

## Microstructure-Based Models Enable More Precise Simulation Results in Multi-Stage Forging Processes

In contrast to the hot wide strip mills where years ago advanced models were developed with enormous efforts, users in the area of process chain simulation for hot forging processes now barely have any efficient modules at their disposal [1-3]. Against this backdrop, a new type of microstructure-based constitutive

model for hot forging simulations was developed. This makes an important contribution in bridging the above-mentioned gap. In the following article, the model is presented and the results of industrial application examples are outlined.

# Mikrostrukturbasierte Modelle ermöglichen genauere Simulationsergebnisse bei mehrstufigen Schmiedeprozessen

Dipl.-Ing. Konstantin Schacht,  
 Dr.-Ing. Ulrich Prahl,  
 Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck, Aachen  
 Dr.-Ing. Michael Twickler, Herzogenrath  
 Dr.-Ing. Amico Settefrati, Mougins Cedex  
 Jochen Heizmann B.A., Denklingen und  
 Dipl.-Ing. Jürgen Steinhof, Fridingen

Im Gegensatz zum Bereich der Warmbreitbandstraßen, wo vor Jahren unter enormem Aufwand fortschrittliche Modelle entwickelt worden sind, stehen den Anwendern im Bereich der Prozesskettensimulation für mehrstufige Warmmassivumformprozesse kaum leistungsfähige Module zur Verfügung [1-3]. Vor diesem Hintergrund wurde ein neuartiges gefügebasiertes konstitutives Modell für Warmmassivumformsimulationen entwickelt. Dieses liefert einen wesentlichen Beitrag zum Schließen von oben genannter Lücke. Im nachfolgenden Artikel wird das Modell vorgestellt und auf Ergebnisse von industriellen Anwendungsbeispielen eingegangen.

### Einleitung

Die Nutzung von Finite-Elemente (FE)-Software im Zuge der Entwicklung von Prozessen im industriellen Umfeld hat in den letzten Jahren zunehmend an Bedeutung gewonnen. Dies gilt nicht nur für Großbetriebe,

sondern immer mehr auch für kleine und mittlere Unternehmen (KMU). Gleichzeitig sind Werkstoffmodelle mit zunehmender Leistungsfähigkeit entwickelt worden, um das Materialverhalten in unterschiedlichen

Prozessketten (zum Beispiel auf dem Gebiet der Warmmassivumformung) oder einzelne metallkundliche Phänomene abzubilden. Derartige Prozesskettenmodelle nutzen zur Beschreibung des Materialverhaltens teil-

Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	V	Nb	N
AFP-V-Nb	0,39	0,33	0,77	< 0,025	< 0,06	0,15	0,15	0,08	0,030	0,070

Tabelle 1: Zusammensetzung des analysierten Werkstoffs, Angaben in Massen-%.

weise metallphysikalisch-basierte Modelle. In kommerziellen FE-Softwareprogrammen sind jedoch schwerpunktmäßig empirische Modelle implementiert, die eine Abhängigkeit der Fließkurve von der Temperatur beschreiben, ohne die zugrundeliegenden werkstofflichen Mechanismen hinreichend zu berücksichtigen. Aufgrund der Vielzahl an zu bestimmenden Parametern ist der Aufwand, diese empirischen Modelle an einen Werkstoff anzupassen, relativ hoch. Dennoch ist die Vorhersagekraft dieser Modelle bei komplexen mehrstufigen Schmiedeprozessen eher eingeschränkt.

## Zielsetzung

Die Zielsetzung eines IGF-Vorhabens war es, ein metallphysikalisch-motiviertes Werkstoffmodell zu entwickeln, welches das Materialverhalten auf physikalischer Grundlage abbildet. Beschrieben werden sollte die Fließspannung auf Grundlage der Entwicklung der Mikrostruktur. Da sich die Umformung in mehrere aufeinanderfolgende Prozessschritte unterteilt, sind insbesondere die Entwicklung der Mikrostruktur, der Rekristallisationskinetik (Entfestigungsprozesse) sowie das Kornwachstum vor, während und zwischen den Schmiedestufen von wesentlicher Bedeutung für das Fließverhalten der eingesetzten Werkstoffe.

Eine mikrostrukturbasierte FE-Simulation bietet den Schmiedunternehmen bei der Auslegung ihrer Prozesse folgende Vorteile:

- Verbesserte Abbildung des Fließverhaltens und dadurch belastbarere Auslegung der Stufenfolgen und der Werkzeuge,
- verbesserte Abschätzung der benötigten Presskraft für die Einzelstufen und damit der Anlagenauswahl und Kapazitätsplanung,
- frühzeitiges Erkennen von möglichen Schmiedefehlern beziehungsweise Problemzonen,
- gezielte Eigenschaftsverbesserung hinsichtlich Korngröße am Prozessende,
- Optimierung der Wiedererwärmung hinsichtlich Energiebedarf, Einstellung der Korngröße sowie deren Auswirkung auf spätere Prozessschritte,
- Erweiterung des Werkstoffspektrums.

## Vorgehensweise

Nach der Festlegung des Werkstoffs, eines mit Niob legierten AFP-Stahls und der Probenherstellung wurden zunächst Experimente im Labormaßstab unter anderem mithilfe eines Umformdilatometers durchgeführt, um das Materialverhalten zu charakterisieren. Tabelle 1 zeigt die chemische Zusammensetzung des analysierten Werkstoffs.

Diese Experimente dienten dazu, das Kornwachstums- und das Fließspannungsverhalten sowie das Verhalten bei statischer Rekristallisation zu untersuchen und zu quantifizieren.

Des Weiteren wurde die Festigkeitsentwicklung bei Doppel- und Mehrfach-Stauchversuchen abgebildet. Die Beschreibung der Entfestigung des Werkstoffs ist notwendig, um die im Werkstoff ablaufende Entfestigung zwischen den einzelnen Schmiedestufen im Schmiedeprozess abzubilden und ist insbesondere bei Schmiedeprozessen mit hohen Taktraten von Bedeutung.

