

Prozesscharakterisierung des Laserstrahlhärtens bei dünnwandigen Bauteilen mit angepasstem Strahlprofil

Michael Güpner, Frank Rempt, Andreas Hopf, Jens Bliedtner
Ernst-Abbe-Hochschule Jena, Jena, Deutschland

Stahl ist nach wie vor einer der wichtigsten metallischen Werkstoffe unserer Zeit. Ein großer Vorteil gegenüber anderen Metallen ist die temperaturabhängige Mehrphasigkeit des Gefüges. Bei Temperaturen von ca. 800 °C kann ein Gittertyp dichter Packung eingestellt werden und durch eine rasche Abschreckung auch im festen Aggregatzustand erhalten bleiben. Die Härte und die Verschleißbeständigkeit des Bauteils steigen erheblich an. In der vorliegenden Veröffentlichung wird die Steigerung der Einhärtetiefe im Bereich des Laserstrahlhärtens durch die Anpassung der Strahlgeometrie und Intensitätsverteilung an die Beschaffenheit der zu härtenden Zone des Bauteils dargelegt. Hierbei werden speziell dünnwandige, verzugsgefährdete Bauteile wie Dorne oder Messerschneiden betrachtet. Durch die Kombination aus angepasster Intensitätsverteilung und großem Aspektverhältnis kann der geometriebedingte Wärmestau für den Härteprozess nutzbar gemacht werden. Im Rahmen der Charakterisierung des Laserstrahlhärteprozesses konnten Einhärtetiefen von bis zu 8 mm erreicht werden.

1. Einleitung

Stahl ist nach wie vor einer der wichtigsten metallischen Werkstoffe unserer Zeit. Ein großer Vorteil gegenüber anderen Metallen ist die temperaturabhängige Mehrphasigkeit des Gefüges. Bei Temperaturen von ca. 800 °C kann ein Gittertyp dichter Packung eingestellt werden und durch eine rasche Abschreckung auch im festen Aggregatzustand erhalten bleiben. Die Härte und die Verschleißbeständigkeit des Bauteils können in der Randzone gesteigert werden. Ein Werkstoff bei dem sehr hohe Härtewerte bei hochbelasteten Bauteilen durch Randschichthärtprozesse erreicht werden können, ist der Stahl 1.3505 (100Cr6). Dies ist ein übereutektoider, legierter Stahl, der aufgrund seiner chemischen Zusammensetzung zu den Vergütungsstählen zählt. Der Werkstoff findet Anwendung unter anderem in Kugel-, Nadel- und Rollenlagern, Werkzeugen für die Holzbearbeitung, Reibahlen aber auch bei Zentrierspitzen und Bördelwerkzeugsitzen [1].

2. Grundlagen und Ansatz

Nach [2, 3, 4] sind die Haupteinflussfaktoren für das Laserstrahlrandschichthärten neben dem gewählten Werkstoff die Intensität verbunden mit der erreichten Laserleistung und der Wechselwirkungszeit. Dem Stand der Wissenschaft und Technik können vielfältige Strahlformen, Intensitätsverteilungen und Bearbeitungsverfahren (statisch, quasisimultan oder simultan) entnommen werden, um eine möglichst homogene Umwandlungszone mit scharfer Abgrenzung zum umgebenden Material zu generieren und dadurch ein exakteres Abbild der Intensitätsverteilung zu erzeugen. Bewährte Mittel für die Modifikation der Intensitätsverteilung sind determinierte optische strahlformende Elemente oder eine dynamische Leistungsanpassung während des Prozesses [3, 4].

Variable Strahlformungssysteme werden bei der dynamischen Bearbeitung aktuell gegenüber der

determinierten Strahlformung bevorzugt. Der Laserhärteprozess soll möglichst flexibel gestalten werden, um eine bauteilunabhängige Modifikation der Oberfläche zu ermöglichen. Dabei erzeugen bspw. hochdynamische Scansysteme ein anpassbares, quasisimultanes Intensitätsprofil. Diese flexible und sehr dynamische Anpassbarkeit der Intensitätsverteilung eröffnet ein großes Anwendungsspektrum, weist jedoch im Vergleich zu den determinierenden Systemen einen deutlich komplexeren Aufbau bei zusätzlich geringerer Strahlqualität auf.

