

Möglichkeiten und Grenzen der simulationsbasierten Prozesskettenoptimierung.

Dargestellt am Beispiel eines Schmiedeerzeugnisses aus einer Nickel-Basislegierung

Nikolay Biba^a, Alexander Borowikow^b, Doris Wehage^c

^a *MICAS Simulations Ltd., 107 Oxford Road, Oxford, OX4 2ER, UK*

^b *GMT- mbH, Gesellschaft für metallurgische Technologie- und Softwareentwicklung mbH, Heinersdorfer Straße 12, D-13086 Berlin, Germany*

^c *GMS-mbH, Gesellschaft für metallurgische Systeme mbH, Börnicker Chaussee 1-2, D-16321 Bernau, Germany*

Abstracts: Im Beitrag wird die Abbildung eines mehrstufigen Warmumformprozesses in zwei Ebenen beschrieben. In der ersten Ebene wird die Finite Elemente Simulation zur Berechnung des Werkstoffflusses und der Temperaturverteilung über die Prozesskette abgebildet. In der zweiten, unmittelbar angebundenen und rückgekoppelten Ebene erfolgt anhand eines semiempirischen Modells die Simulation der ablaufenden dynamischen und statischen Rekristallisationsprozesse sowie des Kornwachstums über alle Schritte der Prozesskette. Die Parametrisierung des Gefügemodells erfolgt anhand von Ergebnissen experimenteller Untersuchungen. Modelle und Werkstoffparameter werden im MatILDa[®] Werkstoffdatenbanksystem archiviert und der FEM-Simulation anhand von Standard- Schnittstellen bereitgestellt. Beschrieben werden die Möglichkeiten und Grenzen dieser Simulationsansätze am Beispiel der Simulation einer Prozesskette zur Herstellung von Turbinenscheiben aus dem Werkstoff Inconel 718.

Keywords: Metal forming, FEM, simulation, microstructure, recrystallization, nickel alloy.

EINLEITUNG

Die Entwicklung und Optimierung von Umformprozessen ist in der Gegenwart ohne den Einsatz von Simulationstechnologien nicht vorstellbar. Neben den Voraussagen zum Werkstofffließverhalten sowie zur Werkzeugbelastung und den Kraft- und Arbeitsparametern des Umformprozesses werden zunehmend auch Aussagen zu den im Ergebnis des projektierten Umformprozesses einstellbaren Gefügeständen und mechanischen Erzeugniseigenschaften gefordert. Das erfordert die Einbindung von Gefügemodellen in die FEM- Simulationsumgebung. Im vorliegenden Beitrag wird der Einsatz eines Gefügemodells für den Werkstoff Inconel 718 zur Bestimmung einer optimierten Umformstrategie zur Herstellung von Triebwerkskomponenten mit einer definierten Gefügeverteilung für den Einsatz in der Luftfahrt beschrieben.

GEFÜGEMODELL

Anhand der chemischen Zusammensetzung eines Werkstoffes werden die Eigenschaften eines Produktes nur vorgeprägt. Ihre endgültige Ausbildung erstreckt sich über die während des gesamten Herstellungsprozesses ablaufenden Gefügeveränderungen, angefangen mit der Erstarrung über die Verformungsstufen und Zwischenerwärmungen bis hin zur abschließenden Wärmebehandlung.

Die betrachteten Nickel Basiswerkstoffe sind austenitische Legierungen und sie unterliegen keiner Phasenumwandlung während der Abkühlung. In diesem Zusammenhang ist eine abschließende thermische Behandlung zur Korngrößenbeeinflussung und Eigenschaftsausprägung, wie es z.B. bei ferritisch-perlitischen Stählen üblich ist, nicht möglich. Die gezielte Korngrößen- und Eigenschaftsausprägung und -verteilung

über das Volumen des Schmiedeproduktes muss deshalb im Rahmen des Umformprozesses abschließend realisiert werden. Dazu werden die während der Umformung ablaufenden dynamischen und statischen Rekristallisationsprozesse zielgerichtet genutzt. Intensität und zeitlicher Ablauf dieser Rekristallisationsprozesse sind neben werkstoffspezifischen Faktoren insbesondere vom Umform-Zeit-Temperaturregime des Herstellungsprozesses abhängig. Die Kenntnis dieser Zusammenhänge erleichtert die Auswahl optimaler Umformprozessbedingungen in Bezug auf die Einstellung des gewünschten Korngrößen- und Eigenschaftsspektrums am Schmiedeerzeugnis.