Sowohl parallel als auch im Nachgang zu den Laboruntersuchungen wurden die einzelnen Module (Kornwachstum, dynamische und statische Rekristallisation) des Prozesskettenmodells entwickelt. Dazu wurden zunächst anhand von Literaturrecherchen Qualitätskriterien erarbeitet. Nach der Entwicklung erster Modelle wurden diese daraufhin überprüft, inwieweit sie die Qualitätskriterien erfüllen. Nach weiterer Optimierung der Modelle war man in der Lage, sukzessive die einzelnen Qualitätsanforderungen zu erfüllen. Nachdem die Teilmodelle den größten Teil der Qualitätskriterien erfüllten, wurden die Modelle und deren Parameter an das in den Experimenten identifizierte Materialverhalten angepasst. Anschließend wurden die einzelnen Modellteile zu einem durchgängigen Ein-Punkt-Modell gekoppelt. Ein-Punkt-Modelle beschreiben das Materialverhalten von einem Punkt/Volumenelement, wohingegen FE-Softwareprogramme mehrere Volumenelemente abbilden. Das Ein-Punkt-Modell war nach der Kopplung in der Lage, komplette Prozessketten abzubilden. Dafür wurden verschiedene Labor-Experimente und in der Literatur dokumentierte Prozessketten nachsimuliert, um vor der Implementierung in eine FE-Umgebung mögliche Fehlerquellen zu eliminieren.

Parallel zur Modellentwicklung auf Hochschuleseite wurden Versuchsschmiedungen bei den Industriebetrieben durchgeführt, die dazu dienten, die Mikrostrukturentwicklung der einzelnen Schmiedestufen in praxisnaher Anwendung zu untersuchen. Nach Implementierung des Ein-Punkt-Modells in FE-Software war es möglich, die in den Fertigungsprozessen gemessenen Umformkräfte sowie lokale Austenitkorngrößen mit den durch die FE-Software vorhergesagten Ergebnissen zu vergleichen.

Das Modell zur Berechnung der lokalen Fließspannung wurde zunächst für einen Temperaturbereich von 1.100 °C bis 1.200 °C sowie für Dehnraten von 1/s bis 10/s entwickelt. Bei industriellen Umformprozessen (und demnach auch FE-Simulationen) treten häufig höhere Dehnraten auf. Deshalb erschien es wichtig, dass die für die FE-Simulation entwickelten Modelle eine hohe Inter- und insbesondere Extrapolierbarkeit aufweisen, um das Materialverhalten treffend abzubilden. Dies ist insbesondere für Werkstoffmodelle für die Warmmassivumformung wichtig, bei denen lokal plastische Dehnungen von fünf

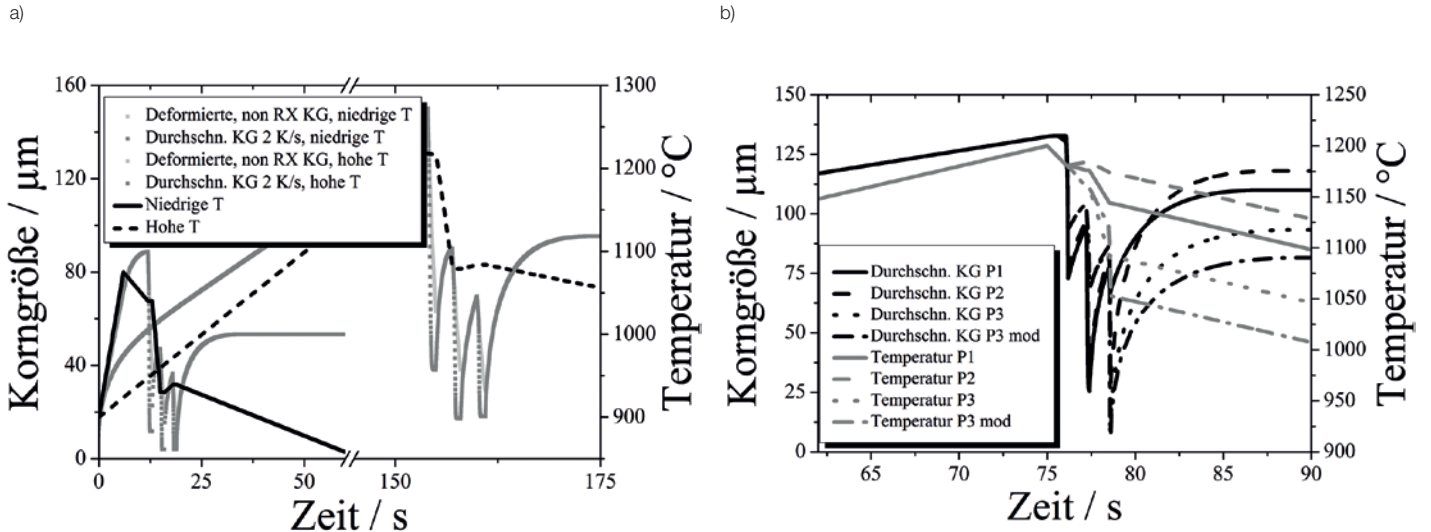


Bild 1: a) Durch das Ein-Punkt-Modell vorhergesagte ehemalige Austenitkorngröße für einen Zyklus bei niedriger und hoher Ausgangstemperatur; b) ehemalige Austenitkorngrößenentwicklung bei einer schnell laufenden Presse.

und mehr auftreten können. Aufgrund der oben erwähnten Weiterentwicklung des Dehnraten- und Temperaturbereichs ist das Modell heute in der Lage, für sehr unterschiedliche Dehnraten (0,1/s bis 100/s) realistische Fließspannungswerte zu ermitteln. Weiterhin lässt sich unter Anwendung des Modells auch für hohe Dehnungen eine sogenannte Sättigungsfliesspannung vorhersagen. Ausgeschlossen werden kann somit der Fall, dass aufgrund Extrapolation bei hohen Dehnungen nur Werte bis zu einer bestimmten Dehnung genutzt beziehungsweise vorliegende Kurven ab einer bestimmten Dehnung abgeschnitten werden.

