

Physikalische Simulation der mehrstufigen Primärumformung von Alloy 80a

Gregor Wasle^{1,2}, Christof Sommitsch³, Siegfried Kleber³
Bruno Buchmayr^{2,4}, Helmut Clemens⁵

¹ Institut für Werkstoffkunde, Schweißtechnik und Spanlose Formgebungsverfahren (IWS); Technische Universität Graz; Kopernikusgasse 24, 8010 Graz, Austria

² Materials Center Leoben (MCL); Franz-Josef-Strasse 13, 8700 Leoben, Austria

³ Böhler Edelstahl GmbH & Co KG; Mariazellerstraße 25, 8605 Kapfenberg, Austria

⁴ Institut für Verformungskunde und Hüttenmaschinen; Montanuniversität Leoben; Franz-Josef-Strasse 18, 8700 Leoben, Austria

⁵ GKSS-Forschungszentrum Geesthacht GmbH; Max-Planck-Strasse 1, 21502 Geesthacht, Germany

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Entwicklung der Mikrostruktur von Alloy 80a (Böhler L306) während der mehrstufigen Primärumformung (Cogging) eines anfänglich grobkörnigen Umschmelzgefüges. Das Ziel war die Untersuchung der Werkstoffmechanismen während des Warmumformprozesses unter Berücksichtigung der wesentlichen Einflussgrößen und des inhomogenen Ausgangsgefüges. Ausgehend von einer Umschmelzstruktur wurde im Labor der Realprozess nachgebildet und die mikrostrukturellen und plastomechanischen Vorgänge mittels modernster Methoden der Metallographie und der Festkörperanalyse charakterisiert.

The purpose of this paper is to present details on the evolution of microstructure in Alloy 80a during the initial ingot breakdown process (cogging), which is used to refine the coarse-grained microstructure from the re-melting processes. Main focus has been put on the investigation of microstructural mechanisms in the material and on plastomechanical processes during hot forming. The industrial cogging process has been emulated on a laboratory scale. The analysis implies the re-melted, the homogenized and the deformed material.

1. Einleitung

Die Nickel-Basis-Legierung Alloy 80a zeichnet sich durch ihre hervorragenden Eigenschaften bezüglich Festigkeit und Oxidationsbeständigkeit bei hohen Temperaturen aus. Sie besitzen gute Kriecheigenschaften und ihr Langzeiteinsatz reicht bis zur homologen Temperatur von ca. 0,85. Nickel ermöglicht im Hochtemperaturbereich eine signifikante Festigkeitssteigerung durch Legierungsmaßnahmen, besonders durch Teilchenhärtung mit sehr hohen Volumenanteilen der kohärenten γ' -Phase ($\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$). Für den Korrosionsschutz lassen sich genügend hohe Chrom- und Aluminiumgehalte realisieren. Der Einsatzbereich dieser Werkstoffe reicht von der Energietechnik (Scheiben, Schaufeln, Wellen, Bolzen und Gehäuse für Dampf- und Gasturbinen), über die Antriebstechnik (Turbolader, Ventile), bis hin zum chemischen Apparatebau (Anlagen) und zum Maschinenbau (Werkzeugbau z.B. Schmiedesättel für die Warmumformung).

Der Anwendungsbereich verlangt definierte Mikrostrukturmerkmale (z.B. homogenes feines Gefüge) des Werkstoffs, die großtechnisch weitgehend nur über Umschmelz-, Wärmebehandlungs- und Warmumformprozesse herzustellen sind. Insbesondere während einer Warmumformung herrschen komplexe Zusammenhänge zwischen der Temperatur, der Formänderung und der Formänderungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Zeit und dem Ort. Eine Studie dieser Parameter am realen Bauteil bzw. während des realen Prozesses ist nur selten sinnvoll. Aus diesem Grund gilt es, diese Vorgänge im Labormaßstab zielgerecht nachzubilden und die Prozesse und ihre Mechanismen zu untersuchen.

2. Methodik zur physikalischen Simulation

Das Ziel dieser Arbeit ist die wissenschaftlich fundierte Beschreibung der Primärumschmelzung, in der englischen Sprache als „Cogging“ bezeichnet, der Nickel-Basis-Superlegierung Alloy 80a. Zur systematischen Durchführung sämtlicher Experimente wurde nach einem Mehrebenenkonzept vorgegangen, welches in Abb. 1 dargestellt ist und von Richmond [1], Kocks [2], bzw. Karhausen [3] beschrieben wurde (linker Teil). Die makroskopische Reaktion eines Werkstoffs auf eine Belastung bildet sich aus der Summe der mikroskopischen Reaktionen der darunter liegenden Ebenen. Im rechten Teil der Abbildung sind die in dieser Arbeit durchgeführten Analysemethoden inklusive der untersuchten Zielgrößen angeführt.

