

**EFB Europäische  
Forschungsgesellschaft  
für Blechverarbeitung e. V.,  
Hannover**

**Laserunterstütztes Krageziehen  
hochfester Stähle**

Hinweise zur Steigerung der Aufweitverhältnisse, zur Prozessauslegung und zur Integration in Folgeverbundprozesse



**Merkblatt EFB 5130-O**

**Inhalt**

1 Ziel und Zweck des Merkblatts..... 1  
 2 Grundlagen ..... 1  
 2.1 Symbole und Abkürzungen ..... 1  
 2.2 Stand der Technik ..... 2  
 3 Gültigkeit des Merkblatts ..... 4  
 4 Numerische Untersuchung..... 4  
 4.1 Auswertung der Zugversuche ..... 4  
 4.2 FE-Simulation der Lasererwärmung ..... 4  
 4.3 FE-Simulation des Krageziehens ..... 5  
 5 Laserunterstütztes Krageziehen ..... 5  
 5.1 Funktionsprinzip ..... 5  
 5.2 Steigerung der Grenzaufweitverhältnisse durch lokale Lasererwärmung..... 6  
 5.3 Gefügebeeinflussung ..... 6  
 6 Möglichkeiten der industriellen Anwendung .. 6  
 6.1 Konzept zur Werkzeugintegration ..... 7  
 6.2 Erwärmungsparameter und Hubzahlen..... 7  
 6.3 Anwendungsfelder ..... 7  
 6.4 Arbeitssicherheit ..... 7  
 7 Schrifttum..... 7

steht besonders in der Automobilindustrie, um den Forderungen nach Gewichtsreduktion gerecht zu werden. Allerdings müssen die erweiterten Prozessgrenzen hierzu bereits in der Bauteilauslegung berücksichtigt werden. Darüber hinaus können mit dem Merkblatt die erzielbaren Hubzahlen und damit die Wirtschaftlichkeit des laserunterstützten Prozesses abgeschätzt werden.

Das Merkblatt enthält die Forschungsergebnisse der Untersuchungen die im Rahmen des IGF-Projekts „Laserunterstütztes Krageziehen hochfester Stähle“ (18277N) stattgefunden haben. [6]

**2 Grundlagen**

**2.1 Symbole und Abkürzungen**

Die verwendeten Symbole und Abkürzungen mit den jeweiligen Einheiten werden nachfolgend definiert

Sym- bol	Bezeichnung	Ein- heit
$d_{st}$	Durchmesser Ziehstempel	mm
$d_0$	Durchmesser Vorloch	mm
$u_z$	Ziehspalt	mm
$\alpha_{max}$	Grenzaufweitverhältnis	-
$\sigma_y$	Fließspannung	MPa
$\sigma_p$	Viskose Spannung	MPa
$\sigma_{pl}$	Plastische Spannung	MPa
$\sigma_{v0}$	Viskose Referenzspannung	MPa
$T$	Temperatur	K
$\dot{\epsilon}_p$	Plastische Dehnrates	s <sup>-1</sup>
$\dot{\epsilon}_0$	Referenzverformungsgeschwindigkeit	s <sup>-1</sup>
$m$	Dehnratesempfindlichkeit	-
$\alpha$	Versetzungswechselwirkungsstärke	-
$b$	Länge des Burgersvektors	m
$G$	Schubmodul	MPa
$\rho$	Versetzungsdichte	m <sup>-2</sup>
$\theta$	Verfestigung	MPa
$\sigma_{y0}$	Initiale Fließspannung	MPa
$\sigma_{ut}$	Maximale Zugfestigkeit	MPa

**Schlagworte**

Krageziehen, Stahl, Lasererwärmung

**1 Ziel und Zweck des Merkblatts**

Beim konventionellen Krageziehen treten bei großen Aufweitverhältnissen Risse im Kragegraben auf, die zur Unbrauchbarkeit des Bauteils führen. Insbesondere ist die Verarbeitung hochfester Stähle kritisch, weil die Materialien eine geringe Umformbarkeit und mitunter hohe Kantensensibilität aufweisen. Durch die hohen tangentialen Zugspannungen im Kragegraben entstehen Einschnürungen und Risse ausgehend von der Oberfläche des Vorlochs.

Durch eine lokale Lasererwärmung des vorgelochten Blechs und nachfolgendes Krageziehen im erwärmten Zustand kann die Rissentstehung verhindert werden. Es sind deutlich höhere Aufweitverhältnisse erzielbar als beim konventionellen Prozess. Hierzu müssen werkstoffspezifische Erwärmungsparameter eingestellt werden. Weiterhin ist eine Integration der Systemtechnik zur lokalen Lasererwärmung in das Werkzeug notwendig.

Das Merkblatt soll zeigen, wie die Prozessgrenzen beim Krageziehen durch eine zusätzliche werkzeugintegrierte Lasererwärmung des Blechs erweitert werden können. Die Anwendergruppe sind Hersteller von Blechbauteilen, aber auch Werkzeug- und Bauteilkonstrukteure. Großes Anwendungspotenzial be-

Dieses Merkblatt wurde durch die Forschungseinrichtungen Fraunhofer-Institut für Produktionstechnologie IPT und Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK) der Rheinisch Westfälischen Technischen Hochschule Aachen (RWTH) erstellt und wird als wichtige Erkenntnisquelle empfohlen. Die Anwender müssen jeweils prüfen, in wie weit der Inhalt auf ihre speziellen Fälle anwendbar und ob die ihnen vorliegende Fassung noch gültig ist. Eine Haftung der Ersteller und der an der Ausarbeitung und Freigabe Mitwirkenden sowie der Europäische Forschungsgesellschaft für Blechverarbeitung e. V. ist ausgeschlossen.

**EFB-Fachausschuss**

Nachdruck und Kopie, auch auszugsweise, nur mit Genehmigung des Herausgebers

## 2.2 Stand der Technik

### 2.2.1 Grundlagen des Kragenziehens

Beim Kragenziehen wird das Blech gelocht und anschließend mit einem Ziehstempel durchgestellt. Dabei wird der Lochdurchmesser  $d_0$  auf den Ziehstempeldurchmesser  $d_{St}$  aufgeweitet. Abbildung 1 zeigt das Prinzip des Kragenziehens.

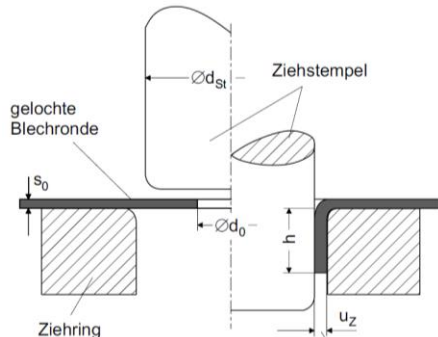


Abb. 1: Prinzip des Kragenziehens [2, 7]

Beim Kragenziehen befindet sich die Umformzone im Bereich der Matrizenöffnung. Im Vergleich zum Tiefziehen findet kein Werkstofffluss aus dem Niederhalterbereich in die Umformzone statt. Das Werkstoffvolumen in der Matrizenöffnung ist entscheidend für die erreichbare Kragenhöhe. Abbildung 2 zeigt den Spannungszustand beim Kragenziehen, der durch radiale und tangential Zugspannungen gekennzeichnet ist [8]. Am Rand des Vorlochs wirken die maximalen tangentialen Zugspannungen.