**Ergebnisse**

In Bild 1 sind die Teilergebnisse des Ein-Punkt-Modells von zwei Testfällen visualisiert. Bild 1a) zeigt einen im Labormaßstab genutzten Referenzzyklus für Industrieschmiedungen. Dargestellt ist ein Schmiedezyklus bei hoher und niedriger Temperatur für

ein Volumenelement, welches in jedem Umformschritt (Setzstufe, Vorstufe, Fertigstufe) eine plastische Dehnung von  $\phi = 1,0$  bei einer Dehnrte von 1/s erfährt. Bild 1b) zeigt die Ergebnisse des Ein-Punkt-Modells für Volumenelemente einer Radnabe, die in einer schnell laufenden Presse geschmiedet wurde. Die Zeit-, Temperatur- und Dehnratenverläufe sind für die einzelnen Punkte aus einer FE-Simulation exportiert worden. Für die Berechnung durch das Ein-Punkt-Modell wurden zunächst mittlere Temperaturen und Dehnraten angenommen. Für den Punkt „P3 mod“ wurde im letzten Schritt eine Abkühlung während der Umformung berücksichtigt und nicht mit einer mittleren Temperatur gerechnet. Die Randbedingungen im letzten Umformschritt führten für den Punkt „P3 mod“ zu einem Temperaturabfall von 1.120 °C auf zirka 1.050 °C. Die mittlere Dehnrte betrug dabei zirka 20/s und die Druckberührzeit lag bei zirka 0,06 s. Analog zu den Schlussfolgerungen bei anderen

Testfällen (zum Beispiel Warmwalzstraßen) liegt die wesentliche Erkenntnis aus der Analyse von schnell laufenden Pressen darin, dass der stabile Modellaufbau verifiziert werden konnte. Eine der wesentlichen Zielsetzungen, die Grundlagen für ein Werkstoffmodell zu entwickeln, welches unabhängig von dem betrachteten Prozess in der Lage ist, das Materialverhalten physikalisch konsistent vorherzusagen, konnte somit erreicht werden.

Im nächsten Schritt wurden die Modelle in das kommerziell verfügbare FE-Softwareprogramm „eesy-2-form“ der CPM GmbH implementiert und getestet. Die Ergebnisse zeigen realitätsnahe Werte für die berechneten Austenitkorngrößen, die Fließspannung sowie die Rekristallisationskinetik für mehrstufige Warmschmiedeprozesse. Nachfolgend einige Auszüge aus Ergebnissen, welche im Zuge von Entwicklung und Validierung der Modelle anhand von Praxisbeispielen erzeugt wurden.

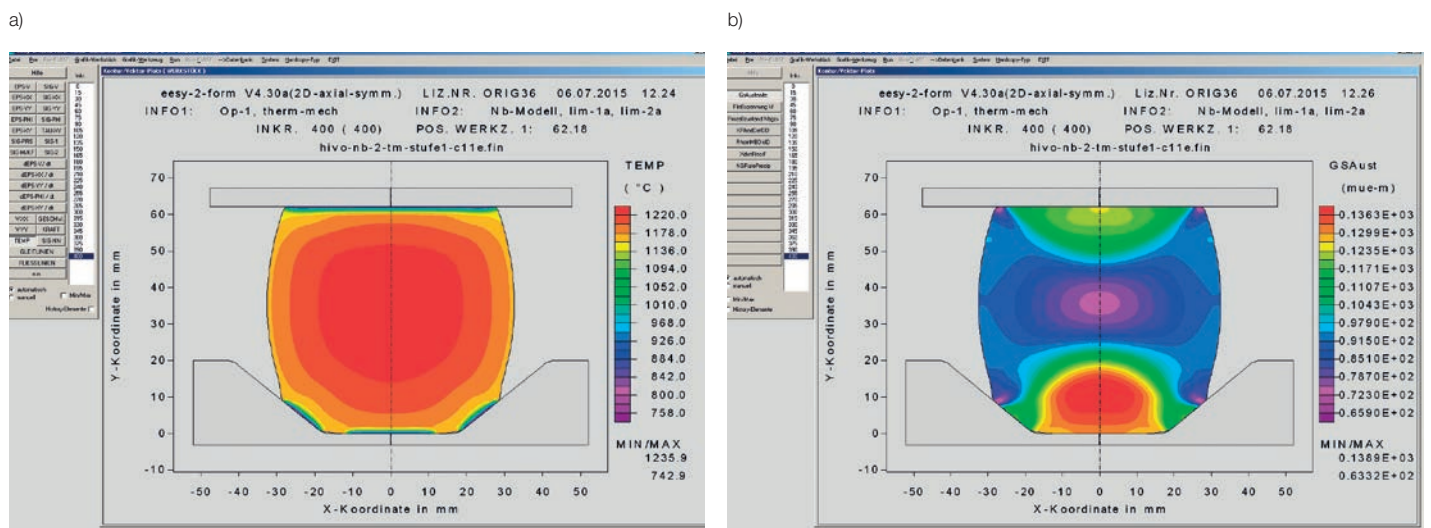
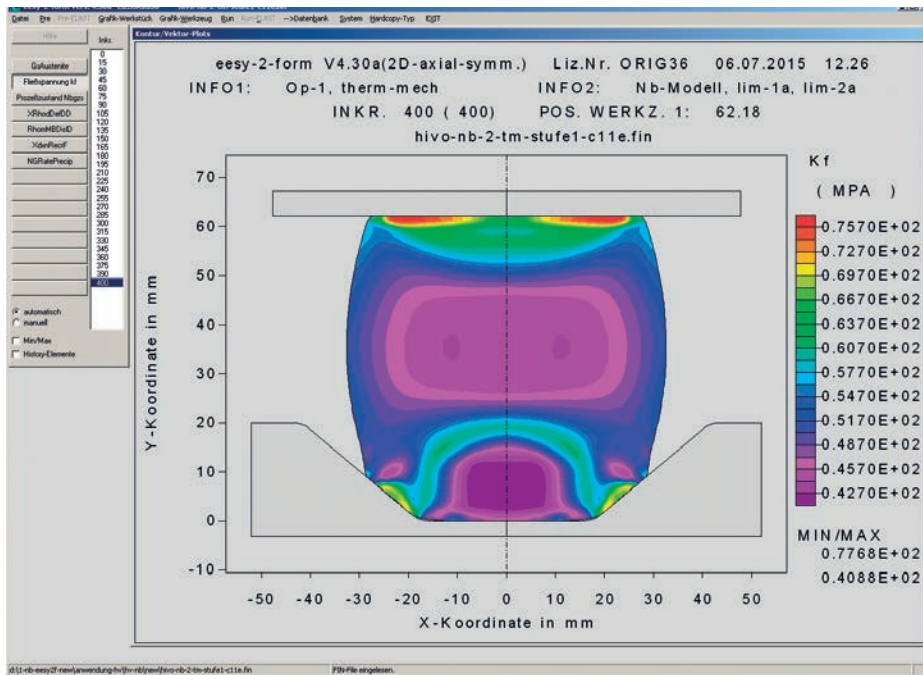