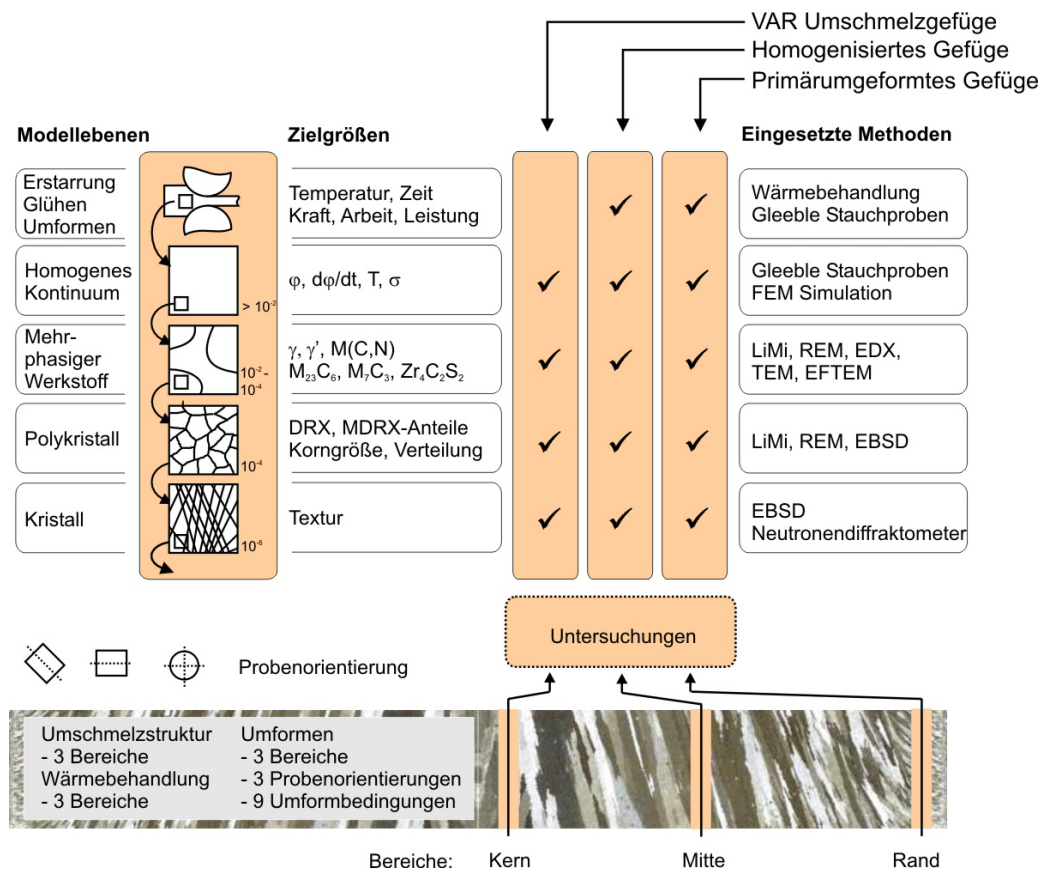


Abb. 1: Ebenen der modellhaften Betrachtung in Verbindung mit den durchgeführten Untersuchungen

Es wurden Proben des mittels Vakuum-Lichtbogen-Umschmelzverfahren (VAR) hergestellten Umschmelzgefüges homogenisiert und anschließend mittels Gleeble-Umformsimulator im Stauchversuch umgeformt. Die für die Simulation relevanten Umformparameter wurden durch die Finite Elemente Methode (FEM) Simulation der Primärumformung bestimmt. Nachdem die Ausgangsstruktur (Umschmelzgefüge) extrem inhomogen ist, wurden sämtliche Analysen für die drei Bereiche „Blockkern“ (im Weiteren als Kern bezeichnet), „halber Blockradius“ (Mitte) und „Nähe Blockoberfläche“ (Rand) durchgeführt. Im Falle der Umformversuche mittels Gleeble-Stauchproben war es aufgrund der Probengröße im Verhältnis zur Gefügestruktur zweckmäßig, Proben mit unterschiedlichen Orientierungen umzuformen (Abb. 1 unten).

Nach jeder Prozessstufe (Umschmelzgefüge, homogenisiertes Gefüge, umgeformtes Gefüge) wurde die mikrostrukturelle Entwicklung des Werkstoffs dokumentiert. Für das Umschmelzgefüge und das homogenisierte Gefüge waren besonders die Makrostruktur sowie die Art, die Größe und die Verteilung der auftretenden Ausscheidungen von Interesse. Insbesondere galt es zu eruieren, ob mittels Wärmebehandlung die für die Umformung hinderlichen Ausscheidungen aufgelöst werden können. Basierend auf den Umformversuchen wurden Fließkurven, rekristallisierte Anteile und die Texturentwicklung untersucht. Die hier beschriebene Nachbildung orientiert sich an den Prozessparametern im realen Umfeld und wird in dieser Arbeit als physikalische Simulation bezeichnet.

