

Numerical modelling has gained acceptance in the forging industry as a modern tool for design and optimisation of materials, processes and products. FE modelling of multistage forging processes is still a special challenge though because the development of material flow, temperature and structure are strongly linked to each other here. This article will present the development of a forming model which – based on the evolution of dislocation density – takes into consideration the processes of relaxation, recrystallisation (static, dynamic and metadynamic) and precipitation hardening, which are relevant to solidification and softening, in the calculation of force and substance flow. This enabled the development of an approach for highly precise modelling of multistage forging processes of microalloyed AFP steel.

Microstructure-Based Modelling of the Forming Behaviour of Microalloyed Steel in Multistage Forging Processes

Die numerische Modellierung hat sich in der Schmiedeindustrie als ein modernes Werkzeug für Design und Optimierung von Werkstoffen, Prozessen und Produkten durchgesetzt. Die FE-Modellierung von mehrstufigen Schmiedeprozessen stellt

aber nach wie vor eine besondere Herausforderung dar, da hierbei die Entwicklung von Materialfluss, Temperatur und Gefüge stark miteinander gekoppelt sind. In diesem Beitrag wird über die Entwicklung eines Umformmodells berichtet, welches basierend auf der Evolution der Versetzungsdichte die für Ver- und Entfestigung relevanten Prozesse Erholung, Rekristallisation (statische, dynamische und metadynamische) und Ausscheidungsbildung in der Berechnung von Kraft und Stofffluss berücksichtigt. Auf diese Weise wurde ein Ansatz entwickelt, mehrstufige Schmiedeprozesse eines mikrolegierten AFP-Stahls mit hoher Genauigkeit abbilden zu können.

Mikrostrukturbasierte Modellierung des Umformverhaltens von mikrolegierten Stählen bei mehrstufigen Schmiedeprozessen

Dipl.-Ing. Linda Mosecker,
Univ.-Prof. Dr.-Ing.
Wolfgang Bleck,
Dr.-Ing. Ulrich Prahl,
Dr.-Ing. Michael Twickler,
Dr.-Ing. Hans-Willi Raedt
und Jochen Heizmann,
Aachen

Einleitung

In der konventionellen FEM-Simulation werden Umformprozesse durch empirische Modelle beschrieben, welche die Fließspannung als Funktion der Temperatur, des Umformgrads und der Umformgeschwindigkeit darstellen. Fragestellungen wie Stofffluss und Schmiedekräfte, welche insbesondere



Bild 1: Prinzipdarstellung der Modellierung von Umformprozessen.

Bild: Industrieverband Massivumformung e. V.

bei mehrstufigen Umformprozessen maßgeblich von der Mikrostrukturentwicklung des Werkstoffs abhängig sind, werden durch diese Modelle ebenso empirisch abgebildet. Hier besteht ein grundsätzliches Verbesserungspotenzial. Im Rahmen eines BMBF-geförderten Verbundvorhabens wurde am Institut für Eisenhüttenkunde der RWTH-