Die mit einer konventionellen, laserbasierten Prozessführung erreichbaren maximalen Einhärtungstiefen liegen allgemein bei Stahlwerkstoffen im Bereich von 2 - 2,5 mm und sind nicht durch Anpassung der Werkstoffe oder der Intensitätsverteilung erweiterbar [2, 4, 5, 6]. In Bezug auf dem Werkstoff 1.3505 ist die Einhärtetiefe auf ca. 1 mm begrenzt [7, 8, 9].

Um die Einhärtungstiefe bspw. auf 4 mm zu erhöhen, ist ein hoher technologischer Aufwand und die Integration eines zusätzlichen Abschreckmediums erforderlich. Potenzielle Wärmestaubereiche dünnwandiger Bauteilstrukturen werden schon während des Prozesses gekühlt, um ein wärmestauinduziertes Umschmelzen zu unterbinden. Die kritische Abkühlgeschwindigkeit aus dem Austenitbereich oberhalb der A_{C3} -Temperatur wird mit Hilfe einer Kryogenkühlung unterschritten [10].

Im Folgenden wird ein alternativer Ansatz genutzt, um die Einhärtungstiefe zu vergrößern. Im Vergleich zum Stand der Technik sollen Bauteilstrukturen mit großem Aspektverhältnis bearbeitet werden. Aus den zuvor genannten Applikationsbeispielen für den Werkstoff 1.3505 werden daher konusförmige Bauteile betrachtet. Der in vielen Fällen unerwünschte Effekt des Wärmestaus an dünnwandigen Bauteilstrukturen soll gezielt genutzt werden, um die Einhärtungstiefe zu steigern und gleichzeitig eine homogene Einhärtungszone zu erzeugen. Dazu wird ein Strahlprofil durch die Integration eines determinierten optischen Elementes generiert,

welches auf die im Vorhinein bestimmten, industriellen Bauteilgeometrien angepasst ist. Der Wärmestau an dünnwandigen Strukturen wird nicht als Limitationsfaktor gesehen, sondern soll bewusst genutzt werden, um das Härteergebnis zu optimieren.

3. Versuchsaufbau und -durchführung

Während der Versuchsdurchführung wurden Konusse mit Spitzenwinkel von 7 bis 60 Grad berücksichtigt, die aus Rundmaterial mit dem Durchmesser von 10 mm gefertigt wurden.

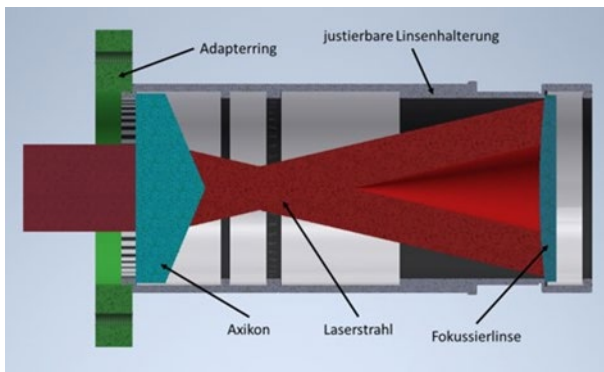


Abb. 1) Strahlformungseinheit mit Fokussierung und Axikon

Als Strahlquelle wurde der Multimodefaserlaser Rofin F1015 genutzt. Das Lasersystem hat eine Wellenlänge von 1070 nm und eine maximale Ausgangsleistung von 1500 W. Nach der Kollimationseinheit ($f_{kol} = 70$ mm) der Multimodefaser wurde eine justierbare Tubuseinheit in den optischen Strahlengang integriert, welche die Fokussierung ($f_{fok} = 400$ mm) und das strahlformende Element (Axikon mit Alphawinkel 0,5 Grad) aufnimmt (Abb. 1).

