

Zum Stand der virtuellen Werkstoffentwicklung: Vom Halbzeug zum Crash

Bianca Springub¹, Alexander Butz², Markus Feucht³, André Haufe⁴, Sebastian Lossau⁵, Magsud Masimov¹, Frieder Neukamm³, Karl Roll³, Franz Roters⁵, Rolf Schwarzer⁶, Christoph Wagener⁶

1) Salzgitter Mannesmann Forschung GmbH, 2) Fraunhofer-Institut für Werkstoffmechanik IWM,
3) Daimler AG, 4) DYNAmore GmbH, 5) MPI für Eisenforschung GmbH,
6) Kirchhoff Automotive Deutschland GmbH

Abstract:

Due to environmental aspects in automotive industry weight reduction of body parts is one of the main challenges. Increase of safety and comfort requirements accompanied by decrease of weight leads to the necessity of complex construction and application of innovative steel in car part production.

The implementation of innovative steel grades is delayed in market introduction due to difficulties in production and processing of these steels.

To overcome this problem, Salzgitter Mannesmann Research GmbH, Daimler AG, Kirchhoff automotive GmbH, DYNAmore GmbH, Fraunhofer Institute for Mechanics of Materials IWM and Max-Planck Institute for Iron Research GmbH started a joint research project which is founded by the German Federal Ministry of Education in 2006. The goal of this project is the acceleration of the development and market introduction of new steel grades.

Within this project, a simulation strategy for modelling the process chain of dual phase steels from hot rolled strip to the behaviour of components under crash conditions was developed. These tools permit to take into account local changes of the microstructure during the process to consider their influence on the mechanical properties on macroscopic level and to transfer the relevant data from step to step along the whole process chain. Different length scales are applied for an adequate data structure of each simulation model. For example, numerical homogenization of the microstructure properties to provide a macroscopic material description is carried out by a so-called "Virtual lab".

The developed process chain simulation, allows steel manufacturers a fast and purposeful modification of the process parameters and thus of material properties. Consequently, application of the process chain simulation enables an enormous time and cost reduction during the introduction of new steels into the automotive market.

Keywords:

Dual Phase Steel, Simulation, Process Chain, Crystal Plasticity, RVE, Cellular Automaton, Cold Rolling, Annealing, Forming, Welding, Crash

1 Einleitung

Über Jahre hinweg entwickelten Stahlhersteller immer neuere Legierungen des Werkstoffs Stahl für immer differenziertere Einsatzgebiete, so dass heutzutage nahezu für jeden Spezialbereich im Automobilbau die entsprechend spezialisierte Legierung existiert - egal ob für crashrelevante Zonen, designtragende Außenhautteile oder stark belastete Fahrwerkskomponenten.

Der Bereich des Karosseriebaus wird seit je her vor die Aufgabe gestellt, möglichst steife und dennoch leichte Konstruktionen zu kreieren. Das gestiegene ökologische Bewusstsein und die damit verbundene Diskussion der CO₂-Reduktion führen dazu, entsprechende Leichtbaukonzepte voranzutreiben. Das Angebot an hoch- und höchstfesten Stählen seitens der Stahlhersteller ermöglicht es den Entwicklern der Automobilindustrie, den Wunsch nach hoher Insassensicherheit und dem Streben nach geringem Gewicht gleichermaßen zu erfüllen. Parallel zu diesem Trend bot der Wunsch des Kunden nach kürzeren Produktionszyklen und damit die für den Automobilhersteller verbundenen verkürzten Entwicklungszeiten die Möglichkeit, rechnergestützte Konstruktions- und Strukturberechnungsmethoden im Karosseriebau vermehrt einzusetzen.

Um das Deformationsverhalten des Materials hinreichend genau in der FE-Simulation abbilden zu können, müssen definierte Parameter an das numerische Berechnungsmodell übergeben werden. Diese Parameter werden durch teilweise aufwändige Prüfungen am Werkstoff ermittelt, die für jeden zu simulierenden Werkstoff durchgeführt werden müssen. Die Vielzahl der auf dem Markt angebotenen und von Stahlherstellern kontinuierlich weiterentwickelten Blechlegierungen führen dazu, dass diese Werkstoffprüfungen zur Modellkalibrierung zu einem entscheidenden Zeit- und Kostenfaktor werden, so dass sowohl die Stahlhersteller als auch die Automobilindustrie bestrebt sind, hierbei eine Verbesserung bzw. Beschleunigung der Parameterermittlung zu finden.

Innovationen auf dem Gebiet der kristallplastischen Werkstoffmodellierung ermöglichten es in den vergangenen Jahren, das Deformationsverhalten des Kristallgitters unter Lasteinwirkung zu simulieren. Der Walzvorgang beim Herstellungsprozess von Blechen lässt sich auf diese Weise im Modell abbilden. Die aus Schlibbildern ermittelte Korn- und Phasenverteilung vor dem Walzen dient dabei als maßgebliche Eingangsgröße. Dank der FE-Simulation auf Mikro-Ebene lassen sich die Kornverteilung und die Kornorientierung nach dem Walzen prognostizieren. Eine Übergabe der notwendigen Ergebnisse an die Simulation des Glühprozesses ermöglicht eine Vorhersage der Mikrostrukturänderung während der Wärmebehandlung. Da diese Kornverteilung hauptsächlich für das makroskopische Materialverhalten des Halbzeugs Blech verantwortlich ist, wird durch das „virtuelle Labor“ die Berechnung der notwendigen Eingangsparameter für Umformsimulationen aus den Mikrostrukturmodellierungen ermöglicht.

Ein weiterer Wunsch nach einer Schnittstelle zur Datenübergabe existiert zwischen Umformsimulation und Crash. Beide Simulationen wurden in der Vergangenheit parallel vorangetrieben und Berechnungen fanden voneinander unabhängig statt. In Wirklichkeit werden die Crasheigenschaften von Bauteilen unmittelbar durch die Deformationshistorie aus vorangehenden Prozessen wie der Umformung beeinflusst. Bislang wurde diese Vorgeschichte aus der Umformung für Crashsimulationen im besten Fall grob abgeschätzt. Als Schnittstelle wurde ein Schädigungsmodell entwickelt, das sowohl für Crash- als auch für Umformsimulationen einsetzbar ist, um zukünftig volle Kompatibilität zu gewährleisten.