Im Rahmen der Gefügemodellierung werden die Einflüsse der technologischen Parameter auf die Gefügeentwicklung bei der Warmumformung in analytischer Form beschrieben. Im konkreten Fall wird ein semiempirisches Modell, basierend auf den Ansätzen von Sellars und Whiteman [1], eingesetzt. Beispiele für die praktische Implementation des Modells, insbesondere im Stahlbereich, wurden bereits in vorangegangenen Veröffentlichungen [2-6] beschrieben.

Die im Rahmen des Modells zu parametrisierenden Abhängigkeiten nach Sellars und Whiteman für die dynamische und statische Rekristallisation sowie das Kornwachstum sind in den Bildern 1 und 2 schematisch dargestellt.

Dabei handelt es sich im Rahmen der dynamischen Rekristallisation im Wesentlichen um die Abhängigkeiten der für den Start dynamischer Rekristallisationsprozesse erforderlichen kritischen Formänderung von der Temperatur, Ausgangskorngröße und der Formänderungsgeschwindigkeit. Zudem wird der Anteil des dynamisch rekristallisierten Gefüges von der Formänderung und ihrer Geschwindigkeit sowie der Ausgangskorngröße definiert. Die Größe des dynamisch rekristallisierten Kornes wiederum ist von der Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit abhängig.

Die statische Rekristallisation und das Kornwachstum werden durch die prozentualen Anteile rekristallisierten Gefüges und dessen Korngrößen beschrieben. Die wesentlichen, das Gefüge beeinflussenden Faktoren sind Temperaturen, die mit Hilfe der Umformung eingebrachte Energie und die Haltezeiten.

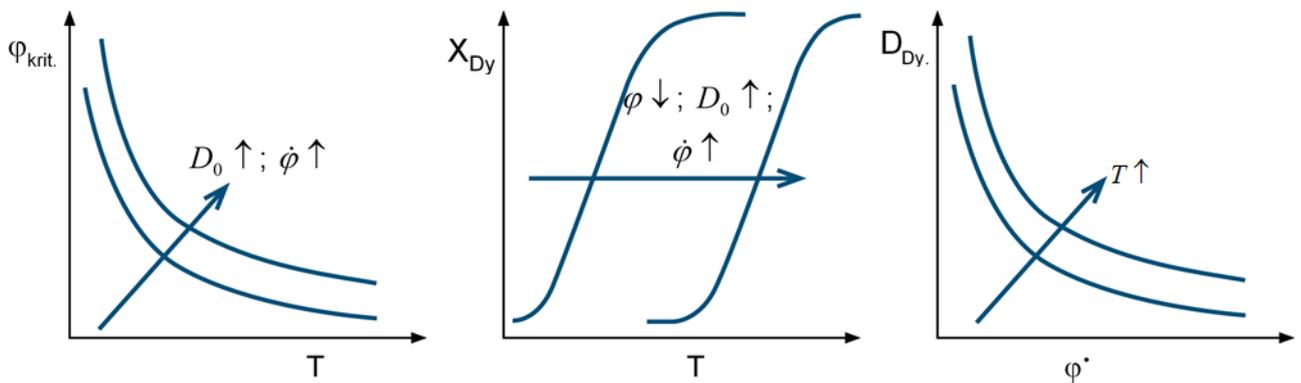


Bild 1: Schematische Darstellung der zu beschreibenden funktionalen Abhängigkeiten für die dynamische Rekristallisation

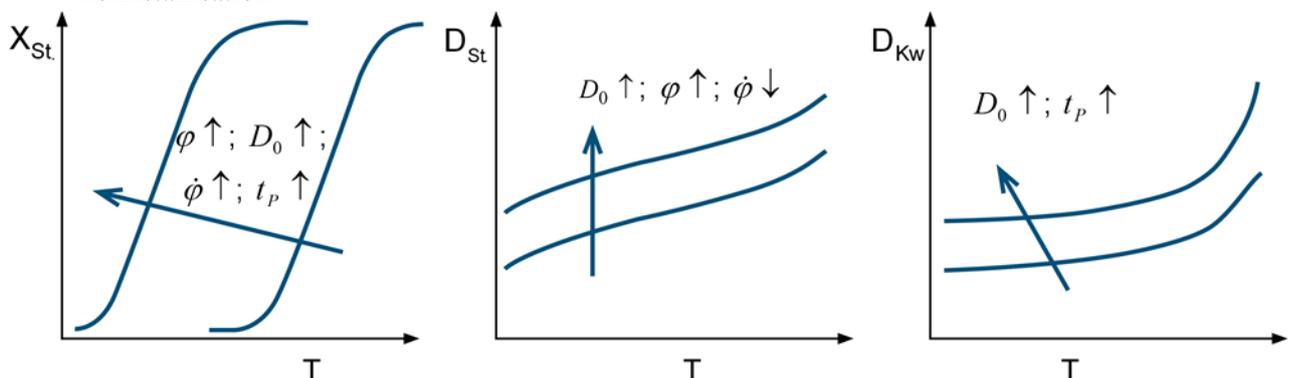


Bild 2: Schematische Darstellung der zu beschreibenden funktionalen Abhängigkeiten für die statische Rekristallisation sowie das Kornwachstum