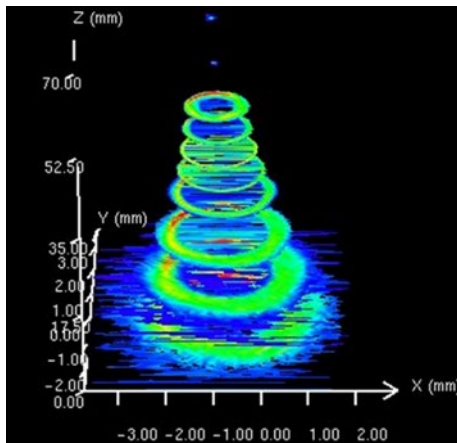


Abb. 2) Strahlanalyse des Ringprofils in Abhängigkeit des Arbeitsabstands

Anschließend wurde die Strahlgeometrie und die Intensitätsverteilung in Abhängigkeit des Arbeitsabstandes messtechnisch bestimmt (Abb. 2). In der Wechselwirkungszone wurde ein Ringprofil mit einem Außendurchmesser von 4 mm und einer Ringbreite von 0,3 mm auf den Konussen abgebildet. Variiert wurden der Konuswinkel, die Laserleistung und die Einstrahldauer. Die Prozessführung erfolgte statisch, also ohne Relativbewegung zwischen Bauteil und Laserstrahl.

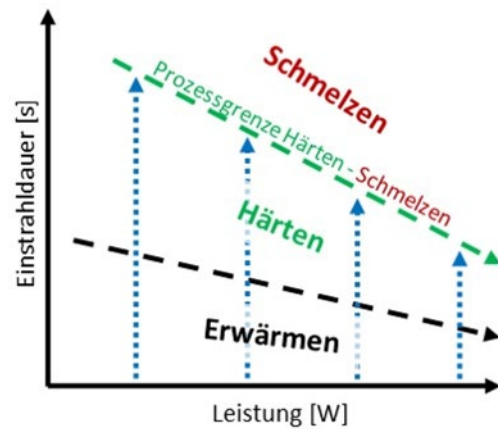


Abb. 3) Prozessfenster des Laserstrahlhärtens

Leistung und Einstrahldauer wurden experimentell so aufeinander abgestimmt, dass nahe der Prozessgrenze Härten - Schmelzen prozessiert wurde (Abb. 3). Dadurch können die Parametersätze energetisch mit einander verglichen und auch das Umwandlungsvermögen in der Wechselwirkungszone gesteigert werden.

Die Proben wurden während der experimentellen Ermittlung der Prozessgrenze Härten - Schmelzen einer makros- und mikroskopischen Sichtprüfung auf Schmelzerscheinungen an der Oberfläche unterzogen. Lagten die Proben innerhalb des Prozessfensters wurde eine werkstofftechnische Probenpräparation vorgenommen. Die Konusse wurden mechanisch getrennt, geschliffen und poliert. Im Anschluss daran erfolgte die Härtemessung nach Vickers und eine Kaltätzung zur Visualisierung des Gefüges. Für die Grundhärte des Werkstoffs konnten ca. 280 HV_{0,2} messtechnisch ermittelt.

4. Ergebnisse und Diskussion

Zur Erarbeitung eines tieferen Prozessverständnisses wurde der Härteprozess in Abhängigkeit verschiedener Spitzenwinkel durch eine thermisch-transiente FE-Simulation abgebildet. Um eine Vergleichbarkeit der simulierten und prozessierten Härteergebnisse zu gewährleisten, wurde die Abmessung der Ringverteilung und die eingestrahlte Laserleistung (125 W) über den gesamten Versuchsumfang konstant gehalten.

Abb. 4 illustriert die Temperatur im Bereich der Wechselwirkungszone, wo ein Teil der Mantelfläche des Konus und die Ringverteilung direkt miteinander interagieren. Es ist zu erkennen, dass der Spitzenwinkel keinen signifikanten Einfluss auf die Aufheizdauer innerhalb der Wechselwirkungszone besitzt. Die Zieltemperatur von ca. 1200 °C im Inneren der Wechselwirkungszone, im Bereich Symmetrieachse des Konus, wird innerhalb von 0,1 - 0,3 s erreicht. Das schnelle Erreichen und Überschreiten der Umwandlungstemperatur bewirkt eine gute Homogenisierung im Austenitbereich, was zur Ausprägung kleiner Austenitkörner beiträgt. Das Prozessieren deutlich über der Umwandlungs- (ca. 800 °C), nahe der Schmelztemperatur, steigert das Umwandlungsvermögen.