Die Bauteilbewertung erfolgt also mittels Simulation entlang der vollständigen Prozesskette durch eine physikalische Modellierung der einzelnen Prozessschritte und einer geeigneten Transferarchitektur.

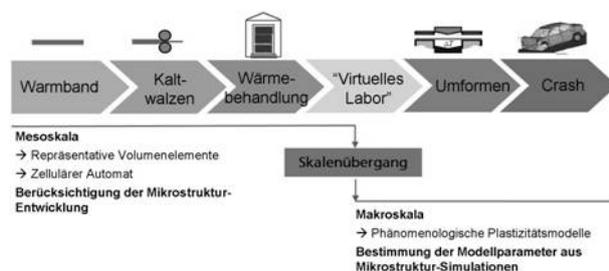


Bild 1: Vorgehensweise zur Entwicklung der Prozesskette

Die Arbeiten zur Bauteilbewertung auf Basis integraler Werkstoffmodellierung entlang der Prozesskette bieten Potenzial für zukünftige innovative Verfahren zur Simulation der Blechteilherstellung und werden in diesem Beitrag beschrieben.

2 Generierung der Anfangsmikrostruktur und der Eingangsdaten für die Simulation der Prozesskette

2.1 Experimentelle Ermittlung der Eingangsdaten für das Kaltwalzen

Die vorgestellte Prozesskettensimulation wird an der Herstellung und Verarbeitung eines Dualphasenstahls der Legierungszusammensetzung laut Tabelle 1 entwickelt.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des untersuchten Materials in Massen-%

C	Si	Mn	Al	V	Nb
0,147	0,403	1,868	0,037	0,098	0,047

Dazu wurde zunächst großtechnisch ein geeignetes Warmband der Dicke 3,75 mm erzeugt. Die Ergebnisse der mechanischen, metallographischen und metallkundlichen Auswertung werden als Eingangsdatensatz für die Mikrostruktursimulation des Kaltwalzprozesses aufbereitet. Das erzeugte Warmband zeigt eine ferritische Struktur mit einer bandförmigen Anordnung von Perlit.

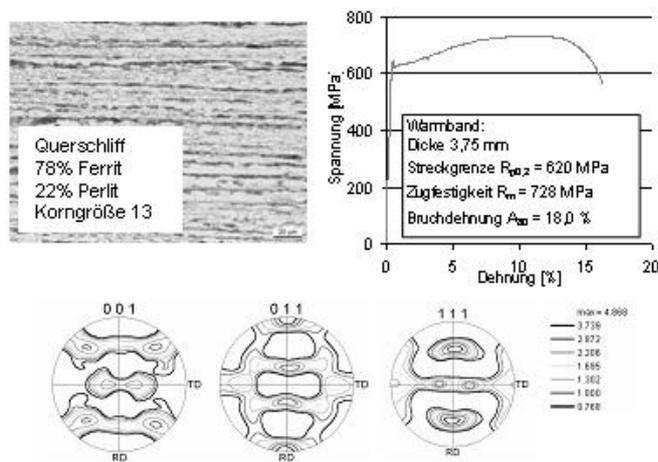


Bild 2: Eingangsdaten für die Kaltwalzsimulation

Zur Abbildung der Fließkurven beider Phasen wurde der Kohlenstoffgehalt im Perlit berechnet und angenommen, dass der Perlit des untersuchten Warmbandes ähnliche Eigenschaften besitzt wie ein rein perlitisches Band gleichen Kohlenstoffgehaltes. Die Ferrit-Fließkurve wurde anschließend durch inverse Simulation der Warmbandzugversuche bestimmt.

2.2 Generierung der Anfangsmikrostruktur

Durch die bandförmige Anordnung des Perlits ergibt sich ein Warmbandgefüge mit einer ausgeprägten anisotropen Morphologie. Diese beeinflusst sowohl die mechanischen Eigenschaften, als auch die Rekristallisations- und Phasenumwandlungsvorgänge während des Glühens. Aus diesem Grund ist es erforderlich, eine möglichst realitätsnahe Warmbandmorphologie mit Hilfe der Repräsentativen Volumenelemente (RVE) abzubilden. Unter Verwendung von aus der Statistik bekannten Korrelationsfunktionen („two point correlation function“ und „lineal path function“) wurde daher ein Konzept zur Rekonstruktion von Mikrostrukturen entwickelt [1]. Das Ziel bei dieser Rekonstruktion besteht darin, die räumliche Verteilung der beiden beim Warmband vorliegenden Materialphasen möglichst realistisch in der Einheitszelle abzubilden. Mit dem verwendeten Rekonstruktionsverfahren wird jedoch keine identische Mikrostruktur erzeugt, sondern eine Mikrostruktur, bei der bestimmte statistische Größen mit denen der realen Mikrostruktur übereinstimmen. Die generierte Mikrostruktur kann somit als statistisch gleichwertig betrachtet werden.

In Bild 3 ist eine Rekonstruktion der Warmbandmikrostruktur mit 2000 Ferritkörnern und vier Perlitbändern dargestellt. Der Perlitanteil wurde dem realen Gefüge des Warmbandes entsprechend mit 22% gewählt.

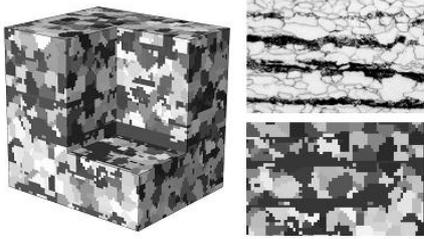


Bild 3: 3D-Ansicht der rekonstruierten Mikrostruktur des Warmbandes und Vergleich eines Längsschliffes mit einem Längsschnitt der Rekonstruktion

3 Simulation des Kaltwalzprozesses

Die Anpassung der Parameter des verwendeten Kristallplastizitätsmodells ist entscheidend für die realistische Beschreibung des Kaltwalzprozesses und für die nachfolgende Simulation der Wärmebehandlung.

Eine wesentliche Schwierigkeit besteht darin, dass das Warmband aus zwei Phasen (Ferrit und Perlit) besteht, und dass eine experimentelle Charakterisierung der beiden Phasen entkoppelt voneinander praktisch nicht möglich ist. Zur Bestimmung des Parametersatzes wurden zunächst die Parameter für die Perlitphase festgelegt. Dabei wurde angenommen, dass die Fließkurve des Perlits derjenigen eines C55-Stahls sehr ähnlich ist. Basierend auf dieser Annahme wurden die Parameter des Materialmodells an einer bei SZMF experimentell bestimmten Fließkurve eines C55 mit Hilfe eines einphasigen RVE-Modells mit 500 Körnern angepasst. Das Ergebnis der Anpassung ist in Bild 4 dargestellt.

