

Freiheitsgraderhöhung bei der Warmumformung ermöglicht individuelle Bauteileigenschaften

Gefügeeinstellung mittels Schmieden im Mehrfachhub

M. Feistle

ZUSAMMENFASSUNG Titanaluminid-Legierungen bieten eine hervorragende Grundlage für Hochtemperaturanwendungen in der Luft- und Raumfahrtindustrie. Die Bauteilfertigung erfordert eine Warmumformung bei hohen Dehnungen und eine Wärmebehandlung, um das gewünschte Betriebsverhalten zu erzielen. Zur Effizienzsteigerung kann das Reckschmieden eingesetzt werden. Sicherzustellen ist, dass die gewünschte Mikrostruktur in einem Zielvolumen erreicht wird. Nachfolgend wird die Gefügeeinstellung eines ein- und mehrhubigen Schmiedeprozesses dargestellt.

STICHWÖRTER

Umformtechnik, Schmieden, Finite-Elemente-Methode

Microstructure adjustment by forging in multiple strokes - Increasing the degree of freedom during hot forming enables individual component properties

ABSTRACT Intermetallic compounds consisting of titanium-aluminide alloys provide an excellent basis for high-temperature applications in aerospace industries. These applications typically require hot working, high strains, and heat treatment to achieve the desired service behavior. To improve material efficiency, open-die forging could be employed, which then must ensure that the desired microstructure is reached in a target volume. This work investigates the grain development during open-die forging for a single- and multi-stroke mode.

1 Einleitung

Turbinenschaufeln aus Titanaluminid-Legierungen werden meistens durch eine Folge mehrerer isothermer Gesenkschmiedevorgänge ausgeformt [1], wofür teure Molybdän- oder Verbundwerkzeugwerkstoffe benötigt werden. Die gewünschte Gefügewandlung des Gussgefüges in ein globulares Gefüge wird durch hohe Umformgrade beim Gesenkschmieden erreicht, da vor allem kritische Werkstückbereiche den hohen Anforderungen genügen müssen und ein Mindestglobularisierungsgrad von 70% erforderlich ist. Die nötigen hohen Umformgrade korrelieren mit einem geringen Materialausnutzungsgrad beim isothermen Gesenkschmieden [2]. Das Verhältnis zwischen eingesetztem Volumen des Ausgangsgusswerkstoffs und dem finalen Bauteilvolumen wird als Materialausnutzungsgrad bezeichnet.

Um eine gezielte Gefügewandlung auch in kritischen Werkstückbereichen bei gleichzeitiger Erhöhung des Materialausnutzungsgrades zu erreichen, soll zukünftig ein isothermer geregelter Reckschmiedeprozess das Vorformen des Halbzeugs übernehmen. Die finale Formgebung erfolgt weiterhin durch einen nachgelagerten Gesenkschmiedeprozess. Beim Reckschmieden wird ein metallischer Körper zwischen zwei flachen Gesenken umgeformt, die das Werkstück nicht vollständig umschließen. Es bietet eine ideale Grundlage für die Herstellung von Werkstücken oder Halbzeugen, deren Eigenschaften lokal eingestellt werden sollen. Das Schmieden kann als eine Abfolge von Stauchvorgängen verstanden werden [3]. Bei geeigneter Wahl der Prozessparameter können homogene Gefüge erzeugt werden, die zu verbesserten mechanischen Eigenschaften wie geringerer Kriechneigung

und höherer Festigkeit führen. Je nach Gestaltung der Schmiedefolge ergeben sich lokal unterschiedliche thermomechanische Belastungspfade im Werkstoff, die zu unterschiedlichen Eigenschaften des Gefüges, der Korngröße und der Spannungsverteilung führen können.

Wolfgarten et al. haben in früheren Arbeiten gezeigt, wie das globale Mikrogefüge beim Freiformschmieden über die Verformung und Entwicklung des Mikrogefüges entlang der Kernfaser abzubilden ist [4]. Aufgrund der Prozesskomplexität wird häufig nur eine Prozessbetrachtung entlang der Kernfaser durchgeführt. Im Rahmen dieser wissenschaftlichen Arbeit wird eine vollständig volumetrische Analyse des Prozesses angestrebt.