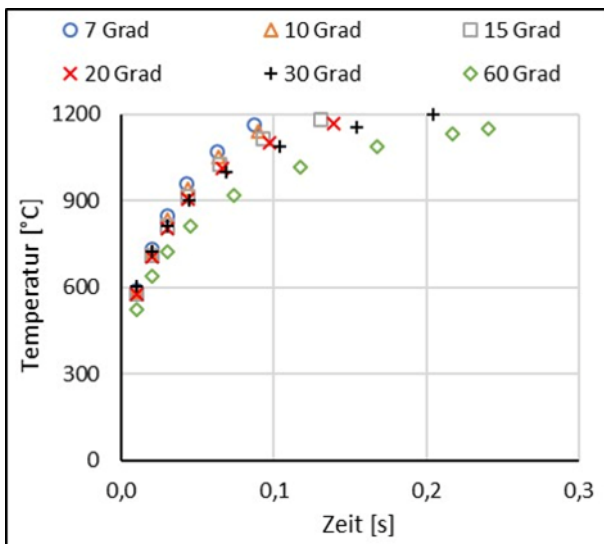


Abb. 4) Thermisch-transiente FE-Simulation der Erwärmung in der durch den Laserstrahl direkt bestrahlten Wechselwirkungszone

Ein anderes Verhalten konnte bei der Simulation der Erwärmung der Spitze der Konusstruktur ermittelt werden. Der Temperaturgradient breitet sich bei allen Spitzenwinkeln mit einer gleichen Geschwindigkeit aus, da dieser von dem Wärmeleitkoeffizienten des Stahls abhängig ist. Jedoch ist bei geringeren Spitzenwinkeln die Strecke sowie das zu erwärmende Volumen zwischen der Wechselwirkungszone und dem Spitzenvolumen größer. Das Spitzenvolumen benötigt somit bei kleineren Winkeln mehr Zeit um auf die notwendige Austenitierungstemperatur erwärmt zu werden. Die Dauer liegt im Bereich von ca. 15 bis 25 s. Dieses Verhalten limitiert die Durchhärtbarkeit der Konusstrukturen. Beispielsweise kann bei sehr kleinen Scheitelwinkeln der Effekt auftreten, dass am oberen Ende des Konus die Umwandlungstemperatur noch nicht erreicht wurde, während in der direkt durch den Laserstrahl bestrahlten Zone bereits der Schmelzprozess einsetzt. In diesem Fall müsste entweder das Ringprofil weiter an die Geometrie des Bauteils angepasst werden oder eine zeitliche Steuerung der Laserleistung vorgenommen werden.

In der Abb. 5 ist der Vergleich von der Simulation, des Prozessleuchtens und der werkstofftechnischen Präparation, während der Erwärmungsphase für einen Spitzenwinkel von 20 Grad dargestellt. Bei konstanter Leistung wurde die Wechselwirkungszeit sukzessive erhöht. Im zeitlichen Verlauf ist ein sich ausbreitender Wärmestau in Richtung der Bauteilmitte und der Spitze erkennbar.

Nach einer Wechselwirkungszeit von 0,5 s ist die direkte Wechselwirkungszone des Ringstrahlprofils auf der Bauteiloberfläche dargestellt. Ausgehend von der lateral zugeführten Schutzgasabdeckung bildet sich ein nicht vollständig homogenes Wärmeprofil über den Umfang der Probe aus.

Nach einer Bearbeitungszeit von 6 s (Abb. 5) wechselwirken die an der Oberfläche erzeugten und umfänglich

verteilten Temperaturfelder miteinander und verbinden sich in der Mitte der Probe zu einer einheitlichen Wärmezone. Die Spitze wird an diesem Zeitpunkt auf Temperaturen über 500 °C erwärmt. Die Temperaturen in der Spitze reichen noch nicht aus, um ein austenitisches Übergangsgefüge zu erzeugen und somit eine Härtung zu ermöglichen. Im Bereich der einheitlichen Wärmezone kann mit Hilfe der werkstofftechnischen Probenpräparation eine Härtung in genau dem Bereich der überschrittenen Austenitierungstemperatur dargestellt werden. Die Härtung ist jedoch nicht stetig und befindet sich nicht in dem Bereich der maximal möglichen Härte.