PARAMETRISIERUNG DES MODELLS FÜR DEN INCONEL 718

Die für eine Modellparametrisierung erforderlichen Aussagen zum dynamischen und statischen Ver- und Entfestigungsverhalten des Inconel 718 wurden anhand von Plastometerversuchen im praxisrelevanten Parameterbereich und metallographischen Untersuchungen erhalten. Dafür erfolgte ein Stauchen bzw. Tordieren der Proben zweier unterschiedlicher Ausgangskorngrößen mit Umformgraden zwischen $\phi = 0,2$ und $0,9$ im Temperaturbereich $\vartheta = 900-1150^\circ\text{C}$ und unterschiedlichen Formänderungsgeschwindigkeiten im Bereich $\dot{\phi} = 0,1-10 \text{ s}^{-1}$. Bild 3 zeigt für zwei ausgewählte Temperaturen und $\dot{\phi} = 0,1$ die Veränderungen der Mikrostruktur mit zunehmendem Umformgrad. Die Proben wurden unmittelbar nach der Verformung auf Raumtemperatur abgeschreckt, um die dynamisch ausgeprägten Kornstrukturen zu fixieren. Die obere Reihe der Gefügebilder stellt einen Temperaturbereich, in dem der Werkstoff nicht rekristallisiert, dar. Erkennbar ist mit zunehmendem Formänderungsgrad eine ausgeprägte Verformung/ Streckung des Gefüges. In diesem Temperaturbereich ist die Korngrößenänderung auf die Zwillingsbildung beschränkt. Dieser Mechanismus lässt sich jedoch mit Hilfe des eingesetzten Modellansatzes nicht abbilden. In der unteren Reihe der Gefügebilder sind die Ergebnisse einer Umformung im Bereich intensiver Rekristallisation dargestellt. Gut erkennbar ist der Start der dynamischen Rekristallisationsvorgänge bereits bei niedrigen Formänderungsgraden.