Bild 2: Für die Setzstufe einer Nabe nach der Umformung in eesy-2-form berechnete lokale a) Temperatur-, b) Korngrößen-, c) Fließspannungs- und d) ehemalige Austenitkorngrößenverteilung nach einer Transportzeit von 2,5 s.

c)



d)

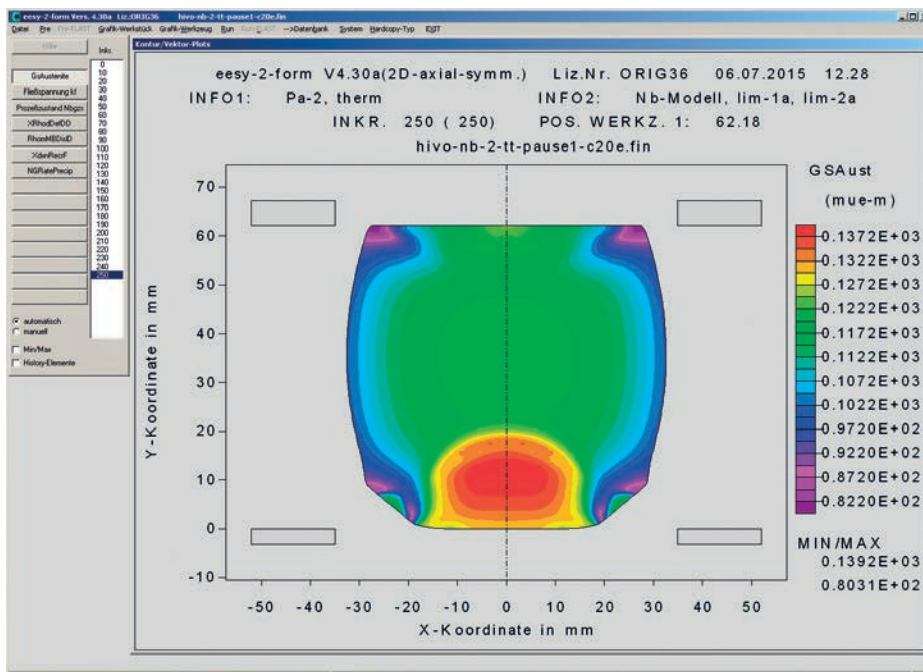


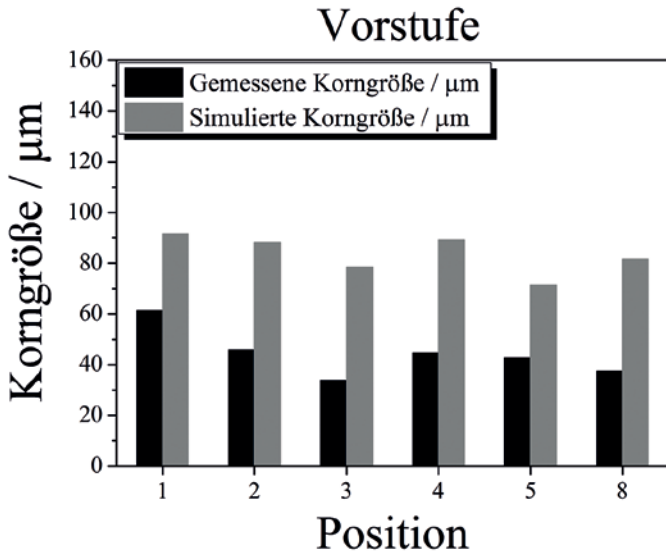
Bild 2: Für die Setzstufe einer Nabe nach der Umformung in eesy-2-form berechnete lokale a) Temperatur-, b) Korngrößen-, c) Fließspannungs- und d) ehemalige Austenitkorngrößenverteilung nach einer Transportzeit von 2,5 s.

In Bild 2 sind für die Setzstufe die nach der Umformung des Industriebeispiels Nabe in eesy-2-form berechnete lokale Temperaturverteilung, Korngrößenverteilung, Fließspannungsverteilung sowie die Korngrößenverteilung nach einer Transportzeit von 2,5 s (nach der Stauchstufe) dargestellt.