3. Ergebnisse

Die experimentellen Untersuchungen des VAR-Umschmelzgefüges von Alloy 80a haben die für diesen Prozess typische Erstarrungsstruktur mit einem feinen Gefüge im Randbereich und einer groben Stängelstruktur im Mitten- und Kernbereich gezeigt. Die genaue Auswertung eines solchen nichtisometrischen Gefüges war ausschließlich durch die metallographische Analyse mehrere Schnittebenen (Querschnitt u. Längsschnitt) möglich (Abb. 2).

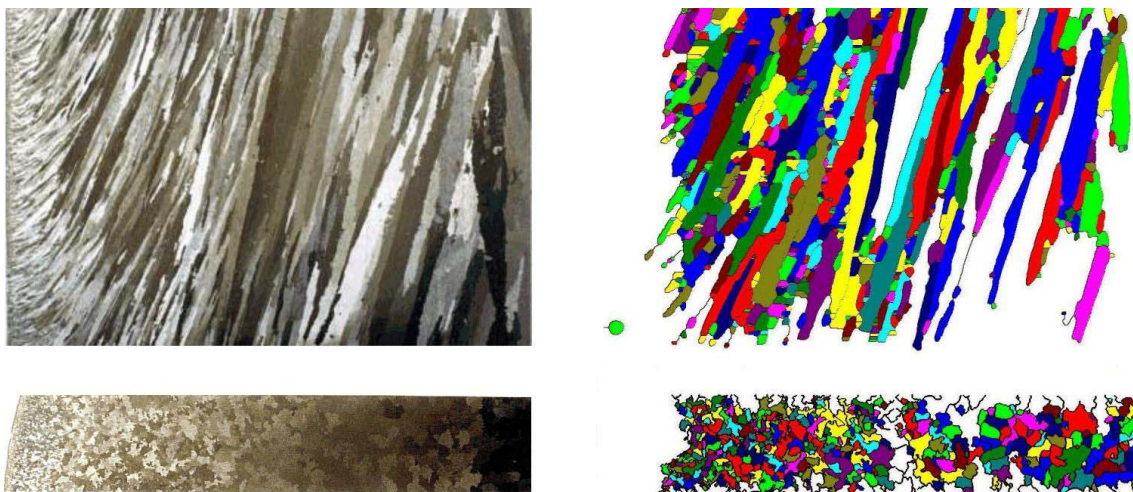


Abb. 2: Halber Blocklängsschnitt (oben) bzw. Blockquerschnitt (unten) / Makrostruktur (links) und bildanalytisch ausgewertete Struktur (rechts)

In Abb. 3 ist die mittlere Fläche der Körner im Längsschnitt bzw. die mittlere Ausrichtung der Körner (der Winkel zwischen der Vorzugsrichtung des Stängelkristalls und der Blockquerschnittsebene) über den Radius dargestellt. Die Körner haben eine Größe im Bereich zwischen 5 und 100 mm² im Längsschnitt, bzw. 0,5 und 5 mm Durchmesser im Querschnitt. Mit Ausnahme des Randbereichs liegt die Vorzugsrichtung der Körner bei ca. 65 bis 75°. Die Homogenisierung beeinflusst das Makrogefüge kaum. Ein ausgeprägtes Kornwachstum konnte bei den untersuchten hohen Temperaturen nicht festgestellt werden.

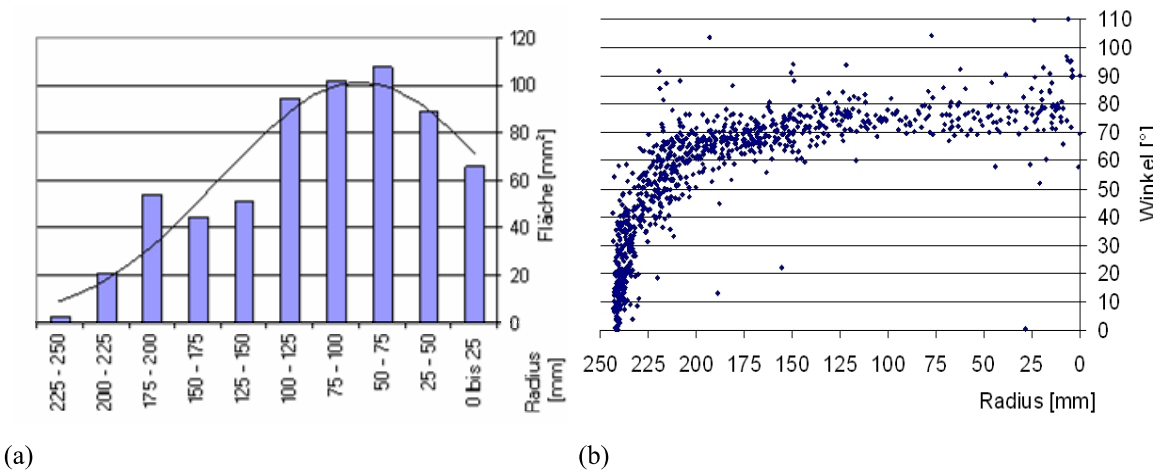
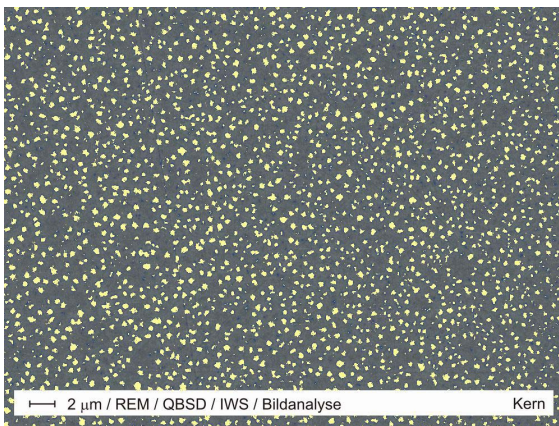