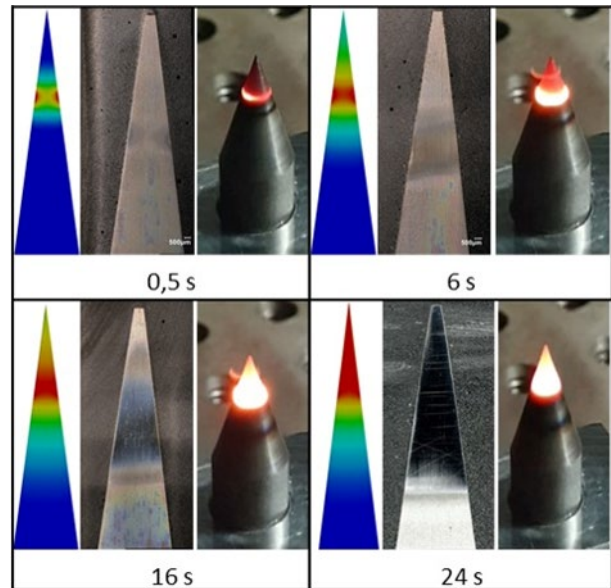


Abb. 5) Vergleich von FE-Simulation, Prozessleuchten und werkstofftechnisch präparierter Wechselwirkungszone in Abhängigkeit der Bearbeitungsdauer während der Erwärmungsphase

Die gewünschte Wärmezone bildet sich im Verlauf der nächsten 10 s (Abb. 5) weiter aus und erreicht eine durchschnittliche Temperatur über den Bereich der Wechselwirkungszone von $T > 1225$ °C. Bei dieser hohen Temperatur bildet sich ein durchgängig homogenes, austenitisches Gefüge innerhalb dieser Zone aus, wodurch eine Härtung in der Abkühlphase begünstigt wird. Weiterhin ist sowohl in Richtung der Spitze als auch in die Richtung des Bauteilvolumens eine dreiphasige Zonenbildung zu erkennen, welche sich aus dem Bereich mit Maximalhärte, einer un stetigen Härte in der Übergangszone und dem Grundwerkstoff zusammensetzt.

Nach 24 s wird das Optimum der Bearbeitungszeit in der Simulation erreicht (Abb. 5). Die Spitze oberhalb der Wechselwirkungszone wird in der Simulation und der visuellen Prozessbeobachtung vollständig auf die austenitische Umwandlungstemperatur erwärmt. Eine weitere Erhöhung der Bearbeitungszeit führt lediglich zu einer starken Erwärmung des gesamten Bauteils und damit zur Reduktion der Maximalhärte. Dadurch wird der Temperaturgradient zum Erreichen der kritischen

Abkühlgeschwindigkeit verringert und die erreichte Härte nimmt ab.

Insgesamt bestätigen die Erkenntnisse aus dem Prozessleuchten, der Probenpräparation und der Härtemessung die Ergebnisse der Simulation sehr gut.

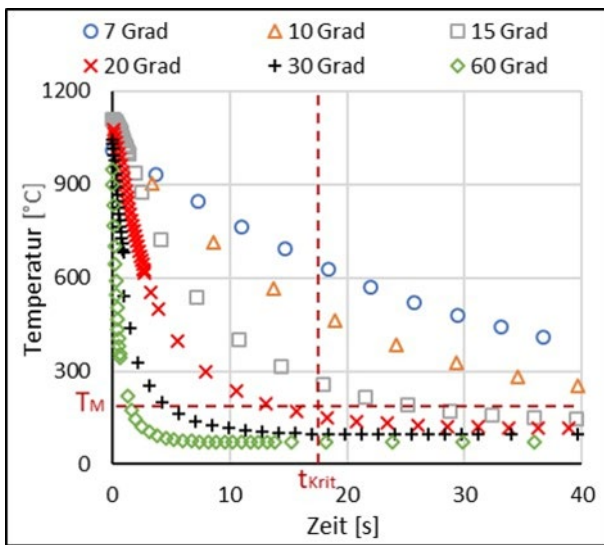


Abb. 6) Thermisch-transiente FE-Simulation des Abkühlphase im Bereich der Bauteilspitze in Abhängigkeit des Konuswinkels

