

A. Fischer, B. Scholtes, T. Niendorf

A Screening Approach for Rapid Qualitative Evaluation of Residual-Stress States – Application to Laser-Hardened Microalloyed Steel

Screening-Ansatz zur qualitativen Bewertung von Eigenspannungszuständen – Anwendung anhand eines lasergehärteten mikrolegierten Stahls

Abstract/Kurzfassung

Surface hardening and compressive residual stresses are keys to superior part performance in numerous applications. In this context the development of advanced laser surface treatments for new materials and complex sample shapes is a time consuming process. Eventually, determination of residual stress states by means of X-ray diffraction in the whole surface and subsurface region, respectively, is one of the main time consuming factors in terms of characterization. In many applications the provision of an adequate distribution of compressive residual stresses, however, is needed for approval of parts. In the present work it is shown that micrograph analysis can be used to provide the zero transition zone of residual stresses revealing the relevant penetration depth of the laser treatment conducted. One single surface stress scan employing standard techniques only is needed to verify the sign of residual stresses induced by the treatment. In fact, the screening approach introduced in this study enables time- and cost-efficient development processes for studying new sets of laser hardening parameters. ■

Keywords: Laser treatment, X-ray diffraction (XRD), optical microscopy, martensitic phase transformation, microalloyed steels

Authors/Autoren: M.Sc. *Andreas Fischer*, Institut für Werkstofftechnik (Materials Engineering), University Kassel, Germany, a.fischer@uni-kassel.de (Corresponding author/Kontakt)

Prof. Dr.-Ing. habil. Berthold Scholtes, Prof. Dr.-Ing. Thomas Niendorf, Institut für Werkstofftechnik (Materials Engineering), University Kassel

Industriell etabliertes Randschichthärten sowie das damit verbundene Einbringen von Druckeigenspannungen zählen zu den Schlüsselfaktoren zur Erfüllung unterschiedlicher Beanspruchungserfordernisse. In diesem Zusammenhang zieht die Entwicklung von Oberflächen-Laserbehandlungsprozessen zur Härtung neuer Materialien bzw. komplexer Geometrien ein zeitaufwendiges Versuchsdesign nach sich. Insbesondere die röntgenographische Eigenspannungsanalyse zur Charakterisierung des vorherrschenden Eigenspannungsfeldes in der Randzone bestimmt im Wesentlichen den Projektfortschritt zur fortlaufenden Optimierung. Da in vielen Anwendungen ein ausreichend großes Druckeigenspannungsfeld maßgebend für die weitere Vorgehensweise ist, wird in der vorliegenden Forschungsarbeit ein Screening-Ansatz zur qualitativen Bewertung des Eigenspannungsfeldes in der Randzone vorgestellt. Hierbei kann anhand eines Gefügeanschliffs die Transitionzone (Übergang von Druckeigenspannungen zu Zug-eigenspannungen) abgeschätzt werden. Nur eine zusätzliche Eigenspannungsmessung unter Verwendung von Standardmethoden ist an der Bauteiloberfläche erforderlich. Somit wird es möglich, die Tiefen- und Breitenwirkung einer Laserhärtung zeit- und kosteneffizient zu bewerten und damit den Entwicklungsprozess maßgebend zu verkürzen. ■

Schlüsselwörter: Laserhärten, Röntgenbeugung, optische Mikroskopie, martensitische Phasenumwandlung, mikrolegierte Stähle

HOW TO CITE THIS ARTICLE: A. Fischer et al.: A Screening Approach for Rapid Qualitative Evaluation of Residual-Stress States – Application to Laser-Hardened Microalloyed Steel. HTM J. Heat Treatm. Mat. 74 (2019) 3, pp. 151-163, DOI:10.3139/105.110383

1 Introduction

The growing needs in the automotive sector for high strength, sufficient ductility and superior fatigue resistance in materials employed while maintaining low costs have contributed to an intense competition between various alloys and manufacturing technologies [1, 2]. Since the beginning of the 20th century, microalloyed steels have made considerable progress in terms of high performance at relatively low cost [3]. The crankshaft is one exemplary component being complex and highly stressed [4]. In order to address the requirements imposed to crankshafts during in-service load, several surface treatments can be applied for extending fatigue life [5–7]. In this regard, common surface treatment methods such as deep rolling and induction hardening can lead to inhomogeneous surface quality in the fillet region detrimentally affecting tribological and fatigue properties [8, 9]. Therefore, advanced laser surface hardening methods are currently in focus to optimize microstructural evolution and residual stress distribution to prevent fatigue related issues [10, 11]. The laser treatment process in steels is mainly based on a local phase transformation, which can be divided into three main categories: (i) austenitization, (ii) homogenization, and (iii) quenching [12–15]. By the use of different laser parameters, e. g. realized by beam shaping, mechanical properties can be tailored to perfectly meet automotive requirements [15–17]. In principle, the residual stress evolution in steels upon heat treatment is affected by two main mechanisms. Firstly, stresses are induced by the volume change related to martensitic transformation and, secondly, thermal stresses are induced by locally differing cooling rates eventually leading to strain incompatibilities [18, 19]. Consequently, residual stress profiles stemming from thermal gradients and localized martensitic transformation can be influenced by varying the laser hardening parameters, eventually generating different temperature fields [20, 21]. The effectiveness of the induced residual stresses depends strongly on their distribution within the treated region and on their stability, i. e. their resistance to relaxation during in-service load. Furthermore, in surface treated conditions crack initiation can occur in direct vicinity of the surface and beneath the hardened layer, respectively, dependent on the absolute values of actual load and local fatigue strength [22]. Due to this reason the establishment of a certain compressive residual stress profile, being characterized by its maximum and local values as well as the penetration depth of residual stresses, is of high interest [4, 23]. Therefore, several measuring approaches have been developed and standardized to characterize residual stress profiles [24, 25]. The most adequate approach has to be selected based on the kind of information needed, technical and geometrical limits and the material considered. However, in terms of industrial practice economic concerns are frequently contradictory to in-depth analysis, as high costs are linked to comprehensive characterization [26–28]. In particular, through thickness measurements of residual stresses by means of the layer removal or sectioning method constitute a time consuming process [29]. Especially in the case of parameter development for new materials and components, respectively, this is still an open issue. Thus, the present study focuses on a novel, more efficient assessment strategy for residual stress profiles in transverse and longitudinal direction of a laser treated component based on micrograph analysis. By following this screening approach, the most appropriate parameters can be found and finally

1 Einleitung

Die stetig wachsenden Anforderungen in der Automobilbranche in Bezug auf hohe Festigkeit, ausreichende Duktilität und höchste Ermüdungsbeständigkeit der eingesetzten Materialien bei gleichzeitig niedrigen Kosten haben einen harten Wettbewerb zwischen den verschiedenen Legierungen und Fertigungstechnologien in dieser Branche forciert [1, 2]. Seit dem Beginn des 20. Jahrhunderts hat die Entwicklung mikrolegierter Stähle erhebliche Fortschritte gemacht, insbesondere in Hinblick auf hohe Leistungsfähigkeit zu relativ geringen Kosten [3]. Die Kurbelwelle ist ein gutes Beispiel für ein Bauteil, das einerseits komplex ist und andererseits auch hohen Belastungen standhalten muss [4]. Um den hohen Anforderungen an Kurbelwellen unter Betriebslast gerecht zu werden, bieten sich verschiedene Oberflächenbehandlungen zur Verlängerung der Betriebslebensdauer an [5–7]. Allerdings können gängige Oberflächenbehandlungsverfahren wie Festwalzen und Induktionshärten zu einer inhomogenen Oberflächenqualität im Bereich der Hohlkehle führen, die sich nachteilig auf die tribologischen und Dauerfestigkeitseigenschaften auswirkt [8, 9]. Aus diesem Grund rücken heute verstärkt moderne Laseroberflächenhärtungsverfahren ins Blickfeld, die dazu geeignet sind, die Gefügeentwicklung und die Eigenspannungsverteilung zu optimieren und so ermüdungsbedingte Probleme zu vermeiden [10, 11]. Der Laserbehandlungsprozess von Stählen basiert im Wesentlichen auf einer lokalen Phasenumwandlung. Es lässt sich in drei Hauptkategorien unterteilen: (i) Austenitisierung, (ii) Homogenisierung und (iii) Abschrecken [12–15]. Durch die Anwendung verschiedener Laserparameter, beispielsweise durch Strahlformung, lassen sich die mechanischen Eigenschaften perfekt auf die speziellen Anforderungen der Automobilbranche abstimmen [15–17]. Die Entwicklung der Eigenspannung wird im Wesentlichen durch zwei grundsätzliche Mechanismen bestimmt. Zum einen werden Spannungen durch die Volumenänderung in Zusammenhang mit der martensitischen Umwandlung induziert und zum anderen werden thermische Spannungen durch lokal variierende Abkühlraten induziert, die letztendlich zu Dehnungsinkompatibilitäten führen [18, 19]. Folglich können aus thermischen Gradienten und lokal begrenzter martensitischer Umwandlung resultierende Eigenspannungsprofile durch Variation der Laserhärte-Parameter beeinflusst werden, die letztendlich unterschiedliche Temperaturfelder bewirken [20, 21]. Die Wirksamkeit der induzierten Eigenspannungen hängt maßgeblich von ihrer Verteilung innerhalb des behandelten Bereichs und von ihrer Stabilität ab, d. h. von ihrer Relaxationsbeständigkeit unter Betriebslast. Darüber hinaus kann es bei randschichtbehandelten Zuständen in Abhängigkeit von den Absolutwerten der tatsächlichen Belastung und der lokalen Ermüdungsfestigkeit in unmittelbarer Nähe der Oberfläche bzw. unter der gehärteten Schicht zu Rissbildung kommen [22]. Aus diesem Grund bietet die Einstellung eines bestimmten Druckeigenspannungsprofils, das durch seine maximalen und lokalen Werte sowie die Eindringtiefe der Eigenspannungen charakterisiert ist, erhebliche Vorteile [4, 23]. Es wurden bereits mehrere Messansätze zur Charakterisierung von Eigenspannungsprofilen entwickelt und standardisiert [24, 25]. Der am besten geeignete Lösungsansatz ist anhand der Art der benötigten Informationen, der technischen und geometrischen Grenzen und des jeweils verwendeten Materials auszuwählen. In der industriellen Praxis stehen einer fundierten Analyse allerdings häufig wirtschaftliche

characterized by in-depth analysis in accordance to standards provided. The work presented comprises a microalloyed steel that has been treated by laser irradiation employing different laser beam shapes. Screening is conducted based on traditional optical microscopy. As detailed in the remainder, the aim of the approach introduced is to enable a preliminary selection of promising laser processing strategies through micrographic screening before carrying out time consuming residual stress measurements. In this way tailored laser parameters can be developed more efficiently.