Anschließend wurden die Parameter der Ferrit-Phase so eingestellt, dass sich eine möglichst gute Übereinstimmung zwischen einem Zugversuch an dem Einheitszellenmodell des Warmbandes und den experimentellen Daten aus Zugversuchen für Warmband ergibt. Der Vergleich zwischen den gemessenen Daten und den Simulationsergebnissen ist in Bild 5 dargestellt und zeigt eine sehr gute Übereinstimmung.

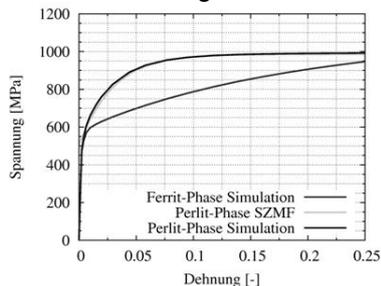


Bild 4: Makroskopische Spannungs-Dehnungs-Kurve für die beiden Phasen Ferrit und Perlit

Im weiteren Projektverlauf wurden Stauchversuche am Warmbandmaterial durchgeführt, um zusätzliche Informationen über das Verfestigungsverhalten des Materials auch bei hohen Umformgraden zu erhalten. Die Fließkurve aus dem Stauchversuch bzw. die Verfestigung des Materials lässt sich bis zu einer logarithmischen Dehnung von ca. 30-35 Prozent sehr gut mit dem zuvor ermittelte Parametersatz zur Abbildung des Kaltwalzprozesses beschreiben.

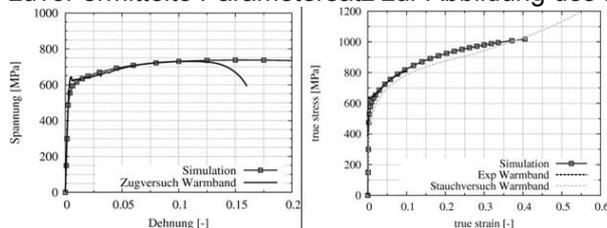


Bild 5: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven des Warmbandes für technische Dehnungen bis 20 Prozent (links) und unter Berücksichtigung des Stauchversuchs bis zu einer logarithmischen Dehnung von 60 Prozent (rechts)

Das erzeugte Warmband wird im Labor mittels eines Versuchswalzwerkes bzw. großtechnisch mit Variation des Umformgrades kaltgewalzt (Tabelle 2). Das walzharte Material wurde mechanisch-technologisch untersucht und metallphysikalisch ausgewertet.

Tabelle 2: Variation des Kaltwalzgrades am Versuchswalzwerk

Warmbanddicke [mm]	Kaltbanddicke [mm]	Umformung [%]	Kornstreckgrad	Versetzungsdichte [cm ⁻²]
3,75	2,20	41	2-3:1	1,65x10 ¹¹
3,75	1,75	53	5:1	2,10x10 ¹¹
3,75	1,45	61	8:1	3,20x10 ¹¹

Die metallographische Auswertung zeigt eine zeilenförmige Anordnung des Perlits. Durch diese zeitig angeordnete Perlit-Struktur im Material bildet sich beim Kaltwalzen in der weichen Phase Ferrit eine starke Kornstreckung aus, die mit wachsendem Umformgrad ansteigt.

Das RVE-Modell der Mikrostruktur des walzarten Kaltbandes vor dem Zugversuch (d.h. nach dem Kaltwalzen) und nach dem Zugversuch ist in Bild 6 für die drei betrachteten Umformgrade dargestellt. Die Streckung der Ferrit-Körner und die Ausbildung der Perlit-Bänder sind in guter Übereinstimmung mit den metallographischen Untersuchungen im vorherigen Abschnitt. In Bild 6 sind die akkumulierten plastischen Dehnungen nach dem Kaltwalzen und nach dem Zugversuch am walzarten Kaltband dargestellt. Es ist deutlich erkennbar, dass die Werte der plastischen Dehnung für die einzelnen Körner je nach Orientierung sehr unterschiedlich sind.

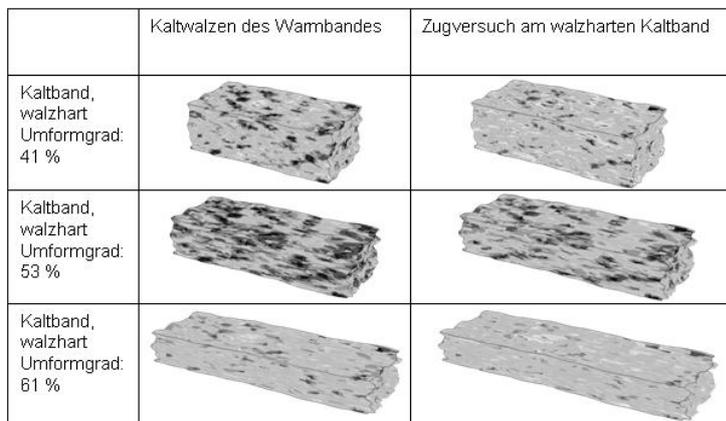


Bild 6: Simulation der Zugversuche am Warmband und am walzarten Kaltband für verschiedene Umformgrade: Darstellung der akkumulierten plastischen Dehnungen nach dem Kaltwalzen (links) und nach Abschluss der Zugversuche an den zuvor gewalzten RVE-Modellen (rechts) für drei unterschiedliche Umformgrade

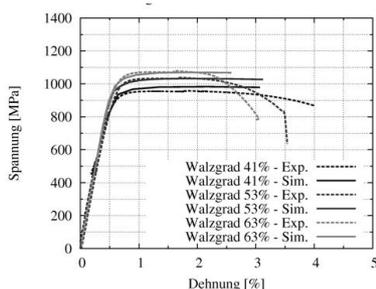


Bild 7: Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven des walzarten Kaltbandes aus der Simulation mit den experimentellen Daten.

Bild 7 zeigt einen Vergleich der Spannungs-Dehnungs-Kurven des walzarten Kaltbandes für die drei unterschiedlichen Umformgrade. Die Übereinstimmung zwischen den experimentellen Daten und den Simulationsergebnissen ist unabhängig vom Walzgrad sehr gut.