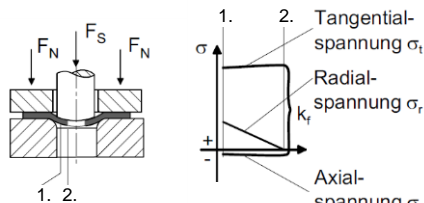


Abb. 2: Spannungszustand beim Kragenziehen [7]

Die maximale Formänderung wird beim Kragenziehen durch das Grenzaufweitverhältnis bestimmt und wird aus dem Quotient von Stempeldurchmesser  $d_{St}$  und Vorlochdurchmesser  $d_0$  berechnet:

$$a_{max} = \frac{d_{St}}{d_0}$$

Das Grenzaufweitverhältnis ist von verschiedenen Faktoren abhängig [3, 4]:

- Blechwerkstoff
- Vorlochdurchmesser und Blechdicke
- Oberflächenbeschaffenheit der Werkzeuge
- Verhältnis von Blechdicke und Stempeldurchmesser
- Schnittflächenqualität des Vorlochs

Die Stempelform hat keinen Einfluss auf das Grenzaufweitverhältnis, jedoch aber auf den Kraft-Weg-Verlauf. Der Zustand des Vorlochs ist dagegen von besonderer Bedeutung. Verbesserungen des Grenzaufweitverhältnisses können durch eine Erhöhung der Schnittflächenqualität, beispielsweise durch einen zusätzlichen Schabeschnitt, erfolgen [11]. Alternativ ist es möglich durch eine Veränderung des Spannungszustands am Vorlochrand die erreichbaren Aufweitverhältnisse zu steigern. Beispielhaft ist der Einsatz axialer oder radialer Gegenhalter [10].

### 2.2.2 Werkstofftechnische Einflussgrößen auf das Umformergebnis

Die Fließspannung und die Verfestigung sind die zwei Haupteinflussfaktoren auf den Materialfluss und die Umformbarkeit während des Umformprozesses. Die makroskopische Fließspannung und Verfestigungsrate sind implizit abhängig von Temperatur, Dehnrates und stochastischem mikrostrukturellen Zustand (stochastic microstructural state, SMS). Die Fließspannung ( $\sigma_y$ ) lässt sich in zwei Hauptbeiträge, die viskose Spannung ( $\sigma_v$ ) und die plastische Spannung ( $\sigma_p$ ), unterteilen [12]:

$$\sigma_y = \sigma_v + \sigma_p$$

wobei  $v$  für viskos und  $p$  für plastisch steht. Die viskose Spannung hängt direkt von der Temperatur ( $T$ ) und der Dehnrates ( $\dot{\epsilon}_p$ ) ab:

$$\sigma_v = \check{\sigma}_{v0}(T) \left( \frac{\dot{\epsilon}_p}{\dot{\epsilon}_0} \right)^{m(T)}$$

wobei  $\check{\sigma}_{v0}$  die temperaturabhängige viskose Referenzspannung bei Referenzverformungsgeschwindigkeit  $\dot{\epsilon}_0$  und  $m$  die temperaturabhängige Dehnratesempfindlichkeit ist.

Die plastische Spannung hängt nur vom SMS ab. Der SMS im kalten und warmen Temperaturbereich ist durch die Versetzungsdichte ( $\rho$ ) vollständig definiert. Der Zusammenhang zwischen Versetzungsdichte und plastischer Spannung wird durch die Taylor-Gleichung beschrieben [13]:

$$\sigma_p = \alpha M b G(T) \sqrt{\rho_i}$$

wobei  $\rho_i$  die unbewegliche Versetzungsdichte,  $G$  der temperaturabhängige Schubmodul,  $b$  die Länge des Burgersvektors,  $\alpha$  die Versetzungswechselwirkungsstärke als Konstante und  $M$  der Taylorfaktor ist.

Die Änderungsrate der unbeweglichen Versetzungsdichte ( $\partial_{\epsilon_p} \rho_i$ ) beeinflusst die Verfestigungsrate ( $\theta$ ) und hängt von der aktuell vorliegenden Versetzungsdichte (unbewegliche sowie andere Arten), sowie von Temperatur und Dehnrates ab [12]:

$$\theta \equiv \partial_{\epsilon_p} \sigma_y = \partial_{\epsilon_p} \sigma_p = \frac{\partial_{\epsilon_p} \rho_i}{2\rho_i} \sigma_p$$

Somit ist die direkte Reaktion des Materials auf die plastische Spannung eine Funktion von Temperatur, Dehnrates und Versetzungsdichte:

$$\partial_{\epsilon_p} \rho_i = f(T, \dot{\epsilon}_p, \rho)$$

Die viskose und plastische Spannung sind jeweils temperaturabhängig, verhalten sich aber gegensätzlich: Die Scherfestigkeit des Materials und folglich die plastische Spannung nimmt mit steigender Temperatur ab. Im Gegensatz dazu nimmt die viskose Spannung bei abnehmender Temperatur und bei steigender Dehnrates zu.

Temperaturabhängiges Festhalten (Pinning) von mobilen Versetzungen durch eine Diffusion interstitiell gelöster Atome (wie z. B. Kohlenstoff oder Stickstoff) an Versetzungskreuzungen oder -kernen (Cottrell-Wolke) [14], die zur anschließenden Immobilisierung führen, wird durch die Erhöhung der Temperatur verstärkt. Der Pinning-Prozess während der Umformung, auch Dynamic-Strain-Aging (DSA) genannt, ist diffusionsdominiert und wird durch eine Temperaturerhöhung verstärkt. Steigende Dehnrates führen aufgrund der Zeitabhängigkeit diffusionskontrollierter Prozesse zu einer Verringerung der DSA. Daher gibt es zwei

konkurrierende thermisch-physikalische Effekte während der viskoplastischen Verformung [15]:

- Dynamische thermische Erweichung (dynamic thermal softening, DTS). Diese findet aufgrund der direkten Temperaturabhängigkeit von viskoser Spannung und Schermodul statt. Darüber hinaus bewirkt die dynamische Erholung von Versetzungen (z. B. Auslöschung und Remobilisierung) eine thermische Erweichung. Diese findet jedoch zeitverzögert statt.
- Dynamische thermische Verfestigung (dynamic thermal hardening, DTH) durch DSA.