Später wurden die Modelle auch in die FE-Software FORGE der TRANSVALOR S.A. implementiert. In Bild 3 sind für die verschiedenen Volumenelemente der Nabe die beim Projektpartner Georgsmarienhütte gemessenen Austenitkorngrößen und die beim

Projektpartner Hirschvogel mittels FORGE berechneten Austenitkorngrößen für die Vorstufe (Bild 3a) und die Fertigstufe (Bild 3b) zu sehen. Die Übereinstimmung zwischen den mit FORGE berechneten und den an realen Bauteilen ermittelten ehemaligen Austenitkorngrößen erscheint relativ gut. Auch wenn gewisse Abweichungen zu erkennen sind, gilt es zu berücksichtigen, dass im Zuge von deren Bestimmung bei AFP-Stählen im Vergleich zu anderen Stahlgüten bereits bei der Probenpräparation besondere Herausforderungen bewältigt werden müssen. Sind die Korngrenzen einmal erfolgreich visualisiert,

a)



b)

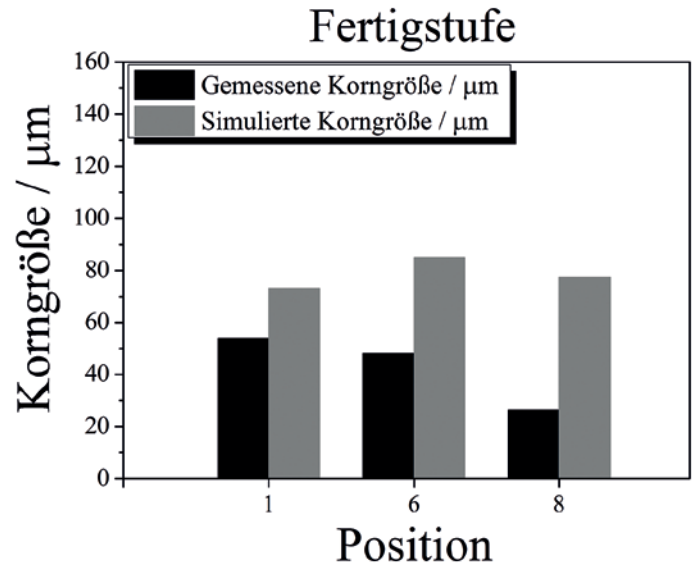


Bild 3: Vergleich der gemessenen ehemaligen Austenitkorngröße mit der simulierten Austenitkorngröße für a) Vorstufe und b) Fertigstufe; Position der analysierten Bauteilbereiche siehe Bild 4c).

so unterliegt in der Regel die Auswertung der Korngrößen immer noch einer merklichen Streuung. In einem früheren Projekt zwischen GMH, Hirschvogel und IEHK wurden bereits hierzu per Ringversuch umfassende Untersuchungen durchgeführt. Dabei konnten an identischen Bauteilen und Analysepositionen Abweichungen in einer Größenordnung von 1 ASTM-G nachgewiesen werden.

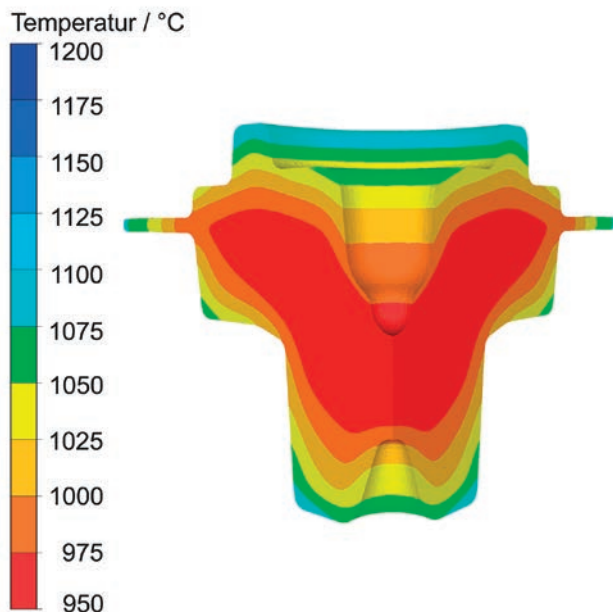
Bild 4a) zeigt die Temperaturverteilung und Bild 4b) die Austenitkorngröße in der Fertigstufe 1 s nach der Umformung. Die Ergebnisse der Fertigstufe sind das Resultat einer durchgängigen Schmiedesimulation, welche die inhomogene Temperaturverteilung nach induktiver Erwärmung, einer anschließenden

Transportzeit von etwa 10 s sowie die Temperatur- und Korngrößenentwicklung in den einzelnen Schmiedestufen beziehungsweise den Transferzeiten berücksichtigt. Bild 4c) zeigt den Temperatur- und Korngrößenverlauf für eine ausgewählte Position (Nr. 1) über die gesamte Prozesszeit. Zu erkennen ist, dass der Werkstoff im Bereich der Position 1 nach der Stauchstufe statisch rekristallisiert, was zur Folge hat, dass nach der Umformung in der Transferzeit eine Kornfeinung eintritt. In der Vorstufe wird eine dynamische Rekristallisation ausgelöst, was in der Transferzeit zu Kornwachstum führt. Nach der Umformung in der Fertigstufe erfolgt beim anschließenden Transfer erneut eine statische Rekristallisation. Welcher metallkundliche Mechanismus,

das heißt welche statische/dynamische Rekristallisation oder welches Kornwachstum aktiv ist, hängt stets von der gesamten Prozesshistorie ab. Zur Berücksichtigung der oben genannten Mechanismen wird derzeit teilweise in verfügbaren FE-Programmen beziehungsweise von den FE-Anwendern selbst mit Rücksicht auf die vorliegende Temperatur eine kritische Dehnung definiert. Dass dieser Ansatz als nicht zielführend eingestuft werden kann, wurde somit nachgewiesen.

