



# Optimierung des Eigenspannungszustands kaltfließgepresster austenitischer Stähle durch einen kontrollierten Ausstoßvorgang

Fabian Jaeger<sup>1</sup> · Alessandro Franceschi<sup>2</sup> · Holger Hoche<sup>1</sup> · Peter Groche<sup>2</sup> · Matthias Oechsner<sup>1</sup>

Eingegangen: 29. Januar 2021 / Angenommen: 30. März 2021 / Online publiziert: 30. April 2021  
© Der/die Autor(en) 2021

## Zusammenfassung

Ausgehend von vorherigen Ergebnissen zur Prozessoptimierung fließgepresster Proben aus dem austenitischen Werkstoff 1.4404 mittels einer aktiven Prozessführung zur Verbesserung des Eigenspannungszustands, wurde das gleiche Verfahren auf den metastabilen austenitischen Werkstoff 1.4307 angewandt. Es wurden neue Erkenntnisse erwartet, da dieses Material bereits bei geringen Umformgraden zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit neigt. Zum Vergleich der erwarteten Optimierung des Eigenspannungszustands wurden konventionell fließgepresste Proben hergestellt und spannungsarmgeglüht.

Es wurde gezeigt, dass die Reduktion der Zugeigenspannungen durch die aktive Prozessführung beim 1.4307 insbesondere in der martensitischen Phase auftritt, während diese beim 1.4404 im Austenit erfolgt. Durch einen zusätzlichen Prozessschritt der Wärmebehandlung konventionell fließgepresster Proben werden ebenfalls Zugeigenspannungen abgebaut. Allerdings zeigt die Kaltumformung mit aktiver Prozessführung ein höheres Potenzial zur Verbesserung des Eigenspannungszustands.

## Optimisation of the residual stress state of cold-extruded austenitic steels using a controlled extrusion process

### Abstract

Starting with previous results of process optimization of cold extruded samples of the austenitic stainless steel 1.4404 using an active die for the improvement of the residual stress state, the same forming process was examined for the metastable austenitic steel 1.4307. New insights were expected, because the material tends to form deformation martensite at low degrees of deformation. To allow a comparison of the expected optimization of the residual stress state, conventionally cold extruded samples were produced and underwent stress relief annealing.

It has been shown that the reduction of the tensile residual stresses by the active die for 1.4307 happens primarily in the martensitic phase, while those results were evident in the austenitic phase for 1.4404. The additional process step of annealing of conventionally cold extruded samples resulted in the reduction of tensile residual stresses as well. Nevertheless, the cold forming process showed a higher potential to improve the residual stress state.

---

**Availability of data and material (data transparency):** All data is archived and available upon request in accordance to the requirements of the priority program.

---

✉ Fabian Jaeger  
fabian.jaeger@tu-darmstadt.de

<sup>1</sup> Technische Universität Darmstadt, Zentrum für Konstruktionswerkstoffe MPA-IfW, Grafenstr. 2, 64283 Darmstadt, Deutschland

<sup>2</sup> Technische Universität Darmstadt, Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen, Otto-Berndt-Straße 2, 64287 Darmstadt, Deutschland

## 1 Einleitung

Voll-Vorwärts-Fließpressen ist ein etablierter Standardprozess zur Herstellung einer großen Vielfalt industrieller Produkte. Beim Kaltfließpressen bei Raumtemperatur treten aufgrund der hohen inhomogenen Verformungen häufig hohe Zugeigenspannungen im oberflächennahen Bereich besonders in axialer Richtung auf [1]. Dies kann bei zyklischer Belastung die Entstehung und Ausbreitung von Rissen begünstigen, was zu einer Reduktion der Langzeitfestigkeit führt [2]. Gleichzeitig hat das Kaltfließpressen

gegenüber einer oberhalb der Rekristallisationstemperatur durchgeführten Warmumformung die Vorteile einer besseren Oberflächengüte, engerer Fertigungstoleranzen, keiner Oberflächenoxidation und verbesserter mechanische Eigenschaften aufgrund der Kaltverfestigung [3]. Eine gängige Praxis zur Reduzierung der oberflächennahen Zugeigenspannungen infolge des Kaltfließpressens ist das Spannungsarmglühen unterhalb der Rekristallisationstemperatur [4]. Dies reduziert allerdings einige Vorteile des Kaltfließpressens durch eine Abminderung der Festigkeit und das Auftreten von Oberflächenoxidation und erhöht die Fertigungskosten aufgrund des zusätzlichen Prozessschritts. Insbesondere besteht bei langen Glühdauern bei typischerweise 500 bis 600 °C die Gefahr einer thermischen Sensibilisierung durch Karbidbildung und damit eine signifikante Verschlechterung des Korrosionsverhaltens [5].

Grundsätzlich beeinflusst der Umformgrad den endgültigen Spannungszustand im Bauteil signifikant. Beispielsweise wird beim Drahtziehen üblicherweise am Ende der Prozesskette ein Skin-Pass-Prozess mit geringem Verformungsgrad angewendet, um Druckeigenspannungen an der Oberfläche einzubringen [6]. Ein ähnlicher Effekt kann bei der konventionellen Durchführung des Vollvorwärts-Fließpressens beobachtet werden. Nach dem Umformschritt erfährt das Bauteil beim Ausstoßen eine zweite Verformung mit geringem Umformgrad. Infolgedessen werden die Zugeigenspannungen an der Oberfläche typischerweise verringert [7], wobei die Stärke dieses Effektes vom umgeformten Material abhängt [8]. Allerdings ist der Umformgrad beim Ausstoßen nicht ausreichend, um den randnahen Eigenspannungszustand effizient zu optimieren.

Mit Hilfe geeigneter Umformstrategien können die Eigenspannungen direkt während des Umformprozesses beeinflusst werden. Eine Möglichkeit zur Reduzierung entstehender Zugeigenspannung ist der Einsatz eines Gegenstempels [9]. Dabei wird der Prozess während der Umformung durch das Ausüben eines definierten Drucks entgegen der Fließpressrichtung gesteuert, was die oberflächennahen Zugeigenspannungen signifikant reduziert.

In vorherigen Versuchen wurde gezeigt, wie dieses Phänomen durch eine aktive Steuerung des Umformgrades beim Auswerfen ausgenutzt werden kann. Durch eine geeignete Vorspannung des Umformwerkzeugs während des Auswerfens (aktive Matrize) wurden Druckeigenspannungen beim austenitischen Werkstoff 1.4404 eingestellt [10]. Es wurde auch gezeigt, dass eine Verbesserung des Spannungszustandes nur dann erreicht werden kann, wenn diese zweite plastische Verformung auf den oberflächennahen Bereich des Bauteils beschränkt ist und dass oberhalb eines bestimmten Wertes der Vorspannung der Effekt auf die Optimierung der Eigenspannungen stark abnimmt. Daher müssen die Umformparameter sorgfältig eingestellt werden.

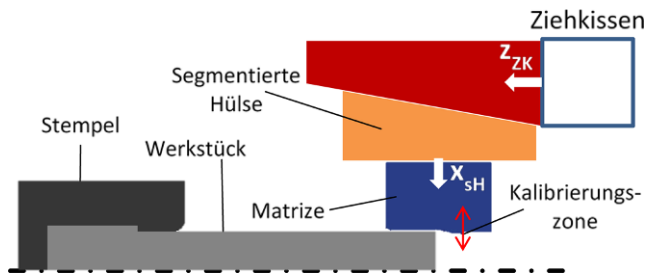
Der für die ersten Untersuchungen mit der aktiven Matrize verwendete Werkstoff 1.4404 aus der V4A-Reihe weist aufgrund des hohen Anteils austenitstabilisierender Elemente auch bei hohen Umformgraden nur eine geringe Neigung zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit auf [11]. Der Effekt der Bildung von Verformungsmartensit bei den häufig verwendeten metastabilen Stählen der V2A-Reihe, zu welchen auch 1.4307 gehört, auf den Eigenspannungszustand nach der Umformung mittels aktiver Matrize durch Fließpressen benötigt daher weitere Untersuchungen. Vor diesem Hintergrund werden im vorliegenden Beitrag Proben aus dem metastabilen austenitischen Stahl 1.4307 mit der gleichen Strategie wie bereits für den Werkstoff 1.4404 in [10] beschrieben, kaltumgeformt. Der austenitische Stahl 1.4307 neigt aufgrund des geringeren Gehalts an austenitstabilisierenden Elementen verstärkt zur Bildung von Umformmartensit [11], weshalb die Eigenspannungszustände beider Phasen betrachtet werden müssen.

Durch den Vergleich des stabilen (1.4404) mit dem metastabilen (1.4307) austenitischen Stahl soll die Sensitivität des modifizierten Ausstoßverfahrens auf den resultierenden Eigenspannungszustand untersucht werden. Der Einfluss der partiellen Phasenumwandlung beim 1.4307 ist von wissenschaftlicher und technischer Bedeutung, da diese Werkstoffklasse eine sehr hohe industrielle Einsatztiefe aufweist. Dazu wurden die Eigenspannungszustände mittels Eigenspannungstiefenprofilen an Proben, welche mittels einer variablen Ausstoßkraft fließgepresst wurden, charakterisiert. Als Vergleich bzw. Benchmark wurden konventionell fließgepresste und anschließend spannungsarm geglühte Proben herangezogen.