Belange im Weg, da eine ausführliche Charakterisierung in der Regel mit hohen Kosten verbunden ist [26–28]. Tiefenmessungen von Eigenspannungen mithilfe eines schrittweisen Schichtabtrags oder geeignete Trennverfahren ziehen besonders zeitaufwendige Prozesse nach sich [29]. Insbesondere im Zusammenhang mit der Entwicklung von Laserhärte-Parametern für neue Materialien bzw. Komponenten bleiben bis heute noch zahlreiche Fragen offen. Die vorliegende Studie konzentriert sich daher auf eine neuartige, effizientere Bewertungsstrategie für Eigenspannungsprofile in Quer- und Längsrichtung einer laserbehandelten Komponente, basierend auf einer Schlifffeldanalyse des Gefüges. Anhand dieses Screening-Ansatzes können die am besten geeigneten Parameter identifiziert und schließlich durch eine eingehende Analyse nach den vorgegebenen Standards charakterisiert werden. Die vorliegende Arbeit untersucht einen mikrolegierten Stahl, der mit einem Laser unter Anwendung verschiedener Laserstrahlformen behandelt wurde. Das Screening erfolgt mittels herkömmlicher optischer Mikroskopie. Wie weiter unten beschrieben ist es Ziel des vorgestellten Ansatzes, eine Vorauswahl vielversprechender Laserbearbeitungsstrategien durch mikrophotographisches Screening zu treffen, bevor mit zeitaufwendigen Eigenspannungsmessungen begonnen wird. Auf diese Weise ist eine effizientere zielgerichtete Entwicklung maßgeschneiderter Laserparameter möglich.

2 Material and methods

For this study laser hardened single tracks were considered using a 38MnSiVS5 microalloyed steel. Initial steel bars were hot-rolled and afterwards air-cooled down to room temperature. As detailed in Figure 1a, the sample was cut as a disk with 110 mm in diameter

2 Material und Verfahren

Für diese Studie wurden lasergehärtete Einzelbahnen unter Verwendung des mikrolegierten Stahls 38MnSiVS5 untersucht. Zunächst wurden die Halbzeuge warmgewalzt und anschließend auf Raumtemperatur luftgekühlt. Wie in Bild 1a dargestellt, wurde die

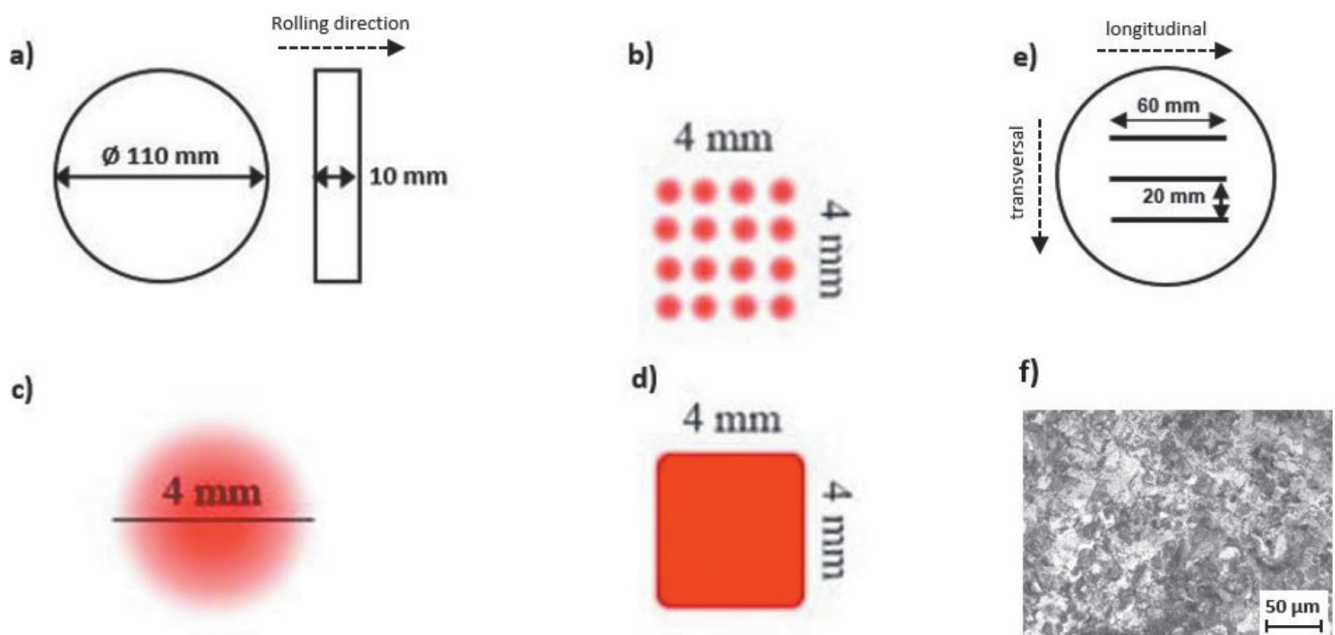


Fig. 1. a) Sample diameter and thickness, b) laser profile 1 (DOE shape), c) laser profile 2 (Gaussian shape), d) laser profile 3 (Kaleidoscope shape), e) laser-track arrangement, f) micrograph of the initial condition at 500-times magnification; recomplied from [16]

Bild 1. a) Probendurchmesser und -dicke, b) Laserprofil 1 (DOE Strahlform), c) Laserprofil 2 (Gauß'sche Strahlform), d) Laserprofil 3 (Kaleidoskop-Strahlform), e) Laserbahnanordnung, f) Gefügeschliff des Ausgangszustandes bei 500-facher Vergrößerung; neu kompiliert aus [16]

and 10 mm thickness. Surfaces were mechanically ground and polished. The final surface quality is characterized by an arithmetic average roughness R_a of 0.63 μm . The microstructure in the initial condition is composed of ferritic-pearlitic grains (cf. Figure 1f). Experiments were carried out with a laser power of 2250 W using a fibre laser (IPG Photonics, wavelength 1070 nm) and a feeding rate of 60 mm/s. The 4×4 split Gaussian laser-beam shape from a Diffractive Optical Element (DOE) shown in Figure 1b is marked as laser profile 1, the Gaussian laser-beam shape is named as laser shape 2 (see Figure 1c), and the rectangular top-hat laser-beam shape from a Kaleidoscope is marked as laser profile 3 (displayed in Figure 1d). With regard to laser profile 2 relative power losses amount to 26.56 % for laser profile 1 and 11.26 % for laser profile 3 [16]. As detailed in Figure 1e all laser tracks were scanned in a parallel fashion. Each scan track had a length of about 60 mm and the distance between single tracks was 20 mm. Thus, any interference between single tracks can be neglected.

Micrograph analysis was carried out by optical microscopy (Zeiss Axioplan). All specimens were polished down to 0.5 μm grit size and afterwards etched with diluted copper disulfate. For X-ray measurements a diffractometer equipped with a Cr tube source was used. The diffractometer was operated at 35 kV and 30 mA, respectively. Measurements were carried out using a monochromator of 0.3 mm in diameter. The diffracted intensity was measured in the 2θ -range between 148° to 164° using a step size of 0.1° and a counting time of 2 s. Data obtained by X-ray diffraction measurement were evaluated by means of the $\sin^2\psi$ method using 11 ψ angles [30]. In order to evaluate the influence of the laser surface treatment to the full extent, X-ray diffraction measurements were conducted directly on the treated surface and in-depth by using the layer removal method. A layer removal correction method was not applied. Simplified corrections, such as *Moore* and *Evans*, cannot be used due to the shape of the geometry removed. Theoretical considerations employing finite element analysis would be necessary at this point. This, however, is beyond the scope of the present work. According to literature corrections with regard to the removed layer are negligible in cases where stresses are not used for further fatigue calculations [31, 32]. Irrespective of the laser beam shape considered, the center of each laser track was chosen as the starting point for the measurement study. In each case residual stresses were measured in transverse and longitudinal direction (with reference to the laser feeding direction).

3 Results and discussion

Figure 2 displays the results obtained in the hardened layer upon processing employing laser profile 1. The transition between the hardened and non-hardened area can be seen in Figure 2a (white broken line). In this context, the non-treated area seems to be

Probe in Form einer 10 mm dicken Scheibe mit 110 mm Durchmesser zugeschnitten. Die Oberflächen wurden mechanisch geschliffen und poliert. Die endgültige Oberflächenqualität ist charakterisiert durch ihre arithmetische mittlere Rauheit R_a von 0,63 μm . Im Ausgangszustand setzt sich das Gefüge aus ferritisch-perlitischen Körnern zusammen (siehe Bild 1f). Die Versuche wurden mit einem Faserlaser (IPG Photonics, Wellenlänge 1070 nm) mit einer Laserleistung von 2250 W und einer Vorschubgeschwindigkeit von 60 mm/s durchgeführt. Die in Bild 1b dargestellte Gauß'sche Laserstrahlform (4×4 Matrix), realisiert über ein diffraktives optisches Element (DOE), ist als Laserprofil 1 gekennzeichnet, die traditionelle Gauß'sche Laserstrahlform wird als Laserform 2 bezeichnet (siehe Bild 1c) und die rechteckige Top-Hat-Laserstrahlform, realisiert über ein Kaleidoskop, ist als Laserprofil 3 gekennzeichnet (Bild 1d). In Relation zum Laserprofil 2 betragen die relativen Leistungsverluste für Laserprofil 1 26,56 % und für Laserprofil 3 11,26 % [16]. Wie in Bild 1e dargestellt, wurden alle Laserspuren parallel angeordnet. Jede Scanspur hatte eine Länge von etwa 60 mm und der Abstand zwischen den einzelnen Spuren betrug 20 mm. Dadurch können mögliche Störeffekte zwischen den einzelnen Spuren vernachlässigt werden.