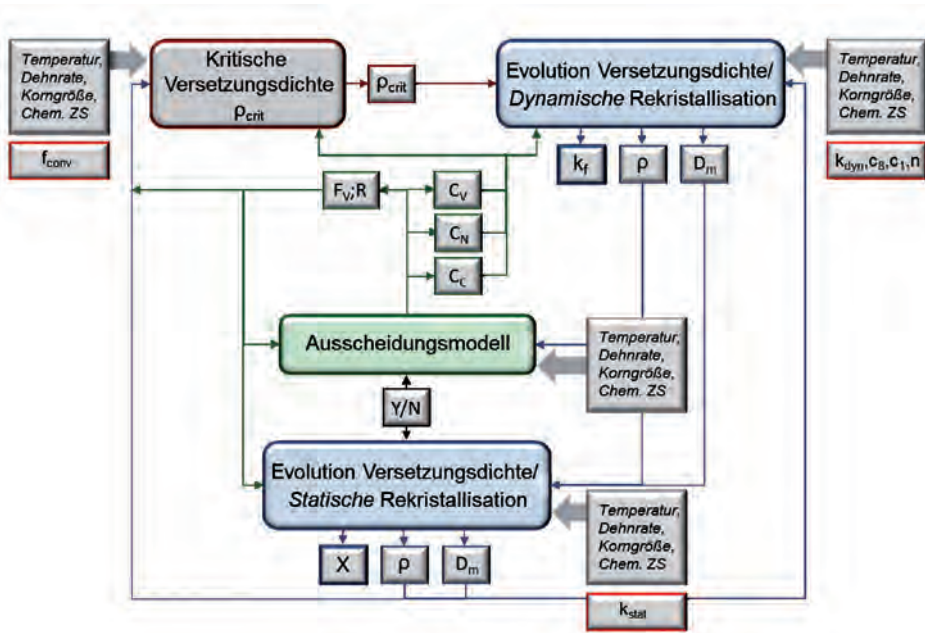


Bild 2: Logische Verknüpfung der Teilmodule für die Berechnung mehrstufiger Umformprozesse.

Bild: IEHK

Aachen in intensiver Zusammenarbeit mit einem Konsortium aus Stahlherstellern (Georgsmarienhütte), Schmiedeunternehmen (Hirschvogel Automotive Group, CDP Bharat Forge) und einem Softwarehaus für Simulationstechnik in der Massivumformung (CPM) unter Koordination des Industrieverbands Massivumformung e. V. ein metallphysikalisches Modell für eine realitätsnahe Simulation des Fließverhaltens von mikrolegierten AFP-Schmiedestählen entwickelt. Durch die Einführung interner Strukturvariablen wie der Versetzungsdichte in der Simulation ist es möglich, metallphysikalische Phänomene wie die Erholung und Rekristal-

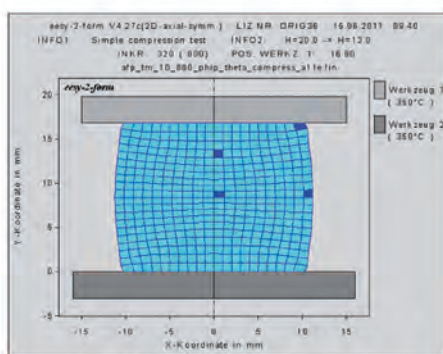
lisation sowie die Bildung von Ausscheidungen und das Kornwachstum integrativ zu beschreiben (Bild 1).

Basierend auf der Formulierung des Fließverhaltens in Abhängigkeit von der Entwicklung der Mikrostruktur ist es mithilfe physikalischer Modelle unter anderem möglich, durch eine Verbesserung der Vorhersage des Füllverhaltens und der Erkennung von Schmiedefehlern, neben der Optimierung der Umformprozesse auch eine Reduzierung von Schmiede- und Prüfstandversuchen zu realisieren, was für industrielle Anwendungen äußerst attraktiv ist.