## 2 Durchführung der Untersuchungen

Für die Versuche mittels Voll-Vorwärtsfließpressen wurden die beiden austenitischen Stähle 1.4307 (X2CrNi18-9) und 1.4404 (X2CrNiMo17-12-2) verwendet. Dazu wurden Proben aus Stangenmaterial spanend gefertigt. Zum Abbau von Texturen, Deltaferritausscheidungen und Eigenspannungen aufgrund der Halbzeugfertigung erfolgte ein Lösungsglühen im Vakuumofen für 15 min bei 1050 °C und abschließender Abkühlung an Luft. Die so hergestellten Proben wurden mit einer Oxalatschicht und dem Schmierstoff ZWEZ-Lube MD 230 (auf MoS<sub>2</sub> Basis) beschichtet, um die Reibung zwischen Probe und Matrize zu reduzieren. Damit die Oxalatschicht und der Schmierstoff besser auf den Proben haften, wurden diese vor der Beschichtung kugelgestrahlt.

Bei der Umformung durch Voll-Vorwärts-Fließpressen wurden zwei verschiedene Prozessführungen angewendet: Zum einen wurden Proben aus den beiden Werkstoffen



**Abb. 1** Schematische Darstellung des Kaltfließprozesses mit aktiver Matrize

1.4307 und 1.4404 konventionell durch Fließpressen umgeformt. Ein Teil der Proben wurde danach für 4 h bzw. 8 h bei 550 °C spannungsarmgeglüht und danach an Luft abgekühlt, um einen Abbau der oberflächennahen Zugeigenspannungen zu bewirken. Die Proben dieses Prozesses hatten einen Durchmesser von 14,5 mm und eine Länge von 50 mm. Durch das Fließpressen wurde der Durchmesser auf 10,78 mm reduziert. Die konventionelle Strategie der Eigenspannungsreduktion durch einen nachfolgenden Wärmebehandlungsschritt dient hierbei als Referenz für die mittels aktiver Steuerung des Umformgrades zu erzielenden Eigenspannungsreduktionen beim Auswerfen des Bauteils.

Zum anderen wurde eine Prozessführung mittels verstellbarer segmentierter Matrize verwendet, die in [10] einschließlich der Probengeometrie und Prozessparameter im Detail beschrieben ist. Hierbei wurden die Proben von einem Durchmesser von 13 auf 12 mm verjüngt. Wie in Abb. 1 dargestellt, ermöglicht eine segmentierte Hülse das Aufbringen von verschiedenen Kräften auf die Matrize. Durch eine lineare Bewegung der vier Ziehkissen ( $z_{ZK}$ ) wird die segmentierte Hülse radial verschoben ( $x_{sH}$ ). Die relativen Bewegungen zwischen den Ziehkissen und der segmentierten Hülse ist durch folgende trigonometrische Beziehung definiert:

$$x_{sH} = z_{ZK} \cdot \tan(1^\circ)$$

wobei  $z_{ZK}$  die vertikale Bewegung der Ziehkissen und  $x_{sH}$  die entsprechende radiale Bewegung der Außenseite der Matrize sind.

In Tab. 1 sind die durchgeführten Versuche mit den jeweiligen Prozessparametern zusammengefasst. Während der Umformphase wird eine Vorspannung benötigt, um die Matrize vor den hohen Kontaktnormalspannungen zu schützen. Bei allen Versuchen wurde der gleiche Wert für die vertikale Bewegung der Ziehkissen ( $z_{ZK} = 6,5$  mm) während der Umformung verwendet. Um die Auswirkungen der Ausstoßphase auf die Eigenspannungen zu beurteilen, wurden drei verschiedene Bedingungen durch den Ausstoß untersucht:

**Tab. 1** Fließpressparameter der Proben aus 1.4307 mit aktiver Matrize, wobei  $z_{ZK}$  die vertikale Bewegung der Ziehkissen und  $x_{sH}$  die entsprechende radiale Bewegung der Außenseite der Matrize sind

Probenbezeichnung (Nach Kraft der Matrize beim Ausstoßen)	$z_{ZK}$ während des Umformprozesses (mm)	$x_{sH}$ während des Ausstoßvorganges (mm)
Z0	50 % = 6,25	0 % = 0
Z50	50 % = 6,25	50 % = 6,25
Z100	50 % = 6,25	100 % = 12

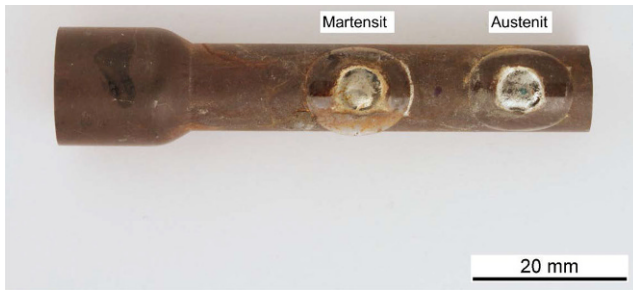
- **Vorspannungsabnahme:** Im Fall „Z0“ wird die vertikale Position des Ziehkissens während des Ausstoßens abgesenkt. Auf diese Weise wird der Durchmesser der Matrize nach der Verformung des Werkstücks vergrößert.
- **Konventioneller Prozess:** Im Fall „Z50“ bleibt die Vorspannung der Matrize während des gesamten Prozesses konstant.
- **Vorspannungserhöhung:** Im Fall „Z100“ wird die Vorspannung der Matrize während der Ausstoßphase erhöht.

Die Proben wurden vor und nach der Umformung bzw. den Wärmebehandlungsschritten hinsichtlich der Gefügeausbildung, der Mikrohärtigkeit und der Eigenspannungen charakterisiert. Die Gefügeuntersuchung erfolgte am metallographischen Schliff in Längsrichtung mittels Lichtmikroskopie. Dazu wurden die Gefüge mittels V2A-Beize geätzt.

Die Eigenspannungsmessungen erfolgten nach dem  $\sin^2\Psi$ -Verfahren gemäß DIN EN 15305:2009-01 mit einem Diffraktometer des Typs G3R der Firma Stresstech in axialer und tangentialer Richtung. Die Eigenspannungen der Austenitphase wurden mit Mn-K $\alpha$ -Strahlung am (311)-Reflex durch Messung 13 äquidistanter Winkel zwischen  $\Psi = -45^\circ$  und  $\Psi = +45^\circ$  bestimmt. Die röntgenelastische Konstante (REK) für die Eigenspannungsmessung am Austenit beträgt  $\frac{1}{2}s_2 = 7,52 \cdot 10^{-6}$  mm<sup>2</sup>/N [12]. Beim Werkstoff 1.4307 wurden aufgrund der Bildung von verformungsinduziertem Martensit zusätzlich die Eigenspannungen der Ferritphase gemessen. Dies erfolgte mit Cr-K $\alpha$ -Strahlung am (211)-Reflex des Ferrits unter Verwendung einer röntgenelastischen Konstante von  $\frac{1}{2}s_2 = 5,81 \cdot 10^{-6}$  mm<sup>2</sup>/N [12].

Es wurde für jeden Probenzustand genau eine Probe gemessen. Die Eigenspannungen in den beiden Phasen wurden an unterschiedlichen Stellen entlang der Proben gemessen (siehe Abb. 2), um den Mehraufwand durch notwendige Röntgenquellenwechsel zu minimieren. Dabei wurde jeweils eine Eigenspannung am Messpunkt der anderen Phase bestimmt, um die Äquivalenz der Messpunkte zu validieren.

Der elektrolytische Oberflächenabtrag zur Messung von Eigenspannungstiefenprofilen erfolgte mit einem Elektropoliergerät Tenupol der Firma Struers. Der Tiefenabtrag



**Abb. 2** Beispielhafte Aufnahme einer Probe (1.4307; 550 °C bei 4 h), um die Messpositionen der Eigenspannungen darzustellen

wurde mit einem Prüfstand mit einer fest eingebauten Messuhr mit einer Messunsicherheit von:

$$\Delta l = 1,3 \mu m + 5,0 \cdot 10^{-6} \cdot l$$

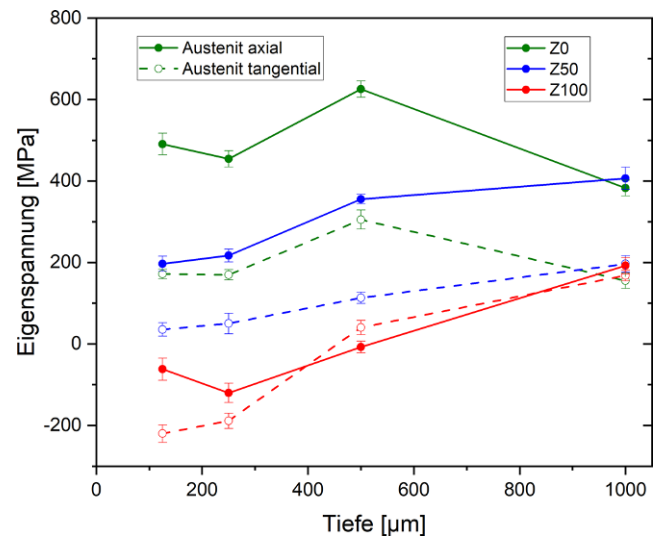
bestimmt, wobei  $l$  die gemessene Länge und  $\Delta l$  die Messunsicherheit sind.

