

Ausscheidungskinetik während der Homogenisierung und Gefügeentwicklung während der Warmumformung der Aluminiumlegierung AA6082

P. Sherstnev¹, C. Sommitsch^{1,2}, S. Mitsche³, M. Hacksteiner⁴, T. Ebner⁴

¹Christian Doppler Laboratorium für Werkstoffmodellierung und Simulation, Montanuniversität Leoben, Franz-Josefstr. 18, A-8700, Leoben

²Lehrstuhl für Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, Franz-Josefstr. 18, A-8700 Leoben

³Zentrum für Elektronenmikroskopie, Steyrergasse 17, A-8010 Graz

⁴AMAG rolling GmbH, Postfach 32, A-5282 Ranshofen

pavel.sherstnev@cdl-mms.at

Kurzfassung

Die Endigenschaften von warmgewalzten Aluminiumlegierungen werden in entscheidendem Maße von den Homogenisierungs- und Umformbedingungen beeinflusst. Der Fokus dieser Arbeit ist auf die Simulation des Ungleichgewichtes nach der Erstarrung mittels der Software MatCalc und auf die Untersuchung der Gussstruktur von AA6082 gesetzt. Der Einfluss der Homogenisierungsdauer auf die Gefügeänderung wurde experimentell bestimmt. Die homogenisierten Proben wurden anschließend mittels eines thermo-mechanischen Umformsimulators gestaucht. EBSD – Analysen erlaubten die Untersuchung der Subkornstruktur-entwicklung während der Warmverformung.

1. Einleitung

AA6082 ist eine aushärtbare Aluminiumlegierung, die als Blech, Platte, Profil oder Schmiedeteil hauptsächlich im Bauwesen und im automotiven Bereich verwendet wird [1-2]. Die chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 1 angeführt.

Si [%]	Mn [%]	Zn [%]	Fe [%]	Mg [%]	Ti [%]	Cu [%]	Cr [%]
1.1-1.2	0.45-0.55	<0.1	<0.3	0.75-0.85	<0.01	0.05-0.1	<0.15

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Aluminiumlegierung

Die gesamte technologische Prozesskette (Stranggießen, Homogenisierung und Warmumformung, siehe Bild 1) beeinflusst stark die Eigenschaften des Endproduktes [3]. Nach dem Stranggießen bilden sich, abhängig von den Legierungselementen, unterschiedliche intermetallische Phasen, die während des Homogenisierungsglühens teilweise aufgelöst und/oder transformiert werden können, sowie feine disperse Phasen [4-6]. Bei der nachfolgenden Warmumformung spielen die Erholung und die Rekristallisation für die Gefügeentwicklung eine entscheidende Rolle. Die Aluminiumlegierung 6082 neigt durch ihre hohe Stapelfehlerenergie zu dynamischer Erholung und statischer Rekristallisation. Die sich bei der dynamischen Erholung ausbildende Substruktur ist von der Umformtemperatur und der Umformgeschwindigkeit abhängig und beeinflusst die nachfolgende statische Rekristallisation maßgeblich.

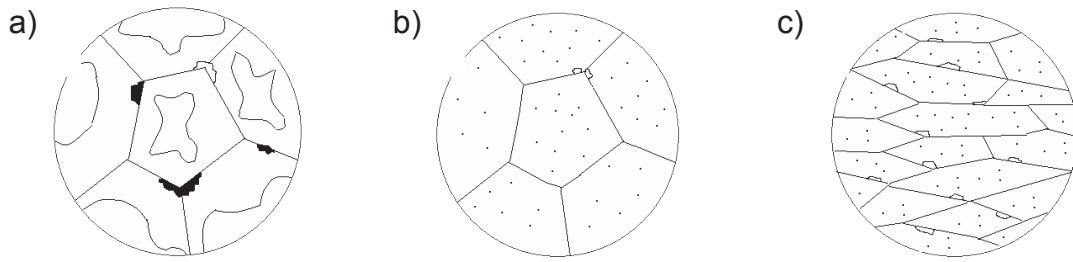


Bild 1: a) Gussgefüge; b) Homogenisiertes Gefüge; c) Umgeformtes Material

2. Untersuchung des Gussgefüges

Das Gussgefüge weist unterschiedliche intermetallische Phasen auf, welche die technologischen Eigenschaften und somit die Verarbeitbarkeit stark beeinflussen (Bild 2).