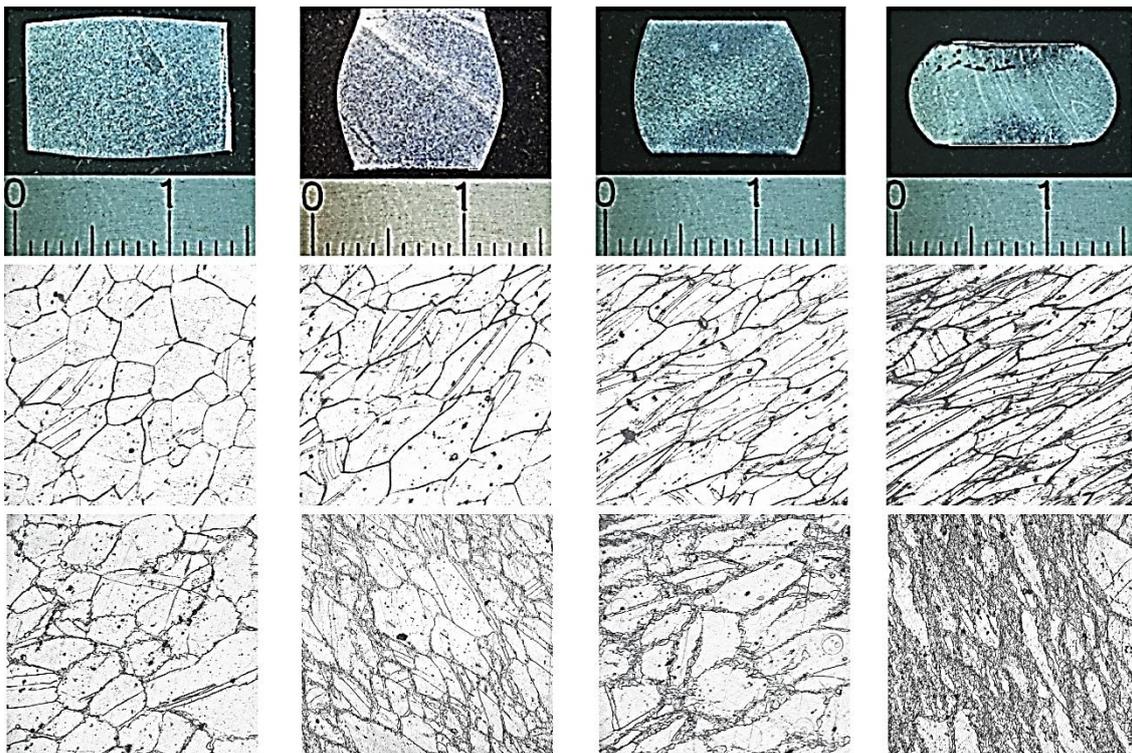


Bild 3: Gefügeausbildung bei zunehmender Umformung für niedrige (obere Gefügereihe) und höhere Umformtemperatur (untere Gefügereihe)

Im Ergebnis der Untersuchungen erfolgen die Parametrisierung des semiempirischen Modells von Sellars und Whiteman [1] für diesen Werkstoff sowie die Bereitstellung des entsprechenden Datensatzes zur gekoppelten Schmiede-Gefügesimulation.

Die Parametrisierungsergebnisse für die in den Bildern 1 und 2 dargestellten analytischen Abhängigkeiten des Modells sind in der MatILDa[®] Werkstoffdatenbank hinterlegt und es besteht die Möglichkeit einer Visualisierung der Funktionen für den geltenden Parameterbereich. Dadurch ergibt sich der Vorteil für den Nutzer, dass er die wesentlichen Zusammenhänge zwischen Temperatur-Formänderung-Formänderungsgeschwindigkeit-Haltezeiten und den Kenngrößen der Rekristallisationsprozesse grafisch darstellen kann. Durch die Kenntnis dieser Zusammenhänge kann vom Anwender bereits im Vorfeld der aufwendigen FEM-Simulation ein Parameterfenster für den auszulegenden Prozess vorbereitet werden. So kann er beispielsweise den kritischen Formänderungsgrad zum Start der gewünschten Rekristallisationsvorgänge in Abhängigkeit von der Umformtemperatur festlegen. In Bild 4 ist die in der MatILDa[®] Datenbank hinterlegte Parametrisierung der Funktion für die bei einer Umformtemperatur von 1000°C und einem Formänderungsgrad von $\varphi = 0,7$ entstehenden statisch rekristallisierten Gefügeanteile in Abhängigkeit von der Haltezeit dargestellt.

Bild 5 stellt den Verlauf des Kornwachstums als Funktion der Temperatur für unterschiedliche Startkorngrößen bei einer vorgegebenen Haltezeit dar. Den Funktionen sind in den Bildern 4 und 5 jeweils die experimentell ermittelten Gefügestände zugeordnet.

Das Gefügesimulationsmodell kann als DLL an unterschiedliche FEM-Umformsimulationsprogramme angebunden werden. Zudem bestehen universelle Schnittstellen zum Datenexport von der MatILDa[®] Datenbank an die FEM-Simulationsumgebung. Der vollständige Parametersatz für das Gefügemodell wird über eine Exportfunktion aus der MatILDa[®] Datenbank für die FEM-Simulation bereitgestellt.