Die Schlifffbildanalyse wurde mittels optischer Mikroskopie (Zeiss Axioplan) durchgeführt. Alle Proben wurden auf 0,5 μm Korngröße feinpoliert und anschließend mit verdünntem Kupferdisulfat geätzt. Für die Röntgenmessungen wurde ein Diffraktometer mit einer Cr-Röhre verwendet. Das Diffraktometer wurde mit 35 kV und 30 mA betrieben. Die Messungen erfolgten unter Verwendung einer Monokapillare mit 0,3 mm Durchmesser. Die Beugungsintensität wurde in 2θ -Spektren zwischen 148° und 164° gemessen, mit einer Schrittweite von $0,1^\circ$ und bei einer Abtastdauer von 2 s. Die durch die Röntgenbeugungsmessung gewonnenen Daten wurden schließlich mit der $\sin^2\psi$ -Methode unter Verwendung von 11 ψ -Winkeln ausgewertet [30]. Um den Einfluss der Laserflächenbehandlung umfassend bewerten zu können, wurden die Röntgenbeugungsmessungen einerseits direkt an der behandelten Oberfläche und andererseits unter Anwendung eines schrittweisen Schichtabtrags auch in tieferen Bauteilregionen durchgeführt. Eine Korrektur beim schrittweisen Schichtabtragsverfahren ist nicht erfolgt. Vereinfachte Korrekturen, etwa nach *Moore* und *Evans*, können aufgrund der Form der entfernten Geometrie nicht angewendet werden. An dieser Stelle wären theoretische Überlegungen unter der Finite-Elemente-Analyse erforderlich. Dies geht jedoch über den Rahmen dieser Arbeit hinaus. Nach Verwendung gängiger Literatur sind Korrekturen in Hinblick auf die entfernte Schicht immer dann vernachlässigbar, wenn Spannungen nicht für weitere Berechnungen, z. B. der Dauerfestigkeit, herangezogen werden [31, 32]. Unabhängig von der untersuchten Laserstrahlform wurde das Zentrum jeder Laserspur als Ausgangspunkt für die Messwertanalyse verwendet. In allen Fällen wurden Eigenspannungen in Quer- und Längsrichtung gemessen (auf die Laservorschubrichtung bezogen).

3 Ergebnisse und Erörterung

Bild 2 zeigt die bei der Bearbeitung mit Laserprofil 1 in der gehärteten Schicht erzielten Ergebnisse. Der Übergang zwischen dem gehärteten und dem nicht gehärteten Bereich ist in Bild 2a zu sehen (weiße gestrichelte Linie). In diesem Kontext entspricht der

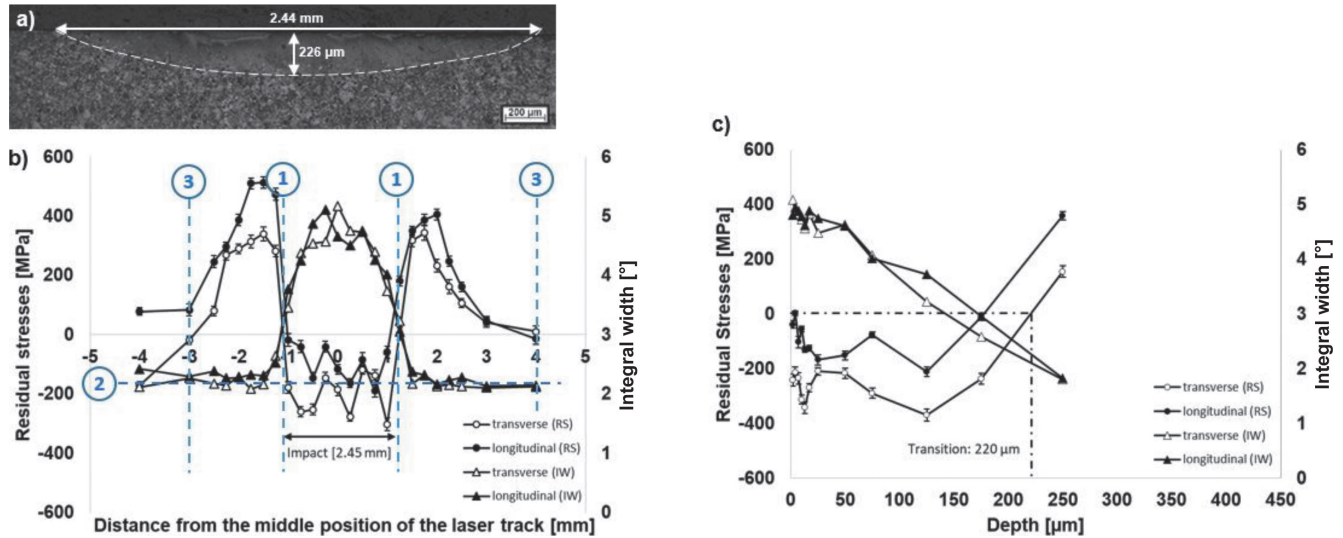


Fig. 2. Surface condition upon laser treatment using laser beam shape 1: a) microstructure indicating the dimensions of the laser affected zone highlighted by the white broken line, b) residual stress and integral width profile at the surface, c) in-depth residual stress and integral width profile (in the centre of the laser track). See text for details

Bild 2. Randzonenzustand nach DOE Laser-Strahlform: a) Mikrostruktur, b) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung an der Oberfläche, c) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung in der Tiefe (im Zentrum der Laserstrecke). Siehe Text für weitere Details

equal to the base material and is characterized by presence of ferritic-perlitic grains, whereas the hardened surface layer mainly consists of martensite and ferrite, which could be evidenced by further X-ray diffraction measurements. With regard to the applied laser hardening parameters the impact zone in-depth is much smaller as compared to the width effect. In fact, the hardened surface layer can clearly be distinguished from the non-treated area by visual inspection. The absolute definite geometrical appearance of the laser affected zone is due to the extremely short and spatially discrete heating of only the surface region. The surrounding material is basically not affected by the localized thermal impact leading to material appearance and properties, respectively, almost being equal to the initial condition. Furthermore, the surrounding cold material promotes the self quenching process leading to a martensitic transformation of the austenitized peripheral zone [33]. In case of laser profile 1 the visible microstructure transformation zone has a width of 2.44 mm and a depth of 226 µm as deduced from Figure 2a.

Figure 2b shows data obtained from transverse and longitudinal X-ray diffraction measurements (residual stress and integral width) conducted on the surface within the vicinity of the hardened area. Depending on the width effect of the applied laser parameters surface measurements were limited to approximately 50 measuring points (tangential and longitudinal direction) for each laser profile. The dimensional width of the treated surface layer can be deduced from the micrograph evaluation shown in Figure 2a. In principle, courses of residual stress and integral width seem to be directly opposite, i. e. highest absolute values of compressive stress (being equal to minimum values in the stress course depicted) are found where highest integral width values prevail. Furthermore, a negative slope for the course of residual stress is

unbehandelte Bereich dem Grundwerkstoff und ist durch das Vorhandensein von ferritisch-perlitischen Körnern charakterisiert, während die gehärtete Oberflächenschicht hauptsächlich aus Martensit und Ferrit besteht, was durch weitere röntgenographische Messungen nachgewiesen werden konnte. Im Vergleich zur Breitenwirkung ist die Tiefe der Wirkungszone in Bezug auf die angewendeten Laserhärte-Parameter wesentlich geringer. Tatsächlich ist die gehärtete Oberflächenschicht bei einer Sichtprüfung deutlich vom unbehandelten Bereich unterscheidbar. Das absolut eindeutige geometrische Erscheinungsbild der laserbearbeiteten Zone ist auf die extrem kurze und räumlich begrenzte Erwärmung ausschließlich des Randbereichs zurückzuführen. Das umgebende Material wird im Wesentlichen nicht durch die lokal begrenzte Wärmeeinwirkung beeinflusst, was dazu führt, dass das Aussehen bzw. die Eigenschaften des Materials nahezu dem Ausgangszustand entsprechen. Des Weiteren fördert das umgebende kalte Material den Selbstabschreckprozess, der zu einer martensitischen Umwandlung der austenitisierten Randbereichszone führt [33]. Im Beispiel von Laserprofil 1 weist die sichtbare Gefügeumwandlungszone eine Breite von 2,44 mm und eine Tiefe von 226 µm auf, wie Bild 2a zu entnehmen ist.