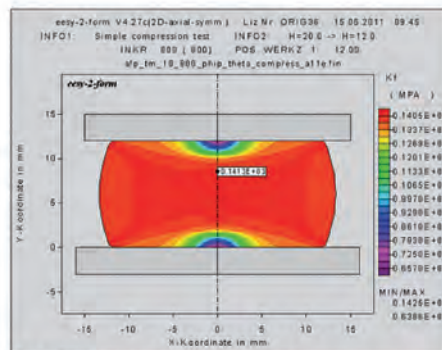
Ergebnisse

Für die Modellentwicklung zur Beschreibung der Ver- und Entfestigung während der Warmumformung [1-3], sowie die Ausscheidungsbildung [4-6] und Entfestigung [7-9] in den Haltezeiten zwischen den Umformstufen wurden aus der Literatur verfügbare Modelle herangezogen. Die Anpassung der Modelle erfolgte bezüglich der verwendeten mikrolegierten AFP-Stähle anhand der Umformparameter Temperatur, Dehnratesowie Anzahl und Dauer der Umformbeziehungsweise Haltestufen. Neben den Prozessparametern stellen die Austenitkorngröße (D_0) und die Konzentration der Mikrolegierungselemente (Vanadium c_v , Kohlenstoff c_c und Stickstoff c_N) notwendige Modellparameter dar, die als Materialkennwert in der Regel vom Stahlhersteller vorliegen. Mithilfe der Modellrechnungen wurden einachsige Doppelschlagversuche simuliert und werkstoffabhängige Modellparameter anhand experimenteller Fließkurven bestimmt. Eine Darstellung des Modells und die logische Verknüpfung der einzelnen Teilmodule sind in Bild 2 dargestellt.

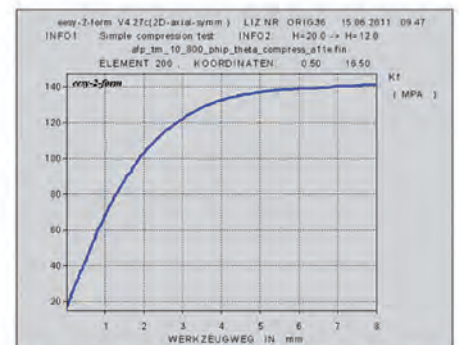
Kernstück des Werkstoffmodells ist das Submodul der Evolutionsgleichung für die Versetzungsdichte, welches direkt an die Teilmodule der dynamischen beziehungsweise statischen Rekristallisation und Ausscheidungsrechnung gekoppelt ist. Die Evolutionsgleichung für die Versetzungsdichte ist in Form einer Rategleichung formuliert, in der sowohl die Bildung und Akkumulation von Versetzungen (Verfestigung) als auch verschiedene Prozesse der Entfestigung wie die Bewegung, Umordnung oder Annihilation von Versetzungen berücksichtigt werden [1].



Vernetzte Geometrie einer reibungsbehafteten Stauchprobe



Lokale Verteilung der Fließspannung (am Ende der Umformung)



Zeitlicher Verlauf der Fließspannung (Fließkurve) für oberes Mittelelement

Bild 3: Anwendung der Modellimplementierung auf reibungsbehaftete Stauchprobe in easy-2-form.