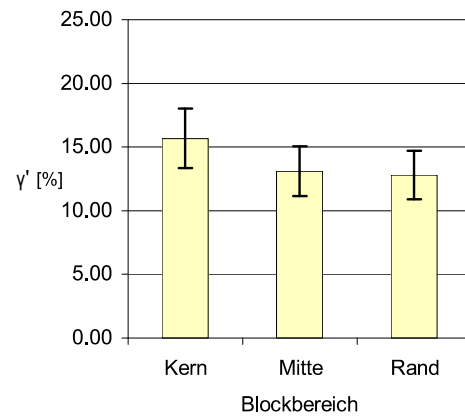
Abb. 3: (a) Mittlere Fläche der Körner und (b) Ausrichtung der Körner über den Blockradius in Abhängigkeit von ihrer Lage im Blockquerschnitt ausgehend vom Kern (Blockachse) = 0 mm bis zum Rand = 250 mm.

Mittels chemischer Elementanalyse wurde nachgewiesen, dass der eingesetzte VAR-Prozess eine homogene Elementverteilung über den Blockquerschnitt garantiert. Weiters konnten keine schädlichen Ausscheidungen wie Freckles oder White Spots in den untersuchten Gefügebereichen detektiert werden. Diese Ergebnisse deuten darauf hin, dass der VAR-Prozess seitens der Umschmelzbedingungen richtig eingestellt ist.

Bei der Mikroanalyse des Umschmelzgefüges wurden im Wesentlichen die γ' -Phase und Cr₂₃C₆- bzw. Ti(C,N)-Karbide gefunden. Die für die Festigkeit notwendige γ' -Phase tritt im Umschmelzgefüge grob und teil- bzw. inkohärent (ca. 0,2 μ m) auf. Mittels experimenteller Untersuchungen konnte gezeigt werden, dass eine Homogenisierung die vollständige Auflösung der γ' -Teilchen in allen Blockbereichen bewirkt und sich diese nach der Umformung und Abkühlung homogen und fein verteilt (kohärent) ausscheiden. Die vollständige Auflösung der γ' -Teilchen ist für die Primärumformung essentiell (Schmiedefenster). In Abb. 4 ist die γ' -Verteilung im Kernbereich des Blocks dargestellt sowie der mittlere γ' -Anteil in den unterschiedlichen Blockbereichen.



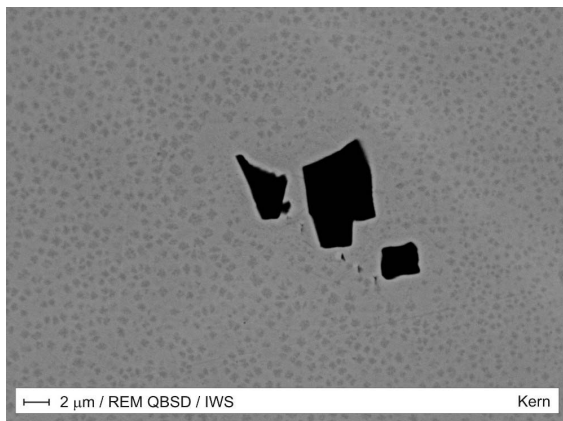
(a)



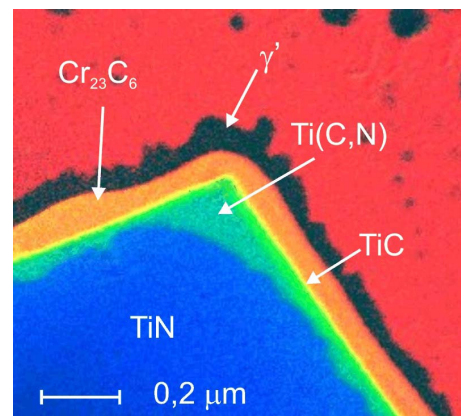
(b)

Abb. 4: Bildanalytisch ausgewerteter γ' -Flächenanteil; (a) Bildanalyse im Kernbereich des Blocks; (b) Analyseergebnis je Blockbereich