Durch die Analyse der experimentellen isothermen Fließkurven wird gefolgert, dass DTS im kalten Bereich durch die Temperaturabhängigkeit der viskosen Spannung der dominierende Effekt ist. Im kalten Bereich nimmt die DTS bei Temperaturanstieg ab.

Im Übergang zwischen kaltem und warmem Bereich ist die DTH ausgeprägter als die DTS. Der Zwischen-temperaturbereich wird deshalb häufig als Bereich mit ausgeprägtem DSA bezeichnet. Beim Kragenziehen führt dieser Effekt zu erhöhter Umformbarkeit.

Im warmen Temperaturbereich ist DTS wieder der dominierende Effekt. Die Temperaturerhöhung in Warmbereich führt zu einer überproportionalen Verstärkung der DTS im Vergleich zur DTH. Für das Kragenziehen folgt eine verringerte Formbarkeit.

Im Temperaturbereich in dem DTH verstärkt auftritt hat die Dehnrates einen wichtigen Einfluss auf die Verfestigung und damit die Umformbarkeit. Bei Zunahme der Dehnrates nimmt die Verformungszeit ab, was zu einer Verringerung der DSA und damit zu einer verringerten Verfestigung führt. Jenseits einer kritischen Dehnrates, findet eine deutliche Reduktion der DSA statt, da die für den diffusionskontrollierten Pinning-Prozesses verfügbare Zeit abnimmt.

### 2.2.3 Werkstoffversagen beim Umformen

Gemäß dem Considère-Kriterium tritt bei isothermen uniaxialem Spannungszustand mit konstanter Dehnrates eine Brucheinschnürung genau dann auf, wenn Fließspannung und Verfestigung gleich groß sind ( $\theta = \sigma_y$ ). Daher entsteht bei einer plastischen Verformung mit geringer Verfestigung eine höhere Schädigung als bei einer Verformung mit höherer Verfestigung. Die Verformbarkeit des Materials steht in direktem Zusammenhang mit der mittleren Verfestigung.

Primäres Ziel für das laserunterstützte Kragenziehen ist es demnach einen Temperaturbereich im Warmbereich der untersuchten Stahlbleche zu identifizieren, der durch eine erhöhte mittlere Verfestigung die beste Umformbarkeit bietet. Es werden zwei Kriterien ausgewählt, die gute Indikatoren für die durchschnittliche Verfestigung des Materials sind, um Temperatur und Dehnratesbereiche mit hoher Verformbarkeit zu identifizieren:

Das Verhältnis  $S$  aus initialer Fließspannung  $\sigma_{y0}$  zur einachsigen Zugfestigkeit  $\sigma_{ut}$ :

$$S = \frac{\sigma_{y0}}{\sigma_{ut}}$$

Die Verfestigungskapazität  $C$  als normalisierter Quotient aus initialer Fließspannung  $\sigma_{y0}$  und gesättigter Fließspannung  $\sigma_s$  [16]:

$$C = \frac{\sigma_s - \sigma_{y0}}{\sigma_s} = 1 - \frac{\sigma_{y0}}{\sigma_s}$$

Die Variable  $\sigma_{y0}$ ,  $\sigma_{ut}$  und  $\sigma_s$  bezeichnen jeweils wahre Spannungen. Die Formbarkeit ist umgekehrt proporti-

onal zu  $S$  und direkt von  $C$  abhängig. Mit beiden Kennzahlen ist es möglich, die Formbarkeit in Abhängigkeit der Temperatur und Dehnrates zu bewerten sowie Bereiche hoher Formbarkeit zu finden.

Die Sättigungsspannung  $\sigma_s$  kann bestimmt werden, indem die Fließkurve an das Hocket-Sherby oder das modifizierte Voce-Modell gefittet wird [17]:

$$\sigma_y = \sigma_s - (\sigma_s - \sigma_{y0}) \exp(-k \varepsilon_p^n)$$

wobei  $k$  und  $n$  Materialkonstanten und  $\varepsilon_p$  die akkumulierte plastische Dehnung ist. Alternative Formbarkeitsindikatoren können aus uniaxialen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen bestimmt werden. Beispielsweise können Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung zur Bewertung herangezogen werden.

### 2.2.4 Laserunterstützte Blechbearbeitung

Das Ziel der laserunterstützten Blechbearbeitung ist die Prozessgrenzen konventioneller Blechbearbeitungsprozesse durch eine lokale Lasererwärmung des Blechmaterials zu erhöhen. Zahlreiche Blechumformverfahren wurden mit einer Lasererwärmung kombiniert. Beispiele sind das laserunterstützte Drücken [18] oder das laserunterstützte Walzprofilieren [19]. Es existiert ebenfalls eine erste Untersuchung zum laserunterstützten Kragenziehen. Dabei konnten die Aufweitverhältnisse bei Aluminium- und Magnesiumlegierungen gesteigert werden [20].

Das Prinzip der laserunterstützten Blechbearbeitung beruht auf der Steigerung des Formänderungsvermögens durch Temperaturerhöhung. Dadurch kann sowohl bei Umform- als auch Schneidprozessen ein vorzeitiges Werkstoffversagen unterdrückt werden. Der für die Entwicklung des laserunterstützten Kragenziehens hochfester Stähle gewählte Ansatz beruht auf den Arbeiten des Fraunhofer IPT. Durch die Integration der Lasersystemtechnik in eine Stanz-Nibbel-Maschine konnten die Glattschnittanteile beim Lochstanzen vom Edelstahl 1.4301 mit einer Blechdicke von 3 mm bei einem Schneidspalt von 10% der Blechdicke auf 90 % gesteigert werden [21]. Im IGF-Projekt wurde die auf einer Strahlableinheits basierende Systemtechnologie mit dem System hy-PRESS in ein Folgeverbundwerkzeug integriert.

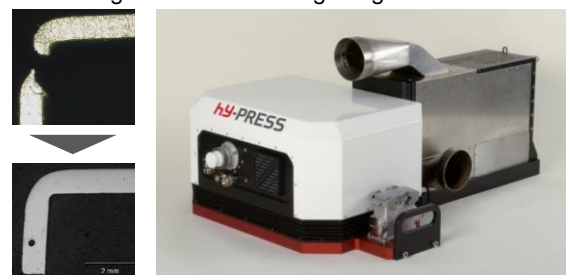


Abb. 3: Laserunterstütztes Biegen mit hy-PRESS

Das laserunterstützte Scherschneiden, Lochen, Prägen, Biegen und Ziehen wurde im Forschungsprojekt „Hybrid-Punch“ erfolgreich im Folgeverbundwerkzeug getestet [22]. Die Ergebnisse zum laserunterstützten Biegen von Federstahl 1.4310 (Festigkeit ~1600 MPa) mit dem System hy-PRESS zeigt Abbildung 3. Durch lokale Erwärmung der Biegelinie kann das Blech mit der Biegelinie in Walzrichtung trotz eines sehr geringen Biegeradius fehlerfrei gebogen werden. Die bisherigen Ergebnisse der laserunterstützten Blechumformung sollen auf das Kragenziehen hochfester Stähle übertragen werden.