Bei der Hammerwerk Fridingen GmbH kam für die industrielle Validierung der Modelle das erweiterte Programm FORGE zum Einsatz, um Vergleiche zwischen Standardsimulation und Mikrostruktur-Modell bezüglich Form-

a)



b)

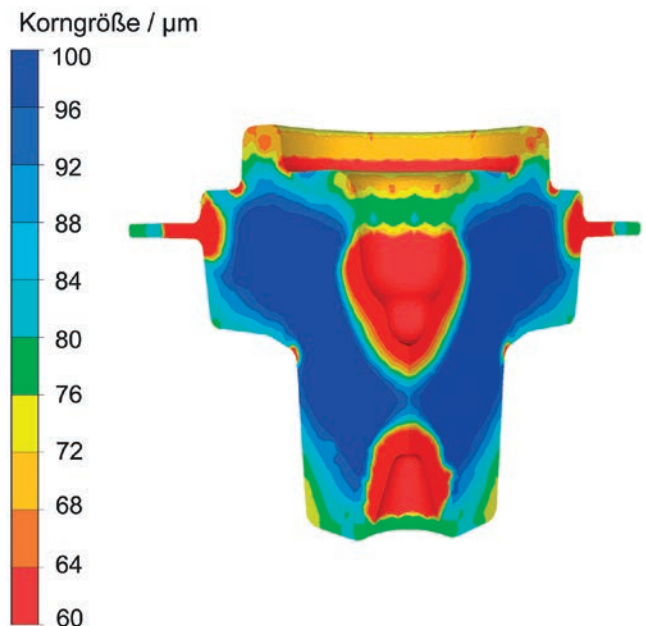


Bild 4: In FORGE mit dem Mikrostruktur-Modell berechnete a) Temperaturverteilung und b) ehemalige Austenitkorngröße in der Fertigstufe 1 Sekunde nach der Umformung.

c)

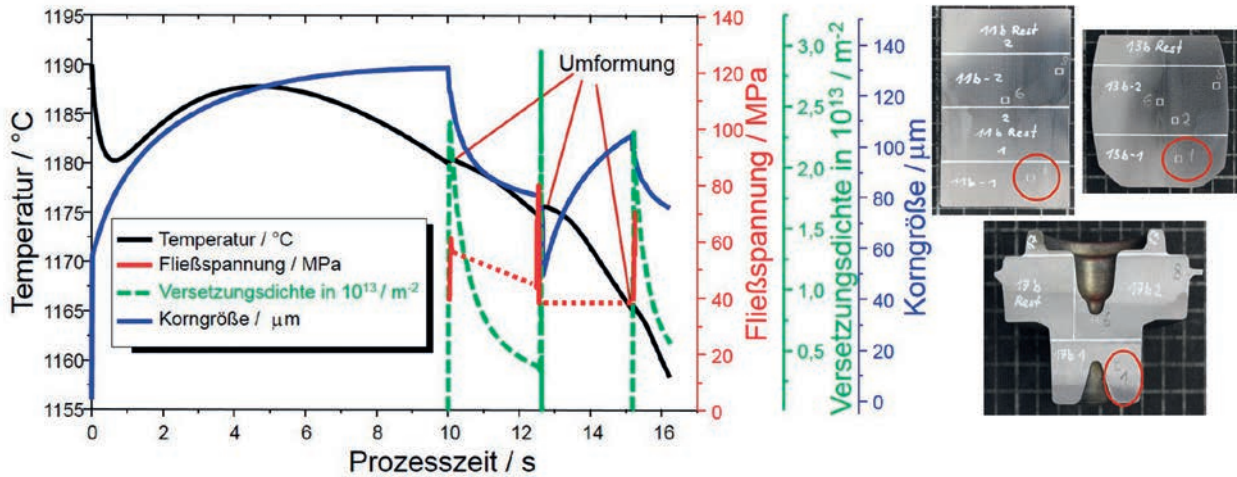
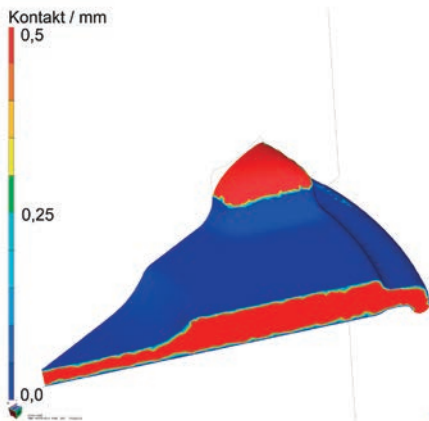


Bild 4c): Temperatur-, Korngrößen- und Versetzungsdichteverlauf für die Position 1.

a)



b)