Neben der homogenen Durchwärmung des Konus über die Umwandlungstemperatur, ist eine rasche Abkühlung in dem Bereich der Martensitstarttemperatur für eine erfolgreiche Härtung notwendig. Die Abkühlung des Bauteilvolumens sollte dabei aus einem hohen Temperaturbereich innerhalb der ersten 18 s auf unter 150 °C fallen, um die kritische Abkühlgeschwindigkeit und die Martensitstarttemperatur zu erreichen [11]. Durch die lange Erwärmung der Bauteile mit kleinem Spitzenwinkel, zum Erreichen der Austenitisierungstemperatur in der Spitze, wird neben dem Volumen zwischen Spitze und Wechselwirkungszone auch das gesamte Bauteilvolumen während der Bearbeitung erwärmt.

Ähnlich wie bei der Kohlenstoffdiffusion der Konzentrationsunterschied, ist auch bei der Wärmeleitung der Temperaturunterschied zwischen zwei Punkten von entscheidender Bedeutung für den Wärmefluss. Je geringer dabei der Temperaturunterschied zwischen zwei Punkten ist, desto kleiner ist auch der Wärmetransport, um eine ausgeglichene Temperatur einzustellen. Ziel der schnellen Bearbeitung mittels Laserstrahlung ist das Erreichen einer möglichst hohen Temperatur in dem zu härtenden Volumen bei gleichzeitig geringer Erwärmung des gesamten Bauteilvolumens. Dieser Zustand kann auf Grundlage der Simulation jedoch nur bis zu einem Spitzenwinkel von rund 20 Grad eingestellt werden (Abb. 6). Bei kleineren Winkeln reicht der Temperaturunterschied innerhalb des Bauteilvolumens zwischen der Spitze und dem Grundmaterial nach der Erwärmung nicht mehr aus, um eine Wärmeabfuhr aus der Bearbeitungszone zu generieren, die unterhalb von 18 s und damit unterhalb der kritischen Abkühlzeit liegt. Die Ergebnisse der experimentellen Versuchsdurchführung an

Konusen mit Spitzenwinkeln von 15 Grad bestätigten diese Aussage. Eine Härtung konnte partiell oberhalb der Wechselwirkungszone erreicht werden. Allerdings gelang es nicht eine komplett Durchhärtung der Spitze, auch im obersten Bereich, zu erzielen.

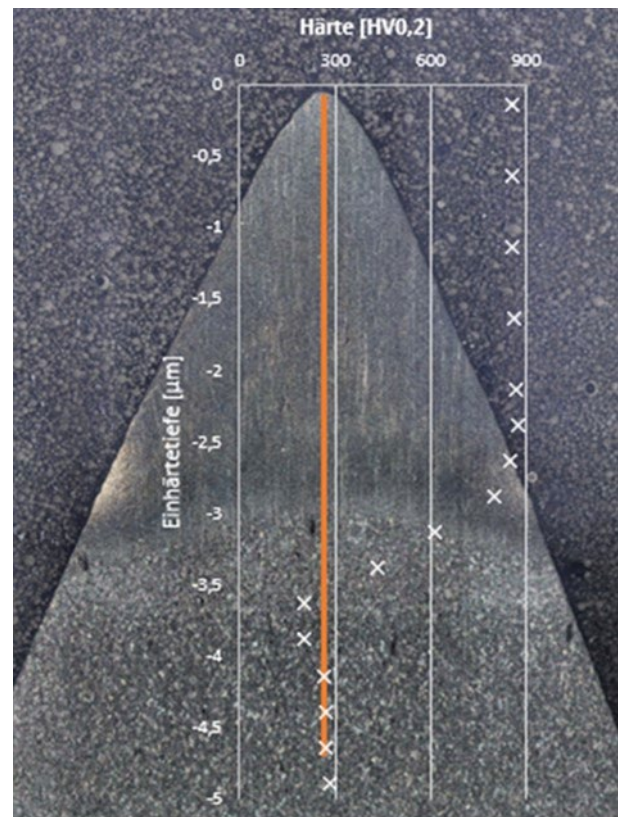


Abb. 7) Härteverlauf nach Vickers ausgehend von der Konusspitze für einen Spitzenwinkel von 45 Grad