Bild: CPM

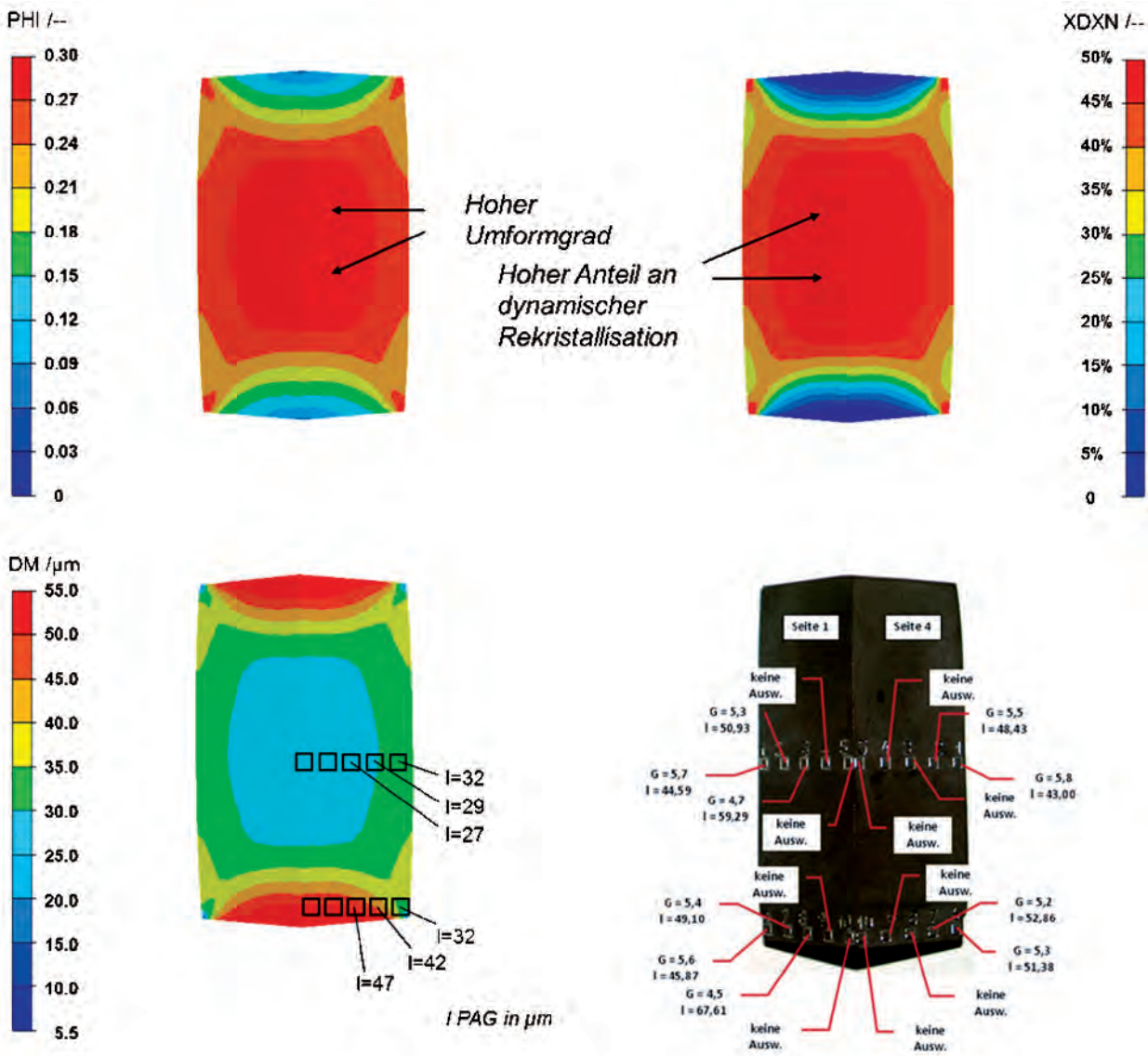


Bild 4: Exemplarische FORGE-Simulationsergebnisse nach der ersten Umformstufe und Vergleich der lokalen Austenitkorngröße in Experiment und Simulation.

Bild: Hirschvogel Automotive Group und Georgsmarienhütte

Ob und wann bei einer Umformung dynamische Rekristallisation stattfinden kann, wird durch das Teilmodul der kritischen Versetzungsdichte berechnet. Sind die Bedingungen für das Erreichen der kritischen Versetzungsdichte erfüllt, wird das Teilmodul der dynamischen Rekristallisation gestartet. Dieses Modul verwaltet verschiedene Teilgefüge, die zu unterschiedlichen Zeiten kristallisiert sind und sich damit in Verfestigungsgrad, Korngröße und Anteil unterscheiden. Ist die Umformung nach dieser Stufe abgeschlossen, kann die Versetzungsdichte unter Verwendung des Ansatzes der Vergleichsspannung nach von Mises in Form einer realen Fließspannung ausgegeben werden.

Geht die Probe nach der Umformung in eine Haltezeit

über, werden die mittlere Versetzungsdichte und Austenitkorngröße als Input-Parameter in das Teilmodul der statischen Rekristallisation übergeben. Das Teilmodul der statischen Rekristallisation wird in den Pausenzeiten immer dann genutzt, wenn die kritischen Bedingungen für eine Keimbildung der dynamischen Rekristallisation nicht erreicht wurden. In diesem Modul wird die Rekristallisationskinetik und das Kornwachstum als Funktion der Haltezeit und Temperatur beschrieben [7-9].