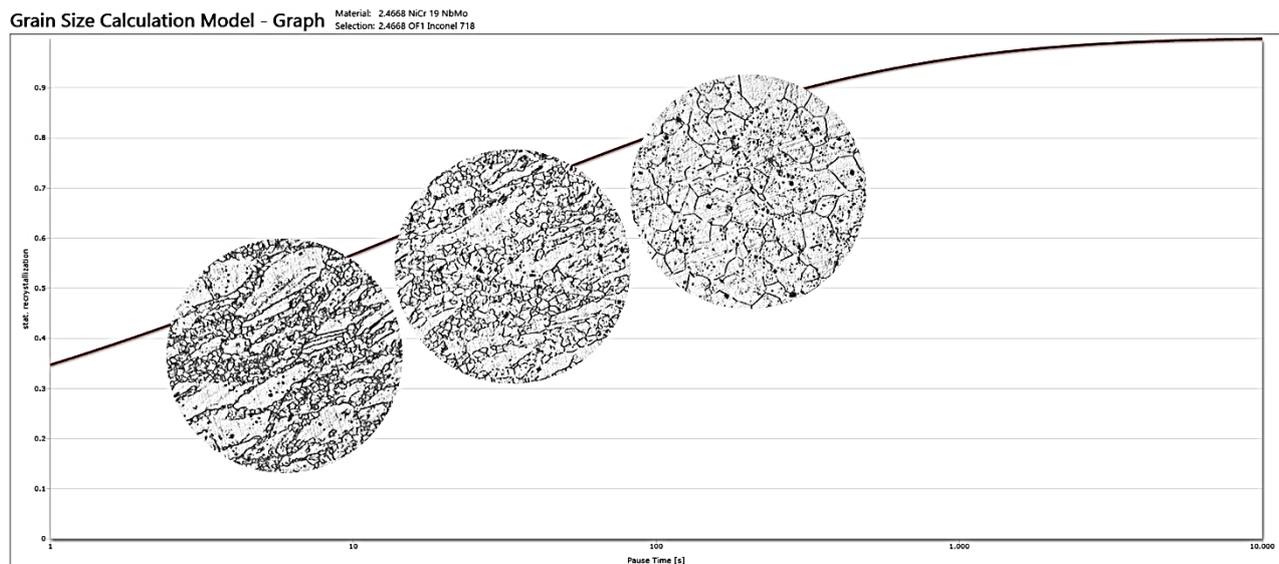


Bild 4: Verlauf der parametrisierten Funktion für den statisch rekristallisierten Anteil

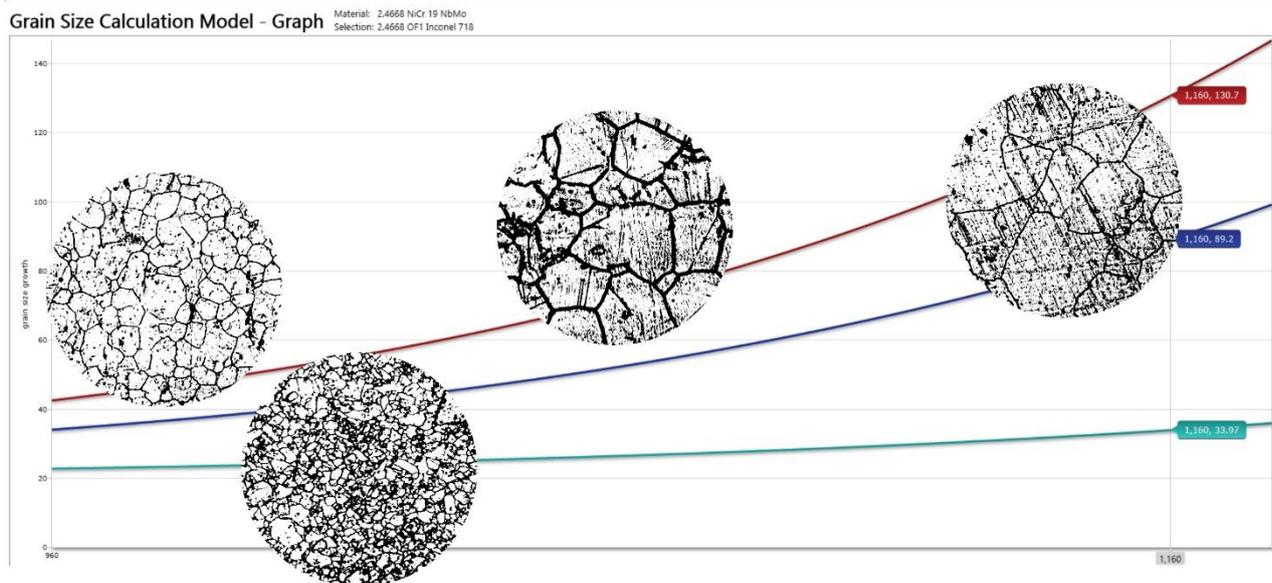


Bild 5: Verlauf der Kornwachstumsfunktion in Abhängigkeit von der Temperatur

PRAKTISCHE IMPLEMENTATION DER GEFÜGESIMULATION IN DAS FEM-MODELL

Das beschriebene Gefügemodell wurde in das von der Fa. QuantorForm Ltd. entwickelte Umform-Simulationsprogramm QForm7 eingebunden. Dadurch wird die plastomechanisch-mikrostrukturell gekoppelte Simulation eines mehrstufigen Umformprozesses unter Berücksichtigung temporärerer Abkühl- und Aufheizoperationen möglich.