Eine vollständige Durchhärtung, wie exemplarisch in Abb. 7 bei einem Winkel 45 Grad dargestellt, konnte bei Spitzenwinkeln zwischen 20 und 60 Grad erreicht werden. Abb. 7 zeigt den Härteverlauf im präparierten Bauteil. Beginnend von der Spitze wurde die erste Messung in einer Tiefe von 0,135 mm durchgeführt, um den Mindestabstand zu einer Bauteilkante bei der Vickers-Härtemessung einzuhalten. Die folgenden Messeindrücke wurden in einem Abstand von 0,5 mm erzeugt. In dieser Abbildung ist die Korrelation zwischen der Härtebestimmung durch den Ätzvorgang und der Härtemessung nach Vickers ersichtlich. Die erreichte Maximalhärte liegt im Bereich von 850 - 900 HV0,2. Dies entspricht der maximal einstellbaren Härte des Werkstoffs 1.3505. Oberhalb der Wechselwirkungszone ist die Ausbildung eines Härteplateaus zu beobachten. Im Bereich von 3 mm Tiefe erfolgt ein nahezu linearer Härteabfall in der Übergangszone auf die Grundhärte von ca. 280 HV0,2.

Die Einhärtetiefe steigt mit abnehmendem Spitzenwinkel an. Gemessen von der Bauteilspitze sind sehr große Einhärtetiefen im Bereich von 3 bis 8 mm erzeugt worden (Abb. 8). Die Größe der Umwandlungstiefe zeigt ein inverses Verhalten im Vergleich zur Einhärtetiefe und steigt mit abnehmenden Spitzelwinkel an.

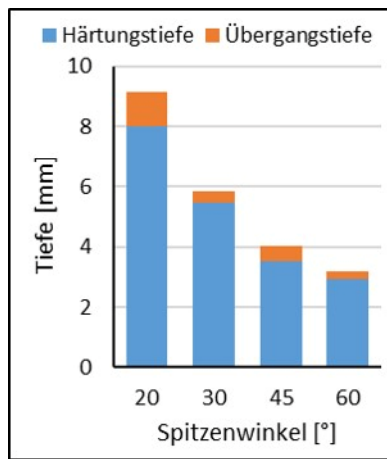


Abb. 8) Tiefe der Härte- und der Übergangstiefe in Abhängigkeit des Spitzenwinkels

Abschließend ist in Abb. 9 das energiespezifische Volumen in Abhängigkeit des Spitzenwinkels dargestellt. Dies ist ein Maß für den Prozesswirkungsgrad.

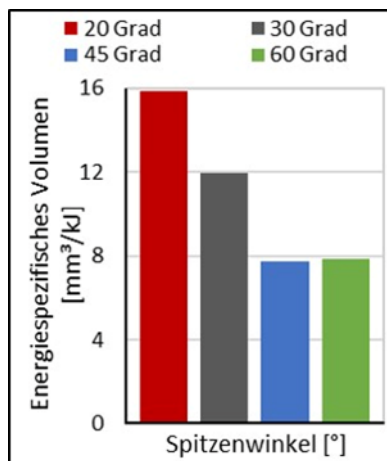


Abb. 9) Energiespezifisches Volumen in Abhängigkeit des Spitzenwinkels

Das energiespezifische Volumen kann aus dem Verhältnis von umgewandelten Volumen zu Leistung und Bearbeitungsdauer berechnet werden. Durch die

Reduzierung des Spitzenwinkels von 60 auf 20 Grad kann das energiespezifische Volumen auf 16 mm³/kJ verdoppelt werden, obwohl die Bearbeitungsdauer ansteigt. Je größer das Aspektverhältnis bzw. je geringer die Wandstärke des Bauteils desto größer ist der nutzbare Wärmestau. Durch die Nutzung des Wärmestaus kann neben der Einhärtetiefe auch der Prozesswirkungsgrad gesteigert werden.