Die Ti(C,N)-Teilchen (Primärkarbide) sind regellos blockig sowohl im Korninneren als auch an den Korngrenzen verteilt und werden weder von der Wärmebehandlung noch von der Umformung beeinflusst, vgl. Abb. 5 (a). Sie besitzen eine Größe bis zu $10\mu\text{m}$. An Ti(C,N) angelagert finden sich zumeist auch andere feine Karbid- und γ' -Ausscheidungen wie in Abb. 5 (b) gezeigt. Der Kern des hier gezeigten Teilchens besteht aus TiN mit der Randschicht Ti(C,N) und darüber liegendem reinem TiC, M_{23}C_6 und γ' .



(a)



(b)

Abb. 5: (a) Ti(C,N) und γ' in der Matrix; (b) EFTEM-Analyse eines Ti(C,N) Teilchens mit angelagerten Karbid- bzw. γ' -Ausscheidungen

Die Cr_{23}C_6 -Karbide kommen im Ausgangsblock filmartig an den Korngrenzen vor (Abb. 6), womit die Gefahr der Schädigung bei der Warmumformung (spröder Bruch) gegeben ist. Damit ist die Durchführung einer der Primärumformung vorausgehenden Wärmebehandlung (Homogenisierung) wichtig. Die Ergebnisse zeigen, dass diese Karbide durch den Homogenisierungsprozess vollständig aufgelöst werden.

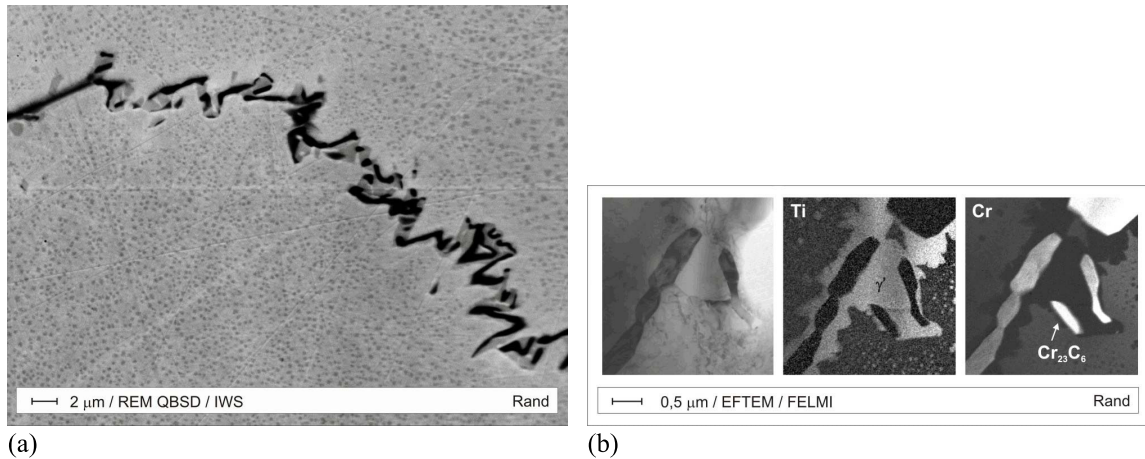
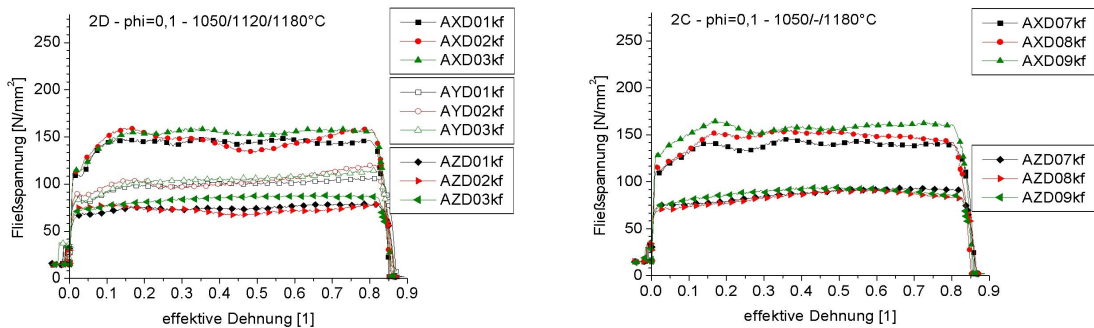


Abb. 6: $M_{23}C_6$ Korngrenzenkarbide; (a) Korngrenzenfilm aus $M_{23}C_6$, γ' in der Matrix; (b) filmartige $M_{23}C_6$ -Karbide von γ' umgeben;