Bild 2b zeigt die aus den Röntgenbeugungsmessungen in Quer- und Längsrichtung gewonnenen Daten (Eigenspannung und Integralbreite), die auf der laserbehandelten Oberfläche durchgeführt wurden. Abhängig von der Breitenwirkung der verwendeten Laserparameter wurden die Oberflächenmessungen für jedes Laserprofil auf etwa 50 Messpunkte (in Tangential- und Längsrichtung) begrenzt. Die dimensionale Breite der behandelten Oberflächenschicht lässt sich aus der in Bild 2a dargestellten Schlibbildbewertung ableiten. Grundsätzlich scheinen sich die Verläufe von Eigenspannung und Integralbreite direkt entgegengesetzt zu entwickeln, d. h. die höchsten Absolutwerte der Druckspannung sind dort zu finden, wo sich auch die höchsten Integralbreitenwerte zeigen. Darüber hinaus ist in den Bereichen, in

found in areas where the course of integral width is characterized by a positive slope. However, small differences can be identified hindering a direct correlation of both characteristics. A rationale for these differences will be given in a subsequent paragraph. Due to the volume increase induced by martensitic transformation, compressive residual stresses on the surface with values between -118 MPa and -302 MPa prevail within the hardened track. The lateral dimension of the compressive residual stress plateau is characterized by a width of 2.45 mm, aligning very well with the microstructure analysis shown in Figure 2a. Within this area the compressive residual stresses are characterized by scatter not exceeding the zero level. In the same lateral range high integral width values are found. Integral width values are characterized by minor scatter, however, a distinct maximum seems to prevail in the center of the treated area. Outside this zone compressive residual stresses turn over into high tensile stresses (zero crossing at position labeled 1). This clearly indicates a lower laser impact and, thus, shorter heating times in these regions compared to the previously considered impact zone (2.45 mm) in Figure 2a. As a result, volume expansion due to the austenite-martensite transformation can not be achieved. Due to the fact that residual stresses within the component are in equilibrium [34], the resulting compressive residual stresses must be compensated by elastic tensile residual stresses. At position 3 an almost residual stress-free condition of the material is seen and, thus, the areas outside the interval marked by position 3 are considered as non-affected base material. Furthermore, position 2 illustrates the initial state of the integral width values (as highlighted by the blue dashed line). Evaluating the area in between positions 1 and 3 it becomes obvious that the high tensile residual stresses do not exceed the yield strength of the material condition considered, at least in major parts of this area. Integral width values are only slightly increased in direct vicinity of position 3. A microstructural reason for the increase of integral width in direct vicinity of position 3 cannot be provided based on data available, however, is expected to be rooted in local plastic deformation induced by martensitic transformation in the impact zone. It is important to note that this small lateral discrepancy between zero transition of residual stress and base level deviation of integral width values hinders direct correlation of the latter to the dimension of the impact zone as obtained by optical micrograph analysis. Furthermore, the maximum in tensile residual stress between positions 1 and 3 is also not seen in the integral width course. In light of the aims of the novel screening approach introduced in the present work, this deviation between the microstructure impact zone characterized by optical microscopy (Figure 2a) and the integral width value course is not detrimental as the approach only intends to qualitatively evaluate residual stress fields imposed by laser treatment. Obviously, this correlation can be done straightforward as detailed above.

denen der Verlauf der Integralbreite durch einen positiven Anstieg gekennzeichnet ist, eine negative Steigung bei der Eigenspannung vorzufinden. Allerdings können kleinere Abweichungen beobachtet werden, die eine direkte Korrelation der beiden Merkmale verhindern. Eine Begründung für diese Abweichungen wird in einem späteren Absatz gegeben. Aufgrund der martensitischen Umwandlung mit der einhergehenden Volumenzunahme herrschen innerhalb der gehärteten Spur Druckeigenspannungen an der Oberfläche mit Werten zwischen -118 MPa und -302 MPa vor. Die laterale Abmessung des Druckeigenspannungsplateaus ist durch eine Breite von $2,45$ mm gekennzeichnet, ein Wert, der sehr gut zu der in Bild 2a dargestellten Gefügeanalyse passt. Innerhalb dieses Bereichs sind die Druckeigenspannungen dadurch gekennzeichnet, dass sie den Nullwert nicht überschreiten. Im gleichen lateralen Bereich wurden hohe Integralbreitenwerte gefunden. Diese sind durch geringere Streuung charakterisiert, allerdings scheint im Zentrum der behandelten Fläche ein Maximum vorzuherrschen. Außerhalb dieses Bereichs gehen die Druckeigenspannungen in hohe Zugspannungen über (Nulldurchgang an der mit 1 gekennzeichneten Stelle). Dies deutet ganz klar auf einen geringen Effekt der Lasereinwirkung und damit auf kürzere Erwärmungsdauern in diesen Zonen hin im Vergleich zu der zuvor untersuchten Wirkungszone ($2,45$ mm) in Bild 2a. Infolgedessen kann keine Volumenausdehnung durch die Austenit-Martensit-Umwandlung erfolgen. Aufgrund der Tatsache, dass sich die Eigenspannungen innerhalb der Komponente im Gleichgewicht befinden [34], müssen die resultierenden Druckeigenspannungen durch elastische Zugeigenspannungen kompensiert werden. An Position 3 kann ein nahezu eigenspannungsfreier Zustand des Materials beobachtet werden, somit werden die mit Position 3 gekennzeichneten Bereiche außerhalb des Intervalls als nicht beeinflusster Grundwerkstoff betrachtet. Des Weiteren veranschaulicht Position 2 den Ausgangszustand der Integralbreite (durch die blau gestrichelte Linie hervorgehoben). Aus der Beurteilung des Bereichs zwischen den Positionen 1 und 3 wird deutlich, dass die hohen Zugeigenspannungen die Streckgrenze des untersuchten Materialzustandes zumindest in wesentlichen Teilen dieses Bereichs nicht überschreiten. Dies zeigt sich u. a. darin, dass das Integralbreitenprofil in diesem Bereich den Verlauf der Zugeigenspannung nicht widerspiegelt, d. h. keine signifikante Umordnung oder Erzeugung von Versetzungen stattgefunden hat. Die Integralbreitenwerte sind in unmittelbarer Nähe zu Position 3 nur geringfügig erhöht. Zuerst ist anzunehmen, dass sie auf einer lokalen plastischen Verformung beruht, die durch martensitische Umwandlung in der Wirkungszone hervorgerufen wurde. In diesem Zusammenhang ist anzumerken, dass diese kleine laterale Diskrepanz zwischen dem Nulldurchgang der Eigenspannung und der Abweichung des Ausgangsniveaus der Integralbreite eine direkte Korrelation dieser Werte mit der Abmessung der Wirkungszone verhindert, die durch optische Schlifffbildanalyse ermittelt wurde. Darüber hinaus ist auch die maximale Zugeigenspannung zwischen den Positionen 1 und 3 nicht aus dem Verlauf der Integralbreiten ersichtlich. In Hinblick auf die Ziele des in dieser Arbeit vorgestellten neuartigen Screening-Ansatzes bringt diese Abweichung zwischen der durch optische Mikroskopie charakterisierten Gefügewirkungszone (Bild 2a) und dem Profil der Integralbreite keine Nachteile mit sich, da dieser Ansatz nur eine qualitative Bewertung der durch die Laserbehandlung verursachten Eigenspannungsfelder vorsieht. Es zeigt sich somit eindeutig,

By comparing results from transverse and longitudinal measurements it becomes obvious that plastification during the thermal expansion is not isotropic. Tensile residual stresses measured alongside the longitudinal direction reached a maximum of 514 MPa at a distance of 1.5 mm from the middle position of the laser track. At the same position tensile residual stresses in transverse direction show a lower maximum value of 341 MPa. The evolution of stress fields can be attributed to the decisive interaction between the process zone and the surrounding base material. This observation correlates very well with findings available in literature in which a strongly inhomogeneous residual stress evolution in the transition zone is also linked to differences in thermal strains, phase transformation and quenching effects between the process zone and the surrounding base material [35, 36]. At a distance of about 3.5 mm from the middle position of the laser track residual stresses reach the zero level being characteristic for the untreated material condition. Most importantly at this point, the width effect shown by the optical microstructure analysis (2.44 mm) and the width of the zone featuring compressive residual stresses in transverse direction determined on the surface (2.45 mm) are in excellent agreement. It is assumed that thermal expansion in laser feeding direction is accommodated somehow differently due to increased temperature in the previously treated area alongside the scan path. Eventually, the resulting compressive residual stresses are reduced in this direction. In contrast, the thermal expansion perpendicular to the laser feeding direction, i. e. in transverse direction, is restricted by the surrounding non-heated material and, thus, higher compressive residual stresses result in given areas. In conclusion, the non-symmetric temperature profile surrounding the travelling laser spot is thought to result in different residual stress values in transverse and longitudinal direction and, thus, different zero crossing positions. This leads to the fact that an estimation of the residual stress zero transition on the basis of microstructure analysis should be done only for the transverse direction (with respect to the laser scanning direction), as the restraint to thermal expansion is more pronounced here than alongside the laser scanning direction. Considering the course of the integral width in addition, it has to be emphasized that as compared to micro tensions, differing cooling conditions have a more pronounced influence on macro residual stresses. For the macro stresses the impact across the laser scanning direction is higher than in longitudinal direction [37]. This finally rationalizes why no significant difference between longitudinal and transverse integral width courses prevails (cf. Figure 2b).

X-ray diffraction measurement values in the subsurface area obtained by the layer removal method in the centre of the laser track are shown in Figure 2c. The depth of the affected surface layer (226 μm , cf. Figure 2a) obtained by optical inspection is found to be in the same range as the transition zone, i. e. the zero crossing of the residual stress values, determined to be in a depth of 220 μm

dass diese Korrelation einfach durchgeführt werden kann, wie oben beschrieben.