4 Simulation des Glühprozesses

4.1 Entwicklung eines Zellulären Automaten zur Simulation der Wärmebehandlung von Dualphasenstählen

Die Validierung der dreidimensionalen numerischen Glühsimulationen mit Hilfe des Zellulären Automaten (CA) basieren auf Salzbad-Glühungen von im Labor kaltgewalzten Bändern mit einem Umformgrad von 50% entsprechend einer Enddicke von 1,75 mm.

Die Proben wurden metallographisch und am Rasterelektronenmikroskop in Kombination mit Rückstreuungselektronenbeugung (EBSD) auf Gefügemengenanteile, Morphologie und Textur untersucht. Die Härte wurde ebenfalls ermittelt. Zum Starten des Zellulären Automaten werden zum Einen die Mikrostruktur basierend auf der Kaltwalzsimulation und zum Anderen die kinetischen Parameter, wie die Korngrenzmobilität und die Aktivierungsenergie basierend auf den physikalischen Glühsimulationen und der analytischen Rekristallisationstheorie (Johnson, Mehl, Avrami, Kolmogorov, JMAK) verwendet. Zunächst wurde die Rekristallisation für Probenbereiche in der Bandmitte für ferritische Glühtemperaturen von 620°C und 695°C und für eine interkritische Glühtemperatur von 740°C mit dem Zellulären Automaten simuliert (Bild 8). Anhand des Härteverlaufs wurde vorab nachgewiesen, dass im unteren Temperaturbereich bis 695°C ausschließlich Rekristallisation ohne Phasenumwandlung erfolgt. Der Volumenanteil an rekristallisiertem Ferrit nimmt in Abhängigkeit der Glühdauer zu, die Härte entsprechend ab (Bild 8). Bei einer interkritischen Glühtemperatur von 740°C und langer Glühdauer nimmt der Volumenanteil an rekristallisiertem Ferrit nach 300 s wieder ab, da dann der Phasenübergang einsetzt.

Die Simulation liefert eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen. In den Simulationen wurde die Erholung ebenfalls berücksichtigt. Für die Aktivierungsenergien für Erholung und Rekristallisation ergaben sich etwa gleich große Werte von 2.6 eV und 2.5 eV. Die Erholung hat damit einen wesentlichen Einfluss auf die Kinetik. Ein Vergleich mit der analytischen Rekristallisationstheorie ergibt entgegen den anfänglichen Erwartungen, dass die Ferrit/Perlit-Zeiligkeit im Ausgangsmaterial keinen signifikanten Einfluss auf die Kinetik hat.

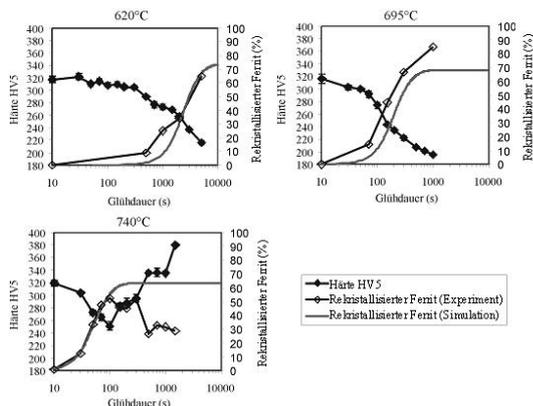


Bild 8: Härte und Volumenanteile von rekristallisiertem Ferrit in Abhängigkeit von der Glühdauer (Salzbadglühung an Probe mit Umformgrad von 50%)

Die Phasenumwandlung wurde für Probenbereiche in der Bandmitte für eine interkritische Glühtemperatur von 740°C untersucht (Bild 9). Die Prozesse laufen für diese Glühtemperatur in folgender Reihenfolge ab oder setzen in folgender Reihenfolge ein:

1. Erholung und Rekristallisation von Ferrit
2. Phasenumwandlung Perlit zu Austenit (Martensit)
3. Phasenumwandlung Ferrit zu Austenit (Martensit)

Bei diesen niedrigen interkritischen Glühtemperaturen laufen Rekristallisation und Phasenumwandlung also nacheinander ab. Für die Modellierung der Phasenübergänge wurde zunächst das analytische Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov-Modell (JMAK) für die Keimbildung und das Kornwachstum angewandt.

Das Modell zur Phasenumwandlung wird im Folgenden erklärt und ist in Bild 9 schematisch dargestellt. Beim Eintritt in den interkritischen Bereich entstehen Austenit-Keime, die gleichmäßig im Volumen verteilt sind. Diese Keime wachsen in den Perlit, in den rekristallisierten und in den nicht rekristallisierten Ferrit jeweils mit unterschiedlicher Geschwindigkeit hinein. Am Ende stellt sich bei langer interkritischer Glühung ein Gleichgewicht zwischen Austenit und rekristallisiertem Ferrit ein. Der Perlit und der nicht rekristallisierte Ferrit werden dagegen vollständig aufgezehrt. Bei einer

anschließenden Abkühlung wandelt der Austenit in Abhängigkeit von der Abkühlrate sogar in rekristallisierten Ferrit rückumwandeln. Eine Rückwandlung von Austenit in Perlit oder in nicht rekristallisierten Ferrit wird dagegen ausgeschlossen. Beim Abkühlen auf Raumtemperatur am Ende der Glühsimulation wird in diesem Beispiel angenommen, dass sich der Austenit vollständig in Martensit umwandelt. Ein Einfluss der Abkühlrate auf diesen Umwandlungsprozess wurde nicht berücksichtigt. Dieses Modell wurde getestet, indem für die Entwicklung der Volumenanteile der Gefügebestandsanteile ein Satz an gekoppelten Differentialgleichungen aufgestellt und numerisch gelöst wurde.