Ziel ist es, eine virtuelle Betrachtung zu ermöglichen, um Prozessparameter zu identifizieren, die einen wesentlichen Einfluss auf die Gefügeeinstellung beim Freiformschmieden haben, und die Freiheitsgrade des Prozesses derart zu nutzen, dass industriell nutzbare Gefügestände erzielt und eine volumetrische Betrachtung ermöglicht werden. Die Schmiedesimulation wurde dazu um ein entsprechendes Werkstoffmodell erweitert, das Gefügewandlung und -schädigung berücksichtigt. Im Vorhaben wird die Titanaluminidlegierung (TNM-B1, Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B) herangezogen.

2 Versuchssetup und Werkstoff

Zur Durchführung der experimentellen Validierungsversuche im Einfach- und Mehrfachhub wurde der in **Bild 1** visualisierte Versuchsaufbau konzipiert, umgesetzt und erprobt. Neben einer Servo-Hub-Pressen des Typs „SHP400“ umfasst dieser eine kon-

duktive Heizeinheit sowie eine Steuerkonsole, welche die Erweiterung der Pressensteuerung erlaubt. Eine explizite Beschreibung des Aufbaus und der Steuerungsarchitektur ist in Feistle et al. enthalten [5].

Bild 2 zeigt die Parametrierung des Schmiederohlings und der an der Umformung beteiligten Schmiedesättel, die gekühlt ausgeführt sind. Zudem sind die aufgebrachten Randbedingungen des Reckschmiedeprozesses in roter Farbe visualisiert. Eine Übertragung der Parametrierung sowie der Randbedingungen in die thermisch-mechanisch gekoppelte FE (Finite Elemente)-Umformsimulation erfolgte maßstäblich.

Die verwendete Servo-Hub-Presse und die konduktive Heizeinheit in Kombination mit dem Reckschmiedeprozess erlauben eine Vielzahl an Prozessfreiheitsgraden. Die Freiheitsgrade, welche der Schmiedestrategie zuzuordnen sind, können Bild 3 entnommen werden. Die beiden Freiheitsgrade Prozess-temperatur und Geometrie der Werkzeugaktivelemente wurden bei der Versuchsdurchführung als konstant angenommen, in der Simulation erfolgte eine Variation der Größen.

Eine detaillierte Dokumentation der Umformsimulation inklusive implementiertem Materialmodell, welches auf einem Gurson-Tvergaard-Needleman-Modell basiert und um die Gefügerekristallisation erweitert wurde, erfolgte in [6].

Der Versuchswerkstoff Ti-43.5Al-4Nb-1Mo-0.1B liegt als Gusswerkstoff vor, bei dem kein Heiß-Isostatisches-Pressen angewandt wurde. Das Gefüge enthält kugelförmige β /B2-Körner, γ -TiAl-Körner und α_2 -Ti₃Al-Körner sowie lamellare α_2/γ -Bereiche. Die Legierung enthält neben Titan die wesentlichen Legierungselemente Aluminium (28,6%), Niob (9,2%), Molybdän (2,3%) und Beryllium (0,026%). Die Anteile der Legierungselemente entsprechen einer Angabe in Masseprozent. In [7] erfolgt eine Darstellung des Phasendiagramms. Eine Studie zur Wärmebehandlung ist in [8] aufgezeigt. Die Dichte des Werkstoffes des angefertigten Abgusses liegt bei 4,16 g/cm³. Der Ausgangswerkstoff weist einen E-Modul von 150 GPa bei Raumtemperatur auf. Anhand der durchgeführten Umformdilatometerversuche zur Werkstoffcharakterisierung, bei welchen Umformgrad, Prozess-temperatur und die Dehnrage variiert wurden, konnten Grenzbereiche für die spätere Turbinenblattanfertigung abgeleitet werden, die eine ausreichende Gefügewandlung entsprechend der verfügbaren Prozesstechnologie ermöglichen. Die Tabelle veranschaulicht die Prozessparameterkombinationen der durchgeführten Schmiedeoperationen.