Nachfolgend wird die Anwendung des Modells am konkreten Beispiel der Optimierung des Herstellprozesses einer Turbinenscheibe, der durch vier zylindrische Stauchoperationen und eine finale Formgebung im Gesenk mit anschließendem Besäumen auf die Kontur des Fertigteiles charakterisiert wird, diskutiert. Dabei sind die einzelnen Umformschritte durch Zwischenerwärmungsoperationen mit einer Haltezeit von jeweils 4 Stunden voneinander getrennt. Da es sich bei der Turbinenscheibe um ein rotationssymmetrisches Bauteil handelt, erfolgte die Simulation im 2D-Modell. Simuliert wurden zwei verschiedene Prozessvarianten. Dabei sind die Zwischenerwärmungstemperaturen zunächst in den ersten 3 Umformschritten beider Varianten identisch und sie unterscheiden sich lediglich in der 4. Stauchoperation und der nachfolgenden finalen Umformung im Gesenk. Variante 2 wird charakterisiert durch eine Absenkung der Zwischenwärmtemperaturen auf 1050°C vor der 4. Stauchoperation und dem finalen Umformschritt im Gesenk. Die Temperaturen und Stauchhöhen beider Varianten sind in Tabelle 1 dargestellt.

Tabelle 1: Erwärmungstemperaturen und Stauchhöhen für zwei Prozessvarianten .

	Variante 1		Variante 2	
	Temperatur Zwischenwärmung, °C	Stauchhöhe, mm	Temperatur Zwischenwärmung, °C	Stauchhöhe, mm
Stauchen 1	1100	390	1100	400
Stauchen 2	1100	270	1100	290
Stauchen 3	1100	180	1100	200
Stauchen 4	1100	125	1050	140
Fertigschmieden	1080	-	1050	-

Bild 6 stellt die Temperaturverteilung im Schmiedegut nach den jeweiligen Stauchoperationen für die Technologievariante 1 dar.

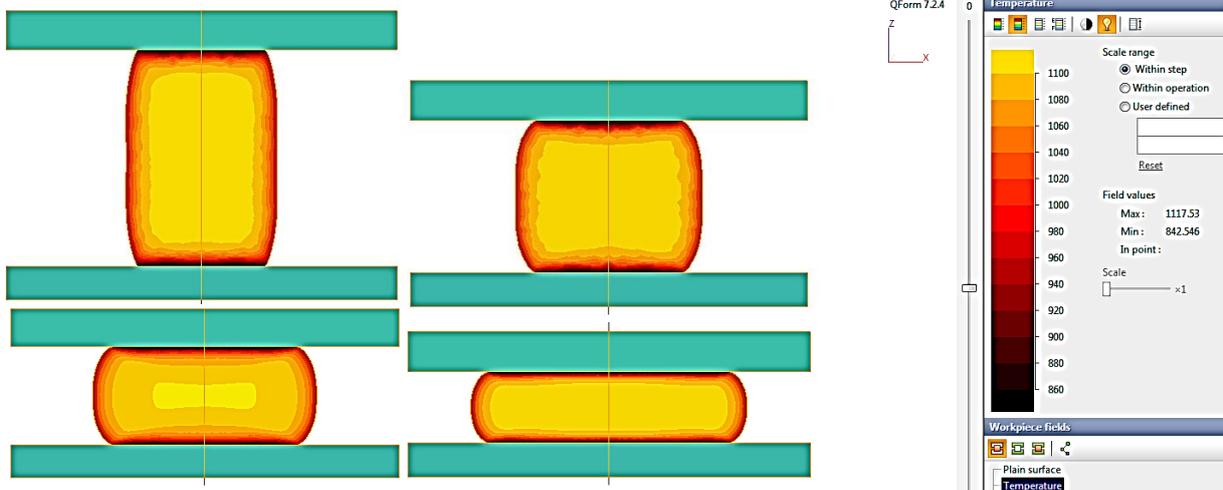


Bild 6: Die Abfolge der 4 Vorstauchoperationen mit Temperaturverteilung

Nach dem Fertigschmieden im Gesenk ist eine unterschiedliche Verteilung des Formänderungsgrades in beiden Varianten zu beobachten (Bild 7 b;d). Zudem ist das Temperaturniveau des Fertigschmiedeteils im Gesenk bei Variante 2 etwas niedriger. (Bild 7 a;c).