Durch den Vergleich der Ergebnisse aus den Quer- und Längsmessungen wird deutlich, dass die Plastifizierung während der thermischen Ausdehnung nicht isotrop ist. Die entlang der Längsrichtung gemessenen Zugeigenspannungen erreichen im Abstand von 1,5 mm von der zentralen Position der Laserspur einen Höchstwert von 514 MPa. Zugeigenspannungen in Querrichtung zeigen an der gleichen Position einen geringeren Höchstwert von 341 MPa. Die Entwicklung der Spannungsfelder ist auf die signifikante Wechselwirkung zwischen der Prozesszone und dem umgebenden Grundwerkstoff zurückzuführen. Diese Beobachtung korreliert sehr gut mit den literaturwissenschaftlichen Erkenntnissen, die besagen, dass eine stark inhomogene Eigenspannungsentwicklung in der Transitionszone mit Unterschieden in der thermischen Ausdehnung, der Phasenumwandlung und bei den Abschreckeffekten zwischen der Prozesszone und dem umgebenden Grundwerkstoff verbunden ist [35, 36]. In einem Abstand von etwa 3,5 mm von der zentralen Position der Laserspur erreichen die Eigenspannungen den für den unbehandelten Materialzustand charakteristischen Nullwert. Am bedeutsamsten ist jedoch, dass die durch die optische Gefügeanalyse ermittelte Breitenwirkung (2,44 mm) und die Breite der Zone mit den in Querrichtung auf der Oberfläche verlaufenden Druckeigenspannungen (2,45 mm) sehr gut übereinstimmen. Es ist davon auszugehen, dass die thermische Ausdehnung in Laservorschubrichtung aufgrund der erhöhten Temperatur im zuvor behandelten Bereich entlang des Scanpfades anders aufgenommen wird. Letztendlich werden die resultierenden Druckeigenspannungen in dieser Richtung reduziert. Im Gegensatz dazu wird die thermische Ausdehnung senkrecht zur Laservorschubrichtung, d. h. in Querrichtung, durch das umgebende, nicht erwärmte Material begrenzt, wodurch sich in lokalen Bereichen höhere Druckeigenspannungen ergeben. Zusammenfassend ist davon auszugehen, dass das den sich bewegenden Laserpunkt umgebende asymmetrische Temperaturprofil zu unterschiedlichen Eigenspannungswerten in Quer- und Längsrichtung und damit zu unterschiedlichen Nulldurchgangspositionen führt. Dies führt zu der Erkenntnis, dass eine Abschätzung des Eigenspannungsnulldurchgangs auf Grundlage einer Gefügeanalyse nur für die Querrichtung (bezogen auf die Laserabtastrichtung) durchgeführt werden sollte, da die Begrenzung der thermischen Ausdehnung hier stärker ausgeprägt ist als in Laserabtastrichtung. Unter Berücksichtigung des Verlaufs der Integralbreite ist zudem hervorzuheben, dass unterschiedliche Abkühlbedingungen anscheinend einen stärkeren Einfluss auf die Makroeigenspannungen haben. Hinsichtlich der ermittelten Eigenspannungsprofile (Makrospannungen) ist somit ein deutlich stärkerer Einfluss in Querrichtung als in Längsrichtung zu erkennen [37]. Da die Mikrospannungen in Abhängigkeit der unterschiedlichen Abkühlbedingungen geringer beeinflusst werden, liegt somit kein nennenswerter Unterschied zwischen den Integralbreitenverläufen (Mikrospannungen) in Längs- und Querrichtung vor (siehe Bild 2b).

Die mithilfe des schrittweisen Schichtabtrags im Zentrum der Laserspur unter der Oberfläche erzielten Eigenspannungsmesswerte sind in Bild 2c dargestellt. Die durch optische Untersuchung ermittelte Tiefe der betroffenen Randzonenschicht (226 μm , siehe Bild 2a) liegt offensichtlich im gleichen Bereich wie die Transitionszone, der mittels Röntgenbeugung (XRD) ermittelte Null-

by XRD. Due to the extremely high cooling rates of the laser hardening process, i. e. much higher compared to conventional surface techniques such as induction hardening, layer removal was carried out in small steps providing for detailed information on the stress gradient in the subsurface region, which has been proven to be very steep for laser treated conditions before [38]. In principle, the courses and magnitudes displayed for the transverse and longitudinal direction disclose an almost similar behaviour. However, the residual stresses in transverse direction are characterized by two maxima at depths of 13 μm (-342 MPa) and 125 μm (-369 MPa). In this context, the integral width values (transverse and longitudinal) shown in Figure 2c decrease uniformly and follow an almost similar trend until initial properties of the base metal are reached. The initial values are met in a depth of about 250 μm , i. e. below the transition according to the microstructural analysis. This deviation, however, is in good accordance with the findings detailed before: Martensitic transformation in the impact zone leads to minor plastic deformation in direct vicinity of the affected layer highlighted by the broken white line in Figure 2a.

As detailed before, the residual stress course in longitudinal direction reveals lower compressive residual stress values. To summarize the findings and interrelationships detailed above, residual stresses determined on the surface and in-depth by XRD well align with the martensite region characterized by optical microscopy shown in Figure 2a. Thus, microstructure analysis seems to allow for qualitative evaluation of the surface and subsurface volumes where compressive residual stresses prevail upon laser surface treatment. To further substantiate findings and conclusions detailed for the single laser shape considered up to here, two fundamentally different laser shapes and their impact on the deduced interrelationships will be highlighted in the following.

In Figure 3 the results of the hardened surface layer according to laser profile 2 are shown. In contrast to the results detailed in Figure 2a microstructural transformation due laser profile 2 exhibits a more far-reaching surface layer effect. However, the laser hardened area maintains a consistent shape. As detailed in Figure 3a the width amounts to 4 mm, whereas the depth influence is 418 μm .

Residual stress measurements in transverse and longitudinal direction evaluating the width effect are displayed in Figure 3b. Maximum compressive residual stress values ranging from -55 MPa to -340 MPa could be observed in the transverse direction. In this context scatter across the laser track slightly increases compared to the results of laser profile 1. The compressive residual stress plateau has a width of 4.05 mm, which is in good agreement with micrograph analysis according to Figure 3a. The residual stress values shown for the longitudinal direction are again slightly shifted towards a lower stress state. Beyond the transition zone both courses are characterized by high tensile residual stress values being present in the surrounding base material. Maximum tensile residual stresses (longitudinal: 424 MPa, transverse: 184 MPa) reveal similar magnitudes as for laser profile 1. An almost stress-free material

durchgang der Eigenspannungswerte liegt in einer Tiefe von 220 μm . Aufgrund der extrem hohen Abkühlraten des Laserhärtungsprozesses, d. h. deutlich höher als bei herkömmlichen Oberflächenbehandlungstechniken wie z. B. Induktionshärten, erfolgte der Schichtabtrag in kleinen Schritten, wodurch detaillierte Informationen über den Spannungsgradienten in der Zone unterhalb der Oberfläche gewonnen werden konnten, der sich bereits in zuvor laserbehandelten Zuständen als sehr steil erwiesen hatte [38]. Im Großen und Ganzen zeigen die für die Quer- und Längsrichtungen dargestellten Verläufe und Größen ein nahezu ähnliches Verhalten. Die Eigenspannungen in Querrichtung sind jedoch durch zwei Maximalwerte in einer Tiefe von 13 μm (-342 MPa) und 125 μm (-369 MPa) gekennzeichnet. In diesem Zusammenhang wird festgestellt, dass die in Bild 2c dargestellten Integralbreiten (in Quer- und Längsrichtung) gleichmäßig abfallen und einem nahezu identischen Trend folgen, bis die ursprünglichen Eigenschaften des Grundmetalls erreicht sind. Die Ausgangswerte werden in einer Tiefe von etwa 250 μm erreicht, d. h. unterhalb des Übergangs laut Gefügeanalyse. Diese kleine Abweichung steht jedoch im Einklang mit den zuvor angeführten Ergebnissen: Die martensitische Umwandlung in der Wirkungszone führt zu einer geringfügigen plastischen Verformung in unmittelbarer Nähe der beeinflussten Schicht, in Bild 2a durch die gestrichelte weiße Linie hervorgehoben.

Wie bereits erwähnt, zeigt der Eigenspannungsverlauf in Längsrichtung niedrigere Druckeigenspannungswerte. Zusammenfassend zu den oben angeführten Erkenntnissen und Zusammenhängen lässt sich sagen, dass die an der Oberfläche und im Untergrund mittels XRD bestimmten Eigenspannungen mit dem durch optische Mikroskopie charakterisierten Martensitbereich (siehe Bild 2a) im Einklang stehen. Die Gefügeanalyse scheint somit eine qualitative Bewertung der Randzonenvolumina zu ermöglichen, in denen nach der Laserflächenbehandlung Druckeigenspannungen vorherrschen. Zur weiteren Untermauerung der bis zu diesem Punkt dargelegten Ergebnisse und Schlussfolgerungen für die bisher untersuchte Laserform werden nachfolgend zwei grundlegend unterschiedliche Laserformen und deren Auswirkungen auf die daraus abgeleiteten Zusammenhänge erläutert.

In Bild 3 sind die Ergebnisse der gehärteten Oberflächenschicht mit Laserprofil 2 dargestellt. Im Gegensatz zu den in Bild 2a dargestellten Ergebnissen zeigt die Zone der Gefügeumwandlung durch Laserprofil 2 einen tiefer reichenden Oberflächeneffekt. Der lasergehärtete Bereich behält jedoch eine ähnliche Form bei. Wie in Bild 3a dargestellt, beträgt die Breite 4 mm bei einem Tiefenfluss von 418 μm .

Eigenspannungsmessungen in Quer- und Längsrichtung zur Beurteilung der Breitenwirkung sind in Bild 3b angegeben. In Querrichtung konnten maximale Druckeigenspannungen zwischen -55 MPa und -340 MPa festgestellt werden. In diesem Zusammenhang nimmt die Streuung über die Laserspür im Vergleich zu den für das Laserprofil 1 ermittelten Ergebnissen leicht zu. Das Druckeigenspannungsplateau weist eine Breite von 4,05 mm auf, dieser Wert steht im Einklang mit der Schlibbildanalyse nach Bild 3a. Die für die Längsrichtung dargestellten Eigenspannungswerte sind ebenfalls geringfügig in Richtung eines niedrigeren Spannungszustandes verschoben. Jenseits der Transitionszone sind beide Verläufe durch hohe Zugeigenspannungswerte im umgebenden Grundwerkstoff charakterisiert. Die maximalen Zugeigenspannungen (in Längsrichtung: 424 MPa, in Querrichtung:

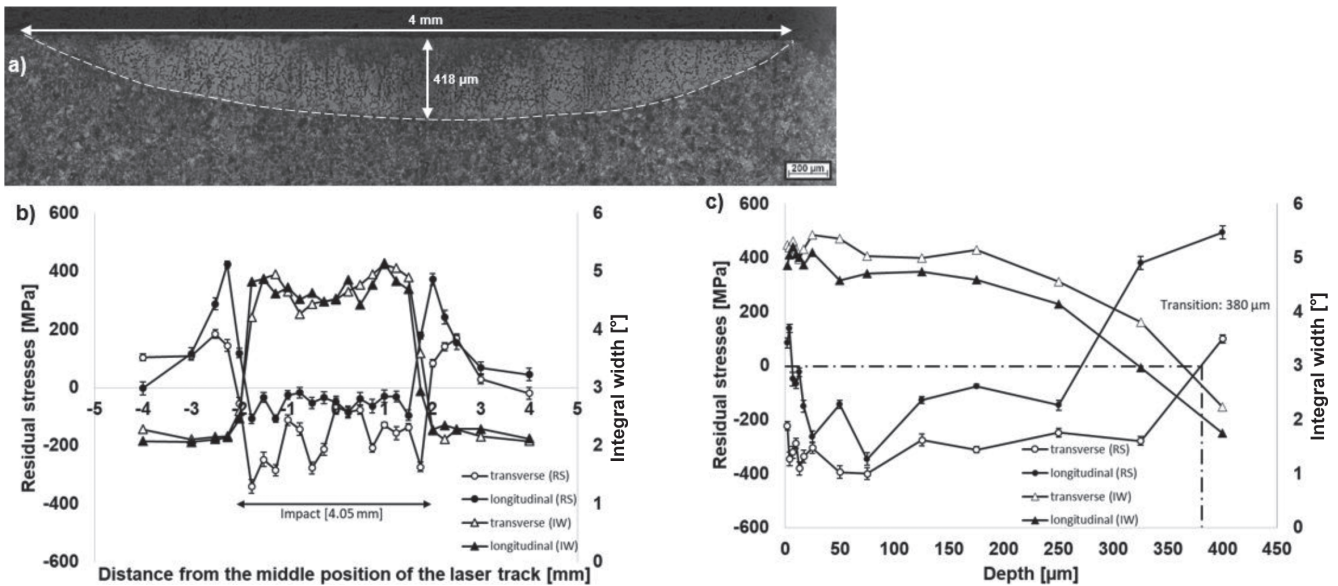


Fig. 3. Surface condition upon laser treatment using beam shape 2: a) microstructure highlighted by the white broken line, b) residual stress and integral width profile at the surface, c) in-depth residual stress and integral width profile (in the centre of the laser track)

Bild 3. Randzonenzustand nach Gauß'scher Laser-Strahlform: a) Mikrostruktur, b) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung an der Oberfläche, c) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung in der Tiefe (im Zentrum der Laserstrecke)

condition is met at a distance of about 4 mm from the center of the laser track. With regard to the width effect findings of micrograph analysis and residual stress measurement (transverse direction) align very well underlining a strong correlation between residual stress and microstructure.

Furthermore, Figure 3c displays the results of the in-depth measurements. In this case the transition zone is reached at a distance of about 380 μm , which differs slightly from the obtained depth of the micrograph evaluation (418 μm). Regarding the transverse compressive residual stress course two maximum values can be observed in depths of 12 μm (–381 MPa) and 75 μm (–400 MPa). In principle, residual stress courses measured in transverse and longitudinal direction are similar. However, values in longitudinal direction are again slightly shifted towards a tensile stress state. According to these findings a qualitative evaluation of the affected surface layer (width and depth) after the laser hardening process in terms of micrograph analysis is in good agreement with residual stress distributions in transverse direction. As in case of laser-beam shape 1 the course of integral width upon laser treatment using laser-beam shape 2 is characterized by slight differences in comparison to the course of residual stress. Again, the initial state of the integral width is reached below the white broken line indicated in Figure 3a. No further anomalies are seen in the course of integral width.

The results of laser profile 3 are displayed in Figure 4. In this case Figure 4a reveals similar dimensions of microstructural transformation as compared to results of laser profile 2 in Figure 3a. The width amounts to 3.75 mm, whereas the depth influence is 345 μm . Figure 4b details the residual stress measurement on the surface in transverse and longitudinal direction of the laser track. The appearing compressive residual stress values across the laser track

184 MPa) zeigen ähnliche Größen wie für Laserprofil 1. In einem Abstand von etwa 4 mm von der Mitte der Laserspur wird ein nahezu spannungsfreier Materialzustand erreicht. In Bezug auf die Breitenwirkung sind die Ergebnisse der Gefügeanalyse und der Eigenspannungsmessung (in Querrichtung) in sehr gutem Einklang und verdeutlichen einen starken Zusammenhang zwischen Eigenspannung und Gefüge.

In Bild 3c sind die Ergebnisse der Tiefenmessungen zu sehen. In diesem Fall wird die Transitionszone in einem Abstand von 380 μm erreicht, ein Wert, der leicht von der durch die Schlibbildbewertung erhaltenen Tiefe (418 μm) abweicht. In Hinblick auf den Querverlauf der Druckeigenspannung sind zwei Maximalwerte in Tiefen von 12 μm (–381 MPa) und 75 μm (–400 MPa) zu beobachten. Im Wesentlichen sind die in Längs- und Querrichtung gemessenen Eigenspannungsverläufe ziemlich ähnlich. Allerdings sind die Werte in Längsrichtung wieder leicht in Richtung eines Zugspannungszustands verschoben. Demzufolge steht eine qualitative Bewertung der beeinflussten Oberflächenschicht (Breite und Tiefe) nach dem Laserhärtungsprozess in Hinblick auf die Schlibbildanalyse wiederum gut im Einklang mit der Eigenspannungsverteilung in Querrichtung. Genau wie bei der Laserstrahlform 1 ist auch der Verlauf der Integralbreite bei einer Laserbehandlung mit der Laserstrahlform 2 durch geringfügige Abweichungen im Vergleich zum Eigenspannungsverlauf charakterisiert. Auch hier wird der Ausgangszustand der Integralbreite unterhalb der in Bild 3a abgebildeten gestrichelten Linie erreicht. Ansonsten sind im Verlauf der Integralbreite keine weiteren Anomalien zu erkennen.

Die Ergebnisse für das Laserprofil 3 sind in Bild 4 dargestellt. In diesem Fall zeigt Bild 4a im Vergleich zu den Ergebnissen des Laserprofils 2 in Bild 3a eine Gefügeumwandlung in vergleichbaren Dimensionen. Die Breite beträgt 3,75 mm bei einem Tiefeneinfluss von 345 μm . Bild 4b zeigt die Eigenspannungsmessung an der Oberfläche in Quer- und Längsrichtung der Laserspur. Die durch thermische Gradienten und martensitische Umwandlung

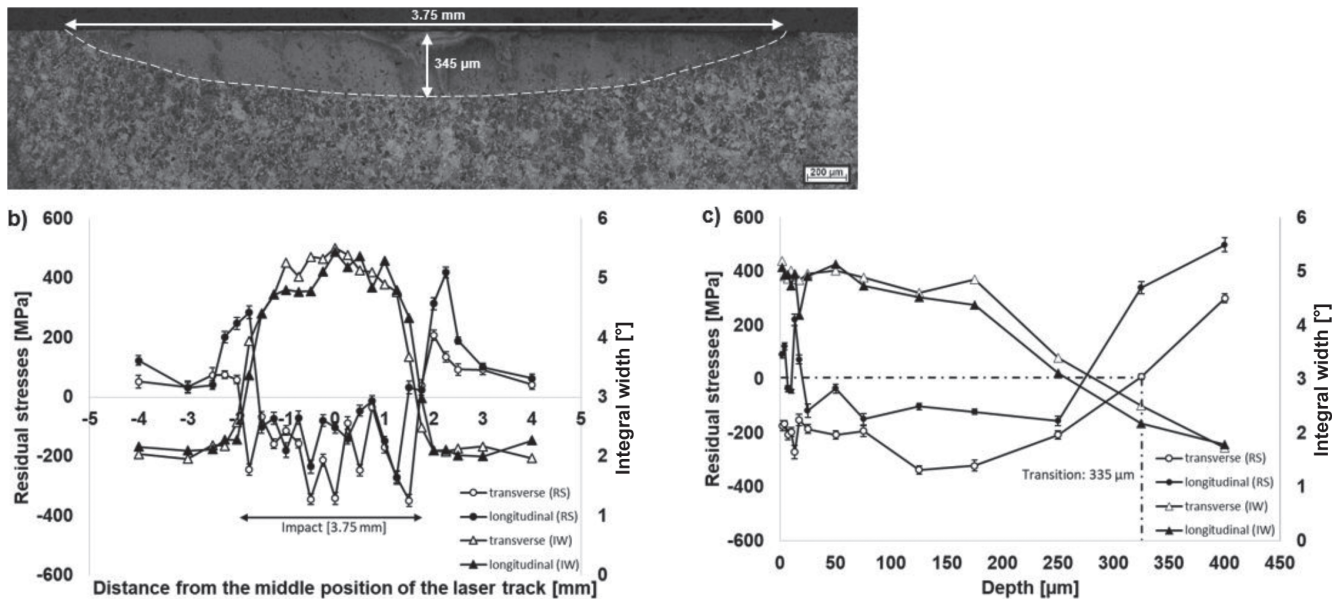


Fig. 4. Surface condition upon laser treatment using beam shape 3: a) microstructure highlighted by the white broken line, b) residual stress and integral width profile at the surface, c) in-depth residual stress and integral width profile (in the centre of the laser track)

Bild 4. Randzonenzustand nach Kaleidoskop-Laser-Strahlform: a) Mikrostruktur; b) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung an der Oberfläche, c) Eigenspannungs- und Integralbreitenverteilung in der Tiefe (im Zentrum der Laserstrecke)

induced by thermal gradients and martensitic transformation are characterized by scatter ranging from -34 MPa to -348 MPa. Regarding the transverse direction residual stress values turn over into tensile values beyond 3.75 mm. Afterwards high tensile stresses of 208 MPa (transverse direction) and 419 MPa (longitudinal direction), respectively, can be observed. These maximum tensile stresses decline until an almost tension-free material condition is met at a distance of about 4 mm from the spot center of the laser track. Results in longitudinal direction are again slightly shifted towards a tensile residual stress state. In general, microstructural evolution according to Figure 4a is in excellent agreement with X-ray diffraction results shown in Figure 4b.

According to Figure 4c residual stress results by means of the layer removal method are displayed. Compressive residual stress values in transverse direction turn over into tensile values at a distance of 335 μm from the surface. Within this compressive residual stress state two maxima can be observed (13 μm, -270 MPa and 125 μm, -336 MPa). Although the whole distribution in longitudinal direction is shifted towards a tensile stress state the course is similar to the transverse direction. With respect to the depth effect of the laser treatment, micrograph analysis and the transverse residual stress distribution show similar results and can therefore be correlated. Again, analysis of integral width reveals slight differences in comparison to the courses of residual stress. Trends follow those already detailed and discussed for laser-beam shapes 1 and 2.