3 Ergebnisse und Diskussion

3.1 Validierung der Simulation im Einzelhub

Die Erprobung des Versuchstandes sowie dessen virtuelle Nachbildung erfolgten im ersten Schritt durch Einzelhubversuche. Nach dem Aufheizen des Prüflings auf die Prozesstemperatur (1200 °C, Probenmittelpunkt) wurde dieser, vor Beginn der Umformung, für drei Minuten bei konstanter Temperatur wärmebehandelt. Die Temperaturmessung und -regelung erfolgte dabei durch die Mittelwertbildung von zwei Thermoelementen des Typs K. Die Thermoelemente wurden in der Symmetrieebene der Probe, welche durch das Achsensystem x_1 und x_2 aufgespannt wird und dessen Nullpunkt dem geometrischen Mittelpunkt der Probe entspricht, entlang der x_1 -Achse eingebracht. Der Abstand der Messspitze des Thermoelements zur Probenmitte entspricht dabei ± 1 mm gegenüber dem Nullpunkt. Basierend auf den

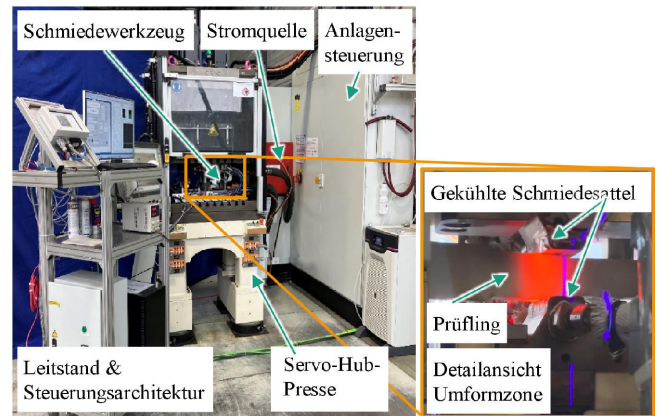


Bild 1. Versuchsaufbau zur Durchführung eines Reckschmiedeprozesses mit konduktiver, lokaler Bauteilerwärmung. Foto: Fraunhofer IGCV, Autor

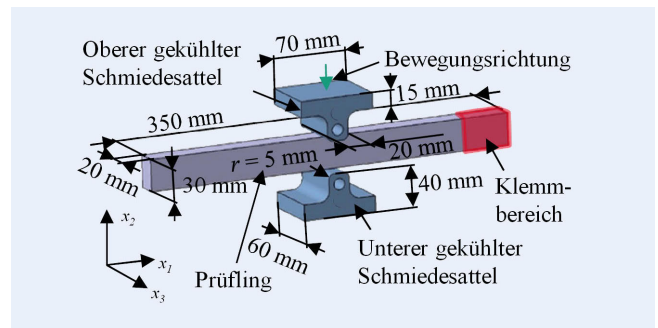


Bild 2. Parametrierung von Schmiederohling und Schmiedesätteln; Prozessrandbedingungen. Grafik: Fraunhofer IGCV, Autor

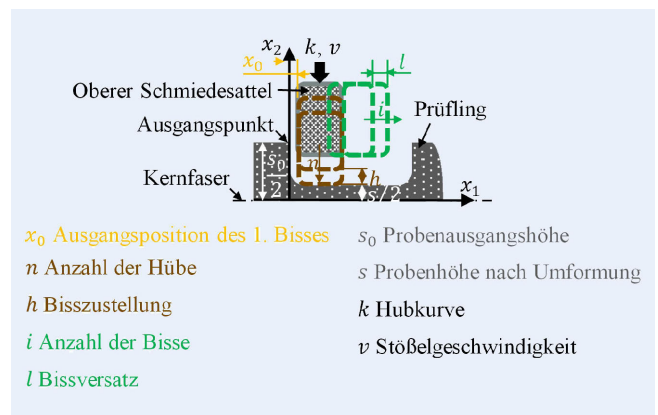


Bild 3. Prozessfreiheitsgrade zur Variation der Schmiedestrategie beim Reckschmieden. Grafik: Fraunhofer IGCV, Autor

physikalischen Effekten freie Konfektion, Wärmestrahlung und Wärmeleitung bildet sich über die gesamte Probe ein stationäres Temperaturfeld aus, das allerdings einen negativen Temperaturgradienten zur Probenoberfläche aufweist. Da die verwendeten Schmiedeaktivelemente gekühlt ausgebildet sind, wird der Probe stets Wärme entzogen. Die Wärmemenge muss kontinuierlich durch die konduktive Heizeinheit in den Prüfling eingebracht werden, um ein stationäres Temperaturfeld auszubilden. Angemerkt sei, dass bei Versuchsvariante 1 an der Oberfläche des Koordinatennullpunktes eine konstante Oberflächentemperatur während der dreiminütigen Wärmebehandlung von 1120 °C vorlag.

Tabelle. Prozessparameter der durchgeführten Schmiedeoperationen.