### 3 Gültigkeit des Merkblatts

Aufgrund des Einflusses des Blechwerkstoffs und der Werkzeuge auf das Kragenziehen gilt das vorliegende Merkblatt für die Verwendung der nachfolgend aufgeführten Versuchswerkstoffe mit den in Kapitel 5 beschriebenen Versuchswerkzeugen:

- Dualphasenstahl CR700Y980T-DP mit Blechdicke von 1 mm
- Metastabiler austenitischer Federstahl 1.4310 mit einer Zugfestigkeit von ~1200 MPa und der Blechdicke von 1 mm
- Bainitischer Stahl HR660Y760T-CP mit einer Blechdicke von 2,5 mm

Bei der Verwendung alternativer Blechwerkstoffe, Kragendurchmesser oder Stempelgeometrien müssen ggf. Anpassungen an den Erwärmungsparametern vorgenommen werden.

### 4 Numerische Untersuchung

#### 4.1 Auswertung der Zugversuche

Um eine Finite-Elemente (FE) Simulation des Kragenziehprozesses durchzuführen, werden einachsige Zugversuche zur Bestimmung der Fließkurven durchgeführt. Die Zugversuche werden bei Temperaturen im kalten und warmen Bereich (20 °C - 600 °C) mit Dehnraten in quasistatischen und intermediären Bereichen (0,001; 0,01; 0,1; 1; 5 und 8 s<sup>-1</sup>) durchgeführt. Die Kraft-Weg-Daten der Zugversuche werden anschließend zu Fließkurven verarbeitet, die zur Kalibrierung der konstitutiven Parameter eines auf Versetzungsdichte basierenden mikrostrukturellen Modells verwendet werden [23].

Bei Zugversuchen mit vergleichsweise hohen Dehnraten von mehr als 1 s<sup>-1</sup> trägt ein Großteil der bei der Verformung erzeugten Wärme zu einer zusätzlichen Temperaturerhöhung im Material bei. Daher werden die Zugversuche mit hohen Dehnraten nicht als isotherm angesehen. In diesen Versuchen werden die durch den Temperaturanstieg verursachte Verfestigungsänderung und die thermische Erweichung in zwei konkurrierende Phänomene eingeteilt, deren Gesamteinfluss in der resultierenden Fließkurve beobachtet werden kann.

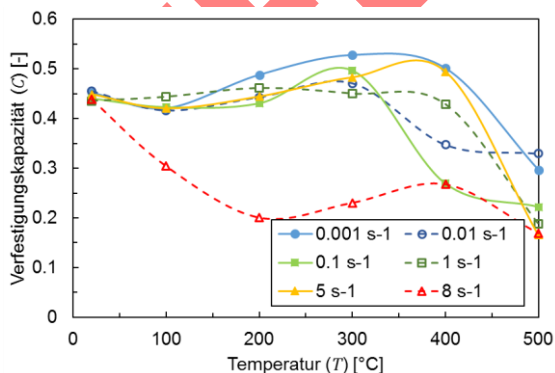


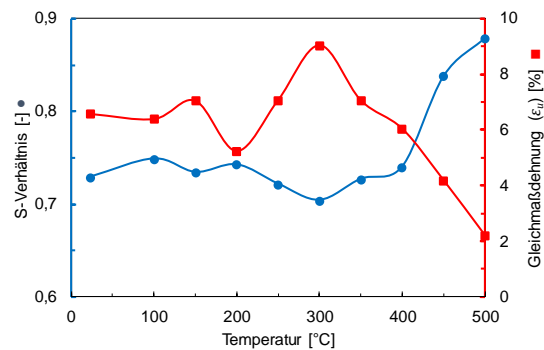
Abb. 4: Temperaturabhängige Verfestigungskapazität bei verschiedenen Dehnraten für den Stahl CR700Y980T-DP

Die Verfestigungskapazität (C) ist in Abbildung 4 in Abhängigkeit von Temperatur und Dehnraten für den Werkstoff CR700Y980T-DP aufgetragen. Hier ist zu erkennen, dass die höchste Formbarkeit von im Temperaturbereich von 250 °C bis 400 °C liegt, was auf den DSA-Effekt zurückgeführt werden kann. Der anschließende Abfall der Formbarkeit bei hohen Dehnraten von  $\dot{\epsilon} = 5 \text{ s}^{-1}$  bis  $\dot{\epsilon} = 8 \text{ s}^{-1}$  ist durch die negative Dehnratenempfindlichkeit durch DSA in Verbindung

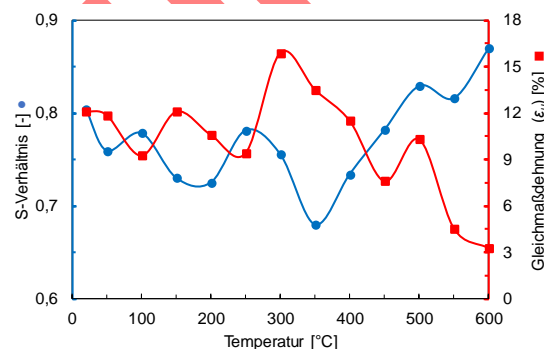
mit thermischer Erweichung aufgrund der adiabaten Erwärmung durch die Verformung bedingt.

Für jede der drei untersuchten Stahlsorten (ferritisch-martensitischer Dualphasenstahl CR700Y980T-DP, ferritisch-bainitischer Stahl HR660Y760T-CP und austenitischer Edelstahl 1.4310) sind temperaturabhängige Umformbarkeitsindizes sowie die maximale Gleichmaßdehnung in Abbildung 5 dargestellt.

#### a) CR700Y980T-DP



#### b) HR660Y760T-CP



#### c) 1.4310

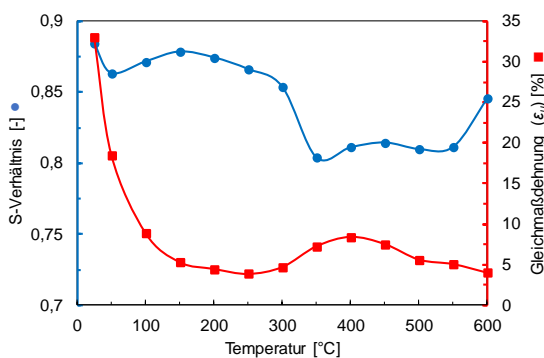


Abb. 5: Umformbarkeitsindizes im Temperaturbereich von bis 600 °C für die untersuchten Werkstoffe CR700Y980T-DP, HR660Y760T-CP und 1.4310

Wie Abbildung 5 zeigt, liegt die beste Umformbarkeit der Stähle CR700Y980T-DP und HR660Y760T-CP im Temperaturbereich von 250 °C < T < 350 °C vor. Für den austenitischen rostfreien Stahl 1.4310, der ein sehr unterschiedliches Gefüge zu den beiden anderen untersuchten Güten aufweist (metastabiles austenitisches Gefüge), verschlechtert sich die Umformbarkeit bei steigender Temperatur jedoch.