Der Martensitgehalt an der Oberfläche und in 1 mm Tiefe wurde nach ASTM E975 – 13 mit Cr-K $\alpha$ -Strahlung bestimmt. Dabei wurden die (200)- und (211)-Reflexe von Ferrit und die (200)- und (220)-Reflexe von Austenit verwendet.

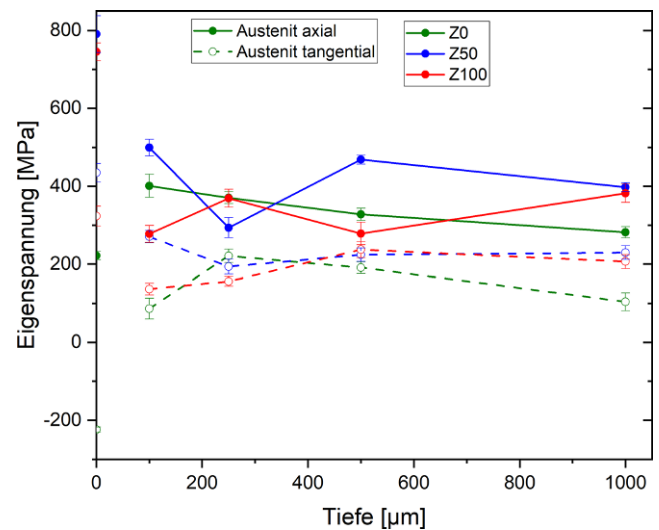
### 3 Ergebnisse

#### 3.1 Eigenspannungszustände von Proben, welche mit einer Matrize mit aktiver Variation der Vorspannung hergestellt wurden.

Der Vergleich der Eigenspannungsmessungen in der Austenitphase für die Werkstoffe 1.4307 und 1.4404 nach der Umformung mit aktiver Prozesssteuerung ist in den Abb. 3 und 4 vergleichend dargestellt. Die Daten für den Werkstoff 1.4404 stammen aus vormaligen Arbeiten [3] und wurden ab einer Tiefe von 125  $\mu$ m gemessen. Der Grund dafür ist, dass lokal unterschiedliche Reibungsverhältnisse Rand- bzw. Oberflächenartefakte wie Überwalzungen oder lokal starke Plastifizierungen bewirken. Vor diesem Hintergrund ist ein Vergleich der Oberflächenwerte schwierig und hat nur eine eingeschränkte Aussagekraft. Im Folgenden werden die Daten daher ab einer Abtragstiefe von 100  $\mu$ m verglichen. Informativ sind für den Werkstoff 1.4307 die Messwerte an den Oberflächen dennoch dargestellt. Die Visualisierung und Interpretation der Messwerte erfolgt erst ab 100  $\mu$ m. Die Schwankungen der Messwerte zwischen verschiedenen Tiefen derselben Probe sind auf die Unterschiede in Kornorientierung und die damit Verbundenen Effekte auf Deformationsverhalten und die Eigenspannungsmessungen zurückzuführen.



**Abb. 3** Eigenspannungstiefenverlauf für Proben aus 1.4404, welche mit einer aktiven Matrize fließgepresst wurden. Beim Ausstoßvorgang hatte die Matrize eine niedrige (*grün*), mittlere (*blau*) oder hohe (*rot*) Vorspannung. Die Eigenspannungen wurden in der Austenitphase gemessen. Die Daten stammen aus einer früheren Veröffentlichung [10]



**Abb. 4** Eigenspannungstiefenverlauf für Proben aus 1.4307, welche mit einer aktiven Matrize fließgepresst wurden. Beim Ausstoßvorgang hatte die Matrize eine niedrige (*grün*), mittlere (*blau*) oder hohe (*rot*) Vorspannung. Die Eigenspannungen wurden in der Austenitphase gemessen

Mit Ausnahme des Falles mit hoher Vorspannung Z100 beim 1.4404 sind die tangentialen Eigenspannungen bei allen anderen Parametern deutlich geringer ausgebildet als in axialer Richtung. Beim Werkstoff 1.4404 führen höhere Vorspannkkräfte der Matrize systematisch zu signifikant geringeren Eigenspannungen in der Austenitphase, was beim 1.4307 nicht so deutlich ausgeprägt ist. Tendenziell nehmen beim 1.4307 die Eigenspannungen auch mit der Vorspannung der Matrize ab, befinden sich aber über den ge-

**Tab. 2** Martensitgehalte der mit aktiver Matrize gefertigten Proben aus 1.4307 an der Oberfläche und in 1 mm Tiefe gemäß ASTM E975 – 13

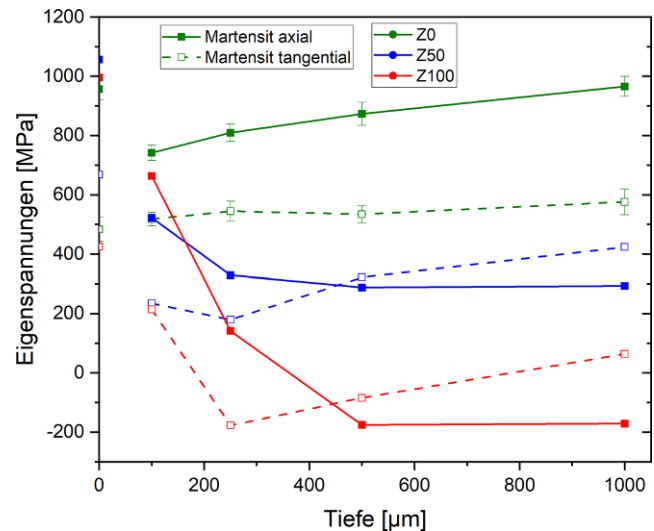
Probe	Martensitgehalt Oberfläche (%)	Martensitgehalt 1 mm Tiefe (%)
Z0	43,6±0,6	18,0±2,1
Z50	42,7±5,9	9,6±3,3
Z100	35,1±4,5	14,6±0,8

samen Tiefenverlauf in einem relativ engen Streuband. Bei 1.4404 ist der Spannungsabbau in der Austenitphase im randnahen Bereich mit zunehmender Vorspannung der Matrize deutlich effizienter im Vergleich zum 1.4307, wobei mit zunehmendem Randabstand die Eigenspannungen wieder zunehmen. Beim 1.4307 weisen die Eigenspannungen der Austenitphase ab einem Randabstand von 100 µm unabhängig von der Vorspannkraft der Matrize einen annähernd horizontalen Verlauf bis in eine Tiefe von 1 mm auf. Beim Werkstoff 1.4404 können mit der verwendeten Umformstrategie mit zunehmender Vorspannung der Matrize sogar randnahe Druckeigenspannungen induziert werden, während die Eigenspannungen in der Austenitphase beim 1.4307 stets im Zugspannungsbereich verlaufen.

Im Gegensatz zum 1.4404 kommt es beim 1.4307 aufgrund des geringeren Gehalts an austenitstabilisierenden Elementen bereits bei geringen Umformgraden zur Bildung von verformungsinduziertem Martensit [11]. Aus diesem Grund wurden die jeweiligen Phasenanteile röntgenographisch bestimmt (Tab. 2). Unter Berücksichtigung der Messunsicherheiten und eventueller Anteile an Deltaferritausscheidungen im Gefüge sind die Martensitanteile im Randbereich mit Werten zwischen 35 und 44 % unabhängig von der Vorspannkraft ähnlich ausgebildet. Die unterschiedlichen Vorspannkraft der Matrize bewirken somit keine signifikante Erhöhung des Anteils an verformungsinduziertem Martensit.

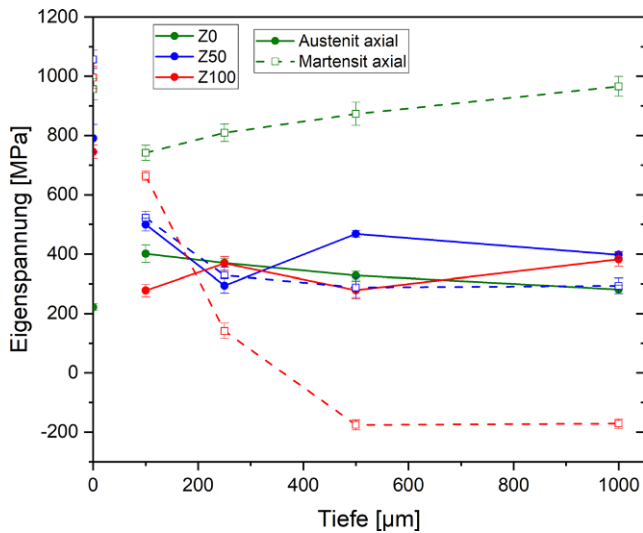
Bei 1 mm Tiefe ist der Martensitgehalt mit Werten zwischen 10 und 18 % erheblich geringer, was auf den geringeren Umformgrad mit zunehmendem Randabstand zurückzuführen ist. Auch hier sind unter Berücksichtigung der Messunsicherheiten und der Deltaferritanteile keine signifikanten Abhängigkeiten von der aktiven Prozessführung erkennbar. Beim 1.4404 zeigte sich nach der Umformung nur ein kaum wahrnehmbarer Magnetismus, der ähnlich ausgebildet war wie im nicht umgeformten Zustand und daher eher auf Deltaferritanteile als auf die Bildung von verformungsinduziertem Martensit zurückzuführen ist. Tastmessungen der Martensitgehalte mittels Röntgenbeugung ergaben Werte von max. 5 %, wobei diese jedoch meist unterhalb der Nachweisgrenze von 3 % lagen [10].