Versuchsreihe	Art des Hubs	Prozesstemperatur [°C]	Dehnrade [1/s]	Probenhöhe nach Umformung [mm]	Haltezeit der Wärmebehandlung je Hub [s]
1	Einzelhub	1200	0,1	10	180
2	Einzelhub	1150	0,1	18	180
3	Einzelhub	1300	0,1	18	180
4	Einzelhub	1200	0,4	18	180
5	Einzelhub	1200	0,1	10	180
6	Mehrfachhub	1200	0,4	20	180
7	Mehrfachhub	1200	0,4	20	180

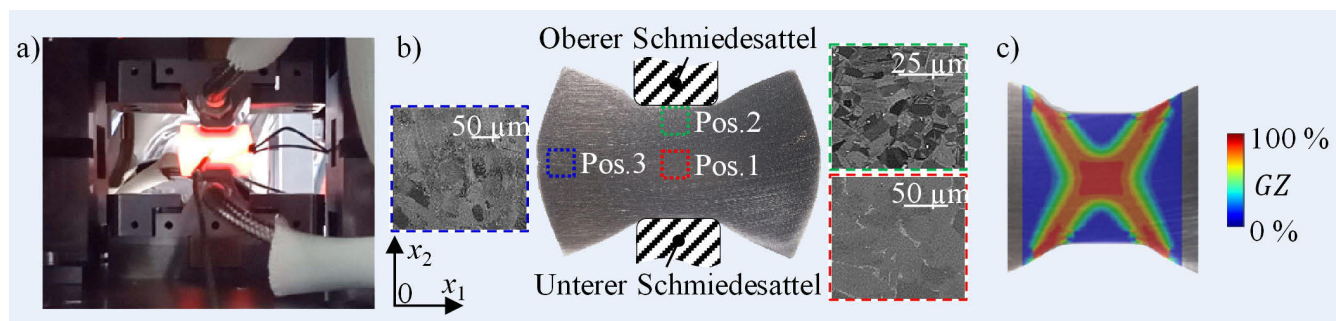


Bild 4. a) konduktiv erwärmter Prüfling im Einzelhubversuch; b) metallurgische Gefügeaufnahme nach der thermo-mechanischen Umformung samt Globularisierungsgrad; c) Überlagerung des simulativ ermittelten Globularisierungsgrads des Gefüges mit dem Umformbereich der Einzelhubprobe. Grafik: Fraunhofer IGCV, Autor

Die Umformung, gemäß Variante 1, wurde durchgeführt bei einer konstanten Dehnrade 0,1 1/s bis zu einem globalen logarithmischen Umformgrad von 0,8. Die Probenhöhe s nach der Umformung beträgt dann 10 mm. Die Probenpositionierung erfolgt symmetrisch zu den Schmiedesätteln. **Bild 4** zeigt die Prozessschritte von Versuchsdurchführung bis zur Bestimmung des Globularisierungszustands des Gefüges anhand von Schliffbildern und den Abgleich mit der FE-Simulation.

Im Bereich der Probenmitte Messposition 1 in **Bild 4b**) kann im Experiment ein mittlerer Globularisierungszustand (GZ_E) von $GZ_E = 86\%$ des Gefüges ermittelt werden. Die Bestimmung des Globularisierungsgrades erfolgt unter Anwendung der Software „Olympus Stream Motion“ (Olympus Europa SE & Co. KG) auf das nach Kroll angeätzte Gefüge. Sowohl im Experiment als auch in der simulativen Nachbildung erfolgt die Kennwertermittlung durch eine Mittelung der Messwerte in Bezug zu einer betrachteten Fläche von 0,5 mm x 0,5 mm. Die simulative Nachbildung des Prozesses errechnet einen mittleren Globularisierungszustand (GZ_S) von $GZ_S = 92\%$ an der Messposition 1. Mittig unter den Schmiedesätteln an Position 2 im **Bild 4b**) wird im Experiment ($GZ_E = 28\%$ und in der Simulation von $GZ_S = 33\%$ ermittelt. Im Bereich von Position 3 in **Bild 4b**) wird sowohl im Experiment ($GZ_E = 12\%$ als auch in der Simulation $GZ_S = 13\%$ ein sehr geringer mittlerer Globularisierungszustand erfasst.

Der Vergleich der experimentellen und simulativ erfassten Globularisierungszustände zeigt, dass mit ausreichender Genauigkeit der Grad der Globularisierung in der FE-Simulation durch

das implementierte Materialmodell volumetrisch beschrieben werden kann.