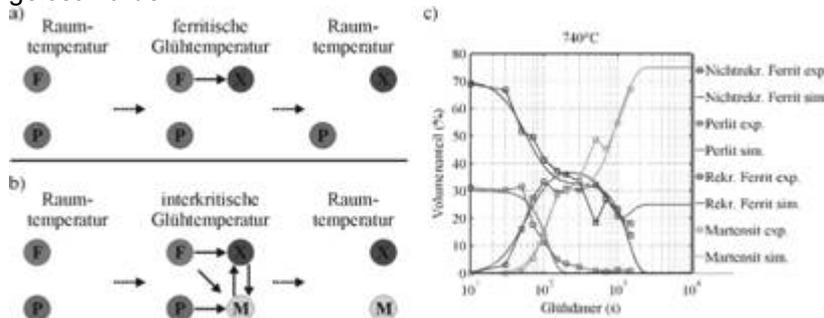


Bild 9: (a) und (b) Schema für die Umwandlung der Gefügeanteile, (F: nichtrekristallisierter Ferrit, X: rekristallisierter Ferrit, P: Perlit, M: Austenit bzw. Martensit) (c) Durch Experiment und Simulation ermittelte Volumenanteile der Gefügebestandteile in Abhängigkeit der Glühdauer. Die Mikrostrukturuntersuchungen wurden in der Bandmitte von Proben mit einem Umformgrad von 50% durchgeführt, die im Salzbad bei 740°C geätzt wurden.

4.2 Validierung der Simulation des Glühprozesses

Als Ausgangsstruktur diente eine Mikrostruktur basierend auf einer Kaltwalzsimulation (Fraunhofer IWM, .pool-Datei). Sowohl die Ausgangsstruktur als auch die Mikrostruktur nach der Verzinkungssimulation sind in Bild 10 dargestellt. Bild 11 zeigt die Veränderung der Phasenanteile während der Glühbehandlung.

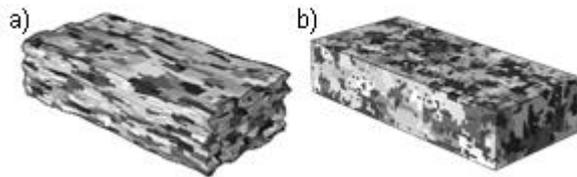


Bild 10: (a) Start-Mikrostruktur eines Blechs mit einem Umformgrad von 50%, die vom Fraunhofer IWM berechnet wurde. (b) End-Mikrostruktur nach dem Verzinken, die mit Hilfe eines CA am MPIE berechnet wurde. Für die numerische Glühsimulation wurden die Rekristallisation, die Erholung und die Phasenumwandlungen berücksichtigt.

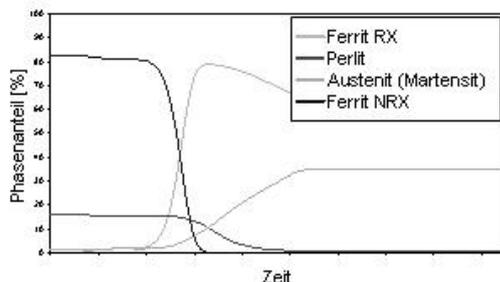


Bild 11: Veränderung der Phasenanteile während der Glühung.

Nach der Glühung liegt ein Phasenverhältnis von ca. 65% Ferrit und 35% Martensit vor, wie es auch bei der Mikrostrukturuntersuchung der Glühvariante 2 und dem Dressiergrad 0.3% bestimmt wurde.

5 Umformsimulation

Bei der Konstruktion von Tiefziehwerkzeugen zur industriellen Großserienfertigung von Blechbauteilen dient heutzutage die Umformsimulation als wichtigste Prognosemethode.

Die Simulation von Tiefziehprozessen erfolgt auf der Makroebene. Zur Kalibrierung des jeweils angewandten Materialmodells werden entsprechende Modellparameter benötigt, damit das elasto-plastische Materialverhalten in der Simulation ausreichend genau abgebildet werden kann. Je nach Modell können isotrope, kinematische oder kombinierte Verfestigungsmechanismen berücksichtigt werden. Bislang werden die Modellparameter in teilweise aufwändigen und teuren Versuchen bestimmt.

Das "Virtual Lab" ermöglicht nun, basierend auf den Ergebnissen aus Glüh- und Walzsimulation und den daraus gewonnenen Erkenntnissen über die Mikrostruktur des kaltgewalzten Materials, die Modell-Kalibrierversuche durch entsprechende FE-Simulationen der jeweiligen Versuche zu ersetzen. Um die generelle Eignung dieser Vorgehensweise darzulegen wurde das Modell Barlat-Lian 89 zur Beschreibung des Fließorts herangezogen [2]. Die notwendigen und nach herkömmlicher Methodik experimentell ermittelten Modellparameter beschränken sich in diesem Fall auf die Lankford-Parameter in 0°, 45° und 90° zur Walzrichtung.

Die üblicherweise zur Beschreibung der isotropen Verfestigung herangezogenen Funktionen (Gosh, Swift, Hockett-Sherby, etc.) basieren ebenfalls auf der Extrapolation des einachsigen Zugversuchs. Die Wahl eines isotropen Fließmodells erfordert demnach keine zusätzlichen Versuche zur Bestimmung der Verfestigungs-Parameter.

Zu erkennen ist, dass die Abweichung der im Virtuellen Labor errechneten r -Werte für den 0°- und 90°-Fall mit 16% bzw. 13 % recht gering ausfällt. Für die Richtung 45° zur Walzrichtung trifft dies nicht zu. Eine mögliche Erklärung für diese große Diskrepanz kann in den kinematischen Randbedingungen der 45°-Simulation gesucht werden. Anders als in den 0°- und 90°-Versuchen, bei denen die Verschiebungen senkrecht zu den Würfelflächen an zwei gegenüberliegenden Seiten erfolgt, wurde beim 45°-Versuch die diagonale Verschiebung am gleichen Ausgangswürfel über Krafrandbedingungen auf die Würfelflächen (Normalspannungskomponenten überlagert mit Schubkomponenten) gesteuert. Dadurch werden die Elemente, die den Einheitswürfel bilden, anderen Deformationsmechanismen unterzogen. Die naheliegende Lösung, nicht die Randbedingungen, sondern stattdessen die Kornorientierung um 45° zu drehen und dann wie bei 0° und 90° senkrecht zweier Seiten zu ziehen, wird daher in Zukunft weiter verfolgt.