#### 4.2 FE-Simulation der Lasererwärmung

Der Laser-Erwärmungsprozess, der vor dem Kragenziehen stattfindet, kann mit der benutzerdefinierten Subroutine „DFLUX“ der FE-Software „ABAQUS“ simuliert werden. Bei der Lasererwärmung zirkuliert

der Laserstrahl mit einem Fokussdurchmesser von 3 mm kreisförmig mit einer konstanten Geschwindigkeit von 5 m/s um das Vorloch ( $\varnothing = 5$  mm). Die Simulation wurde mit unterschiedlichen Laserleistungen und Erwärmungszeiten auf einer runden Blechplatte mit dem Durchmesser von 50 mm aus dem Material CR700Y980T-DP mit einer Dicke von 1 mm durchgeführt. Der Absorptionskoeffizient wurde auf 0,6 eingestellt. Zwischen dem Ende der Lasererwärmung und dem Krageziehen kühlt die Platine durch Konvektion und Strahlung etwas 0,5 s ab. Die Simulationsergebnisse zeigen, dass der Temperaturgradient für dünne Bleche eindimensional ist, d. h. dass Gradienten über Blechdicke und Winkel vernachlässigbar sind. Es gibt jedoch einen starken radialen Temperaturgradienten, wie Abbildung 6 zeigt.

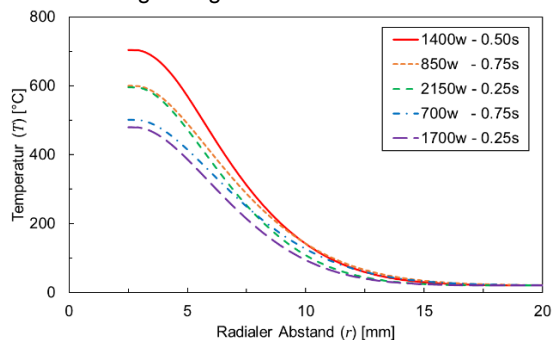


Abb. 6: Simulierte Temperaturverteilung in der Platine nach der Lasererwärmung für verschiedene Kombinationen aus Laserleistung und Erwärmungsdauer

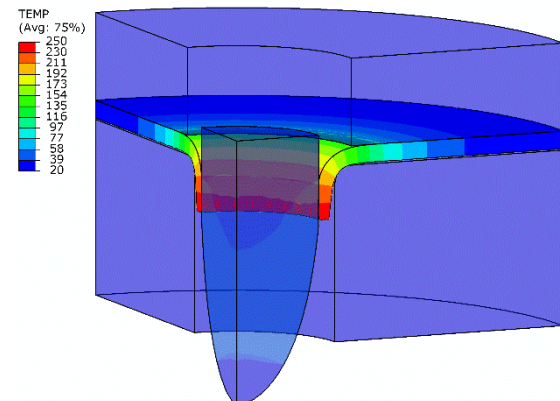
### 4.3 FE-Simulation des Krageziehens

Das thermo-mechanische, Lagrange'sche, elastovisko-plastische FE-Verfahren kann verwendet werden, um das Krageziehen einer Blechreihe mit einem zentralen Vorloch zu modellieren. Das thermo-mechanische FE-Modell für das Krageziehen ist mit den gleichen Spezifikationen wie das experimentelle Modell in der ABAQUS/Explicit-Software erstellt worden. Die aus dem Hocket-Sherby-Modell extrapolierten Fließkurven für verschiedenen Temperaturen und Dehnraten sind Eingangsgrößen des FE-Modells. Das im Projekt entwickelte mikrostrukturelle Modell [23] wurde als benutzerdefinierte Subroutine „VUMAT“ in ABAQUS/Explicit implementiert. Die konstitutiven Parameter des Modells wurden aus den temperatur- und dehnratenabhängigen experimentellen Fließkurven ermittelt und in das FE-Modell eingegeben. Darüber hinaus wurden weitere temperaturabhängige physikalische Eigenschaften des Blechwerkstoffs und der Werkzeuge (z. B. Dichte, Elastizitätsmodul, Poissonzahl, Wärmeausdehnungskoeffizient, Wärmeleitfähigkeit und spezifische Wärmekapazität im FE-Modell implementiert.

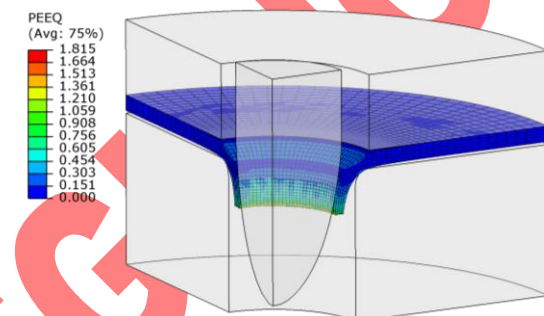
Für den mechanischen Kontakt zwischen Stempel und Blech wird ein konstanter Reibungskoeffizient von  $\mu = 0.2$  angenommen. Der Wärmeübergang im Kontakt wird im FE-Modell als Funktion des Drucks an der Kontaktfläche modelliert.

Die FE-simulierten Materialeigenschaften unmittelbar nach dem Kragezug im warmen Zustand für den CR700Y980T-DP-Stahl sind in Abbildung 7 gezeigt. Diese sind Temperatur, Äquivalenzspannung (von Mises) sowie die Dichte der geometrisch notwendigen Versetzungen (GND), die ein Maß für die Verfestigung des Werkstoffs auf Grund mikrostruktureller Änderungen durch den Umformprozess darstellt.

### a) Temperatur (T) [°C]



### b) Äquivalenzspannung ( $\bar{\sigma}$ ) [MPa]



### c) Versetzungsdichte ( $\rho_{GND}$ ) [ $m^{-2}$ ]

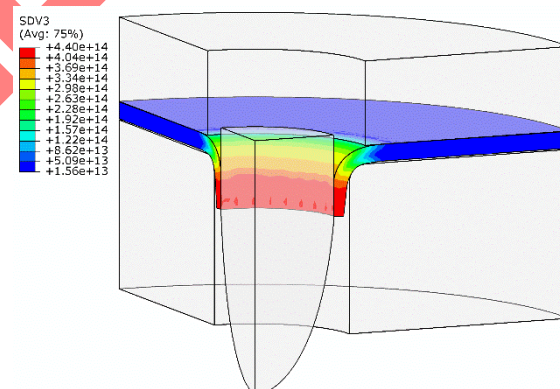


Abb. 7: FE-Simulationsergebnis: Temperatur, Äquivalenzspannung und geometrisch notwendige Versetzungsdichte (GND) im Rohling nach dem Kragezug für CR700Y980T-DP für eine Anfangstemperatur von  $T = 400$  °C bei konstanter Stempelgeschwindigkeit von  $20 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$

Die simulierte Dauer des Kragezugs bei konstanter Stempelgeschwindigkeit beträgt etwa 1 s.