3.2 Einfluss von Prozesstemperatur und Dehnrade auf den Globularisierungszustand

Zur Bestimmung des Einflusses der Prozesstemperatur und auch der Dehnrade auf den Globularisierungszustand des Gefüges wurden weitere Einzelhubversuche simulativ nachgebildet.

Gegenüber der Versuchsvariante 1 wurde zunächst bei konstanter Dehnrade 0,1 1/s bei Variante 2 die Temperatur auf 1150 °C reduziert und in Variante 3 auf 1300 °C erhöht. In der Versuchsvariante 4 ist die Dehnrade vervierfacht im Vergleich zur Variante 1, bei einer konstanten Prozesstemperatur von 1200 °C. Entsprechende Fließkurven, erfasst aus Dilatometerversuchen, wurden in das jeweilige Materialmodell implementiert. Die visuelle Darstellung des Globularisierungszustands erfolgt in **Bild 5**. Eine Gegenüberstellung der Versuchsvarianten erfolgt in Anlehnung an Kapitel 3.1.

Eine Prozesstemperaturerhöhung führt zu einer volumetrischen Zunahme des globularisierten Gefüges, siehe **Bild 5a**)–**c**). In der Versuchsvariante 2 mit der niedrigsten Prozesstemperatur wird an Messposition 1 ein Globularisierungszustand von $GZ_S = 82\%$ erzielt, bei der Variante 3 hingegen ein Globularisierungszustand von $GZ_S = 98\%$. An der neu definierten Messposition 4, visualisiert in **Bild 5a**), erhöht sich der Globularisierungszustand mit steigender Prozesstemperatur von $GZ_S = 53\%$ der

Versuchsreihe 2 auf $GZ_s = 64\%$ der initialen Versuchsreihe 1 und auf einen Wert von $GZ_s = 86\%$ in Versuchsreihe 3.

Bereits Ewing und Rosenhain zeigten die Beziehung zwischen Rekristallisations- zu Schmelztemperatur auf und konnten auch nachweisen, dass mit steigender Prozessstemperatur der Wärmebehandlung der rekristallisierte Anteil ansteigt [9]. Bei thermisch aktivierten Prozessen steigt insbesondere bei höherer Temperatur die Festkörperdiffusion an, wodurch Defekte ausheilen oder sich Gefügekonfigurationen mit einem energetisch günstigeren Energieniveau einstellen. Die Kornbildung wird mit erhöhter Temperatur erleichtert.

Eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit in Versuchsreihe 4 hingegen reduziert den Grad des globularisierten Gefüges, siehe Bild 5b) und Bild 5d). An Messposition 1 wird durch die Geschwindigkeitserhöhung ein um 2% geringerer Globularisierungszustand erfasst. An Messstelle 4 liegt, im Vergleich zu Versuchsreihe 1, eine Reduzierung um 17% vor. Die dynamische Rekristallisation ist neben der Temperatur von der Zeit abhängig, da diese auf Diffusionsvorgängen beruht. Wird die Prozessgeschwindigkeit erhöht, reduziert sich im gleichen Zuge die zur Verfügung stehende Prozesszeit der Umformung und folglich der Anteil des globularisierten Gefüges sowie der Grad der Globularisierung.

Unabhängig von Prozessstemperatur und -geschwindigkeit wird der Globularisierungszustand maßgeblich vom Umformgrad und somit von der Bisszustellung h , visualisiert in Bild 3, beeinflusst, da die resultierende Versetzungsdichte mit dem eingebrachten Umformgrad in Verbindung steht. Bei der dynamischen Rekristallisation dienen die Versetzungen als Zentren der heterogenen Keimbildung. Anzumerken ist, dass die erforderliche kritische Temperatur, ab welcher eine Rekristallisation erfolgen kann, mit zunehmendem Umformgrad reduziert wird. Im Umkehrschluss bedeutet dies, dass Bereiche mit höherer Umformung einen höheren Anteil an globularisiertem Gefüge aufweisen. Visualisiert wird dies durch einen Vergleich von Bild 5b) mit Bild 5e).

Die oben beschriebenen Zusammenhänge spiegeln sich ebenfalls im volumetrischen Kennwert $GZ_{>70\%}$ wider, in welchem das spezifische Probenvolumen mit einem Globularisierungszustand größer 70% auf das Gesamtvolumen des Prüflings bezogen wird. Der errechnete Kennwert je Versuchsvariante ist in obigem Bild integriert.