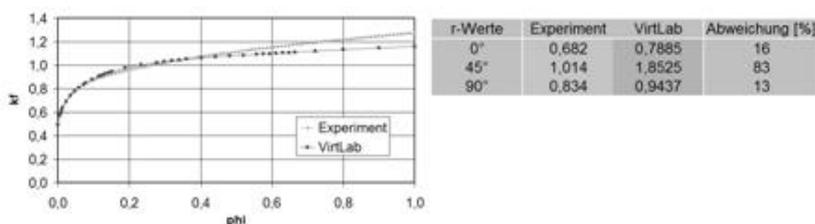


Bild 12: Vergleich der mit Hilfe des virtuellen Labors berechneten mit den experimentell ermittelten Fließkurve und Anisotropiewerten

Die experimentell ermittelte Kurve basiert auf uniachsialen Zugversuchen (0° - parallel zur Walzrichtung). Der Bereich der Gleichmaßdehnung endet bei diesem Versuch für den verwendeten Dualphasenstahl nach ca. 13 % plastischer Dehnung. Da in der Realität unter mehrachsiger Belastung höhere Dehnungen ohne Einschnürungen erreicht werden, muss dem Materialmodell eine Beziehung zwischen Fließspannung k_f und Umformgrad ϕ übergeben werden, die über den Bereich der Gleichmaßdehnung hinaus das Materialverhalten korrekt beschreibt. Hier kommen die Verfestigungsmodelle ins Spiel, die im Bereich der Gleichmaßdehnung an die Messkurve angepasst werden und darüber hinaus eine Extrapolation der Messwerte darstellen. In Zukunft kann das Virtuelle Labor in diesem Bereich von Vorteil sein, da dort die wahre Spannungs-Dehnungs-Kurve über die Gleichmaßdehnung hinaus bestimmt werden kann. Zusammen mit dem später beschriebenen erarbeiteten Schädigungsmodell lässt sich damit ein sehr realitätsnahes Materialverhalten darstellen.

Mit der entwickelten Methode können praxisnah Simulationen an serienprodukt-relevanten Bauteilen durchgeführt werden, wie am Beispiel des Tiefziehvorgangs der B-Säule eines Serienfahrzeugs demonstriert werden konnte. Zum Vergleich wurden plastische Dehnungen mittels ARGUS im Bereich des Bauteilfußes vermessen, der aufgrund von Verprägungen und konkav-konvex verlaufenden Rundungen eine relativ komplexe Geometrie aufweist. Die Verteilung der plastischen Dehnungen in Bild 13 lässt erkennen, dass die Simulationsergebnisse sich nur marginal vom Bauteil unterscheiden.

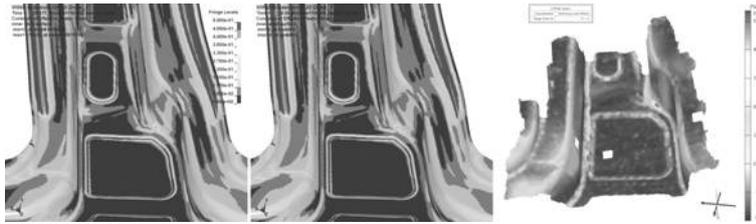


Bild 13: Effektive plastische Dehnungen

6 Crashesimulation

Ziel der Crashesimulation im Entwicklungsprozess ist, das Verhalten komplexer Bauteile und Strukturen unter dynamischen und stark nichtlinearen Belastungen vorherzusagen. Besondere Wichtigkeit hat diese Disziplin im automobilen Entwicklungsprozess, um eine rechnergestützte Entwicklung der relevanten Strukturen bereits in frühen Entwicklungsphasen zu ermöglichen. Dadurch können signifikant Prototypen und damit Entwicklungskosten eingespart, sowie der Entwicklungsprozess beschleunigt werden.

Hier rückt die zuverlässige Prognose eines etwaigen Versagens immer mehr in den Mittelpunkt. Die Praxis zeigt, dass sich das Versagen, besonders von hoch- und höherfesten Materialien, nur sinnvoll abbilden lässt, wenn die Werkstoff- und Umform-Historie des betreffenden Bauteils mit berücksichtigt wird. Hierzu muss die Prozesskette der Herstellung in Betracht gezogen werden. Neben der lokalen Ausdünnung der Bleche, muss der Einfluss von plastischer Vordehnung auf die Fließspannung des Materials berücksichtigt werden. Für eine Beschreibung des Versagens ist es zudem erforderlich, die Berechnung der lokalen Vorschädigung in den vorhergehenden Prozessschritten durchzuführen. Diese Vorschädigung muss dann mit Hilfe einer Transferarchitektur, respektive mit Hilfe von geeigneten Mappingtools, zwischen den einzelnen Prozessschritten übertragen werden. Für die Crashesimulation kommen die Daten in der Regel aus einer vorhergehenden Umformsimulation, bei der die Herstellbarkeit des Bauteils bewertet wird.

Nach aktuellem Stand der Technik werden in Umformsimulationen keine Schädigungsmodelle verwendet. Eine Prognose der Herstellbarkeit eines Bauteils erfolgt in der Regel als Nachauswertung mit Hilfe von vordefinierten Kriterien für die maximal erreichbaren Hauptdehnungen.

Daher wurde das inkrementelle Schädigungsmodell GISSMO (Generalized Incremental Stress State dependent damage MODEL) entwickelt, und in das kommerzielle Finite Elemente Programm LS-Dyna eingebunden. Der Aufbau des Modells wurde modular angelegt, um eine Kopplung an beliebige vorhandene Materialmodelle zu ermöglichen.

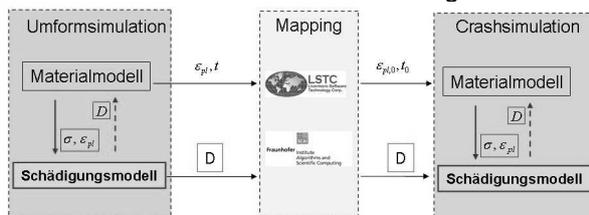


Bild 14: Übertragung des Schädigungsparameters D und anderer Größen zwischen der Umform- und der Crashesimulation

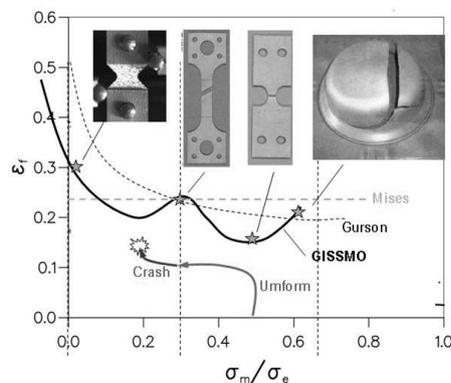


Bild 15: Versagenskurve in Abhängigkeit des Spannungszustands

Beispielhaft ist die Übertragung des Schädigungsparameters D und anderer Größen zwischen der Umform- und der Crashsimulation dargestellt. Damit wird eine Übertragung von berechneten Vorschädigungswerten zwischen verschiedenen Materialmodellen durch die durchgängige Verwendung eines Versagensmodells ermöglicht.