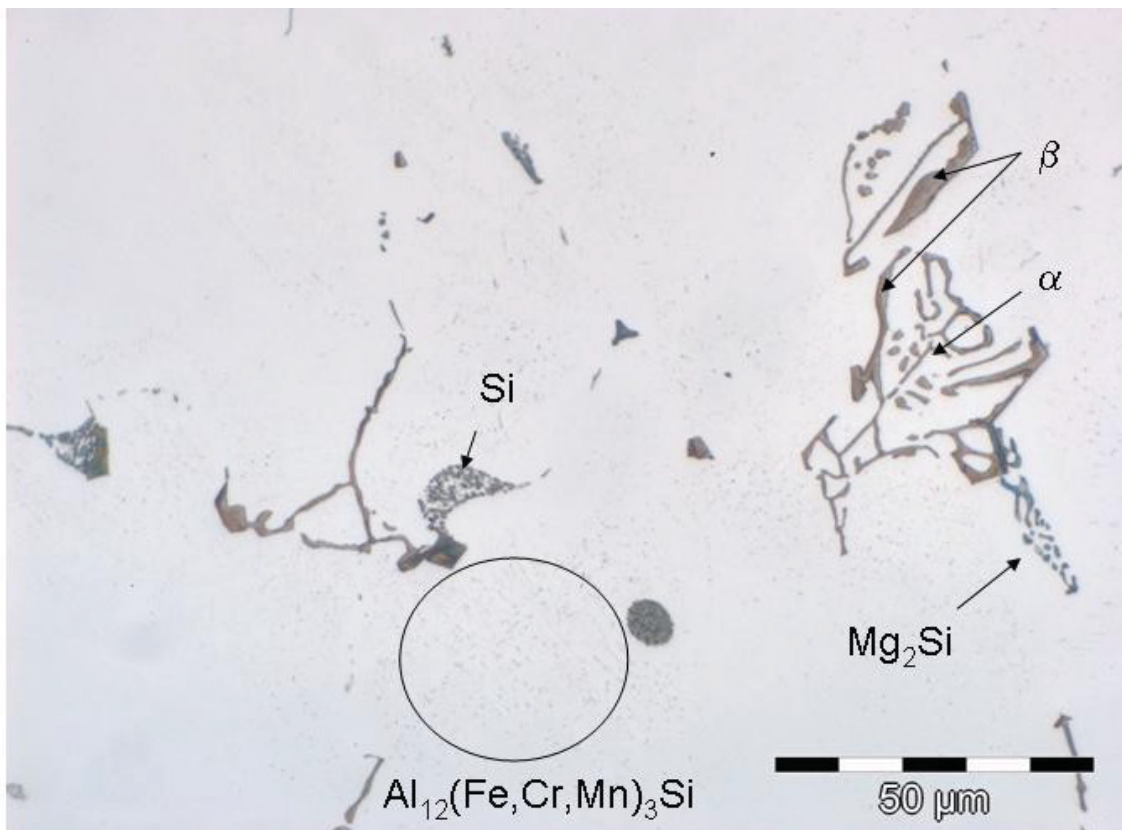


Bild 2: Gussgefüge von AA6082 mit markierten intermetallischen Phasen
(α : AlFeSi, β : AlFeSi, Kreis: disperse Teilchen $\text{Al}_{12}(\text{Fe,Cr,Mn})_3\text{Si}$, Mg_2Si)

Wenn davon ausgegangen wird, dass in der Schmelze ein vollständiger Konzentrationsausgleich stattfindet aber die Diffusion im festen Zustand vernachlässigbar ist, kann das Modell von Scheil und Gulliver für die Ungleichgewichtserstarrung verwendet werden [7]. Die Scheil – Simulation kann erfolgreich mit dem Programm MatCalc [8] realisiert werden.