Aufgrund des deutlichen Martensitanteils beim Werkstoff 1.4307 nach der Kaltumformung wurden ebenso Eigenspannungsmessungen in der Martensitphase durchge-

**Abb. 5** Eigenspannungstiefenverlauf für Proben aus 1.4307, welche mit einer aktiven Matrize fließgepresst wurden. Beim Ausstoßvorgang hatte die Matrize eine niedrige (*grün*), mittlere (*blau*) oder hohe (*rot*) Vorspannung. Die Eigenspannungen wurden in der Martensitphase gemessen

führt (Abb. 5). Im Gegensatz zu den Messungen in der Austenitphase zeigt sich hier ein deutlicher Gradient der Eigenspannungen. Mit zunehmender Vorspannung der Matrize nimmt der Gradient zu und fällt mit einer hohen Vorspannung von Z100 am stärksten aus. Bei Z100 reicht der Eigenspannungsabfall bis in eine Tiefe von 500 µm, während bei den geringeren Vorspannkraften ab etwa 200 µm nur noch eine geringe Änderung der Eigenspannungen vorliegt. Generell ergibt sich für die Martensitphase ein Trend, dass eine höhere Vorspannung der Matrize eine höhere Tiefenwirkung auf die Eigenspannungen hat. Ebenso nimmt mit der Vorspannung die Effizienz des Eigenspannungsabbaus deutlich zu, indem beim Parameter Z100 sogar deutliche Druckeigenspannungen in der Martensitphase induziert werden. Die tangentialen Eigenspannungen folgen rein qualitativ dem Verlauf der axialen Eigenspannungen.

Betrachtet man beim Werkstoff 1.4307 im Vergleich die axialen Eigenspannungen der Austenit- und Martensitphase (Abb. 6), so zeigen sich signifikante Einflüsse aus der Vorspannkraft der Matrize beim Fließpressen nur für die Martensitphase, welche an der Oberfläche einen Martensitanteil von rund 40 % aufweist. Bei mittlerer Vorspannung Z50 sind die Eigenspannungen beider Phasen ähnlich ausgebildet. Nur bei Z0 und Z100 kommt es zu einer Spreizung. Bei Z0 sind die Zugeigenspannungen der Martensitphase etwa 400 MPa höher im Vergleich zur Austenitphase. Für die höchste Vorspannung Z100 ergibt sich nach dem randnahen Spannungsgradienten ein gespiegelter Verlauf, indem die Eigenspannungen rund 400 MPa niedriger sind als in der Austenitphase. Unter Berücksichtigung der gewichteten Phasenanteile zeigen die im Werkstoff 1.4307



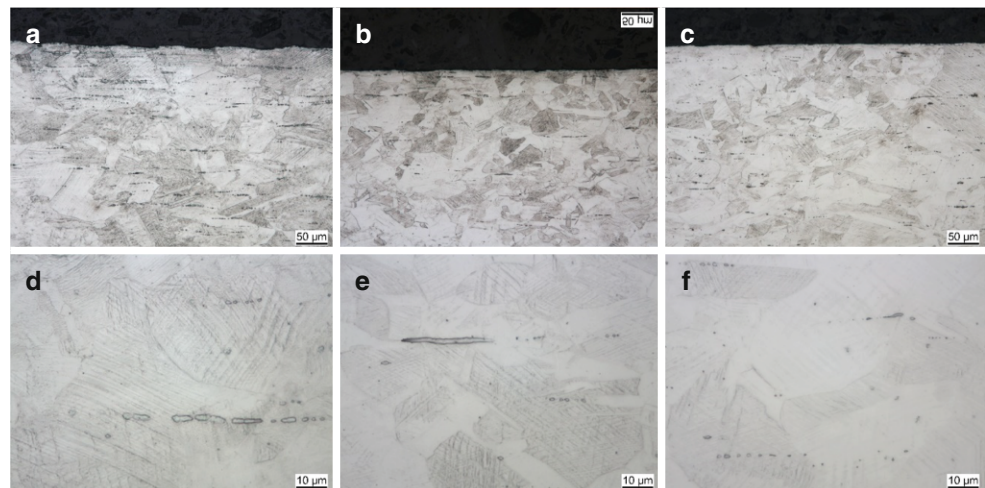
**Abb. 6** Vergleich der axialen Eigenspannungen in der Austenit- und Martensitphase in axialer Richtung für Proben aus 1.4307, welche mit verschiedenen Vorspannungen ausgestoßen wurden

induzierten Eigenspannungen eine gute Übereinstimmung mit dem Werkstoff 1.4404. Demnach führt die Strategie der variablen Matrixvorspannung bei beiden Werkstoffen zu einer Optimierung der Eigenspannungszustände.

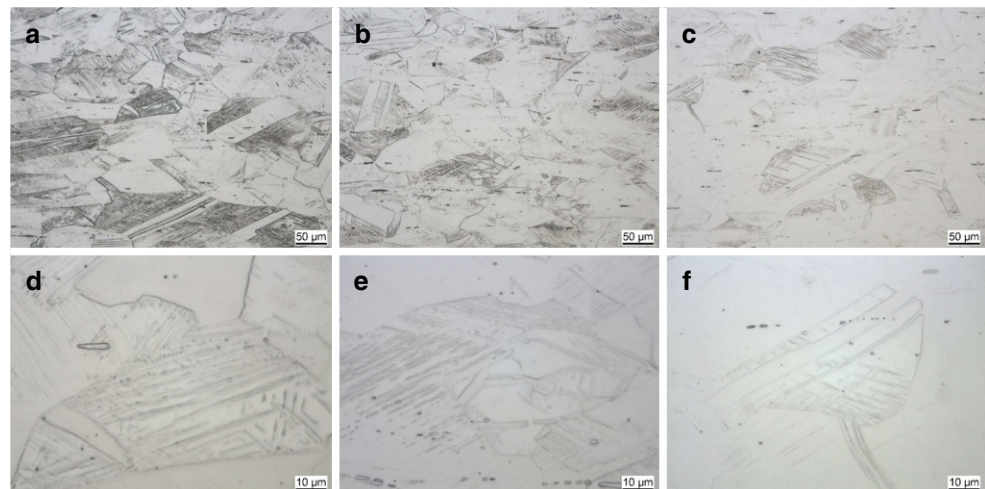
### 3.2 Mikrostruktur der Proben nach Fließpressen mit aktiver Matrice

Ergänzend zu den Eigenspannungsmessungen wurden die randnahen Mikrostrukturen untersucht. Generell sind im oberflächennahen Bereich (Abb. 7) mehr Verformungsstrukturen als in der Tiefe (Abb. 8) vorhanden. Die Verformungsstrukturen bestehen aus Gleitlinien sowie verformungsinduzierten Martensit, der in den Übersichtsaufnahmen (Abb. 7a–c, Abb. 8a–c) als dunkle angeätzte Bereiche erscheint. Weder im randnahen Bereich noch in rund 1 mm Tiefe zeigen sich signifikante Unterschiede in der Gefügeausbildung und den durch die Kaltumformung induzierten Defektanteilen. Die Befunde der metallographischen Untersuchung decken sich demnach gut mit dem Ergebnis der

**Abb. 7** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4307 am Rand **a** Übersichtsaufnahme von Z0 ( $403 \pm 48 \text{ HV}_{0,1}$ ) **b** Übersichtsaufnahme von Z50 ( $398 \pm 53 \text{ HV}_{0,1}$ ) **c** Übersichtsaufnahme von Z100 ( $399 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ ) **d** Detailaufnahme von Z0 ( $403 \pm 48 \text{ HV}_{0,1}$ ) **e** Detailaufnahme von Z50 ( $398 \pm 53 \text{ HV}_{0,1}$ ) **f** Detailaufnahme von Z100 ( $399 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ )



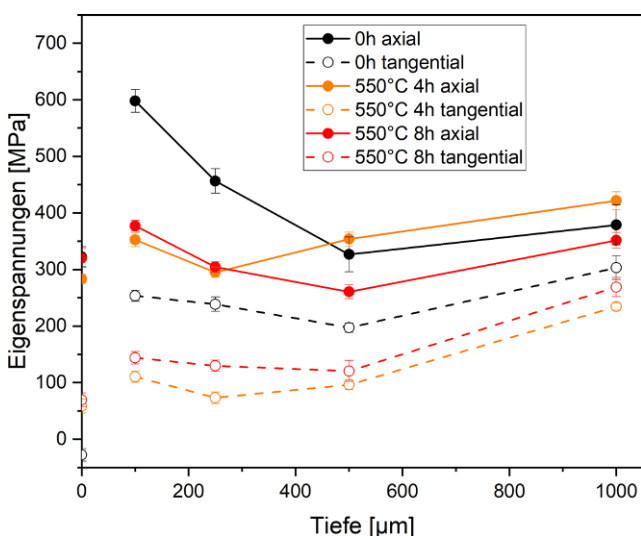
**Abb. 8** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4307 in 1 mm Tiefe **a** Übersichtsaufnahme von Z0 ( $374 \pm 63 \text{ HV}_{0,1}$ ) **b** Übersichtsaufnahme von Z50 ( $357 \pm 63 \text{ HV}_{0,1}$ ) **c** Übersichtsaufnahme von Z100 ( $380 \pm 59 \text{ HV}_{0,1}$ ) **d** Detailaufnahme von Z0 ( $374 \pm 63 \text{ HV}_{0,1}$ ) **e** Detailaufnahme von Z50 ( $357 \pm 63 \text{ HV}_{0,1}$ ) **f** Detailaufnahme von Z100 ( $380 \pm 59 \text{ HV}_{0,1}$ )



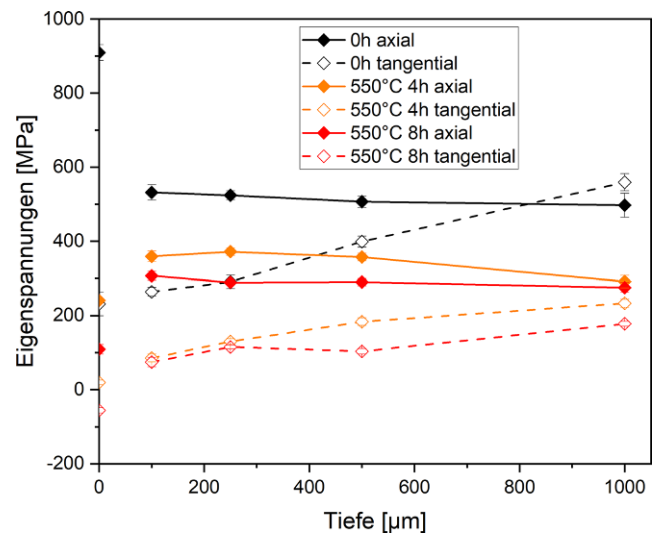
röntgenographischen Martensitbestimmung. Weiterhin finden sich in allen Proben zeilenförmige Deltaferritausscheidungen, die beim Lösungsglühen nicht beseitigt wurden. Das relativ hohe Ausmaß der Deltaferritausscheidungen kann die Phasenanalyse beeinflussen, da verformungsinduzierter Martensit und Deltaferrit nicht differenziert werden können. Die Härtemessungen in Randnähe und einer Tiefe von 1 mm zeigen nur einen leichten Abfall der Härte von rund 400 HV im Randbereich und etwa 375 HV in 1 mm Tiefe. Gegenüber dem lösungsgeglühten Zustand mit einer Härte von rund 150 HV [13], liegt demnach eine signifikante Kaltverfestigung vor. Die Härtesteigerung läuft über die Bildung von Defektstrukturen (z. B. Versetzungen, Gleitlinien) bzw. Phasenumwandlung ( $\alpha'$ -Martensit,  $\varepsilon$ -Martensit) ab. Bereits die Bildung von Versetzungen und Gleitlinien kann auch ohne eine Martensitbildung eine Härtesteigerung bei 1.4307 auf 350 HV bewirken [11]. Eine weitere Härtesteigerung erfordert die Bildung von verformungsinduzierten Martensit. Demnach korrelieren die Härtemessungen und die röntgenographisch ermittelten Martensitanteile gut miteinander.

### 3.3 Eigenspannungszustände von Proben mit verschiedenen Wärmebehandlungen

Zum Vergleich für die Effizienz der Eigenspannungsreduktion durch die aktive Matrize, wurden Proben aus den Werkstoffen 1.4404 und 1.4307 nach dem konventionellen Voll-Vorwärts-Kaltfließpressverfahren hergestellt und über verschiedene Dauern bei 550 °C spannungsarmgeglüht. Dieses Verfahren dient als Benchmark, da es in der Industrie breite Verwendung zum Abbau der umforminduzierten Zugeigenspannungen findet. Die Ergebnisse der



**Abb. 9** Eigenspannungstiefenverlauf fließgepresster Proben aus 1.4404, welche 0h, 4h oder 8h bei 550 °C spannungsarmgeglüht wurden. Die Eigenspannungen wurden in der Austenitphase bestimmt



**Abb. 10** Eigenspannungstiefenverlauf fließgepresster Proben aus 1.4307, welche 0h, 4h oder 8h bei 550 °C spannungsarmgeglüht wurden. Die Eigenspannungen wurden in der Austenitphase bestimmt

Eigenspannungsmessungen in der Austenitphase zeigen die Abb. 9 und 10. Wie bereits bei der Umformung mit der aktiven Matrize sind die tangentialen Eigenspannungen niedriger als die axialen. Beim Werkstoff 1.4404 bewirkt das Spannungsarmglühen im oberflächennahen Bereich bis hin zu einer Tiefe von rund 500 µm eine Reduzierung der Zugeigenspannungen, die unabhängig von der Dauer (4h bzw. 8h) ähnlich ausfällt. Obwohl das Spannungsarmglühen beim 1.4404 eine spürbare Eigenspannungsreduktion bewirkt, bleibt es vom Potenzial hinter den Möglichkeiten der aktiven Prozessführung mittels Variation der Vorspannung zurück (Abb. 17).

In Übereinstimmung mit den Eigenspannungsverläufen des Werkstoffs 1.4404 gibt auch beim Werkstoff 1.4307 (Abb. 9) keine signifikanten Unterschiede im Eigenspannungsabbau zwischen 4h und 8h Spannungsarmglühen. Während beim Werkstoff 1.4307 die Eigenspannungstiefenverläufe für alle Parameter mit zunehmender Tiefe annähernd horizontal ausgebildet sind, kommt es beim 1.4404 erst zu einem deutlichen Eigenspannungsabbau und danach wieder zu einer leichten Zunahme der Eigenspannungen. Dies stimmt gut mit den Befunden bei der Variation der Vorspannung mittels aktiver Matrize (Abb. 4 und 5) überein. Hinsichtlich der quantitativen Eigenspannungswerte der Austenitphase folgen die Ergebnisse ebenfalls den Trends für die Untersuchungen mit der aktiven Matrize. Beim Werkstoff 1.4404 ist der Eigenspannungsabbau mit der aktiven Matrize deutlich effizienter als mit der Wärmebehandlung. Beim Werkstoff 1.4307 zeigen sich für die Austenitphase keine signifikanten Unterschiede zwischen den beiden Umformstrategien.

Analog zu den Untersuchungen der Proben, welche mit der Matrize mit variabler Vorspannung hergestellt wurden,

**Tab. 3** Martensitgehalte der wärmebehandelten Proben an der Oberfläche und in 1 mm Tiefe gemäß ASTM E975 – 13

Probe	Martensitgehalt Oberfläche (%)	Martensitgehalt 1 mm Tiefe (%)
1.4404 0h	<3	<3
1.4404 4h	4,7±0,0	<3
1.4404 8h	8,0±2,6	<3
1.4307 0h	31,7±1,5	8,2±2,2
1.4307 4h	16,6±4,2	<3
1.4307 8h	32,6±5,9	4,7±1,9

sind die Martensitgehalte der konventionell umgeformten Proben bestimmt worden (Tab. 3).

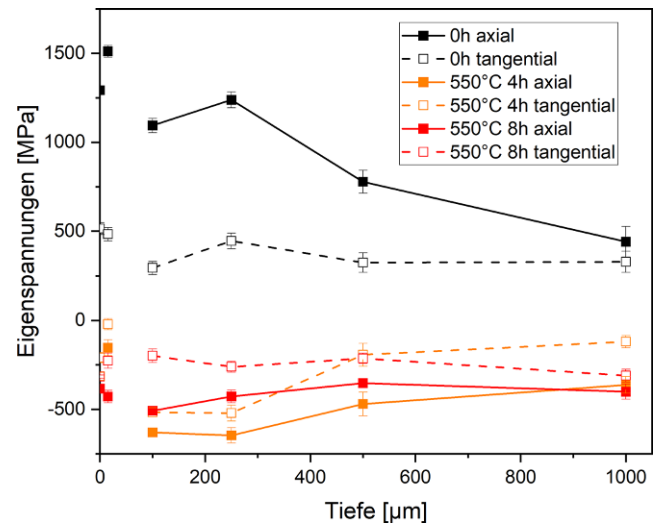
Die Proben aus 1.4404 zeigen sehr niedrige Martensitgehalte an der Oberfläche mit einem Maximum von 8 %. Der Martensitgehalt nimmt demnach mit der Dauer des Spannungsarmglühens zu. Ohne Spannungsarmglühen und in 1 mm Tiefe liegen die Messwerte unter der Nachweisgrenze von 3 %. Die Zunahme der Martensitgehalte bei der Wärmebehandlung umgeformter Bauteile wurde auch in [14] beobachtet.

