positiv auswirken, vor allem an tribologisch hoch belasteten Stellen des Werkzeugs.

Die Einhärtung wird dann wichtig, wenn größere Querschnitte eines Werkzeuges durchgreifend gehärtet werden sollen. Gekoppelt ist die Einhärtung mit dem Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten und dem Einsetzen der Bildung von Ferrit, Perlit und Bainit. Am Beispiel des experimentell bestimmten ZTU-Diagrammes des Stahls 60MoCrW28-8-4 wird dabei deutlich, dass es eine kritische Abkühlrate gibt, unterhalb derer weder Bainit noch Perlit gebildet werden (Bild 6). Für das gezeigte Beispiel sind es bei einer Härtetemperatur von 1050°C eine kritische Abkühlrate von $t_{8/5} < 190\text{ s}$ (ca. 3 min) zur Vermeidung der Bainit- und $t_{8/5} < 2479\text{ s}$ (ca. 41 min) zur Vermeidung der Perlitbildung. Die Perlitbildung ist dabei ein Prozess, der auf Nukleation und diffusionskontrolliertem Wachstum beruht. Beeinflusst werden die Nukleationsrate und die Wachstumsgeschwindigkeit durch die im Austenit gelösten Legierungselemente und deren Löslichkeit im Ferrit und im Zementit. Wird hierzu erneut der berechnete Gleichgewichtszustand bei Härtetemperatur herangezogen (Tabelle 2), so fällt auf, dass der Gehalt des Elements Molybdän, das die Perlitbildung deutlich verzögert, sich in allen drei Stählen nur unwesentlich unterscheidet. Dagegen sind die Gehalte an Chrom und Vanadium, mit ebenfalls verzögerndem Einfluss auf die Perlitbildung, in den Stählen X38CrMoV5-3 und 60MoCrW28-8-4 gegenüber 30MoW33-7 deutlich erhöht. Der zuvor diskutierte Vorteil geringer Gehalte an Legierungs- und Begleitelementen im Austenit bei Härtetemperatur in Bezug auf die erzielbare Wärmeleitfähigkeit wirkt sich demzufolge negativ auf die Härtbarkeit im Sinne der Einhärtung aus. Experimentell wurde diese Feststellung anhand von Stirnabschreckversuchen verifiziert (Bild 7), in denen die Stähle 60MoCrW28-8-4 und 30MoW33-7 bei unterschiedlichen Härtetemperaturen untersucht wurden. Der Werkstoff X38CrMoV5-3

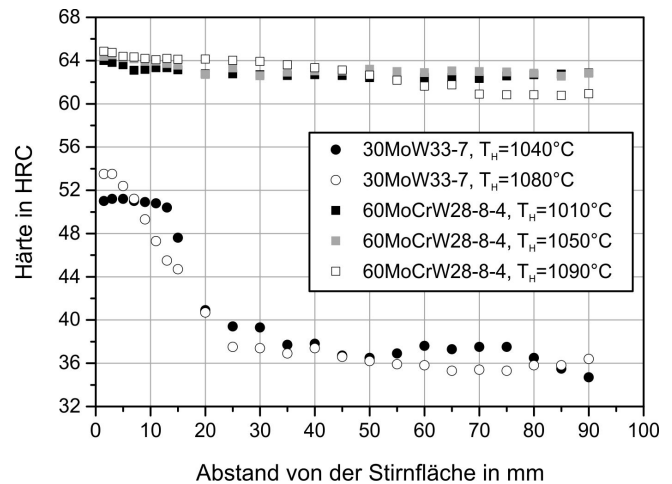


Bild 7. Härteverläufe nach Stirnabschreckversuch der Stähle 30MoW33-7 ($T_H = 1040^\circ\text{C}$ und 1080°C) und 60MoCrW28-8-4 ($T_H = 1010^\circ\text{C}$, 1050°C und 1090°C)

Fig. 7. Results of Jominy tests of the steels 30MoW33-7 ($T_H = 1040^\circ\text{C}$ and 1080°C) and 60MoCrW28-8-4 ($T_H = 1010^\circ\text{C}$, 1050°C and 1090°C)