3.3 Einfluss der Schmiedestrategie im Mehrfachhub auf den Globularisierungszustand

Neben den aufgezeigten Einflussgrößen in Kapitel 3.2 kann der Globularisierungszustand des Gefüges beim Reckschmiedeprozess durch die Schmiedestrategie sowie durch die Kombination der in Bild 3 ersichtlichen Prozessparameter maßgeblich beeinflusst werden. Bild 6 zeigt den Einfluss der Kombination der Schmiedeprozessparameter anhand zweier Schmiedefolgen, durchgeführt im Mehrfachhub.

Im Halbmodell sind Werkstoffbereiche der in Kapitel 3.1 beschriebenen Symmetrieebene dargestellt, bei denen ein Globularisierungszustand des Gefüges mit einem Grad von größer 70% nach der Umformung vorliegt. Beide Schmiedefolgen erreichen eine konstante Probenhöhe s nach der Umformung von 20 mm, bei einer Ausgangshöhe s_0 von 30 mm. Die Anzahl der Hübe n zur Erzielung der Resthöhe wurde konstant zu drei gewählt. Variiert

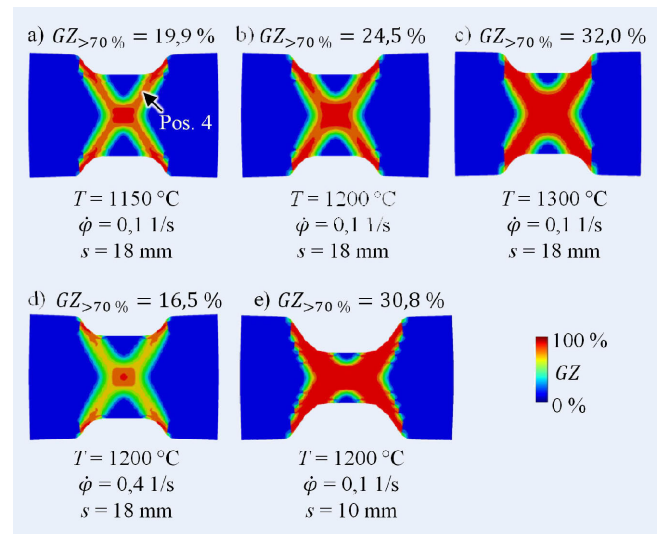


Bild 5. Einfluss von Prozessstemperatur a) – c), Dehnrate d) und Umformgrad e) auf den Globularisierungszustand im Einzelhub.
Grafik: Fraunhofer IGCV, Autor

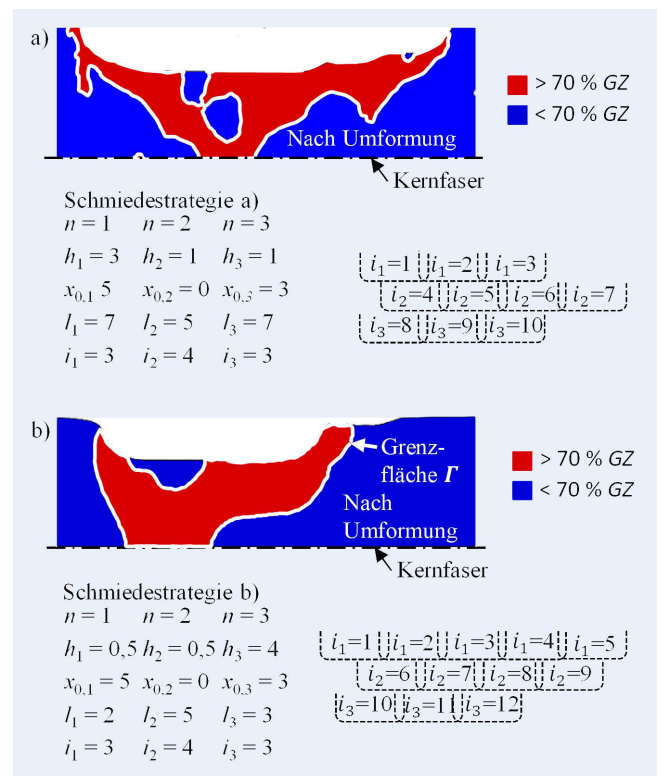


Bild 6. Simulative Nachbildung des Einflusses der Schmiedeprozessparameter auf den Globularisierungszustand bei konstanter Prozessstemperatur, Prozessgeschwindigkeit und Restbauteilhöhe.
Grafik: Fraunhofer IGCV, Autor

wurde die Initialposition des ersten Bisses, der Bissversatz l und die Anzahl der Bisse i je Hubreihe, siehe die aufgezeigten Schmiedestrategien rechts in Bild 6. Weitere Prozessparameter können der Tabelle entnommen werden.