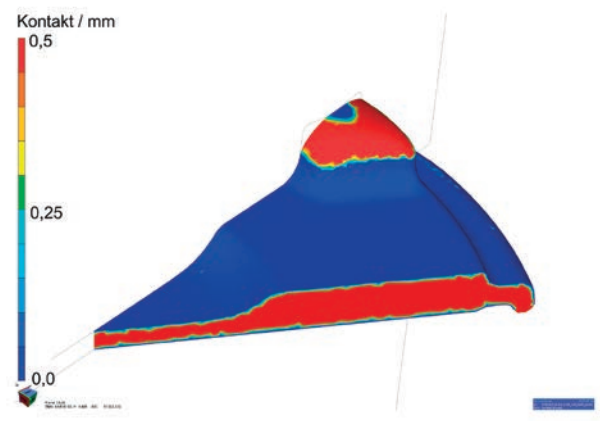


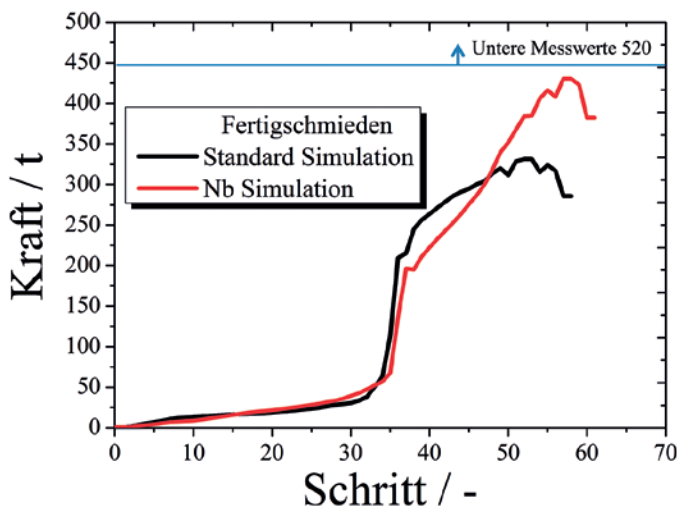
Bild 5: Durch FORGE berechnete Formfüllung in a) Standardsimulation und b) mikro-strukturbasierter Schmiedesimulation.

füllung, Gratausprägung, Rechenzeit, Presskraft und Korngrößenverteilung anzustellen. Dazu wurden die Simulationsergebnisse für die Bauteile Lagerdeckel, Federspannplatte und Antriebsrad mit vorliegenden Ergebnissen aus der Praxis verglichen. Unter Anwendung

des neuen Modells nahm die Simulationszeit durchschnittlich um zirka 30 Prozent zu. Bezüglich des Formfüllungsverhaltens konnte beobachtet werden, dass im Vergleich zur bisherigen Standardsimulation ein stärkeres Steigen des Materials vorhergesagt wird. Das

Material fließt also mehr in die Höhe als in die Breite (Bild 5a) und 5b)). In der mikro-strukturbasieren-Schmiedesimulation (Bild 5b)) kommt das Material demnach eher mit der Tasche im oberen Gesenk in Kontakt.

a)



b)

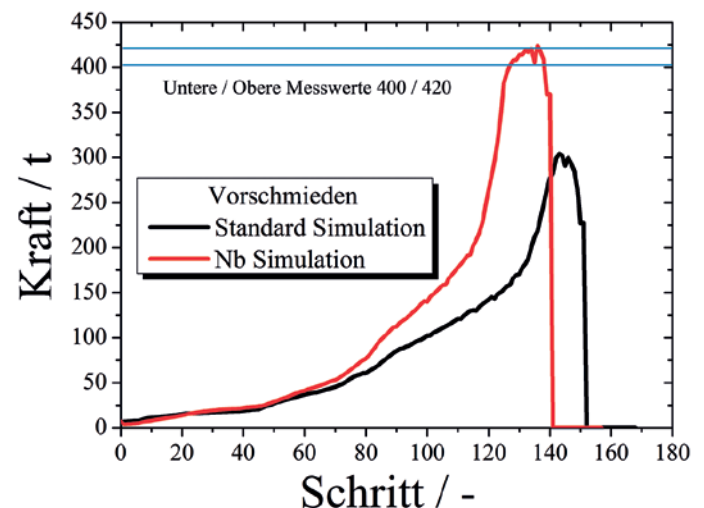


Bild 6: Durch FORGE mit dem neuen Modell berechnete Kraftentwicklung für das a) Fertigschmieden des Lagerdeckels und b) Vorschmieden der Federspannplatte.

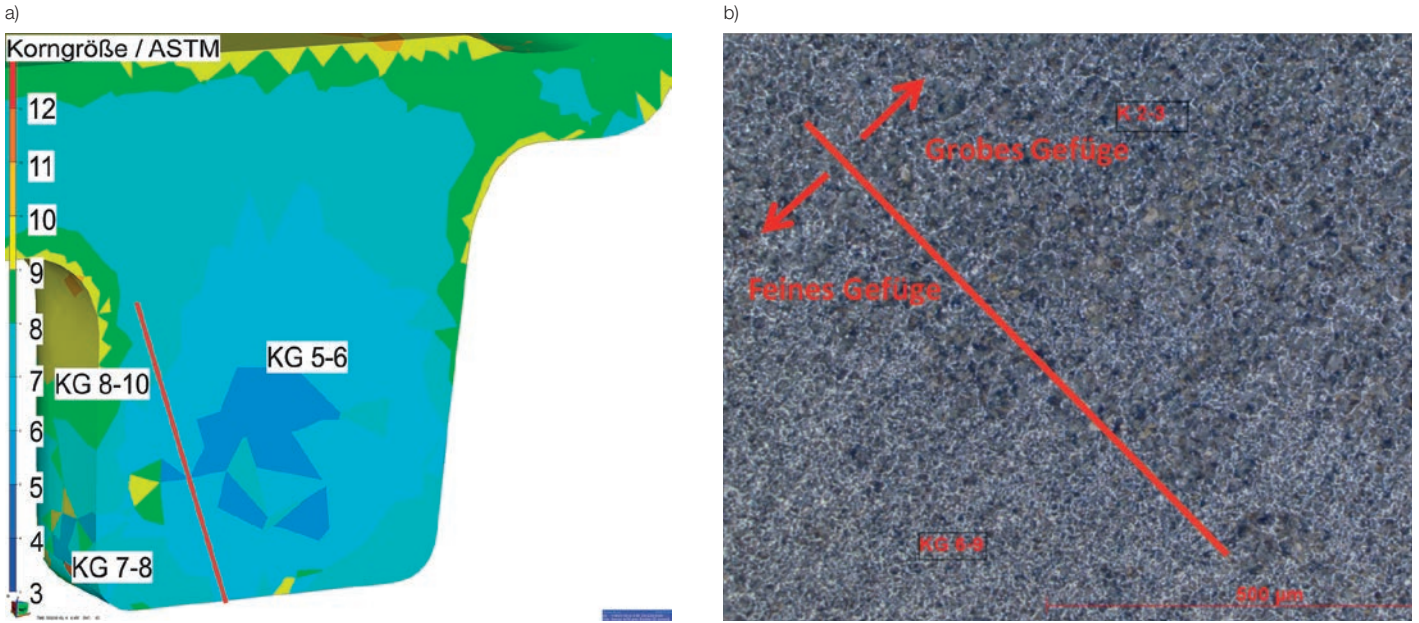


Bild 7: Durch FORGE für den Lagerdeckel mit dem neuen Modell berechnete a) lokale Korngröße und b) finales ferritisch-perlitisches-Gefüge.