As revealed in the previous chapter laser beam shaping affects the treated surface layer in different ways. Moreover, detailed residual stress profiles in width and in depth are highly bound to the interaction between thermal stresses and the related phase transformation. In this context, the time in which the local transformation

induzierten, über die Laserspur auftretenden Druckeigenspannungswerte sind durch Streuung im Bereich von -34 MPa bis -348 MPa gekennzeichnet. In Bezug auf die Querrichtung wandeln sich die Eigenspannungswerte jenseits von 3,75 mm in Zugwerte. Danach sind hohe Zugspannungen von 208 MPa (in Querrichtung) und 419 MPa (in Längsrichtung) zu beobachten. Diese maximalen Zugspannungen verringern sich allmählich, bis in einem Abstand von etwa 4 mm von der Mitte der Laserspur ein nahezu spannungsfreies Material vorliegt. Die Werte in Längsrichtung sind auch hier wieder leicht in Richtung eines Zugeigenspannungszustands verschoben. Allgemein steht die Gefügeentwicklung nach Bild 4a in perfektem Einklang mit den in Bild 4b dargestellten Ergebnissen der Röntgenbeugungsmessung.

In Bild 4c sind die mit dem Schichtabtragverfahren bestimmten Eigenspannungsergebnisse abgebildet. Druckeigenspannungswerte in Querrichtung wandeln sich in einem Abstand von 335 μm von der Oberfläche in Zugwerte. Innerhalb dieses Druckeigenspannungsbereichs sind zwei Maximalwerte (13 μm, -270 MPa und 125 μm, -336 MPa) zu beobachten. Obgleich die gesamte Verteilung in Längsrichtung in Richtung eines Zugspannungszustands verschoben ist, zeigt sich ein Verlauf ähnlich zur Querrichtung. In Bezug auf die Tiefenwirkung der Laserbehandlung zeigen die Schlibbildanalyse und die Eigenspannungsverteilung in Querrichtung ähnliche Ergebnisse und können daher in Korrelation zueinander gesetzt werden. Auch hier zeigt die Analyse der Integralbreite leichte Abweichungen im Vergleich zu den Eigenspannungsverläufen. Somit zeigt sich der Trend auch hier, wie bereits ausführlich für die Laserstrahlformen 1 und 2 besprochen.

Wie schon im vorigen Kapitel erwähnt, beeinflusst die Laserstrahlform die behandelte Randzonenschicht auf unterschiedliche Weise. Hierbei sind die Eigenspannungsprofile in der Breite und Tiefe stark an die Wechselwirkung zwischen thermischen Spannungen und der Phasenumwandlung gebunden. In dieser Hinsicht

process begins is essential for the residual stress evolution. The final residual-stress state is dominated by two counteracting mechanisms. In the laser affected zone thermal expansion and contraction, respectively, lead to evolution of tensile residual stresses. Phase transformation and volume expansion (related to martensitic transformation in carbon steels), respectively, lead to the evolution of compressive residual stresses. Furthermore, residual stresses already established at relatively high temperature could be relaxed by recovery processes. In steels transformation temperatures, e. g. the martensite start temperature M_s , are strongly affected by the chemical composition of the alloy. Thus, a steel being characterized by relatively low M_s most probably will be characterized by relatively higher compressive residual stresses, as martensitic transformation sets in at temperatures where relaxation of stress fields can hardly be accomplished. Obviously, further factors may play a role, however, are not considered for this simplified argumentation. In general, considerations detailed emphasize that the current findings are only valid for the steel considered and have to be verified for any other given alloy composition.

This leads to the fact that generalizations with regard to the residual stress profile should be only made in consideration of the chemical composition influencing the microstructure upon cooling significantly. However, based on the short heating cycle being characteristic for laser treatment, an appropriate austenitization time and the characteristic self quenching process, a clear differentiation between the hardened area (martensitic phase) and the non-treated region (coarse grained, ferritic-perlitic structure) can be made by means of micrograph analysis.

Upon evaluating the width and the depth effect after the laser-hardening treatment, residual stresses measured in the transverse direction are in good agreement with micrographic observations in terms of microstructural boundaries, encircling the area being characterized by a compressive residual stress state. In this context, differences due to the displayed laser beam shapes could be disclosed in each case. Due to an observed shift towards a tensile regime residual stresses in longitudinal direction cannot be used to assess precisely the impact zone of the laser treatment. However, longitudinal residual stress courses can be derived from transverse measurements.

Based on the considerations detailed above the present study introduces a pragmatic approach for evaluating the in-depth effect of laser treatment in terms of residual stress. In light of the findings presented the following procedure is proposed: the absolute value of residual stress has to be determined by conventional approaches. Determination of residual stresses (using standard $\sin^2\psi$ approach) at a single spot in the center of the laser track is sufficient at this point. The course of stresses then can be estimated by micrograph analysis. Zero crossing of residual stresses is linked to the microstructure gradient, i. e. the borderline between martensite and initial ferrite-pearlite microstructure. Based on these simplicity to determine values the overall residual stress field is qualita-

ist der Zeitpunkt, an dem der lokale Umwandlungsprozess beginnt, ein entscheidender Faktor für die Entwicklung der Eigenspannungen. Der endgültige Eigenspannungszustand ist von zwei gegenläufigen Mechanismen geprägt. In der vom Laser beeinflussten Zone führen thermische Ausdehnungen bzw. Kontraktionen zur Entstehung von Zugeigenspannungen. Phasenumwandlung und Volumenausdehnung (in Zusammenhang mit der martensitischen Umwandlung in Kohlenstoffstählen) führen zur Entwicklung von Druckeigenspannungen. Bereits bei relativ hohen Temperaturen aufgebaute Eigenspannungen können durch Erholungsprozesse abgebaut werden. In Stählen werden die Umwandlungstemperaturen, z. B. die Martensitstarttemperatur M_s , erheblich durch die chemische Zusammensetzung der Legierung beeinflusst. So wird ein durch eine relativ niedrige M_s gekennzeichnete Stahl höchstwahrscheinlich durch vergleichsweise hohe Druckeigenspannungen geprägt sein, da die martensitische Umwandlung in diesem Fall bei Temperaturen einsetzt, bei denen eine Reduktion der Spannungsfelder kaum mehr möglich ist. Selbstverständlich können hier noch viele weitere Faktoren eine Rolle spielen, die jedoch im Rahmen dieser vereinfachten Herangehensweise nicht berücksichtigt werden. Im Großen und Ganzen verdeutlichen diese dargelegten Zusammenhänge, dass die aktuellen Erkenntnisse nur für den untersuchten Stahl gelten und für jede andere Legierungszusammensetzung gesondert überprüft werden müssen.

Dies hat zur Folge, dass Verallgemeinerungen in Hinblick auf das Eigenspannungsprofil nur unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung erfolgen sollten, da diese das Gefüge beim Abkühlen maßgeblich beeinflusst. Nichtsdestotrotz ist, basierend auf dem für die Laserbehandlung charakteristischen kurzen Erwärmungszyklus, einer hieraus resultierenden Austenitisierungsdauer und dem charakteristischen Selbstabschreckprozess mittels einfacher Schlibbildanalyse, eine klare Differenzierung zwischen dem gehärteten Bereich (martensitische Phase) und der unbehandelten Zone (grobkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge) möglich.

Nach der zuvor ausführlich dargelegten Auswertung der Breiten- und Tiefenwirkung im Anschluss an die Laserhärtung stimmen die in Querrichtung gemessenen Eigenspannungen mit den mikrografischen Untersuchungen der Gefügegrenzen überein, die den durch einen Druckeigenspannungszustand gekennzeichneten Bereich umgeben. In diesem Zusammenhang konnten deutliche Unterschiede aufgrund der untersuchten Laserstrahlformen aufgezeigt werden. Aufgrund einer beobachteten Verschiebung in Richtung eines Zugspannungsregimes können die Eigenspannungen in Längsrichtung nicht zur präzisen Beurteilung der Wirkungszone der Laserbehandlung herangezogen werden. Allerdings lassen sich aus den Messungen in Querrichtung entsprechende Eigenspannungsverläufe in Längsrichtung ableiten.

Basierend auf den oben angeführten Überlegungen präsentiert die vorliegende Studie einen pragmatischen Ansatz zur Bewertung der Tiefenwirkung einer Laserbehandlung in Hinblick auf die Eigenspannungsverteilung. Mit Blick auf die vorliegenden Erkenntnisse wird folgendes Verfahren vorgeschlagen: Der Absolutwert der Eigenspannung muss anhand von konventionellen Ansätzen ermittelt werden. Die Bestimmung der Eigenspannungen (mit dem $\sin^2\psi$ -Standardansatz) an einem einzelnen Punkt in der Mitte der Laserspür ist an dieser Stelle ausreichend. Anschließend lassen sich die Eigenspannungsverläufe qualitativ anhand einer Schlibbildanalyse ermitteln. Der Nulldurchgang der Eigenspannungen ist mit dem Gefügegradienten verknüpft, d. h. der Begren-

tively described for the material considered and the laser treatment applied, respectively. Eventually, the procedure detailed allows for a meaningful comparison of different laser profiles for efficient laser parameter development.

4 Summary

In summary, micrograph analysis as a screening method can be used to assess transition boundaries and the shape of compressive residual stress zones, respectively, induced by laser hardening effect. The prevailing correlation can be attributed to the extremely rapid heating and cooling linked to laser surface treatment. Based on the approach introduced, the applied laser parameters can be optimized before starting time consuming residual stress measurements. In this way, development of new advanced laser scanning strategies to establish a desired condition for a certain material, e. g. set by laser beam shape, laser power, laser feeding rate and the scan strategy, can be carried out more efficiently in terms of time and cost by using micrograph analysis as a qualitative and rapid screening method.

Acknowledgements

The authors gratefully acknowledge funding from the EC Research Fund for Coal and Steel, RFCS, for the project Stiffcrank, no. 754155. Furthermore, the authors would like to thank Dr. J. Volpp and H. S. Dewi for their support in providing the laser treated samples processed at the Institute of Production Development at the Luleå University of Technology in Sweden.