In der vorliegenden Arbeit wurde für AA6082 der Liquidusanteil als Funktion der Temperatur analysiert. Der Unterschied zwischen dem Equilibrium und dem

Ungleichgewicht (nach Scheil-Gulliver Modell) ist in Bild 3 dargestellt. Durch eine rasche Abkühlung reichern sich Legierungselemente wie Mg in der Restschmelze an, die dann eutektisch zerfällt. Durch eine Mg-Seigerung (etwa in der Randzone von Gussblöcken) kann der Schmelzpunkt soweit absinken, dass es bei einer nachfolgenden Homogenisierung zu Aufschmelzungen kommt.

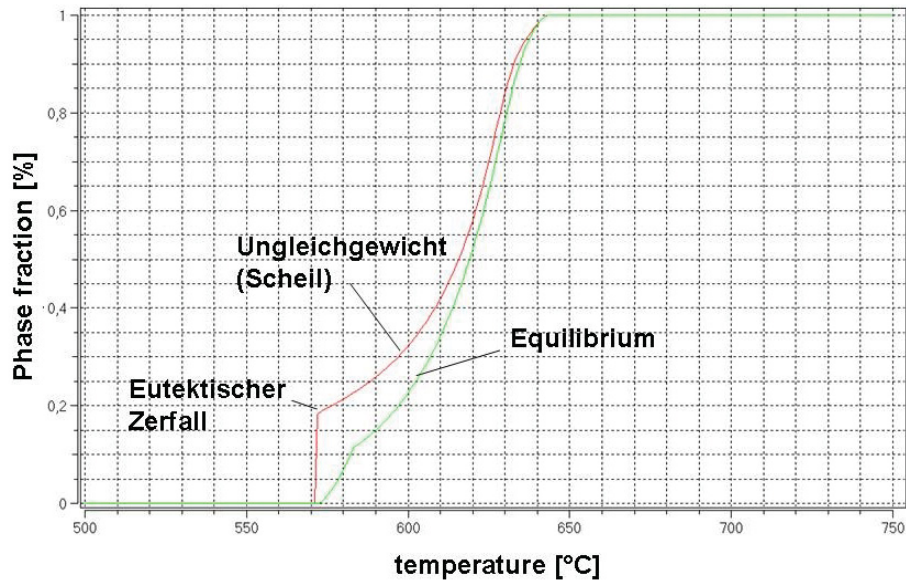


Bild 3: Berechnung der Erstarrung im Equilibrium und im Ungleichgewicht mit MatCalc

Bild 4 zeigt die Ausscheidungskurven von intermetallischen Phasen im Ungleichgewicht. Der mittels Lichtmikroskopie bestimmte Phasenanteil stimmt mit den berechneten Ergebnissen gut überein.