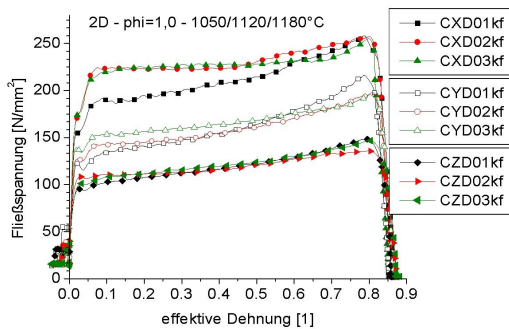
Im Anschluss an die makro- und mikroskopischen Untersuchungen des Umschmelzgefüges sowie des homogenisierten Gefüges galt es, die Primärumformung an sich nachzubilden. Die Auswertung der Fließkurven in Bezug auf die Probenentnahmestelle und die Probenorientierung im homogenisierten Umschmelzblock ließ keinerlei wechselseitige Abhängigkeiten erkennen (Abb. 7, Abb. 8). Je nach Umformparameter sind die Fließkurven beinahe identisch, jeweils mit einem ausgeprägten Sättigungsbereich bei Umformgraden über ca. 0,25. Ein solcher Sättigungsbereich ist stets ein Zeichen umfangreicher Entfestigungsmechanismen während der Umformung.



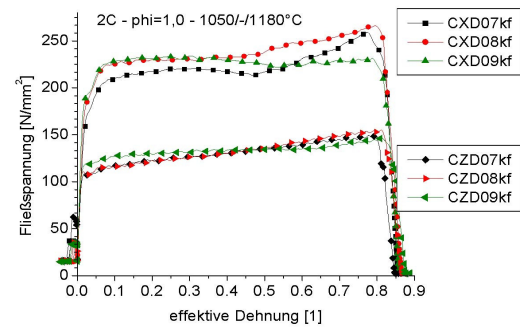
(a) Orientierung 1: normal zur Blockachse

(b) Orientierung 3: 45° zur Kornausrichtung

Abb. 7: Fließkurvenanalyse mit Umformrate $d\phi/dt=0,1s^{-1}$ in Abhängigkeit des Bockbereichs (D01=D07=Kern, D02=D08=Mitte, D03=D09=Rand), der Probenorientierung ((a, b); vgl. Abb. 1) und unterschiedlicher Umformbedingungen (A= $d\phi/dt=0,1s^{-1}$, X=1050°C, Y=1120°C, Z=1180°C)



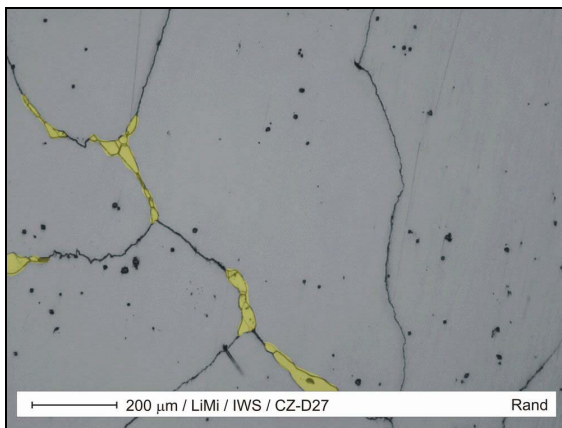
(a) Orientierung 1: normal zur Blockachse



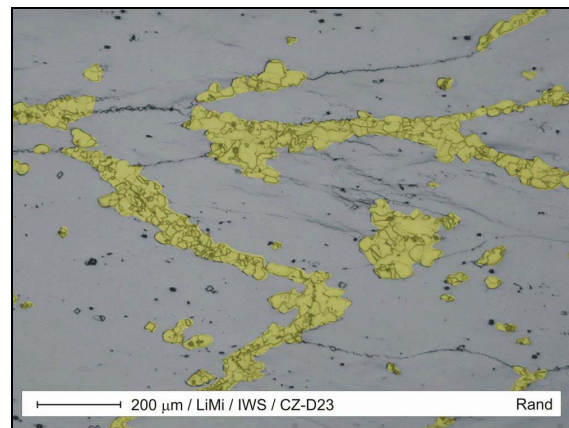
(b) Orientierung 3: 45° zur Kornausrichtung

Abb. 8: Fließkurvenanalyse mit Umformrate $d\phi/dt=1s^{-1}$ in Abhängigkeit des Blockbereichs (D01=D07=Kern, D02=D08=Mitte, D03=D09=Rand), der Probenorientierung ((a, b); vgl. Abb. 1) und unterschiedlicher Umformbedingungen ($A=d\phi/dt=1s^{-1}$, $X=1050^{\circ}C$, $Y=1120^{\circ}C$, $Z=1180^{\circ}C$)

Die Analyse der Mikrostruktur bestätigte die Theorie, dass Rekristallisationskeime primär an Korngrenzen auftreten. Die typische kettenförmige Struktur der neuen Rekristallisationskörner an den Korngrenzen ist zu beobachten, siehe Abb. 9. Weiters bildeten sich auch Rekristallisationsstrukturen an Ausscheidungen, überwiegend an den sehr stabilen Ti(C,N). Auffällig ist, dass in Bereichen mit größeren Körnern (Mitte, Rand) und damit wenigen Korngrenzen, diese ausscheidungsinduzierte Keimbildung verstärkt auftritt. Nachdem Ti(C,N)-Teilchen ansonsten die Warmumformung nicht behindern, ist deren Einfluss auf die Rekristallisation für die hier gegebene grobe Struktur als positiv zu bewerten.