wurde nicht in diese Untersuchungen einbezogen, da Einschränkungen bezüglich der Einhärtung für diesen Stahl nur bei sehr großen Querschnitten zu erwarten sind. Die Härtemessungen an den Stirnabschreckproben zeigen für den Stahl 60MoCrW28-8-4, dass bis zu einem Abstand von 90 mm von der Stirnfläche kein Steilabfall der Härte zu verzeichnen ist. Diese Aussage trifft auf alle drei gewählten Härtetemperaturen von 1010°C , 1050°C und 1090°C zu. Der gemessene Härteverlust mit zunehmendem Abstand von der Stirnfläche ist demnach auf Selbstanlasseeffekte im Martensit und nicht auf die Bildung von Perlit oder Bainit zurückzuführen, was wiederum im Einklang mit dem ZTU-Diagramm dieses Stahls steht (Bild 6). Im Unterschied dazu fällt die Härte des Stahls 30MoW33-7 innerhalb von 20 mm auf Werte unterhalb von 42 HRC ab. Der Steilabfall in der Härte tritt für beide Härtetemperaturen von 1040°C und 1080°C auf. Dies zeigt, dass eine Erhöhung der Härtetemperatur und die damit verbundene Erhöhung der Konzentration an Legierungselementen im Austenit keine signifikante Verbesserung bezüglich der Einhärtung nach sich zieht. Höhere Härtetemperaturen ($T_H > 1100^\circ\text{C}$) sind für diesen Warmarbeitsstahl aus wirtschaftlichen Gründen und aufgrund des negativen Einflusses auf die Zähigkeit durch Zunahme der Austenitkorngröße nicht empfehlenswert. Für eine durchgreifende Härtung größerer Querschnitte ist dieser Stahl folglich nicht geeignet.

4 Zusammenfassung

Der Presshärteprozess stellt an die für die Umformwerkzeuge verwendeten Werkstoffe vor allem Anforderungen in Bezug auf Härte, Härtbarkeit, Verschleißbeständigkeit, Wärmeleitfähigkeit und Zähigkeit. Der zuletzt genannte Aspekt, die Zähigkeit, wurde im Rahmen dieser Untersuchung nicht betrachtet, sondern ist für zukünftige Untersuchungen vorgesehen. Hinsichtlich der Härte und der damit zusammenhängenden Beständigkeit gegen abrasiven Verschleiß wurde gezeigt, dass höher kohlenstoffhaltige, zähe Kaltarbeitsstähle im Vergleich zu den üblicherweise für das Presshärten eingesetzten Warmarbeitsstählen im Vorteil sind. Trotz des höheren Kohlenstoffgehaltes lässt sich die Wärmeleitfä-

higkeit des Stahls 60MoCrW28-8-4 durch Härten und Anlassen auf 50-52 HRC auf einen Wert von 40 W/(mK) anheben, was einer Verdoppelung im Vergleich zum gehärteten Zustand entspricht. In diesem Zustand wird zudem ein um mehr als 25 % verringerter Verschleißabtrag bei grober Abrasion im Vergleich zu der Standardgüte X38CrMoV5-3 gemessen. Ursache der hohen Wärmeleitfähigkeit ist vor allem die während der Anlassbehandlung stattfindende Ausscheidung von Karbiden, die der Matrix sowohl Kohlenstoff als auch substituiert gelöste Legierungselemente entzieht. Am Beispiel des Stahls 30MoW33-7 wurde gezeigt, dass eine alleinige Fokussierung auf die Wärmeleitfähigkeit nicht ausreichend ist, wenn größere Querschnitte durchgreifend gehärtet werden sollen. Grund dafür ist der Lösungszustand des Austenits bei Härtetemperatur, der maßgeblich ist für das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten. Am Beispiel von Stirnabschreckversuchen der Stähle 60MoCrW28-8-4 und 30MoW33-7 konnte dies experimentell nachgewiesen werden.

Als Fazit dieser Untersuchung kann die Aussage getroffen werden, dass eine hohe Härte in Verbindung mit einer hohen Einhärtetiefe und einer ebenfalls hohen Wärmeleitfähigkeit Forderungen an Werkzeugstähle für Presshärtewerkzeuge sind, die sich gegenseitig beeinflussen und zum Teil ausschließen. Es muss daher ein Kompromiss gefunden werden, der sowohl den Einfluss der gelösten Legierungselemente auf die Wärmeleitfähigkeit als auch auf das Zeit-Temperatur-Umwandlungsverhalten berücksichtigt. Von den in dieser Arbeit untersuchten Stählen stellt der Werkstoff X38CrMoV5-3 die Standardlösung für Presshärtewerkzeuge dar, der jedoch auch in höher angelassenen Zuständen keine hohe Wärmeleitfähigkeit erreicht. Ein alleine auf Wärmeleitfähigkeit optimierter Werkzeugstahl bereitet dagegen Probleme in der Härbarkeit. Demgegenüber stellt das Legierungskonzept des Stahls 60MoCrW28-8-4 eine Lösung dar, die neben einer hohen Aufhärtung und Einhärtung mit einer gegenüber dem Stahl X38CrMoV5-3 deutlichen Steigerung der Wärmeleitfähigkeit und des abrasiven Verschleißwiderstandes verbunden ist. Dieser Stahl ist daher prädestiniert für eine Anwendung als Presshärtewerkzeug und wird derzeit unter der Bezeichnung CP2M im Praxiseinsatz bewertet.