Kann es während der Haltezeit zur Ausscheidung von Mikrolegierungselementen kommen, werden die Prozesse statische Erholung und Ausscheidungsbildung in Abhängigkeit voneinander dargestellt, wobei gleichzeitig die Entwicklung der Versetzungsdichte und die Änderung der chemischen Zusammensetzung berücksichtigt werden. Das Modell für die Ausscheidungskinetik während der Haltezeit wurde auf Grundlage kommerzieller thermodynamischer Ansätze, basierend auf der Minimierung der Freien Energie ΔG , entwickelt [4,5]



Die dargestellten Ergebnisse sind das Resultat eines Teamworks, bei dem über die genannten Autoren hinaus seitens CDP Bharat Forge GmbH Martin Mickenhagen-Cox und seitens Georgsmarienhütte GmbH Dr.-Ing. Tim Rekersdrees sowie Dr.-Ing. Axel Stüber (von links nach rechts) beteiligt waren.

und stellt die verformungsinduzierte Ausscheidung von Vanadium-Karbonitriden V(C,N) im Wesentlichen in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte und der Übersättigung dar. Das Modul umfasst die Keimbildung, das Wachstum und die Vergrößerung der Ausscheidungen (Ostwald-Reifung) unter Änderung des Lösungszustandes der Elemente (V, N, C) mit fortschreitender Ausscheidungsentwicklung bei zunehmender Haltezeit [5,6].

Das entwickelte Teilmodul der Pausenzeitrechnung mit Kopplung der Teilmodule statische Rekristallisation und Ausscheidungsbildung wurde in FORTRAN programmiert. Die In- und Output Files wurden logisch mit den in C++ programmierten Teilmodulen der dynamischen Rekristallisation und des Submoduls der Versetzungsdichteevolution für jedes Zeitinkrement gekoppelt. Als externe Input-Parameter werden die Temperatur, Dehnrage, chemische Zusammensetzung und die Austenitkorngröße für die Modellrechnung benötigt. Darüber hinaus beinhaltet das Werkstoffmodell sechs Fitt-Parameter, wobei die Parameter k_{stat} und k_{dyn} die Keimbildungsrate, c_1 und c_8 die Versetzungsbewegung und f_{conv} die kritische Versetzungsdichte als Funktion der Fließspannung bestimmen. Der Parameter n stellt eine empirische Konstante dar, die das Kornwachstum der kristallisierten Körner beschränkt.

Die Teilmodelle dynamische Rekristallisation, statische Rekristallisation und Ausscheidungsentwicklung einschließlich der Evolutionsgleichung für die Versetzungsdichte zur Beschreibung des Warmumformverhaltens auf Basis physikalisch konstitutiver Gesetze wurden vom Projektpartner CPM in entsprechende Software-Module umgesetzt, um die benötigten Benutzerschnittstellen ergänzt und erfolgreich in das Umformsimulationssystem eesy-2-form implementiert (Bild 3).

Diese seitens Firma CPM entwickelte Software-Routine wurde durch Firma Transvalor – in Unterauftrag von Firma Hirschvogel und Firma CDP Bharat Forge – in die Simulationssoftware FORGE implementiert. Die Validierung der Schmiedesimulation erfolgte beispielsweise bei Firma Hirschvogel anhand eines Fahrwerksbauteils aus AFP-Stahl. Zusätzlich zu Füllverhalten, Schmiedekräften

und Fließspannung wurden insbesondere das Rekristallisationsverhalten, die Verteilung der Versetzungsdichte und die daraus resultierende Austenitkorngröße bewertet beziehungsweise anhand von Auswertungen an Realbauteilen abgeglichen. In Anwendung auf einen Serienprozess konnten qualitativ realistische Ergebnisse erzielt werden. So korrelierten Bereiche des Bauteils mit einem hohen Umformgrad beim Schmieden mit einem hohen Volumenanteil an dynamischer Rekristallisation und einer kleineren mittleren Austenitkorngröße (Bild 4).