Bei den Proben aus 1.4307 wird ein signifikanter Martensitanteil gemessen, der sowohl an der Oberfläche als auch in 1 mm Tiefe unterhalb der Werte für die Umformung mittels aktiver Matrize liegt. Insbesondere in einem Randabstand von 1 mm sind die Martensitgehalte aufgrund des geringeren Umformgrades erheblich niedriger. Ebenso kommt es zu Streuungen in den Martensitgehalten der Proben aus 1.4307, die nicht mit der Dauer der Wärmebehandlung korrelieren.

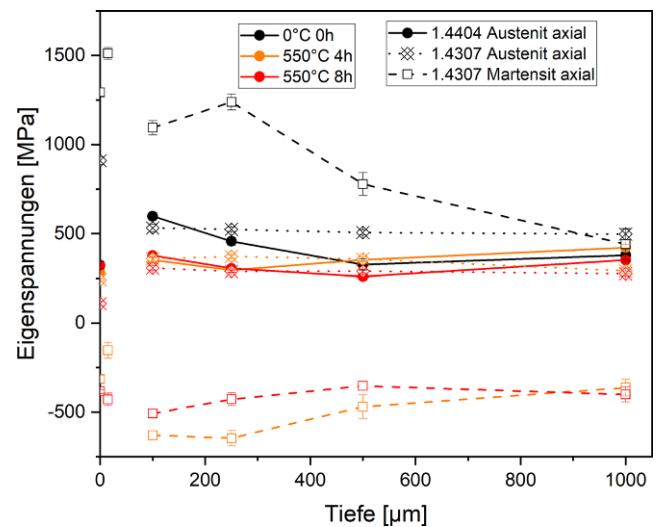
Aufgrund des niedrigen Martensitanteils der Proben aus 1.4404, war die Messung der Eigenspannungen in der Martensitphase für diese Proben weder sinnvoll noch möglich.

In der Martensitphase der Proben aus 1.4307 (Abb. 11) ist der Einfluss des Eigenspannungsabbaus durch die Wärmebehandlung am deutlichsten zu erkennen. Ebenso wie bei der Umformung mittels aktiver Matrize, konzentrieren sich auch hier die Eigenspannungsänderungen auf die Martensitphase. Dies liegt daran, dass eine höhere Verformung sowohl höhere Eigenspannungen als auch die Bildung von Umformmartensit begünstigt. Die maximalen axialen Eigenspannungen sind gleichzeitig höher als alle Werte, die bei den Proben mit der aktiven Matrize in der Martensitphase gemessen wurden. Bei der konventionellen Umformung ohne Wärmebehandlung fällt die Eigenspannung bis zu einer Tiefe von 1000 µm in etwa linear ab.

Das Spannungsarmglühen ist insbesondere bei den ES der Martensitphase effizient. Analog zur Austenitphase ist keine Differenzierung zwischen 4 und 8 h möglich. Des Weiteren zeigen sich ausgeprägte Druckeigenspannungen, was bei der aktiven Matrize nur bei der hohen Vorspannung Z100 erreicht wurde. Der Eigenspannungstiefenverlauf ist



**Abb. 11** Eigenspannungstiefenverlauf fließgepresster Proben aus 1.4307, welche 0h, 4h oder 8h bei 550 °C spannungsarmgeglüht wurden. Die Eigenspannungen wurden in der Martensitphase bestimmt



**Abb. 12** Tiefenverläufe der axialen Eigenspannungen fließgepresster Proben aus 1.4404 und 1.4307, welche 0h, 4h oder 8h bei 550 °C spannungsarmgeglüht wurden

annähernd horizontal über die Tiefe, wobei Axial- und Tangentialspannungen auf einem Niveau liegen.

Beim Vergleich der axialen Eigenspannungen in der Martensit- und Austenitphase (Abb. 12) zeigt sich deutlich, dass bei der konventionellen Umformung ohne Wärmebehandlung die Induktion von Zugeigenspannungen in der Martensitphase bis um den Faktor 3 größer ist. Die Wärmebehandlung hat in der Austenitphase nur einen kleinen Effekt der Eigenspannungsreduktion. Andererseits führt die Wärmebehandlung in der Martensitphase zu einer signifikanten Reduktion der Zugeigenspannungen um mehr als 1000 MPa. Dies kann nicht mit einer Umwandlung von Teilen der Martensitphase in Austenit erklärt werden, weil



keine erhöhten Austenitanteile für die wärmebehandelten Proben gemessen wurden (Tab. 3). Des Weiteren würde eine Phasenumwandlung in Austenit mit einer Volumenreduktion einhergehen und damit Zugspannungen in der Martensitphase begünstigen.

### 3.4 Mikrostrukturen der Wärmebehandlung

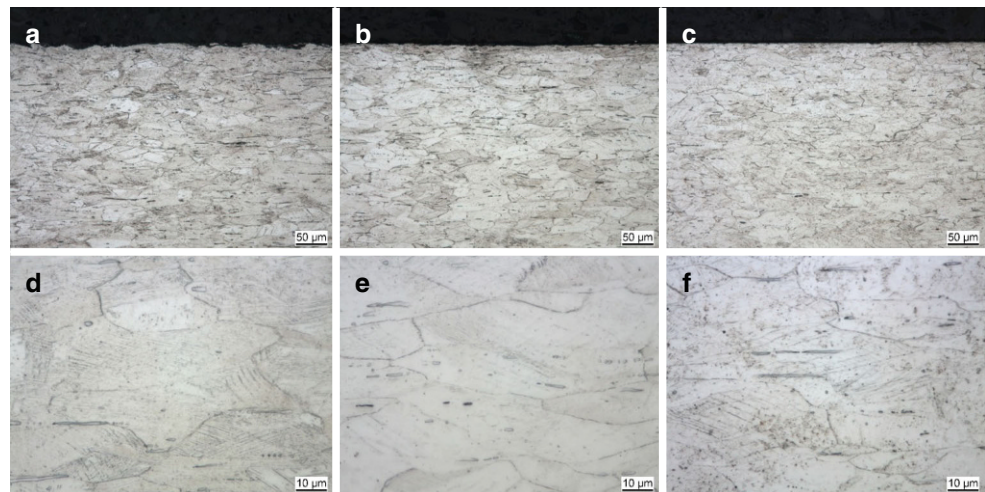
Mit den durchgeführten Untersuchungen zeigt das Spannungsarmglühen, unabhängig vom Werkstoff, keinen Abbau von Defektstrukturen wie Gleitlinien oder Martensitanteilen. Beim Werkstoff 1.4404 sind im Wesentlichen Gleitlinien erkennbar (Abb. 13 und 14), während beim Werkstoff 1.4307 nach der Ätzung mit V2A-Beize auch stellenweise Anteile von verformungsinduzierten Martensit erkennbar sind (Abb. 15 und 16). Es sind geringe Spuren von Deltaferrit erkennbar, diese sind im oberflächennahen Bereich allerdings  $<1\%$  und haben somit keine signifikante Auswirkung auf die röntgenographische Martensitbestimmung.

Diese sind allerdings geringer ausgeprägt als bei der Umformung mit variabler Vorspannung der Matrize. Die Befunde ebenso stehen in guter Übereinstimmung mit den Messungen der Martensitanteile. Infolge der Martensitbildung fällt die Härtesteigerung beim Werkstoff 1.4307 am stärksten aus (Abb. 17). Ebenso wird nach der Wärmebehandlung eine Erhöhung der Härte festgestellt. In [15] wird berichtet, dass bei einer Wärmebehandlung unterhalb der Rekristallisationstemperatur die durch Kaltumformung induzierten Defektstrukturen als Keimstellen für die Bildung von Ausscheidungen sind, welche die Versetzungsbewegung behindern und eine Festigkeitserhöhung bewirken.