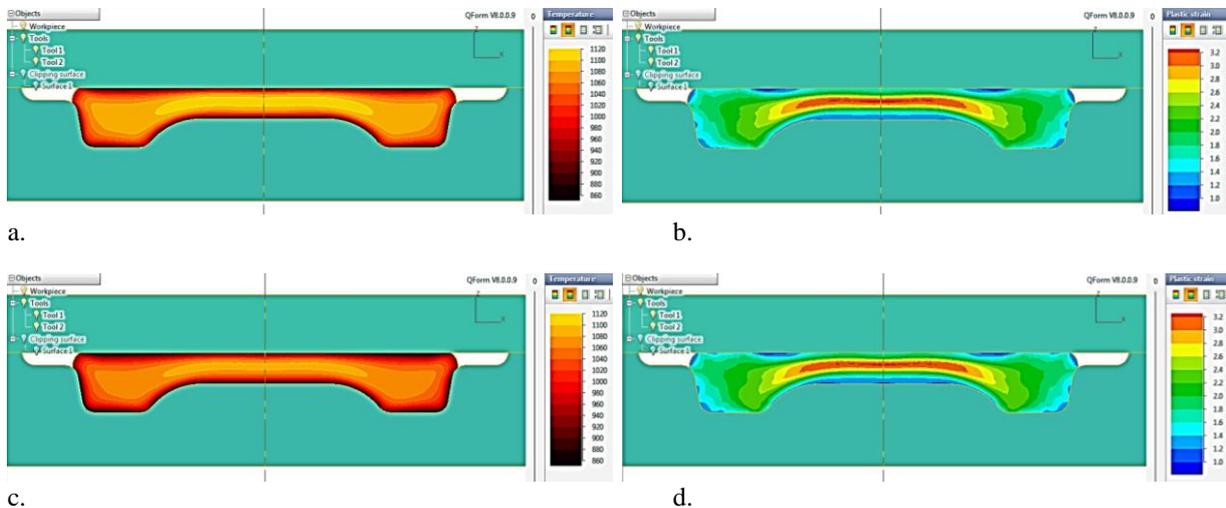


Bild 7: Temperatur und Formänderungsgradverteilung nach dem Fertigschmieden für Variante 1 (a, b) und Variante 2 (c, d).

Die angenommene Ausgangskorngröße der Rohlinge beträgt 110 μm für beide Varianten. Die Gefügesimulation wurde über den gesamten mehrstufigen Prozess einschließlich der Zwischenerwärmungsoperationen realisiert. In Bild 8 sind die Korngrößenverteilungen für beide Varianten dargestellt. Bild 9 stellt die Kontur des Fertigteiltes nach der mechanischen Bearbeitung mit den berechneten Korngrößenverteilungen dar.

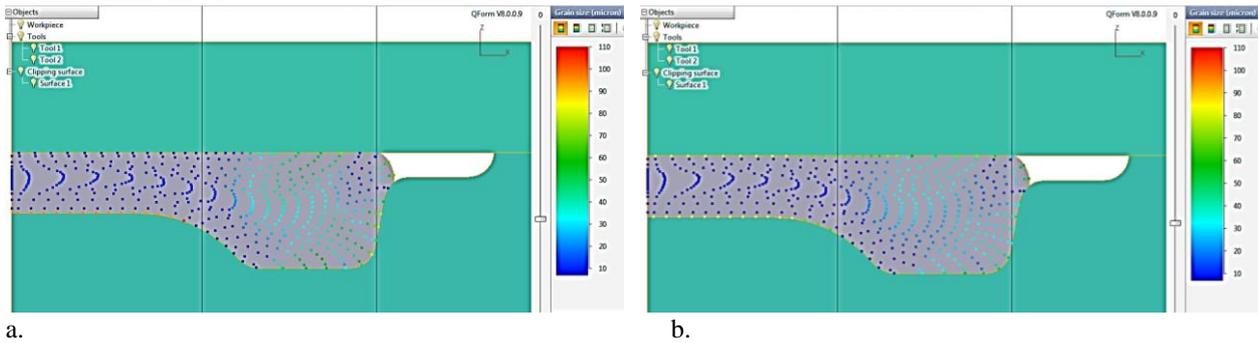


Bild 8: Korngrößenverteilung nach der Fertigschmiedeoperation Variante 1 (a) und Variante 2 (b)