Zusammenfassung und Ausblick

In dem vorgestellten Projekt wurde ein metallphysikalisches Umformmodell zur FE-Simulation von mehrstufigen Schmiedeprozessen entwickelt und in eine kommerzielle Software implementiert. Das Modell beschreibt die Fließspannung als Funktion interner Mechanismen wie der Entwicklung der Versetzungsdichte, Rekristallisation und der Bildung von Ausscheidungen. Erste Simulationsergebnisse weisen eine erfolgreiche Umsetzung dieses Ansatzes am Beispiel eines mikrolegierten AFP-Stahls nach und zeigen großes Potenzial, interne Wirkmechanismen entlang der mehrstufigen Prozesskette auch quantitativ beschreiben zu können. Auf Grundlage der Arbeiten ist es nun möglich, das Modell und die entsprechenden Parameter übergreifend auf andere Werkstoffe und Werkstoffklassen anzuwenden und zu validieren.

Ein AiF-Gemeinschaftsprojekt zum Thema „Werkstoff- und Prozessentwicklung von mikrolegierten AFP-Stählen mittels gekoppelter Thermodynamik- und Mikrostrukturmodellierung“ wurde vom Ausschuss zur Förderung bewilligt. Das geplante Forschungsvorhaben hat die Entwicklung eines mathematischen Modells zur Darstellung des Fließverhaltens von mikrolegierten AFP-Stählen beim Warmformen, in Kombination mit einer thermodynamischen Beschreibung der Ausscheidungskinetik von Nb, Ti und V zum Ziel. Das Modell soll damit eine zusammenhängende Darstellung der mechanischen, thermischen und mikrostrukturellen Phänomene während der gesamten Prozesskette beim Warmformen von mikrolegierten AFP-Stählen, ausgehend von der Aufwärmphase des Schmiedeblockes, über die ein-

zelnen Umformstufen bis hin zur Beschreibung der Mikrostruktur vor einer anschließend definierten Abkühlung, ermöglichen.

Danksagung

Das Konsortium dankt dem Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF) für die Förderung des Projektes BMBF-03X506E dem Industrieverband Massivumformung e. V. für die Koordination, sowie dem Projektträger Jülich für die angenehme Zusammenarbeit.

Literatur

[1] F. Roters, D. Raabe, G. Gottstein: Work hardening in heterogeneous alloys – A microstructural approach based on three internal state variables Acta Mater.48 (2000) 4181-89
 [2] C. Sommitsch, W. Mitter: On modelling of dynamic recrystallisation of fcc materials with-low stacking fault energy Acta Mater.54 (2006) 357-375
 [3] W. Roberts, B. Ahlblom: A nucleation criterion for dynamic recrystallization during hot working Acta Mater.26 (1978) 801-813
 [4] B. Dutta, E. J. Palmiere, C.M. Sellars: Modelling the kinetics of strain induced precipitation in Nbmicroalloyed steels Acta Mater.49 (2001) 785-794
 [5] P. Maugis, M. Gouné: Kinetics of vanadium carbonitride precipitation in steel: A computer model Acta Mater.53 (2005) 3359-67
 [6] A. Deschamps, Y. Brecht: Influence of predeformation and aging of an Al-Zn-Mg Alloy-II. Modeling of precipitation kinetics and Yield stress Acta Mater.47 (1999) 293-305
 [7] H. S. Zurob et al.: A model for the competition of precipitation and recrystallization in the deformed austenite Acta Mater.49 (2001) 4183-90
 [8] H. S. Zurob et al.: Modeling recrystallization of microalloyed austenite: effect of coupling recovery, precipitation and recrystallization Acta Mater.50 (2002) 3075-3092
 [9] G. Engberg, L. Lissel: A Physically based Microstructure Model for Prediction the Microstructural Evolution of C-Mn Steel during and after Hot Deformation Steel Res. Int.79 (2008) 47-58



Dipl.-Ing. Linda Mosecker



Univ.-Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Bleck



Dr.-Ing. Ulrich Prah



Dr.-Ing. Michael Twickler



Dr.-Ing. Hans-Willi Raedt



Jochen Heizmann