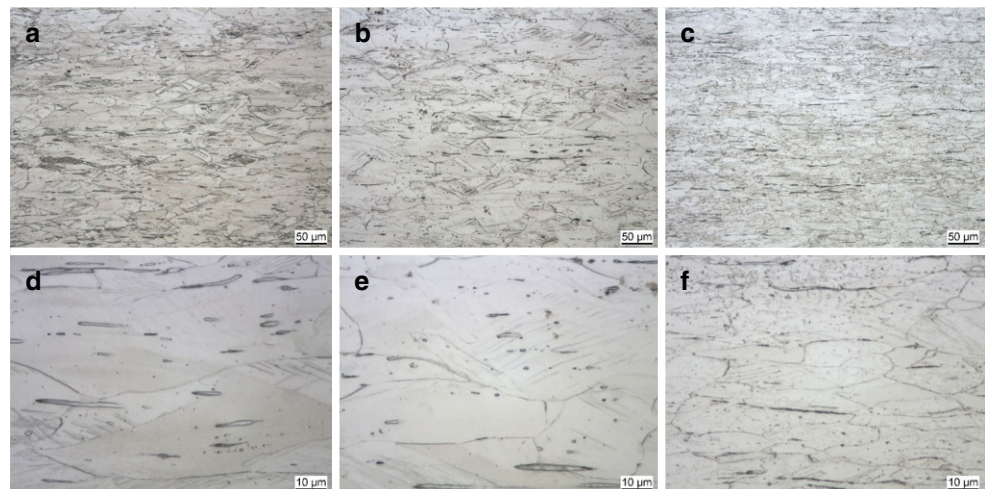
## 4 Zusammenfassung

Die eingesetzte Umformstrategie mittels variabler Vorspannung unter Verwendung einer aktiven Matrize bewirkt bei den Werkstoffen 1.4307 und 1.4404 eine signifikante Ver-

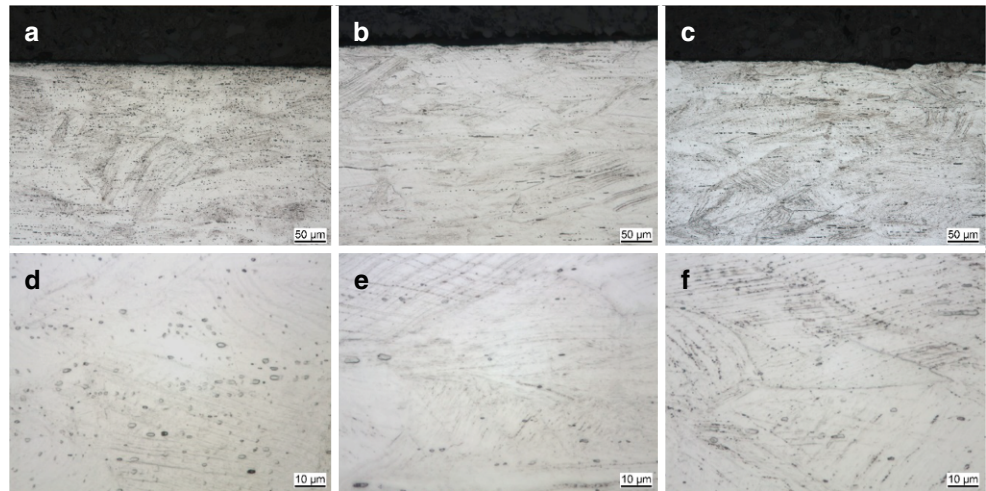
**Abb. 13** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4404 am Rand **a** ohne Wärmebehandlung – Übersichtsaufnahme ( $347 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **b** 4 h bei 550 °C – Übersichtsaufnahme ( $372 \pm 46$  HV<sub>0,1</sub>) **c** 8 h bei 550 °C – Übersichtsaufnahme ( $360 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **d** ohne Wärmebehandlung – Detailaufnahme ( $347 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **e** 4 h bei 550 °C – Detailaufnahme ( $372 \pm 46$  HV<sub>0,1</sub>) **f** 8 h bei 550 °C – Detailaufnahme ( $360 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>)



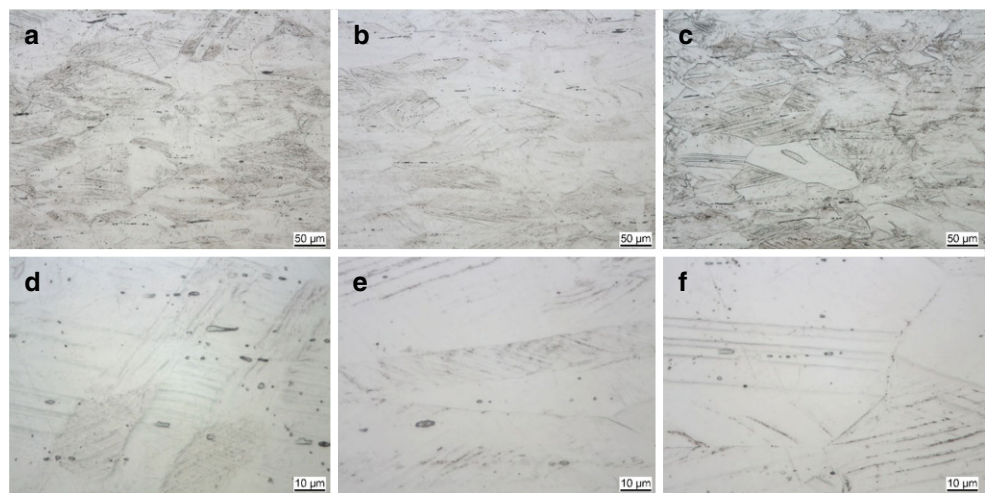
**Abb. 14** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4404 in 1 mm Tiefe **a** ohne Wärmebehandlung – Übersichtsaufnahme ( $344 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **b** 4 h bei 550 °C – Übersichtsaufnahme ( $371 \pm 46$  HV<sub>0,1</sub>) **c** 8 h bei 550 °C – Übersichtsaufnahme ( $380 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **d** ohne Wärmebehandlung – Detailaufnahme ( $344 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>) **e** 4 h bei 550 °C – Detailaufnahme ( $371 \pm 46$  HV<sub>0,1</sub>) **f** 8 h bei 550 °C – Detailaufnahme ( $380 \pm 44$  HV<sub>0,1</sub>)



**Abb. 15** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4307 am Rand **a** ohne Wärmebehandlung – Übersichtsaufnahme ( $440 \pm 56 \text{ HV}_{0,1}$ ) **b** 4 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Übersichtsaufnahme ( $451 \pm 45 \text{ HV}_{0,1}$ ) **c** 8 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Übersichtsaufnahme ( $456 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ ) **d** ohne Wärmebehandlung – Detailaufnahme ( $440 \pm 56 \text{ HV}_{0,1}$ ) **e** 4 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Detailaufnahme ( $451 \pm 45 \text{ HV}_{0,1}$ ) **f** 8 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Detailaufnahme ( $456 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ )



**Abb. 16** Mikrostrukturaufnahmen der Längsschliffe der Proben aus 1.4307 in 1 mm Tiefe **a** ohne Wärmebehandlung – Übersichtsaufnahme ( $411 \pm 44 \text{ HV}_{0,1}$ ) **b** 4 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Übersichtsaufnahme ( $437 \pm 47 \text{ HV}_{0,1}$ ) **c** 8 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Übersichtsaufnahme ( $434 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ ) **d** ohne Wärmebehandlung – Detailaufnahme ( $411 \pm 44 \text{ HV}_{0,1}$ ) **e** 4 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Detailaufnahme ( $437 \pm 47 \text{ HV}_{0,1}$ ) **f** 8 h bei  $550^\circ\text{C}$  – Detailaufnahme ( $434 \pm 54 \text{ HV}_{0,1}$ )



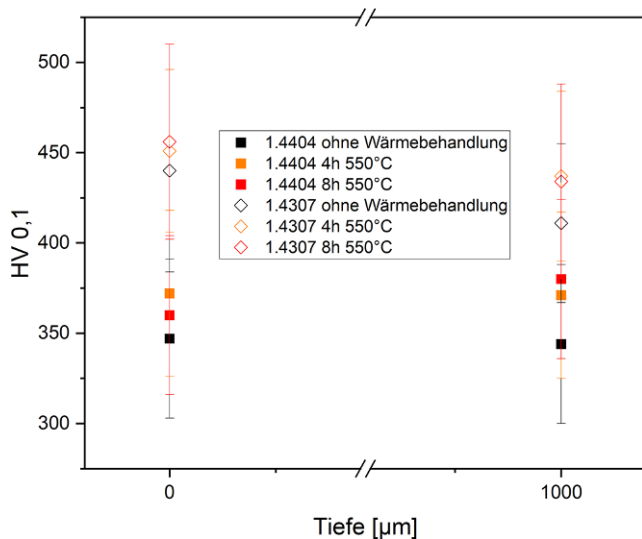
besserung des Eigenspannungszustandes durch eine Reduzierung der Zugeigenspannungen und das Einbringen von Druckeigenspannungen in der Nähe der Oberfläche. Die Reduktion der Spannungen ist beim 1.4404 ausschließlich auf die Austenitphase beschränkt, weil dieser Werkstoff aufgrund des höheren Anteils austenitstabilisierender Elemente nicht zur Bildung von verformungsinduzierten Martensit neigt [10]. Beim Werkstoff 1.4307 findet der Eigenspannungsabbau fast ausschließlich in der infolge der Kaltumformung gebildeten Martensitphase statt, wobei mit hoher Vorspannung der Matrize sogar Druckeigenspannungen induziert wurden.