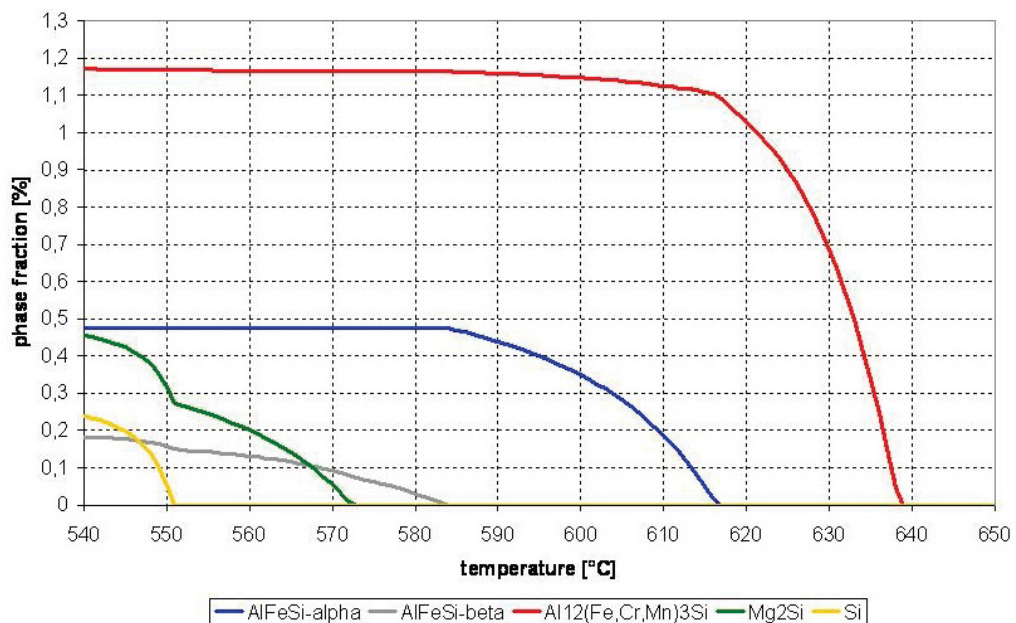


Bild 4: Ausscheidungskurven der intermetallischen Phasen von AA6082 im Ungleichgewicht; Berechnung mit MatCalc

3. Homogenisierung

Die Homogenisierung von AA6082 dient der Verbesserung der Umformbarkeit durch die Auflösung der Mg_2Si -Phase, die Transformation der plattenartigen $\beta-AlFeSi$ -Phase und die Ausscheidung von dispersen Teilchen, die eine Grobkornbildung verhindern.

Um den Einfluss der Homogenisierung auf die Gefügeänderung zu bestimmen, wurden Glühversuche mit unterschiedlichen Haltezeiten durchgeführt. Durch eine relativ lange Homogenisierung wird die plattenartige $\beta-AlFeSi$ -Phase koaguliert und die feine disperse Phase ausgeschieden (Bild 5). Bei einer kürzeren Homogenisierung (Bild 5a) ist die Koagulation, sowie die Ausscheidung von dispersen Teilchen der $\beta-AlFeSi$ -Phase noch nicht abgeschlossen.

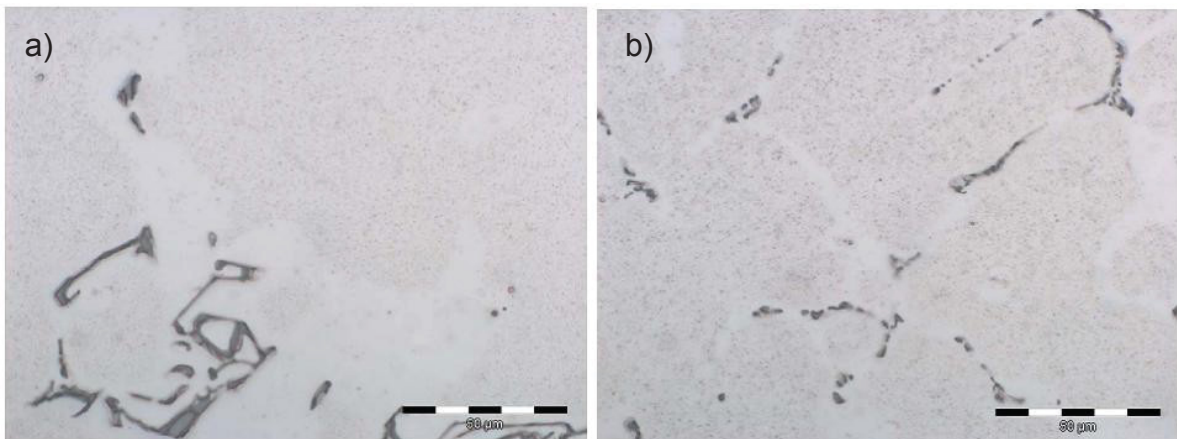


Bild 5: Gussgefüge nach der Homogenisierung bei 570°C für 6h (a) und 10h (b)

Die oben beschriebenen Prozesse beeinflussen die mechanisch-technologischen Eigenschaften und somit die Verarbeitbarkeit. Härtmessungen haben gezeigt, dass es durch die Ausscheidung einer dispersen Phase zu einem Härtemaximum nach 6h homogenisieren kommt. Eine nachfolgende Härteabnahme ist anscheinend mit der Koagulation der $\beta-AlFeSi$ -Phase verbunden (Bild 6).