## 5 Laserunterstütztes Krageziehen

### 5.1 Funktionsprinzip

Das laserunterstützte Krageziehen ist ein mehrstufiger Prozess, siehe Abbildung 8. Zunächst wird das Blech vorgelocht. Im folgenden Prozessschritt wird das vorgelochte Blech in einem definierten Bereich um das Vorloch erwärmt. Hierzu wird der Blechwerkstoff mit einer Strahlableinheit und einem Hochleistungslaser bestrahlt. Über den Blechvorschub gelangt das lokal erwärmte Blech anschließend in die Umformstufe und wird dort mit konventionellen Werkzeugen durchgeführt.

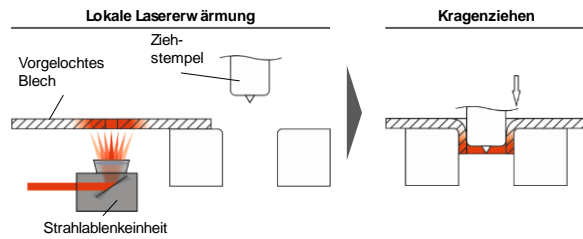


Abb. 8: Ablauf des laserunterstützten Kragenziehens

Der Erwärmungsprozess wird im Wesentlichen über die Bestrahlungsdauer, die Laserleistung und die Bestrahlungsgeometrie gesteuert und ist werkstoff- und geometriespezifisch einzustellen.

## 5.2 Steigerung der Grenzaufweitverhältnisse durch lokale Lasererwärmung

Bei einem Ziehstempeldurchmesser von 10 mm können mit den Werkstoffen CR700Y980T-DP und 1.4310 und einer Blechdicke von jeweils 1 mm sowie den vorliegenden Randbedingungen der Umformung Grenzaufweitverhältnisse ohne Lasererwärmung von 1,43 bzw. 1,67 erzielt werden. Der Glattschnittanteil des Vorlochs beträgt ca. 30 % und die Umformung erfolgt auf einer Stanz-Nibbel-Maschine in Schneidrichtung ohne Niederhalter. Mit gleichen Randbedingungen allerdings einem größeren Ziehstempeldurchmesser von 20 mm beträgt das Grenzaufweitverhältnis des HR660Y760T-CP ebenfalls 1,67. Beide Ziehstempel sind als Traktrix ausgeführt. Der Ziehspalt  $u_z$  entspricht jeweils der Blechdicke, sodass der Kragen nicht abgestreckt wird. Die erzielte Steigerung des Grenzaufweitverhältnisses durch lokale Lasererwärmung ist in Abbildung 9 gezeigt.

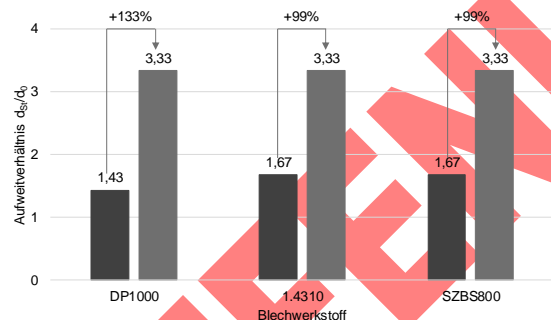


Abb. 9: Grenzaufweitverhältnis beim laserunterstützten Kragenziehen für die untersuchten Blechwerkstoffe

Bei den drei Versuchswerkstoffen konnte das Grenzaufweitverhältnis durch lokale Lasererwärmung auf 3,33 erhöht werden. Das bedeutet, dass die 1 mm dicken Bleche CR700Y980T-DP und 1.4310 mit einem minimalen Stempeldurchmesser von 3 mm vorgelocht werden können. Bei einem Kragendurchmesser von 20 mm des 2,5 mm dicken HR660Y760T-CP beträgt der minimale Vorlochdurchmesser 6 mm. Bei einer weiteren Steigerung des Aufweitverhältnisses treten durch die starke Ausdünnung am Kragen Einschnürungen am Kragenrand auf.

## 5.3 Gefügebeeinflussung

Die lokale Lasererwärmung hat Auswirkungen auf das Gefüge im Kragen. Die Ausprägung der Wärmeeinflusszone (WEZ) ist abhängig von den Erwärmungsparametern bzw. der Höhe des Energieeintrags. Abbildung 10 zeigt das Gefüge im Kragen des Werkstoffs CR700Y980T-DP nach der lokalen Erwärmung mit 1250 W für 0,25 s (312,5 J) und mit 2000 W für 0,25 s (500 J). In beiden Fällen kann die Rissentste-

hung unterdrückt werden. Bei hohem Energieeintrag erstreckt sich die WEZ über den gesamten Blechquerschnitt im Kragen. An der bestrahlten Außenseite ist ein gröberes Gefüge zu erkennen. Bei geringem Energieeintrag bildet sich die WEZ an der Kragenaußenseite aus. Die WEZ wird von der Erwärmungsgeometrie beeinflusst.

a) 0,25 s / 1250 W      b) 0,25 s / 2000 W

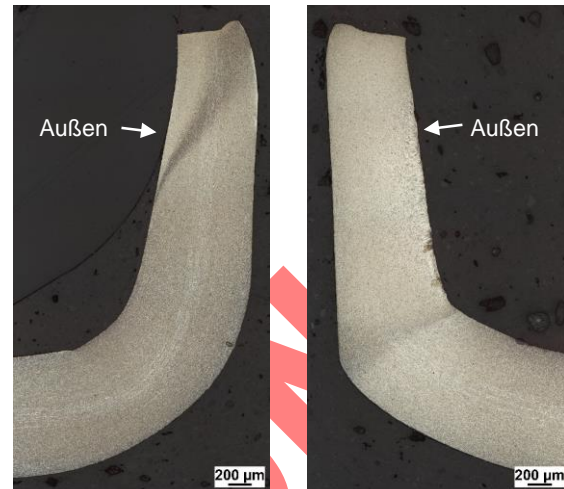


Abb. 10: Gefüge nach laserunterstütztem Kragenziehen von CR700Y980T-DP mit verschiedenem Energieeintrag

Abbildung 11 zeigt die Mikrohärtemessung der Querschliffe des CR700Y980T-DP aus Abbildung 10. Ausgehend vom Kragengrund (Messpunkt 1) steigt die Mikrohärtigkeit von ca. 330 HV<sub>0,2</sub> auf etwa 400 HV<sub>0,2</sub> an. Die Kurven zeigen bei unterschiedlichem Energieeintrag einen vergleichbaren Verlauf, auch bei dem ohne Lasererwärmung gezogenen Kragen mit einem Vorlochdurchmesser von 7 mm. Durch die vergleichbare Mikrostruktur verhält sich der Werkstoff HR660Y760T-CP ähnlich wie der CR700Y980T-DP.