Kernstück des Schädigungsmodells GISSMO ist eine vom Spannungszustand abhängige Beschreibung der Versagensdehnung. Die (für den ebenen Spannungszustand zweidimensional darstellbare) Versagenskurve kann dann vorab mit Hilfe von Probenversuchen ermittelt werden.

Schematisch dargestellt ist hier eine typische Versagenskurve in Abhängigkeit des Spannungszustands, ausgedrückt durch das Verhältnis von mittlerer Spannung zu äquivalenter Spannung. Zum Vergleich ist noch eine typische Kurve des gängigen Versagensmodells von Gurson eingezeichnet, sowie eine konstante äquivalente plastische Dehnung als Versagenskriterium (Mises).

6.1 Validierung der Schädigungsmodellierung am Prinzipbauteil

Um die prinzipielle Eignung des Schädigungsmodells für eine Prognose auch für die Umformsimulation nachzuweisen, wurden Simulationen eines Kreuznapfversuchs (Cross-Die) durchgeführt (Bild 16) und mit experimentell erzeugten Näpfen verglichen.

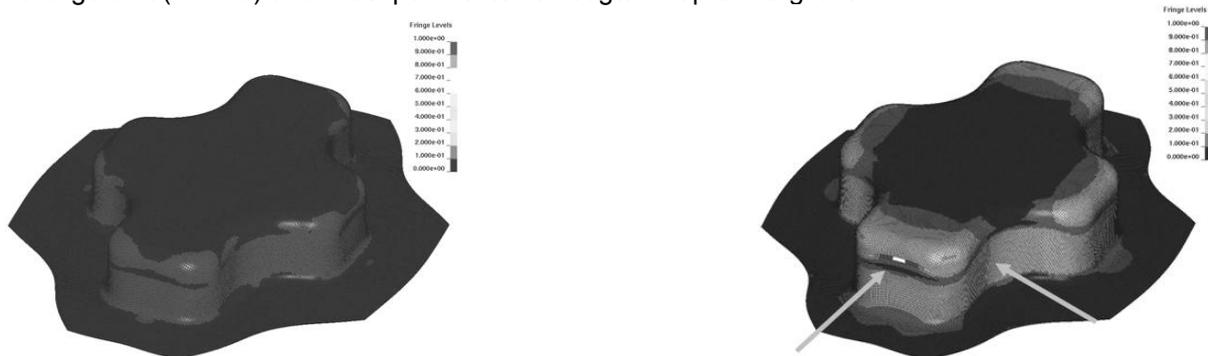


Bild 16: Konturplot der Lokalisierungsbereiche ($F=1$) und des Schädigungsparameters zu Rissbeginn

In diesen Bereichen findet eine Kopplung der Schädigung mit dem Spannungstensor statt, Versagen steht hier unmittelbar bevor.

Die Bereiche an den Kanten der Probe, an denen der Schädigungsparameter D nahe dem Wert 1 ist sind zu erkennen (Bild 16). Erste Elemente wurden an der Stirnseite erodiert.

7 Transferarchitektur

7.1 Datentransfer auf Mikrostruktur-Ebene

Um die Simulationsergebnisse zwischen den einzelnen Prozessschritten zu übergeben, die auf der Mikro- bzw. Mesoskala abgebildet werden, wurde eine geeignete Datentransferstruktur entwickelt, deren Kern der sogenannte „Datenpool“ bildet. In diesem Datenpool sind alle relevanten Daten wie beispielsweise die Morphologie, die Materialzuweisung und die erforderlichen Zustandsgrößen in Form von inneren Variablen hinterlegt. Zur Simulation eines Prozessschrittes werden die Daten mittels einer Schnittstelle aus dem Datenpool ausgelesen und zur Erzeugung des jeweiligen numerischen Modells verwendet. Nach Abschluss der Simulation werden die aktuellen Ergebnisse über eine weitere Schnittstelle in den Datenpool zurückgeschrieben. Der Vorteil der Datenhaltung in Form eines Datenpools besteht darin, dass eine allgemeine Beschreibung der Mikrostruktur für alle Prozessschritte existiert.

7.2 „Virtuelles Labor“: Datenübergabe von der Mikroskala auf die Makroskala

Für die Simulation der Prozessschritte auf der Makroebene (z.B. die Umformung des feuerverzinkten Bleches in ein Bauteil wie beispielsweise das Tiefziehen oder ein Crashversuch an einer B-Säule) ist die direkte Berücksichtigung der Mikrostruktur aufgrund des numerischen Aufwandes nicht möglich. Für diese Simulationen ist der Einsatz, bestehender Materialmodelle zweckmäßig, die in der Praxis bereits erprobt und etabliert sind. Daher werden diese Prozessschritte mit einem elasto-plastischen Materialmodell abgebildet, was einen Skalenwechsel von der Mikro-Skala auf die Makroskala erfordert. Die aus den RVE-Simulationen resultierenden Daten werden zu diesem Zweck homogenisiert, um daraus die für die Beschreibung der elasto-plastischen Materialmodelle

erforderlichen Parameter zu ermitteln. Dies erfolgt mit Hilfe eines Simulationswerkzeuges, das als „virtuelles Labor“ bezeichnet wird.

Prinzipiell kann diese virtuelle Materialprüfung nach jedem Prozessschritt durchgeführt werden, um so die mechanischen Eigenschaften des Materials während der gesamten Prozesskette vorherzusagen. Darüber hinaus ist die Untersuchung von Spannungszuständen möglich, die in Experimenten nicht realisiert werden können (Bild 17).

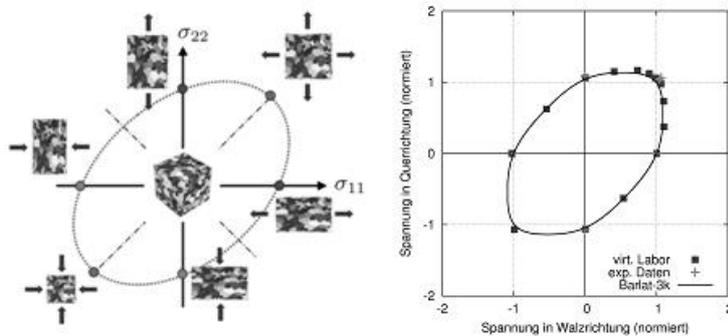


Bild 17: Aufbringen von verschiedenen Belastungszuständen aus dem RVE-Modell mit dem „virtuellen Labor“ und Vergleich des Anfangsfließortes, bestimmt aus dem virtuellen Labor mit der Fließortbeschreibung nach Barlat-3k unter Berücksichtigung der experimentell bestimmten r-Werte.