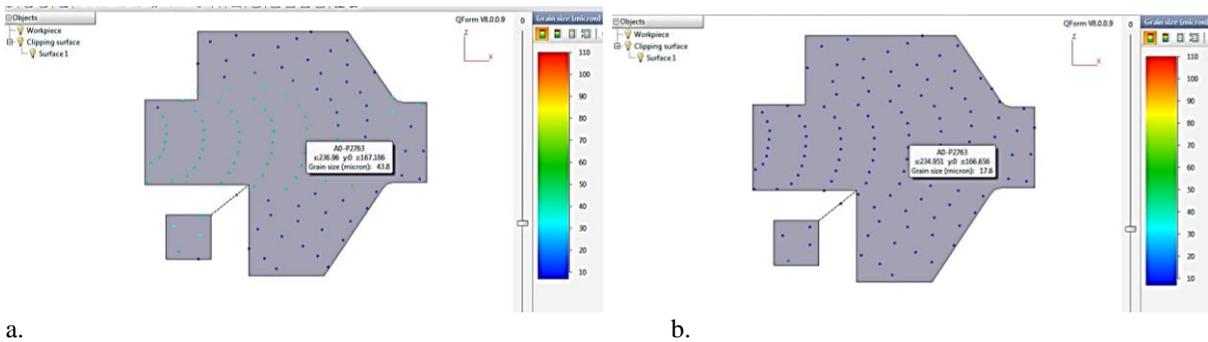


Bild 9: Gefügeverteilung in der Kontur des bearbeiteten Fertigteiles Variante 1 (a) und Variante 2 (b)

Die in Bild 9 dargestellte finale Korngrößenverteilung im bearbeiteten Erzeugnis zeigt für die Variante 1 im Ergebnis Korngrößen zwischen 20 und 45 μm , mit einer Korngröße von 44 μm im Zentrum der Turbinenscheibe. Im Ergebnis der Variante 2 ist eine Korngrößenverteilung im Bereich von 16-20 μm mit einer Korngröße von 17 μm im Zentrum berechnet worden. Die nach Behandlungsvariante 2 gegenüber Variante 1 erreichte Verringerung der Streuung der Korngrößenverteilung und die Reduzierung der Korngröße im Zentrum der Turbinenscheibe wurde mit Hilfe einer modifizierten Temperaturführung in Verbindung mit einer Umverteilung der Formänderung über die einzelnen Operationen der Prozesskette erzielt.

ZUSAMMENFASSUNG

Mit Hilfe der Kopplung semiempirischer Gefügemodelle mit der FEM-Simulation können reale Umformprozesse und Prozessketten realitätsgetreu dargestellt werden. Zusammenhänge zwischen technologischen Parametern und der Gefügeausbildung lassen sich in diesem Zusammenspiel zuverlässig abbilden. Das ermöglicht eine gefügeorientierte Prozessoptimierung mit Hilfe des Einsatzes der Simulation. Diese Beschreibung ist jedoch bei den genutzten Ansätzen auf einphasige Gefügestände beschränkt. Zudem können ausscheidungsbedingte Einflüsse auf Gefügestände und die Eigenschaftsausbildung zum gegenwärtigen Zeitpunkt nur unzureichend beschrieben werden. An der Lösung dieser Aufgaben wird gegenwärtig auf der Grundlage datenbasierter Ansätze und unter Einbeziehung z.B. neuronaler Netze intensiv gearbeitet.

LITERATUR

1. C. M. Sellars, J.A. Whiteman, "Recrystallization and Grain Growth in Hot Rolling" in *Metal Science*, 1979. 13. P. 187-194.
2. A. Borowikow "Modellbetrachtungen zur Ver- und Entfestigung höherfester schweißbarer Feinkornstähle (Model reflections concerning the work hardening and the removal of work hardening of higher-tensile weldable fine grain steels)" in *TU Bergakademie Freiberg, Berg- und Hüttenmännischer Tag*, 1990

3. W. Lehnert, D. C. Nguyen, H. Wehage, "Simulation of austenitic microstructure in rod and wire rolling of quenched and tempered steel grades" in *Steel Research* (1995) No.11
4. W. Lehnert, D. C. Nguyen, H. Wehage, "Werkstoffgefüge beim Walzen von Draht und Stabstahl. (Material structure in rod and wire rolling)", in *Wire* (1993), No.10
5. W. Lehnert, D. C. Nguyen, H. Wehage, R. Werners, "Simulation der Austenitkornfeinung beim Walzen (Simulation of the austenite grain refining at the rolling)", in *Steel and Iron*, 113 (1993) No. 6
6. H. Wehage, U. Skoda-Dopp, U. Quitmann, W. Sauer, "Stichplansimulation und Optimierung für das Warmflachwalzen (Pass schedule simulation and optimization for the hot flat rolling" in *MEFORM 98 . Umformtechnisches Seminar Modellierung von Umformprozessen am Institut für Metallformung der TU Bergakademie Freiberg, (Seminar for the Metal-Forming Engineering Modelling of metal-forming processes at the institute for Metal Forming of the TU Bergakademie Freiberg)*, February 1998