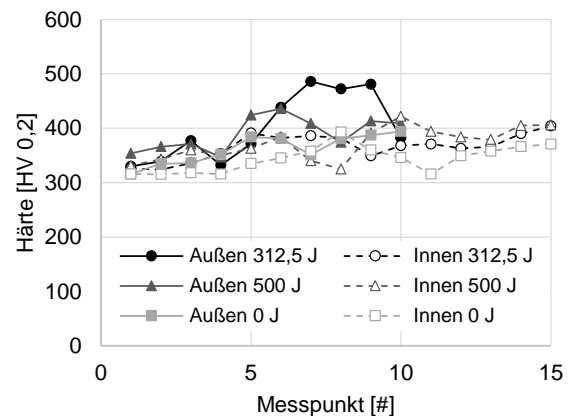


Abb. 11: Härteverlauf im Kragen nach laserunterstütztem Kragenziehen von CR700Y980T-DP

Die Auswirkung der lokalen Lasererwärmung auf das Gefüge und die Härteverteilung im Kragen ist im hohen Maße von den Erwärmungsparametern und dem Blechwerkstoff abhängig. Durch die Wahl der Erwärmungsparameter kann die Gefügebeeinflussung zu einem gewissen Grad gesteuert werden.

## 6 Möglichkeiten der industriellen Anwendung

Zur Validierung des neuen Ansatzes zur Erweiterung der Prozessgrenzen beim Kragenziehen wurde die lokale Lasererwärmung mit dem hy-PRESS System in



ein Folgeverbundwerkzeug integriert und auf einer 200 t Servopresse am Fraunhofer IPT getestet.

### 6.1 Konzept zur Werkzeugintegration

Für die Werkzeugintegration einer lokalen Lasererwärmung wird das Erwärmungsmodul hy-PRESS seitlich zum Werkzeug angebracht (Abbildung 12). Die Bestrahlung des Blechstreifens findet unmittelbar vor der Stufe, in welcher der Kragen gezogen wird, statt. Hierzu wird das Folgeverbundwerkzeug zweigeteilt und die Laserstrahlung über einen Umlenkspiegel senkrecht auf den Blechstreifen geführt. Der vorgebohrte Blechstreifen wird im Pressentakt bestrahlt und danach in die Umformstufe gefördert.

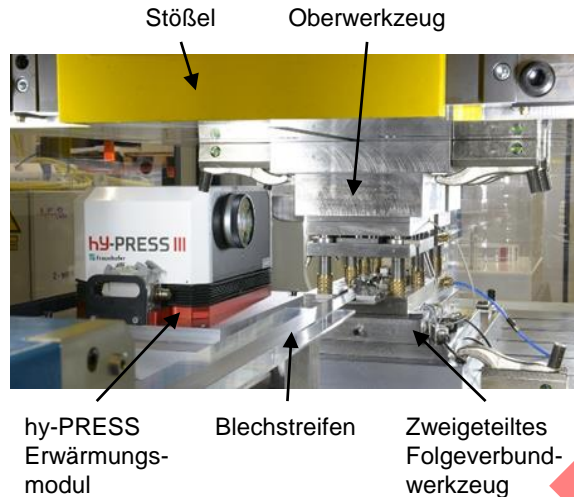


Abb. 12: Integration der lokalen Lasererwärmung in ein Folgeverbundwerkzeug zum Kragenziehen

Das Erwärmungssystem wird zusammen mit dem Werkzeug gerüstet und kann unabhängig vom Pressensystem eingesetzt werden. Ein hy-PRESS System kann für verschiedene Werkzeuge eingesetzt werden, der Umlenkspiegel verbleibt im Werkzeug.

### 6.2 Erwärmungsparameter und Hubzahlen

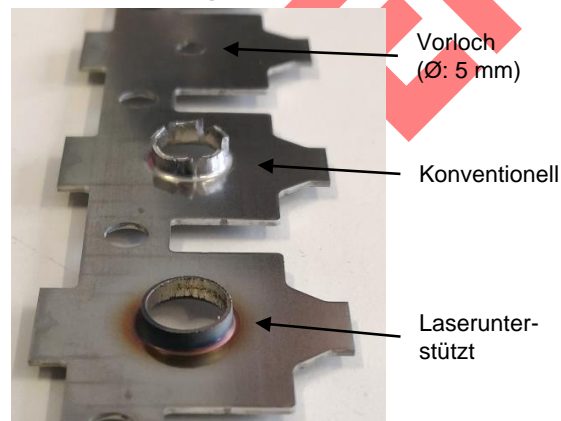


Abb. 13: Blechstreifen mit Vorloch, konventionellem Kragenzug und fehlerfreier Kragenzug nach Laserbestrahlung

Das laserunterstützte Kragenziehen im Folgeverbundwerkzeug wurde mit einem Federstahl (1.4310) mit der Festigkeit von 1600 MPa getestet. Das Spaltband hat eine Breite von 45 mm. Der Streifen in Abbildung 13 zeigt das Vorloch mit einem Durchmesser von 5 mm und einen konventionell gezogenen Kragen mit Rissen im Kragenrand. Der laserunterstützt gezogene Kragen weist hingegen keinerlei Risse auf. Der Blechstreifen wurde mit einer Kreisgeometrie um das Vorloch mit 1650 W Laserleistung für 1,0 s erwärmt. Mit den Erwärmungsparametern wurden 45 Hub pro

Minute erzielt. Der Werkstoff CR700Y980T-DP kann bereits ab einer Erwärmungsdauer von 0,25 s ohne Risse gezogen werden. Bei gleicher Vorschubdauer sind Hubzahlen von über 100 Hub pro Minute bei Erwärmung eines Kragens pro Bauteil möglich.

Die Ergebnisse zeigen, dass die erreichbare Hubzahl von den Kragen- und Blechabmessungen, vom Blechwerkstoff und der Anzahl der Kragen pro Bauteil sowie der verfügbaren Laserleistung abhängig ist.

### 6.3 Anwendungsfelder

Auf Basis der untersuchten Werkstoffe kann das laserunterstützte Kragenziehen als besonders geeignet zur Steigerung der Aufweitverhältnisse von Dualphasenstählen mit Blechdicken von 1 mm bewertet werden. Durch die kurzen Erwärmungszeiten sind hohe Hubzahlen bzw. die Erwärmung mehrerer Kragen in einem Hub möglich.