Der mehrhubige Versuch wurde in der simulativen Nachbildung analog zum in Kapitel 3.1 beschriebenen Einzelhub durchgeführt und ist als Folge von mehreren Einzelhuben anzusehen.

Da Bauteilbereiche lokal erwärmt werden und bei Schmiedefolgen entsprechend nachfolgender Abbildung ein sich zeitlich veränderndes Temperaturfeld vorherrscht, wurde der jeweils umzuformende Bereich der Probe somit je Biss vor Durchführung der Umformung auf die Prozesstemperatur aufgeheizt und für drei Minuten bei konstanter Prozesstemperatur einer Wärmebehandlung unterzogen. Im Nachgang erfolgte die Umformung und Neupositionierung des Prüflings zwischen den Schmiedesätteln. Während der Neupositionierung besteht kein Kontakt zu den Schmiedesätteln, freie Konfektion und Wärmestrahlung führen jedoch zu einer Wärmeabfuhr. Die Beeinflussung sich zeitlich überlagerter Aufheiz- und Abkühlvorgänge wird so vollumfänglich abgebildet.

Je nach Wahl der Schmiedeprozessparameter, wie Bild 6 links veranschaulicht, kann das globularisierte Gefüge zusammenhängend sein oder nicht, beziehungsweise Löcher aufweisen.

Die Umformsimulationen zeigten, dass die Umformung großer Werkstoffbereiche je Biss zur Erzielung hoher Globularisierungszustände essenziell ist. Die beiden Prozessvariablen Initialposition x_0 des ersten Bisses je Hubreihe n sowie der Bissversatz l in Kombination mit einer hohen Bisszustellung h wurden als maßgebliche Parameter identifiziert, um einen hohen Umformgrad und somit einen hohen Globularisierungszustand im Gefüge zu erzielen.

4 Zusammenfassung und Ausblick

Im Forschungsvorhaben konnte ein Versuchsaufbau [5] zur Realisierung eines mehrhubigen Reckschmiedeprozesses umgesetzt werden. Mithilfe des Aufbaus wurde die FE-Umformsimulation im Einzelhubversuch validiert. Die Simulation wurde um ein Materialmodell, das die Werkstoffschädigung und eine Beschreibung des Globularisierungszustands berücksichtigt, erweitert [5].

Sowohl im Experiment als auch in der Simulation wurden Versuche durchgeführt, um die Einflussgrößen Temperatur, Umformgeschwindigkeit und die Schmiedeprozessparameter zu untersuchen. Eine Temperaturerhöhung und eine Reduzierung der Umformgeschwindigkeit wirkten sich dabei positiv auf die Entwicklung des Globularisierungszustands der betrachteten Titanlegierung aus. Werden die Schmiedeprozessparameter Initialposition des ersten Bisses je Hubreihe, der Bissversatz und die Bisszustellung so kombiniert, dass je Biss ein möglichst großer Werkstoffbereich umgeformt wird, wirkt auch dies positiv auf die Entwicklung des Globularisierungszustands des Gefüges ein.

Je nach Wahl der Schmiedeprozessparameter in Abhängigkeit der geforderten Bauteilgeometrie kann die Herausforderung entstehen, dass entlang der Kernfaser Bereiche mit einem zu niedrigen Globularisierungszustand vorliegen, um industriell nutzbare Bauteile anfertigen zu können. Diesbezüglich soll der Versuchstand zukünftig um einen rotatorischen Freiheitsgrad erweitert werden, um in der Schmiederichtung flexibel agieren zu können. Darüber hinaus wird das Versuchswerkzeug derart erweitert, dass neben dem Recken auch das Fertigungsverfahren Breiten realisiert werden kann. Im Mittelpunkt steht dabei die Kombination der beiden Freiformschmiedeverfahren. Ziel ist, vorumgeformte Rohlinge für den finalen formgebenden Gesenkschmiedevorgang herzustellen, welche Werkstoffbereiche mit möglichst hohem

Umformgrad, der eine Grundvoraussetzung der Werkstoffglobularisierung darstellt, aufweisen.