(a)



(b)

Abb. 9: Rekristallisierte Anteile (gelb), Blockrand; (a) $1180^{\circ}C$, $1s^{-1}$, 0,1; (b) $1180^{\circ}C$, $1s^{-1}$, 0,8 (jeweils Temperatur, Umformrate, Umformgrad)

Grundsätzlich spricht man bei Nickel-Basis-Superlegierungen ausschließlich von Rekristallisationsvorgängen als den bedeutenden Entfestigungserscheinungen. Dies konnte in den vorliegenden Untersuchungen nicht festgestellt werden. Der rekristallisierte Anteil ist je nach Umformbedingungen maximal 30%, durchschnittlich $<10\%$ (Abb. 10). Damit war gezeigt, dass die Erholung für die Umformung sehr grober und stark texturierter Werkstoffe Bedeutung haben muss. Für das praktische Ziel der Primärumformung, d.h. das „Aufbrechen“ der Textur, ist eine signifikante Erholung aber nicht er-

wünscht, da diese die Rekristallisationsprozesse durch Herabsetzen der Verformungsenergie vermindert.

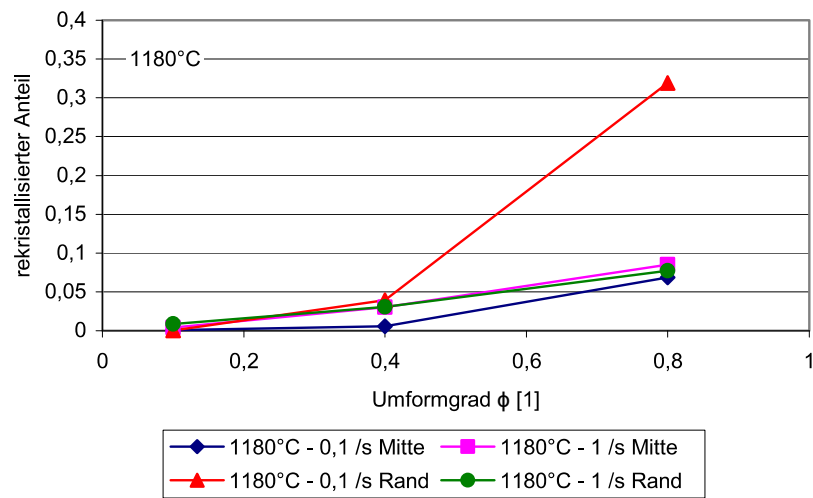


Abb. 10: Rekristallisierte Anteile in Abhängigkeit von der Temperatur, dem Umformgrad, der Umformrate und der Ausgangskorngröße (Blockbereich)

Die aufwändigen Texturuntersuchungen verfolgten zwei Hauptziele: erstens sollten diese Methoden (EBSD und Neutronendiffraktometrie) die Strukturänderung des umgeschmolzenen Werkstoffs bei der Primärumformung untersuchen und zweitens die entscheidenden Ergebnisse liefern, um die vorhin erwähnte Erholung als nicht unerheblichen Entfestigungsmechanismus zu bestätigen. Beides wurde erreicht. Es wurde qualitativ und quantitativ festgestellt, dass das Umschmelzgefüge stark texturiert ist und zwischen den Körnern nur kleine Missorientierungen bestehen. Im Ausgangsgefüge besteht eine $\langle 111 \rangle$ Fasertextur. Subkornbereiche sind kaum vorhanden. Für das umgeformte Gefüge wurde festgestellt, dass rekristallisierte Körner keine bevorzugte Ausrichtung zeigen. In den unrekristallisierten Bereichen entstehen, abhängig von den Umformparametern, ausgeprägte Subkornstrukturen, die auf die Erholungsvorgänge schließen lassen (Polygonisation von Versetzungen). Die Ausgangsstruktur (Kern, Mitte, Rand) nimmt wesentlichen Einfluss auf die Texturentwicklung bei der Umformung.

In Abb. 11 ist eine EBSD-Texturanalyse gezeigt, die neben den rekristallisierten Körnern deutlich die Subkornbereiche wiedergibt. Weiters sind (111) und (200) Polfiguren abgebildet, die die Entwicklung der Textur in Abhängigkeit des Umformgrades verdeutlichen. Grundsätzlich ist zu erkennen, dass für kleine Umformgrade eine $\langle 111 \rangle$ Fasertextur vorliegt. Diese besteht bereits im Ausgangszustand. Durch kleine Umformgrade wird sie aber deutlich geschärft. Bei höheren Umformgraden wird die Fasertextur von Verformungstexturen überlagert.