Eine Steigerung der Blechdicke auf 2,5 mm und eine Vergrößerung des Kragendurchmessers auf 20 mm führen beim Werkstoff HR660Y760T-CP dazu, dass ca. 2 s für die lokale Lasererwärmung benötigt werden. Die Erwärmungszeiten können ggf. durch eine doppelseitige Blecherwärmung gesenkt werden. Hierzu ist eine Weiterentwicklung der Systemtechnik möglich.

Der austenitische Federstahl 1.4310 benötigt aufgrund des Umformverhaltens bei erhöhten Temperaturen längere Erwärmungszeiten von ca. 1 s. Im Vergleich mit dem CR700Y980T-DP und dem HR660Y760T-CP ist das Prozessfenster der Laserleistung, das zu fehlerfreien Kragen führt, beim 1.4310 kleiner.

Alle drei Werkstoffe im untersuchten Blechdickenbereich lassen sich für das laserunterstützte Kragenziehen einsetzen.

### 6.4 Arbeitssicherheit

Das Erwärmungsmodul und die Strahlführung in das Werkzeug können in Verbindung mit dem Folgeverbundwerkzeug zum Erreichen der Lasersicherheitsklasse 1 ausgelegt und abgenommen werden. Damit kann das System ohne zusätzliche Schutzmaßnahmen im Pressenbetrieb eingesetzt werden. Als weitere zusätzliche Schutzmaßnahmen können optional Pressenumhausungen oder Laserschutzscheiben eingesetzt werden. Zur Nutzung des Systems müssen Betriebe über einen Laserschutzbeauftragten verfügen.

## 7 Schrifttum

### 7.1 Normen und technische Regeln

[1] N.N.: DIN 8580: Fertigungsverfahren – Begriffe, Einteilung. Beuth-Verlag 2003

[2] N.N.: DIN 8584-5: Fertigungsverfahren Zugdruckumformen Teil 5: Kragenziehen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth-Verlag 2003

[3] N.N.: DIN 8588: Fertigungsverfahren Zerteilen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Beuth-Verlag 2013

[4] N.N.: VDI 2906-2: Schnittflächenqualität beim Schneiden, Beschneiden und Lochen von Werkstücken aus Metall – Scherschneiden. Blatt 2, VDI-Handbuch Betriebstechnik, Teil 2, Düsseldorf 1994

[5] N.N.: VDI 3368: Schneidspalt-, Schneidstempel- und Schneidplattenmaße für Schneidwerkzeuge der Stanztchnik. VDI-Handbuch Betriebstechnik, Teil 2, Düsseldorf 1982

## 7.2 Literatur

### [6] Schlussbericht EFB „Laserunterstütztes Krageziehen hochfester Stähle“ (18277N)

[7] Klocke, F.; König, W.: Fertigungsverfahren 4 – Umformen, 5. Auflage, Springer-Verlag, Berlin 2006

[8] Hoffmann, H. et al.: Handbuch der Fertigungstechnik – Handbuch Umformen, 2. Auflage, Carl Hanser-Verlag, München, 2012

[9] Rauter, A.; Reissner, J.: Ein Beitrag zur Theorie des Krageziehprozesses, Bänder Bleche Rohre 11 (1975), S. 461-463

[10] Schmoeckel, D.; Schlagau, S.: Verbesserung der Verfahrensgrenzen beim Krageziehen durch Überlagerung von Druckspannungen, Annals of the CIRP Vol. 37/1. (1988), S. 271-274

[11] Glaeser, T. et al.: Zweistufiges Scherschneiden vermeidet Kantenrisse, UTF Science I/2013, Meisenbach-Verlag 2013

[12] Mecking, H.; Kocks, U.F.: Kinetics of flow and strain-hardening, Acta Metallurgica 29 (1981) 1865–1875

[13] Taylor, G.I.: The Mechanism of Plastic Deformation of Crystals, Part I, Theoretical, Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences 145 (1934) 362–387

[14] Cottrell, A.H.; Bilby, B.A.: Dislocation Theory of Yielding and Strain Ageing of Iron (1948)

[15] Motaman, S.A.H.; Prah, U.: Microstructural constitutive model for polycrystal viscoplasticity in cold and warm regimes based on continuum dislocation dynamics, Journal of the Mechanics and Physics of Solids (2018)

[16] Motaman, S.A.H. et al.: Experimental and numerical investigation of dual phase steels formability during laser-assisted hole-flanging (status: submitted-under review), 21th ESA-FORM International Conference on Material Forming (2018)

[17] Hockett, J.E.; Sherby, O.D.: Large strain deformation of polycrystalline metals at low homologous temperatures, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 23 (1975) 87–98

[18] Klocke, F., Zaboklicki, A.: Innovation in der Umformtechnik – Laserunterstützte Drückverfahren, Blech Rohre Profile 42 (1995), Nr. 5. S.338

[19] Kratky, A.: Umformen von partiell mit Laserstrahlung behandeltem Halbzeug, Habilitationsschrift TU Wien, Shaker-Verlag 2009

[20] Erhard, R.: Laserunterstütztes Umformen miniaturisierter Bauteile am Beispiel des Tief- und Krageziehens, Diss. PtU Darmstadt, Shaker-Verlag 2004

[21] Emonts, M.: Laserunterstütztes Scherschneiden hochfester Stähle, Diss. RWTH Aachen, Shaker-Verlag 2010

[22] Bundschuh, W. et al.: Laserunterstützte Umformung hochfester metallischer Werkstoffe in Folgeverbundwerkzeugen, Europäische Forschungsgesellschaft für Blechbearbeitung, Tagungsband T 33, EFB Hannover 2012, S. 49-63

[23] Motaman, S.A.H.; Prah, U.: Microstructural constitutive model for metal isotropic viscoplasticity in cold and warm regimes based on stochastic continuum dislocation dynamics (status: under review), arxiv.org/abs/1803.09174

### Forschungsstellen

Fraunhofer-Institut für Produktionstechnologie IPT  
Steinbachstraße 17  
52074 Aachen

Institut für Eisenhüttenkunde der  
RWTH Aachen  
Intzestraße 1  
52072 Aachen

### Beteiligte Firmen

Adient Ltd. & Co. KG  
Allgaier Automotive GmbH  
Amberger Werkzeugbau GmbH  
ESI GmbH  
Erichsen GmbH & Co. KG  
Faurecia Autositze GmbH  
F+K Werkstoffprüfung und Labor GmbH  
Hubert Stüken GmbH & Co. KG  
KBW GmbH & Co. KG  
Kirchhoff Automotive Deutschland GmbH  
Outokumpu Nirosta GmbH  
Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH  
Scheuermann + Heilig GmbH  
Schuler Pressen GmbH  
thyssenkrupp Steel Europe AG  
Volkswagen AG