Außerdem soll der Schmiedeprozess in einer Co-Simulation (Neuronales Netz) zur Vorhersage des volumetrischen Gefügestandes im Bauteil abgebildet werden, um in Echtzeit Aussagen über den Globularisierungszustand im Bauteil treffen zu können. Dabei werden die realen Prozessparameter der Co-Simulation als Eingangsgrößen zur Verfügung stehen. Die Datenbasis des Neuronalen Netzes sind die FE-Umformsimulationen. Im letzten Schritt soll das in [10] bereits aufgezeigte Reglerkonzept in die Steuerarchitektur des Versuchsaufbaus implementiert werden, zur Berücksichtigung von Prozessstörgrößen wie Abweichungen der Prozessgeschwindigkeit oder Prozesstemperatur.

FÖRDERHINWEIS

Das Forschungsprojekt „Entwicklung eines flexiblen isothermen Reckschmiedeprozesses für die eigenschaftsgeregelte Herstellung von Turbinenschaufeln aus Hochtemperaturwerkstoffen“ wird von der Deutschen Forschungsgesellschaft e.V. gefördert (Förderkennzeichen 424334423).

Literatur

- [1] Janschek, P.: Geschmiedete Turbinenschaufeln aus Titanaluminid – Ein neuer Werkstoff lernt fliegen. massivUmformung. Stand: 2016. Internet: www.massivumformung.de/fileadmin/user_upload/6_Presse_und_Medien/Veroeffentlichungen/massivUMFORMUNG/-September_2016/MU_Sep2016_ImFokus.pdf. Zugriff am 27.03.2024
- [2] Bambach, M.; Sizova, I.; Sviridov, A. et al: Batch Processing in Preassembled Die Sets – A New Process Design for Isothermal Forging of Titanium Aluminides. *Journal of Manufacturing and Material Processing* 2 (2018) 1, doi.org/10.3390/jmmp2010001
- [3] DIN 8583–1:2003–09, Fertigungsverfahren Druckumformen – Teil 1: Allgemeines; Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Deutsche Fassung, Ausgabe 2003. Berlin: Beuth Verlag 2003
- [4] Wolfgarten, M.; Rosenstock, D.; Rudolph, F. et al: New approach for the optimization of pass-schedules in open-die forging. *International Journal of Material Forming* 12 (2019) 6, pp. 973–983
- [5] Feistle, M.; Burger, S.; Li, R.; et al: New Machine Tool Control for Hot Forming of Lightweight Materials. 36. Aachener Stahlkolloquium – Umformtechnik “Ideen Form geben”, Aachen, 2022
- [6] Petrik, J.; Ali, S. I.; Feistle, M.; et al: CrystalMind: A Surrogate Model for Predicting 3D Models with Recrystallization in Open-Die Hot Forging including an Optimization Framework. *Mechanics of Materials* 189 (2023) 1, #104875
- [7] Schaighofer, E.; Clemens, H.; Mayer, S. et al: Microstructural design and mechanical properties of a cast and heat-treated intermetallic multi α -TiAl based alloy. *Intermetallics* 44 (2014), pp. 128–140
- [8] Eisentraut, M.; Bolz, S.; Sizova, I. et al: Development of a heat treatment strategy for the α -TiAl based alloy TNM-B1 to increase the hot workability. *SN Applied Sciences* 1 (2019) #1516, doi.org/10.1007/s42452-019-1563-4
- [9] Ewing, J. A.; Rosenhain, W.: The crystalline structure of metals. Second paper. *Royal Society* 67 (1901) 435–441, doi.org/10.1098/rsta.1900.0029
- [10] Herty, M.; Thein, F.: Stabilization of a multi-dimensional system of hyperbolic balance laws. *Mathematical Control and Related Fields* (2023), doi.org/10.3934/mcrf.2023033



Dr.-Ing. Martin Feistle 

Foto: Autor

Fraunhofer-Institut für Gießerei-,
Composite- und Verarbeitungstechnik IGCV
An Technologiezentrum 2, 86159 Augsburg
Tel. +49 821 / 90678-158
martin.feistle@igcv.fraunhofer.de
www.igcv.fraunhofer.de

LIZENZ



Dieser Fachaufsatz steht unter der Lizenz Creative Commons
Namensnennung 4.0 International (CC BY 4.0)