Bei konventioneller Umformung bewirkt eine anschließende Wärmebehandlung ebenfalls eine Reduzierung der Eigenspannungszustände. Dabei war die Reduktion der Eigenspannungen in der Austenitphase bei 1.4404 und 1.4307 ähnlich, wobei der Effekt beim 1.4404 geringer ausfällt im Vergleich zur Umformung mittels aktiver Matrize. Für den Werkstoff 1.4307 wurde auch mit der konventionellen

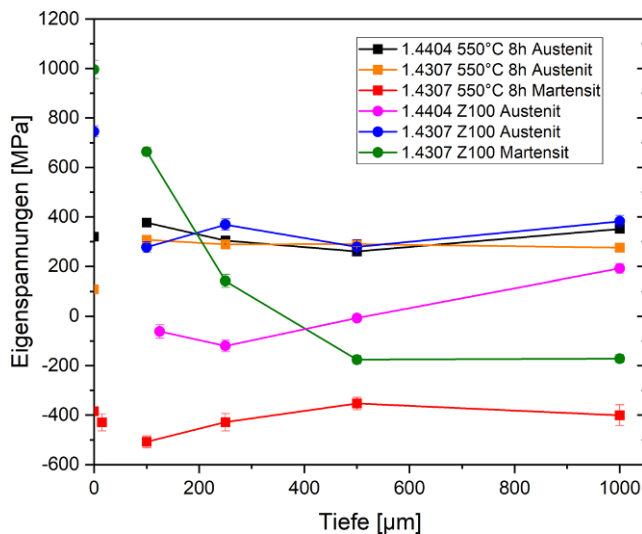
Umformmethode eine signifikante Reduktion der Zugeigenspannungen in der Martensitphase nachgewiesen.

Bei der Gegenüberstellung der Effekte zwischen aktiver Matrize bei höchster Vorspannung Z100 und konventioneller Kaltumformung mit nachfolgender Wärmebehandlung zeigt Abb. 18. Mit beiden Umformstrategien ist beim Werkstoff 1.4307 die Zugeigenspannungsreduktion in der Martensitphase am stärksten ausgeprägt ist. Im Fall des Werkstoffs 1.4404 bewirkt der Ansatz mit der aktiven Matrize die größte Verbesserung des Eigenspannungszustands, in dem sogar Druckeigenspannungen in der Austenitphase induziert werden. Druckeigenspannungen werden mit beiden Strategien auch in der Martensitphase des 1.4307 induziert, wobei diese bei konventioneller Umformung und Wärmebehandlung etwas günstiger ausgebildet sind.

Ein Erklärungsansatz besteht darin, dass beim 1.4307 der Effekt des Spannungsabbaus vorwiegend in der Martensitphase auftritt, welcher sich als verformungsinduzierter Martensit hauptsächlich in jenen Bereichen bildet, in denen es zu großen Verformungen kommt. Demnach konzentriert



**Abb. 17** Härteverläufe der wärmebehandelten Proben nach HV 0,1 welche am Längsschliff an der Oberfläche und in 1 mm Tiefe gemessen wurden



**Abb. 18** Eigenspannungstiefenverläufe für die maximalen Parameter der Methoden zur Eigenspannungsreduzierung. Die Werte für 1.4404 Z100 stammen aus einer früheren Veröffentlichung [10]

sich der Abbau der Zugeigenspannungen in den Körnern, welche in die Martensitphase umgewandelt werden.

Die Kaltverfestigung war bei der aktiven Prozessführung stärker ausgeprägt, so dass diese Umformstrategie neben einer Optimierung des Eigenspannungszustands auch die mechanischen Eigenschaften verbessert.

Insgesamt führt die Strategie der variablen Matrizenvorspannung bei beiden Werkstoffen zu einer Optimierung der Eigenspannungszustände. Allerdings findet der Eigenspannungsabbau bei beiden Werkstoffen in unterschiedlichen Phasen statt. Bei der Methode der Wärmebehandlung wurde ebenso ein positiver Einfluss nachgewiesen, allerdings

bedeutet dies einen weiteren Prozessschritt und damit höhere Fertigungskosten. Wie sich der Eigenspannungsabbau in den unterschiedlichen Phasen auswirkt, wird in folgenden Untersuchungsreihen anhand von Langzeitschwingversuchen überprüft.

**Funding** This work was supported by the Deutsche Forschungsgemeinschaft (DFG, German Research Foundation) in the framework of the priority program SPP 2013 („Residual Stresses“) by a grant OE 558/16-2 and GR 1818/63-2.

**Funding** Open Access funding enabled and organized by Projekt DEAL.

**Interessenkonflikt** F. Jaeger, A. Franceschi, H. Hoche, P. Groche und M. Oechsner geben an, dass kein Interessenkonflikt besteht.

**Open Access** Dieser Artikel wird unter der Creative Commons Namensnennung 4.0 International Lizenz veröffentlicht, welche die Nutzung, Vervielfältigung, Bearbeitung, Verbreitung und Wiedergabe in jeglichem Medium und Format erlaubt, sofern Sie den/die ursprünglichen Autor(en) und die Quelle ordnungsgemäß nennen, einen Link zur Creative Commons Lizenz beifügen und angeben, ob Änderungen vorgenommen wurden.

Die in diesem Artikel enthaltenen Bilder und sonstiges Drittmaterial unterliegen ebenfalls der genannten Creative Commons Lizenz, sofern sich aus der Abbildungslegende nichts anderes ergibt. Sofern das betreffende Material nicht unter der genannten Creative Commons Lizenz steht und die betreffende Handlung nicht nach gesetzlichen Vorschriften erlaubt ist, ist für die oben aufgeführten Weiterverwendungen des Materials die Einwilligung des jeweiligen Rechteinhabers einzuholen.

Weitere Details zur Lizenz entnehmen Sie bitte der Lizenzinformation auf <http://creativecommons.org/licenses/by/4.0/deed.de>.

## Literatur

- Lange K, Tekkaya AE (Hrsg) (1986) Ermittlung von Eigenspannungen in der Kaltmassivumformung. Springer, Berlin, Heidelberg
- Withers PJ (2007) Residual stress and its role in failure. Rep Prog Phys. <https://doi.org/10.1088/0034-4885/70/12/R04>
- Altan T, Ngaile G, Shen G (Hrsg) (2004) Cold and hot forging: Fundamentals and applications. ASM International; EBSCO Industries Inc; ProQuest, Materials Park, OH, Birmingham, AL, USA, Ann Arbor, Michigan
- Hurrell PR, Everett D, Gregg A et al (2006) Review of Residual Stress Mitigation Methods for Application in Nuclear Power Plant. In: Proceedings of the ASME Pressure Vessels and Piping Conference: Presented at 2006 ASME Pressure Vessels and Piping Conference, July 23–27, 2006, Vancouver, BC, Canada; [held jointly with ICPVT-11, the Eleventh International Conference on Pressure Vessel Technology. New York, NY: ASME; 2007: 801–812]
- Schmid P (2016) Ein Beitrag zum Wärmeeinfluss und zur Temperaturführung bei der Umformung von nichtrostenden Stahlblechwerkstoffen. Universität Stuttgart,
- Lin H-S, Hsu Y-C, Keh C-C (2008) Inhomogeneous deformation and residual stress in skin-pass axisymmetric drawing. J Mater Process Technol. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2007.11.126>
- Tekkaya AE, Gerhardt J, Burgdorf M (1985) Residual stresses in cold-formed workpieces. Cirp Ann. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)61761-2](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)61761-2)
- Jobst A, Kiener C, Merklein M (2019) Investigations on residual stress generation in extruded steel components. In: Wulfsberg JP,

- Hintze W, Behrens B-A (Hrsg) Production at the leading edge of technology. Springer, Berlin, Heidelberg, S 83–92
9. Hoche H, Balsler A, Oechsner M et al (2019) Verbesserung des Eigenspannungszustands beim Kaltfließpressen durch den aktiven Einsatz eines gesteuerten Gegenstempels: Enhancement of the residual stresses of cold full-forward extruded parts by application of an active counter punch. *Materialwiss Werkstofftech.* <https://doi.org/10.1002/mawe.201900050>
10. Franceschi A, Jaeger F, Hoche H et al (2020) Calibration of the residual stresses with an active die during the ejection phase of cold extrusion. *Int J Mater Form.* <https://doi.org/10.1007/s12289-020-01572-x>
11. Biehler J (2016) Wechselwirkungen von Mikrogefüge und Plasmanitrierprozess und daraus resultierende Eigenschaften. Dissertation. Darmstadt: TU Darmstadt
12. Eigenmann B, Macherauch E (1996) Röntgenographische Untersuchung von Spannungszuständen in Werkstoffen. Teil III. Fortsetzung von *Matwiss. und Werkstofftech.* Heft 3/1995, S. 148–160 und Heft 4/1995, S. 199–216. *Materialwiss Werkstofftech* 27(9):426–437
13. Hoche H, Jaeger F, Franceschi A et al (2021) Formation of residual stresses in austenitic stainless steels by infeed and recess rotary swaging. To be published in *Proceedings 13th International Conference on the Technology of Plasticity (ICTP 2021)*. Preprint: Accepted 20.05.2020; <https://doi.org/10.31224/osf.io/6uks7>
14. Skrotzki B (1992) Temperaturen und Verlauf der martensitischen Umwandlung in Eisenlegierungen. *VDI Fortschrittsberichte Reihe 5 Heft 269 S 1–151*. ISSN 318146905X
15. Brandis H, Huchtemann B (1986) *Technologie der Wärmebehandlung warm- und hochwarmfester Stähle*. Thyssen Edelstahl Tech Berichte 1:27–40