References

- Williams, J.; Fatemi, A.: Fatigue Performance of Forged Steel and Ductile Cast Iron Crankshafts. SAE Technical Paper 2007-01-1001, 2007, DOI:10.4271/2007-01-1001
- Tisza, M.; Czinege, I.: Comparative study of the application of steels and aluminium in lightweight production of automotive parts. *Int. J. Lightweight Materials Manufacture 1* (2018) 4, pp. 229–238, DOI:10.1016/j.ijlmm.2018.09.001
- Villalobos, J.; Del-Pozo, A.; Campillo, B.; Mayen, J.; Serna, S.: Microalloyed Steels through History until 2018: Review of Chemical Composition, Processing and Hydrogen Service. *Metals 8* (2018) 5, p. 351, DOI:10.3390/met8050351
- Fischer, A.; Niendorf, T.: Influence of different surface hardening treatments on relation between hardness and X-ray diffraction measurements. *Material Science and Engineering* (2019), in press
- Delgado, P.; Cuesta, I. I.; Alegre, J. M.; Díaz, A.: State of the art of Deep Rolling. *Precision Engineering 46* (2016), pp. 1–10, DOI:10.1016/j.precisioneng.2016.05.001
- Coupard, D.; Palin-luc, T.; Bristiel, P.; Ji, V.; Dumas, C.: Residual stresses in surface induction hardening of steels: Comparison between experiment and simulation. *Materials Science and Engineering: A 487* (2008) 1-2, pp. 328–339, DOI:10.1016/j.msea.2007.10.047
- Shariff, S. M.; Tak, M.; Padmanabham, G.; Shanmugam, S.: Laser surface hardening of crankshaft. SAE Technical Paper Series; 2009-28-0053, 2009, DOI:10.4271/2009-28-0053
- Michaud, H.; Sprauel, J. M.; Galzy, F.: The Residual Stresses Generated by Deep Rolling and their Stability in Fatigue & Application to Deep-Rolled Crankshafts. *MSF 524-525* (2006), pp. 45–50, DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.524-525.45
- Yi, J.; Gharghouri, M.; Bocher, P.; Medraj, M.: Distortion and residual stress measurements of induction hardened AISI 4340 discs. *Materials Chemistry and Physics 142* (2013) 1, pp. 248–258, DOI:10.1016/j.matchemphys.2013.07.012
- Jeddi, D.; Sidhom, H.; Lieurade, H. P.; Nizery, F.; Fabbro, R.: Role of Overlapping Passes on Fatigue Performance of Microalloyed 17MnCuNi7 Steel Treated by Continuous CO₂ Laser Beam. *Surf. Eng. 17* (2013) 5, pp. 371–378, DOI:10.1179/026708401101518033
- Cerny, I.; Fürbacher, I.; Linhart, V.: Influence of Laser Hardening and Resulting Microstructure on Fatigue Properties of Carbon Steels. *J. Mater. Eng. Perform. 7* (1998) 3, pp. 361–366, DOI:10.1361/105994998770347800
- Kostov, V.; Gibmeier, J.; Wanner, A.: Laser Surface Hardening of Steel: Effect of Process Atmosphere on the Microstructure and Residual Stresses. *MSF 772* (2013), pp. 149–153, DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.772.149
- Nath, A. K.; Sarkar, S.: Laser Transformation Hardening of Steel. In: *Advances in Laser Materials Processing*. Elsevier, Amsterdam, 2018, pp. 257–298, DOI:10.1016/b978-0-08-101252-9.00011-x
- Davis, J. R. (ed.): *Surface hardening of steels: Understanding the basics*. ASM International, Materials Park, OH, USA, 2002
- Safdar, S.; Li, L.; Sheikh, M. A.; Liu, Z.: An Analysis of the Effect of Laser Beam Geometry on Laser Transformation Hardening. *J. Manuf. Sci. Eng. 128* (2006) 3, p. 659, DOI:10.1115/1.2193547
- Handika, S.; Fischer, A.; Volpp, J.; Powell, J.; Niendorf, T.: Laser Beam Shaping for Hardening Micro-alloyed Medium Carbon Steel. *Materials Letters* (2019), in press

4 Zusammenfassung

Zusammenfassend lässt sich klar herausstellen, dass sich die Schlibbildanalyse als Screening-Methode zur Ermittlung der durch Laserhärtung induzierten Transitions Grenzen bzw. der Form von Druckeigenspannungszonen eignet. Die vorherrschende Korrelation ist auf das extrem schnelle Erwärmen und Abkühlen in Verbindung mit der Laseroberflächenbehandlung zurückzuführen. Anhand des hier vorgestellten Ansatzes können die verwendeten Laserparameter vor der Durchführung von zeitaufwendigen Eigenspannungsmessungen optimiert werden. Auf diese Weise ist durch den Einsatz der Schlibbildanalyse als qualitative und schnelle Screening-Methode eine zeit- und kosteneffizientere Entwicklung neuer, fortschrittlicher Laserscanning-Strategien zur Erzielung eines angestrebten Zustands eines bestimmten Materials möglich, z. B. realisiert über Laserstrahlform, Laserleistung, Laserorschubrate und Scanstrategie.

Danksagung

Die Autoren bedanken sich für die Förderung durch die EU, EC Research Fund for Coal and Steel, RFCS, für das Stiffcrank-Projekt, Nr. 754155. Des Weiteren gilt der Dank Dr. J. Volpp und H. S. Dewi vom Insitut für Produktentwicklungsprozesse an der Technischen Universität in Luleå, Schweden, für die Bereitstellung des Probenmaterials.

17. *Ashby, M. F.; Easterling, K. E.*: The transformation hardening of steel surfaces by laser beams – I. Hypo-eutectoid steels. *Acta Metallurgica* 32 (1984) 11, pp. 1935–1948, DOI:10.1016/0001-6160(84)90175-5
18. *Krauss, G.*: Principles of Heat Treatment of Steel. ASM, Metals Park, OH, USA 1980, p. 268
19. *Totten, G.*: Handbook of residual stress and deformation of steel, 2002
20. *Filep, A.; Benke, M.; Mertinger, V.; Buza, G.*: Residual Stress Distribution Caused by Laser Hardening and Conventional Quenching in Plain Carbon Steel. *AMR 996* (2014), pp. 538–543, DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.996.538
21. *Yang, Y. S.; Na, S. J.*: A Study on the Thermal and Residual Stress by Welding and Laser Surface Hardening Using a new Two-Dimensional Finite Element Model. *Proc. Institution of Mechanical Engineers, Part B: Journal of Engineering Manufacture* 204 (2016) 3, pp. 167–173, DOI:10.1243/PIME_PROC_1990_204_004_01
22. *Haibach, E.* (Ed.): Betriebsfestigkeit – Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung. 3rd ed., Springer, Heidelberg, 2006. – ISBN-10 3-540-29363-9
23. *Grum, J.*: Analysis of residual stresses in main crankshaft bearings after induction surface hardening and finish grinding. *Proc. Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering* 217 (2005) 3, pp. 173–182, DOI:10.1243/09544070360550282
24. *Kanani, N.*: Moderne Mess- und Prüfverfahren für metallische und andere anorganische Überzüge. Expert-Verlag, Renningen, 2007
25. *Rossini, N. S.; Dassisti, M.; Benyounis, K. Y.; Olabi, A. G.*: Methods of measuring residual stresses in components. *Materials & Design* 35 (2012) pp. 572–588, DOI:10.1016/j.matdes.2011.08.022
26. *Walker, D.*: Residual Stress Measurement Techniques. *Advanced Materials & Processes* 159 (2001) 8, pp. 30–33, open access
27. *Kandill, F. A.; Lord, J. D.*: A review of residual stress measurement methods: A guide to technique selection. National Physical Laboratory, Teddington, UK, 2001, open access
28. *Smith, F.*: Industrial Applications of X-Ray Diffraction. Taylor and Francis, Hoboken, NJ, USA, 2014
29. *Cheng, W.; Finnie, I.* (Eds.): Residual Stress Measurement and the Slitting Method. Mechanical Engineering Series, Springer, Boston, USA, 2007, DOI:10.1007/978-0-387-39030-7
30. *Macherauch, E.; Müller, P.*: Das $\sin^2\Psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung. *Zeitschrift für angewandte Physik* 13 (1961) pp. 305–316
31. *Prevý, P. S.*: X-ray diffraction residual stress techniques. *Metals handbook* Vol. 10, ASM International, Metal Park, OH, USA, 1986, pp. 380–392, open access
32. *Savaria, V.; Monajati, H.; Bridier, F.; Bocher, P.*: Measurement and correction of residual stress gradients in aeronautical gears after various induction surface hardening treatments. *Journal of Materials Processing Technology* 220 (2015), pp. 113–123, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2014.12.009
33. *Meyer-Kobbe, C.*: Randschichthärten mit Nd:YAG- und CO₂-Laser. VDI-Verlag, Düsseldorf, 1990
34. *Maldaner, J.*: Verbesserung des Zerspanverhaltens von Werkzeugen mit Hartmetall-Schneidelementen durch Variation der Schleifbearbeitung. Univ. Press, Kassel, 2008, open access
35. *Kostov, V.; Gibmeier, J.; Wanner, A.*: Spatially resolved temporal stress evolution during laser surface spot hardening of steel. *J. Materials Processing Technology* 239 (2017), pp. 326–335, DOI:10.1016/j.jmatprotec.2016.08.035
36. *Kostov, V.; Gibmeier, J.; Lichtenberg, K.; Wanner, A.*: Effect of Preloading on Local Residual Stresses Induced by Laser Surface Hardening of Steel. *AMR 996* (2014), pp. 562–567, DOI:10.4028/www.scientific.net/AMR.996.562
37. *Bach, F.-W.; Kerber, K.*: Prozesskette Präzisionsschmieden. Springer Nature, Heidelberg, 2014, DOI:10.1007/978-3-642-34664-4
38. *Ion, J. C.*: Laser processing of engineering materials: Principles, procedure and industrial application. Butterworth-Heinemann, Boston, USA, 2005. – ISBN-978-0-7506-6079-2

Bibliography

DOI:10.3139/105.110383

HTM J. Heat Treatm. Mat.

74 (2019) 3; page 151-163

© Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG

ISSN 1867-2493