Bilder: Autoren

Ein Abgleich zwischen Geometrie-Scans von realen Bauteilen und den in beiden FE-Simulationen vorhergesagten Geometrien ergab insgesamt geringe Unterschiede. Die an den Real-Bauteilen beobachtete Gratausprägung wird jedoch von der mikrostrukturbasierten Schmiedesimulation genauer abgebildet. Im Vergleich zur Standardsimulation sagt die mikrostrukturbasierte Simulation in den betrachteten Schmiedestufen tendenziell eine höhere Maximalkraft voraus und steht damit auf ähnlichem Niveau mit den in der Praxis gemessenen Presskräften (Bild 6a) und 6b)). Durch weitere Untersuchungen muss im Detail analysiert werden, worauf die beobachtete Änderung im Materialfluss genau zurückzuführen ist.

Auch die Vorhersage von Austenitkorngrößen per Simulation korreliert relativ gut mit dem am finalen Bauteil beobachteten ferritisch-perlitischen Gefüge (Bild 7a) und 7b)). Dies bestätigen Untersuchungen bei Hammerwerk Fridingen hinsichtlich lokal unterschiedlich fein/grob vorgefundener Korngrößen.

**Zusammenfassung und Fazit**

Es wurde ein metallphysikalisch-basiertes Werkstoffmodell zur Beschreibung des Materialverhaltens für mehrstufige Schmiedeprozesse entwickelt. Dieses Modell wurde während der Projektlaufzeit in zwei kommerzielle FE-Softwareprogramme implemen-

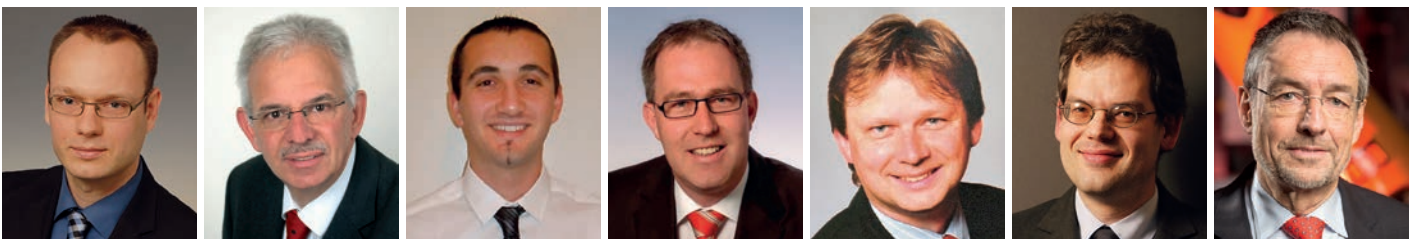
tiert. Die numerische Stabilität des Modells nach Implementierung in die FE-Software konnte nachgewiesen werden. Somit lässt sich das Materialverhalten in mehrstufigen Warm Schmiedeprozessen physikalisch konsistent vorhersagen. Laufende Arbeiten beschäftigen sich mit der Erweiterung auf weitere Werkstoffe sowie mit der Entwicklung eines Umwandlungsmoduls. Diese sollen Möglichkeiten zur Vorhersage von lokalen Bauteileigenschaften, zum Beispiel der Festigkeit, am Prozessende eröffnen.

**Literatur**

- [1]: EUR16795 „Computer assisted modelling of metallurgical aspects of hot deformation and transformation of steels“; 1992 – 1994.
- [2]: EUR18790 „Computer assisted modelling of metallurgical aspects of hot deformation and transformation of steels“; 1994 – 1997.
- [3]: EUR19891 „The Effect of Strain Reversal and Strain-Time Path on Constitutive Relationships for Metal Rolling/Forming Processes“; 1996 – 1999.

Die vorgestellten Ergebnisse stellen das Resultat einer Teamleistung dar, da neben den eingangs genannten Autoren weitere Personen wesentliche Anteile zum Gelingen des Vorhabens beigetragen haben. Dies sind: Dipl.-Ing. Hans Henning Dickert und Dr.-rer.-nat. Zeljko Cancarevic (Georgsmarienhütte GmbH), Dr.-Ing. Masood Hussain (Hirschvogel Umformtechnik GmbH), Dipl.-Ing. Jens Mohr (Buderus Edelstahl Schmiedetechnik GmbH), Dr.-Ing. Pablo Guel-Lopez (Seissenschmidt AG) sowie der Industrieverband Massivumformung e. V.

**Förderhinweis**  
Das IGF-Vorhaben 17246 N der Forschungsvereinigung Forschungsgesellschaft Stahlverformung e. V. wurde über die AiF im Rahmen des Programms zur Förderung der industriellen Gemeinschaftsforschung (IGF) vom Bundesministerium für Wirtschaft und Energie aufgrund eines Beschlusses des Deutschen Bundestags gefördert. Die Langfassung des Abschlussberichts kann bei der FSV, Goldene Pforte 1, 58093 Hagen, angefordert werden.



Konstantin Schacht Dr. Michael Twickler Dr. Amico Settefrati Jochen Heizmann Jürgen Steinhof Dr. Ulrich Prahl Prof. Dr. Wolfgang Bleck