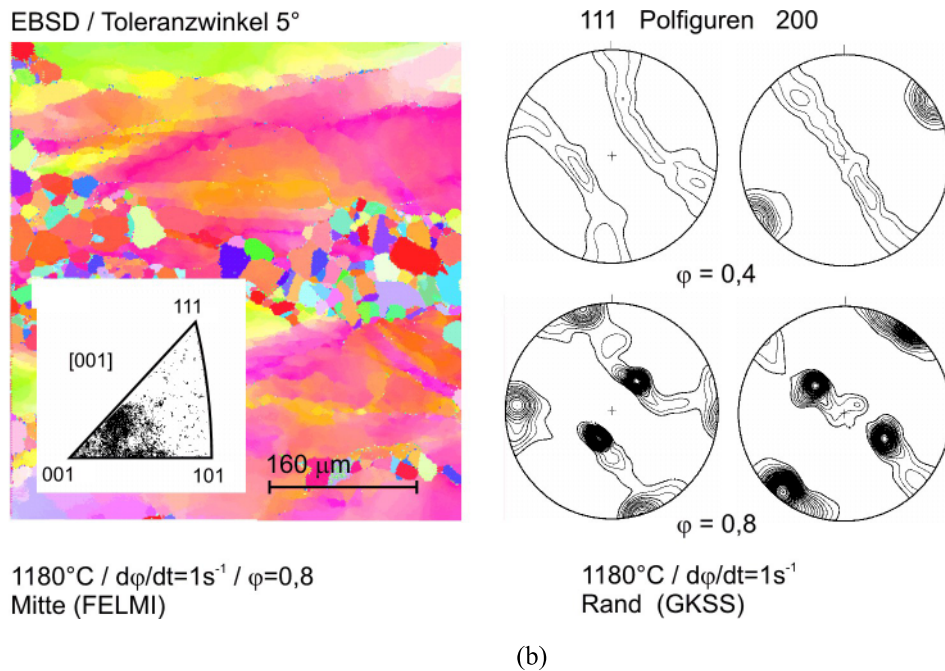


Abb. 11: (a) EBSD Analyse, (b) (111) und (200) Polfiguren jeweils nach definierten Umformbedingungen bzw. in den Blockbereichen Rand und Mitte

4. Zusammenfassung

Hinsichtlich der physikalischen Simulation hat sich die angewandte Methodik zur Analyse sämtlicher Zustände und Vorgänge auf mehreren Betrachtungsebenen (vgl. Abb. 1) bewährt. Nur so ist es möglich, strukturiert die große Anzahl an Freiheitsgraden (Blockbereiche, Orientierungen, Homogenisierungsbedingungen, Umformgrößen, etc.) in Bezug auf die Zielgrößen (Gefüge, Textur, Ausscheidungen, Fließkurven, rekristallisierte Anteile, etc.) zielgerecht, nachhaltig und dokumentierbar zu berücksichtigen.

Basierend auf den werkstoffkundlichen Grundlagen der Nickel-Basis-Superlegierungen wurde das VAR-Umschmelzgefüge, das homogenisierte Gefüge, sowie das umgeformte Gefüge metallographisch untersucht. Sowohl Makro- wie auch Mikroanalysen gaben Auskunft über die Erstarrungsstruktur inklusive der wesentlichen Parameter wie Korngröße, Kornorientierung und Streckungsverhältnis, sowie über die Größe, die Form und die Verteilung der bedeutenden Ausscheidungen, wie beispielsweise der γ' -Phase und der Karbide $M(C,N)$ und $M_{23}C_6$. Weiters wurden die Primärumformung mittels Gleeble-Stauchversuchen simuliert und Fließkurven, rekristallisierte Anteile und die Texturentwicklung untersucht. Die Ergebnisse deuten in Abhängigkeit vom groben Gefüge auf ausgeprägte Erholungserscheinungen.

5. Danksagung

Diese Arbeit war Teil des MCL Projekts M1 [4] und wurde im Rahmen des K_{plus}-Kompetenzzentren Programms - Materials Center Leoben mit Hilfe der Einrichtungen am Forschungsinstitut für Elektronenmikroskopie der Technischen Universität Graz sowie am GKSS Forschungszentrum Geesthacht durchgeführt.

6. Literatur

- [1] O. Richmond, Plastic deformation models in the materials industry, Proc. 13th Riso Int. Symp. on Metallurgy and Materials Science (1992).
- [2] U. Kocks, Modelling the deformation of crystalline solids, TMS (1991).
- [3] K. F. Karhausen, Integrierte Prozess- und Gefügesimulation bei der Warmumformung, Dissertation, RWTH-Aachen, (1995).
- [4] G. Wasle, Cogging - physikalische und numerische Simulation der Primärumformung von Nimonic 80a, Dissertation, TU-Graz, (2003).