7.3 Datentransfer zwischen Umformen und Crash

Beim Datentransfer zwischen Umformen und Crash muss zwischen der physikalischen Kompatibilität der Konstitutivdaten und der reinen softwaretechnischen Implementierung einer Datenschnittstelle unterschieden werden. Ersteres muss durch die Wahl kompatibler Materialmodelle bzw. der entsprechenden Ergänzung notwendiger Schädigungsmodelle sichergestellt werden. Dies wurde durch die Entwicklung von GISSMO und die Anbindung dieses Schädigungs- und Versagensmodells an beliebige Materialmodelle in LS-DYNA erreicht. Zweiteres wird in der eingesetzten Software LS-DYNA durch die Erweiterung einer bestehenden Datenschnittstelle sichergestellt. Hierfür wurde das bestehende ASCII-Format zur Ausgabe und zum Einlesen von Knoten, Elementen, Spannungs- und Verzerrungstensoren sowie für die Historie der Materialparameter erweitert und für die Zielanwendung optimiert. Mit Abschluss des vorgestellten Projektes sind diese Erweiterungen für alle Anwender verfügbar.

8 Zusammenfassung

Über die bisherige Vorgehensweise in der Simulation des Herstellungsprozesses von Bauteilen mit ihrer Fokussierung auf separater Prozessschritte hinaus werden neue Werkstoffe mit Hilfe der vorgestellten Prozesskettensimulation durch die Stahlhersteller rechnergestützt beschrieben und die Veränderung der Werkstoffeigenschaften in Abhängigkeit der Prozessparameter zukünftig mit Hilfe innerer (gefügeabhängiger) Variablen von Prozessschritt zu Prozessschritt durchgehend verfolgt. Als Ergebnis können die Automobilhersteller die Eigenschaften am fertigen Bauteil ortsabhängig ablesen, ohne dass zahlreiche teure Großversuche bis hin zum Prototypenteil durchgeführt worden wären. Rückkopplungen an die vorigen Prozessschritte, d.h. von der Werkstoffkomposition über das Kaltwalzen, Wärmebehandeln, Umformen bis hin zur Crashsimulation ermöglichen eine Optimierung entlang der vollständigen Prozesskette in erheblicher verkürzter Zeit. Eine Detaillierung der Ergebnisse ist in [3]-[12] zu finden.

9 Literatur

- [1] Yeong, C.L.Y., Torquato, S.: Reconstructing random media. II. Three-dimensional media from two-dimensional cuts. Phys. Review, Vol. 58, 1998, S.224-233
- [2] Barlat, F.; Lian J.: Plastic Behavior and Stretchability of Sheet Metals. Part 1: A Yield Function for Orthotropic Sheets under Plane Stress Conditions; Int. Journal of Plasticity, Vol. 5, pp. 51-66, 1989
- [3] Benevolenski, O., Butz, A., Lossau, S., Peranio, N., Rist, T., Roters, F., Schmitt, W., Schulz, S., Springub, B.: From cold rolling to deep drawing - (microstructure based) modeling of a dual phase steel, NumiSheet 2008, September 1st-5th, 2008, Interlaken, Switzerland

- [4] Roters, F.; Schulz, S.; Peranio, N.; Lossau, S.; Benevolenski, O.; Butz, A.; Rist, T.; Schmitt, W.; Springub, B.: "From cold rolling to deep drawing - (Microstructure based) Modeling of a dual Phase Steel", Numisheet 2008, pp. 357-362
- [5] Butz, A.; Rist, T.; Springub, B.; Roters, F.; Schultz, S.: "Virtual Processing of Dual Phase Steels – A Microstructure Based Simulation Approach" Proceedings of the Fourth International Conference on Multiscale Materials Modeling 2008, pp. 302-305
- [6] Butz, A., Springub, B., Roters, F., Lossau, S.: Numerische Modellierung von Dualphasenstählen bei der Herstellung, Verarbeitung und im Bauteil – Teil 1: Mikrostrukturbasierte Simulation vom Warmband bis zum Umformen. Tagungsband T 31 des 30. EFB-Kolloquiums Blechverarbeitung 2010, Bad Boll.
- [7] Feucht, M.; Neukamm, F.; Haufe, A.: Neue Ansätze zur durchgängigen Schädigungsmodellierung in der Prozesskette „Umform-Crash“. CrashMAT Konferenz, Freiburg, 2009
- [8] Haufe, A., Rist, T., Butz, A., Feucht, M., Neukamm, F., Roll, K., Roters, F., Springub, B., Wagener, C., Masimov, M.: The Process Simulation Chain: From the Hot-Rolled Sheet to the Crashed Part, Proceedings of the 3rd Forming Technology Forum Zurich 2009, May 5th-6th, 2009, Rüslikon (Zurich), Switzerland, p. 99-106
- [9] Neukamm, F.; Feucht, M.; Haufe, A.; Roll, K.: On Closing the Constitutive Gap between Forming and Crash Simulation. 10th International LS-DYNA Users Conference, Dearborn (Michigan), 2008
- [10] Neukamm, F.; Feucht, M.; Haufe, A.; Roll, K.: A Generalized Incremental Stress State Dependent Damage Model for Forming and Crashworthiness Simulations. Numisheet Conference, Interlaken (CH), 2008
- [11] Neukamm, F.; Feucht, M.; Bischoff, M.: On the Application of Continuum Damage Models to Sheet Metal Forming Simulations. X. International Conference on Computational Plasticity COMPLAS X, Barcelona, Spain, 2009
- [12] Peranio, N., Li, Y.J., Roters, F., Raabe, D.: Microstructure and texture evolution in dual-phase steels: competition between recovery, recrystallization, and phase transformation, eingereicht bei Materials Science and Engineering A

10 Danksagung

Die vorgestellte Arbeit wurde im Rahmen des Forschungsprogramms 'WING' vom Bundesministerium für Bildung und Forschung BMBF gefördert (Fördernummer 03X0501).