Literatur

1. Karbasian, H.; Tekkaya, A. E.: A review on hot stamping. *J. Mater. Process. Technol.* 210 (2010), S. 2103-2118, DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019
2. Merklein, M.; Stöhr, T.; Wieland, M.: Funktionsoptimierte Strukturbauteile im Presshärteprozess. *Lightweight Design* 3 (2010) 5, S. 52-58
3. Lenze, F.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Straube, O.: Hot forming. New potentials for innovative manufacturing. *Steel Grips* 7 (2009) 6, S. 428-32
4. Paar, U.; Valls, L.: Werkzeugstähle und Strategie für die Warmumformung und Hartbeschneiden. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Tagungsband zum 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2007, S. 73-92
5. Windmann, M.; Röttger, A.; Theisen, W.: Phase formation at the interface between a boron alloyed steel substrate and an Al-rich coating. *Surf. Coat. Techn.* 226 (2013), S. 130-39, DOI: 10.1016/j.surfcoat.2013.03.045
6. Fan, D. F.; De Cooman, B. C.: Formation of an Aluminide Coating on Hot Stamped Steel. *ISIJ Int.* 50 (2010) 11, S. 1713-18, DOI: 10.2355/isijinternational.50.1713
7. Thermo-Calc Software AB: Thermo-Calc User's Guide Version 5. Foundation of Computational Thermodynamics, Thermo-Calc Software AB, Stockholm, Schweden, 2010
8. Sundmann, B.; Shi, P.; Bratberg, J.: TCFe6: TCS Steels/Fe-Alloys Database v6.0. Thermo-Calc Software AB, Stockholm, Schweden, 2008
9. Parker, W. J.; Jenkins, R. J.; Butler, C. P.; Abbott, G. L.: Flash Method of Determining Thermal Diffusivity, Heat Capacity, and Thermal Conductivity. *J. Appl. Phys.* 32 (1961) 9, S. 1679-1684, DOI: 10.1063/1.1728417
10. Standard ASTM E 1461: Standard Test Method for Thermal Diffusivity by the Flash Method. ASTM Int., West Conshohocken, USA, 2001
11. Standard ASTM G 65: Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand / Rubber Wheel Apparatus. ASTM Int., West Conshohocken, USA, 2000
12. Richter, F.; Kohlhaas, R.: Wärmeleitfähigkeit des reinen Eisen zwischen -180 und 1000°C unter besonderer Berücksichtigung von Phasenumwandlungen. *Arch. Eisenhüttenwes.* 36 (1965) 11, S. 827-33
13. Esser, H.; Eilender, W.; Pütz, E.: Die Wärmeleitfähigkeit von technisch reinem Eisen und verschiedenen Stählen. *Arch. Eisenhüttenwes.* 11 (1938) 12, S. 619-22
14. Bungardt, K.; Spyra, W.: Wärmeleitfähigkeit unlegierter und legierter Stähle und Legierungen bei Temperaturen zwischen 20 und 700°C. *Arch. Eisenhüttenwes.* 36 (1965) 4, S. 257-67
15. Terada, Y.; Ohkubo, K.; Mohri, T.; Suzuki, T.: Effects of Alloying Additions on Thermal Conductivity of Ferritic Iron. *ISIJ Int.* 42 (2002) 3, S. 322-24, DOI: 10.2355/isijinternational.42.322
16. Korzhavyi, P. A.; Ruban, A. V.; Odqvist, J.; Nilsson, J. O.; Johansson, B.: Electronic structure and effective chemical and magnetic exchange interactions in bcc Fe-Cr alloys. *Physical Review B* 79 (2009) 5, S. 1-16, DOI: 10.1103/physrevb.79.054202
17. Wilzer, J.; Lüdtke, F.; Weber, S.; Theisen, W.: The influence of heat treatment and resulting microstructures on the thermophysical properties of martensitic steels. *J. Mater. Sci.* 48 (2013) 24, S. 8483-8492, DOI: 10.1007/s10853-013-7665-2

Bibliography

DOI:10.3139/105.110237

HTM J. Heat Treatm. Mat.

69 (2014) 6; page 325-332

© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG

ISSN 1867-2493