5. Zusammenfassung

Durch die Adaption des Strahlprofils an die Geometrie des Bauteils durch vergleichsweise simple optische Systeme können auch bei einer statischen Bearbeitung mit dem Laserstrahl sehr gute Härteergebnisse erzielt werden. Durch das Prozessieren von konusförmigen Bauteilen mit einer Ringverteilung konnten bei dem Werkstoff 1.3505 Maximalhärten von bis zu 900 HV0,2 eingestellt werden. Die maximale Einhärtetiefe konnte durch die Reduzierung des Spitzenwinkels auf 20 Grad auf bis zu 8 mm gesteigert werden. Der durch die dünnwandige Geometrie der Bauteile induzierte Wärmestau unterstützt den Härteprozess und wirkt sich positiv auf den Prozesswirkungsgrad aus. Der Härteprozess ist durch eine thermisch-transiente FE-Simulation gut beschreibbar. Die experimentellen Ergebnisse der Härteversuche zeigten eine gute Korrelation mit den aus der Simulation gewonnen Erkenntnissen. So konnten bspw. in Übereinstimmung von Simulation und Experiment Konuswinkel kleiner 20 Grad, wegen dem Überschreiten der kritischen Abkühlzeit, nicht komplett durchgehärtet werden.

Danksagung

Die Ergebnisse wurden im Rahmen des Forschungsvorhabens ZF4039618TV9 gewonnen, das mit finanziellen Mitteln des Bundesministeriums für Wirtschaft und Klimaschutz (BMWK) aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestages gefördert wurde. Dafür sei an dieser Stelle herzlich gedankt.

Literaturverzeichnis

- [1] <https://www.ausasteel.com/fichas/Lagerstahl-100Cr6-AUSA.pdf>. (Zugriff: 24.02.2023).
- [2] Graf, T.; Hügel, H. (2014): Laser in der Fertigung - Grundlagen der Strahlquellen, Systeme, Fertigungsverfahren, 3. Aufl., Wiesbaden: Springer-Vieweg-Verlag.
- [3] Blöhs, W. (1997): Laserstrahlhärten mit angepassten Strahlformungssystemen. Dissertationsschrift, Stuttgart: B.G. Teubner-Verlag.
- [4] Burger, D. (1988): Beitrag zur Optimierung des Laserhärtens. Dissertationsschrift. Stuttgart: Universität Stuttgart.
- [5] <https://www.scanson.de/products/rlh-a/> (Zugriff: 10.04.2023).
- [6] Bonß, S. et al. (2007): Variable Bearbeitungsoptik zum Laserstrahlhärten – Strahlformungssysteme mit Scannerspiegeln erlauben flexible Bearbeitung. In: Laser Technik Journal Nr. 2, S. 39-42, Wiley-VCH Verlag GmbH und Co. KGaA.
- [7] Anusha, E.; Kumar, A.; Shariff, S. M. (2020): A novel method of laser surface hardening treatment inducing different thermal processing condition for Thin-sectioned 100Cr6 steel. In: Optics & Laser Technology, Bd. 125.
- [8] Lasota, I.; Protsenko, V.; Matyushkin, A.; Kuznetsov M.; Gook S. (2020): Laser surface hardening of engine camshaft cams, Materials Today: Proceedings, Bd. 30, Elsevier Ltd.
- [9] Capello, E.; Previtali, B. (2007): Optimization of production rate in diode laser hardening, In: Journal of Laser Applications, Bd. 20.
- [10] Klocke, F.; Gräfe, S.; Schulz, M.; Zheng, G. (2017): Laser hardening of thin walled parts with cryogenic cooling, In: Proceedings of International Conference on Lasers in Manufacturing (LiM).
- [11] Orlich, J.; Pietrzeniuk, H.-J. (1973): Atlas der Wärmebehandlung der Stähle, Düsseldorf: Verlag Stahleisen M. B. H.