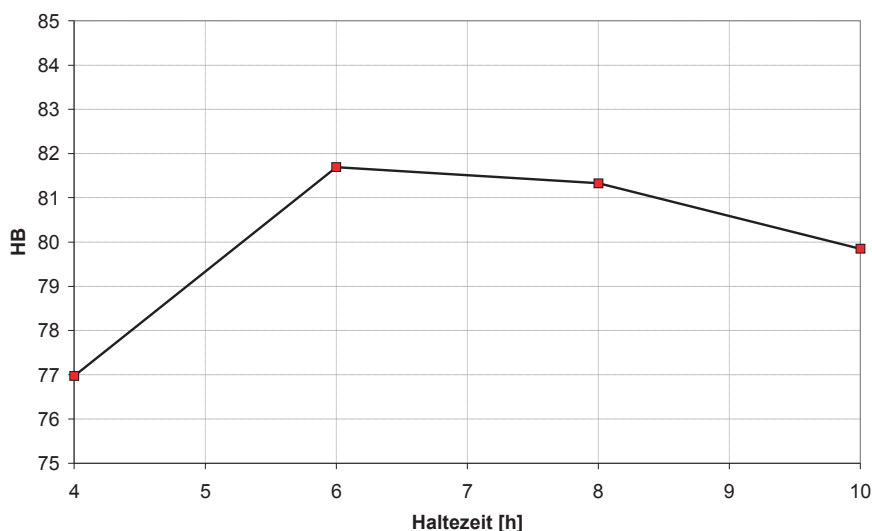


Bild 6: Härte der homogenisierten Proben als Funktion der Haltezeit bei 570°C

4. Umformversuche

Weiters wurden am Lehrstuhl für Umformtechnik Rastegaev-Zylinderstauchversuche am Umformsimulator SERVOTEST durchgeführt, um die Strukturevolution von AA6082 während der Warmumformung zu untersuchen. Der Umformgrad ($\varphi=0.8$) wurde so gewählt, dass eine voll ausgeprägte (stationäre) Subkornstruktur zu erwarten war. Die Versuchsparameter entsprechen dem Prozessfenster des Warmwalzens im Duo und sind in Tabelle 2 dargestellt.

Temperatur [°C]	Umformgeschwindigkeit [1/s]
500	1
550	10

Tabelle 2: Experimentelle Parameter bei den Stauchversuchen

Als Schmiermittel wurde das Glasspulver G017-340 verwendet. Um eine statische Rekristallisation zu vermeiden und nur die während der Deformation entstandene Substruktur zu untersuchen, wurden die gestauchten Proben sofort in Wasser abgeschreckt.

4.1.EBSD-Analyse

Die gestauchten Proben wurden für eine EBSD-Analyse präpariert usw. Hier bitte den kurzen Beitrag vom ZFE einfügen (Methode, auch die Grenz-Missorientierungen für die KWKG und GWKG in Bild 8).

Die Subkorngröße wurde mit Hilfe eines Bildanalyseprogramms bestimmt. Die Subkorngrößenverteilung als Funktion des Zener-Hollomon Parameters (Z) ist in Bild 7 dargestellt. Es ist deutlich zu sehen, dass mit steigendem Z die Subkorngröße abnimmt (Bild 8). Die gespeicherte Verformungsenergie (Versetzungsdichte) nimmt mit steigender Verformungsrate und fallender Verformungstemperatur (d.h. mit zunehmenden Z) zu, da die dynamische Erholung als diffusiver Prozess stark temperatur- und zeitabhängig ist. Bild 8 zeigt die Substruktur für verschiedene Verformungsraten und -temperaturen. Die Größenabnahme der Subkörner in den gestreckten Großwinkelkorngrenzen mit steigendem Z ist deutlich erkennbar.

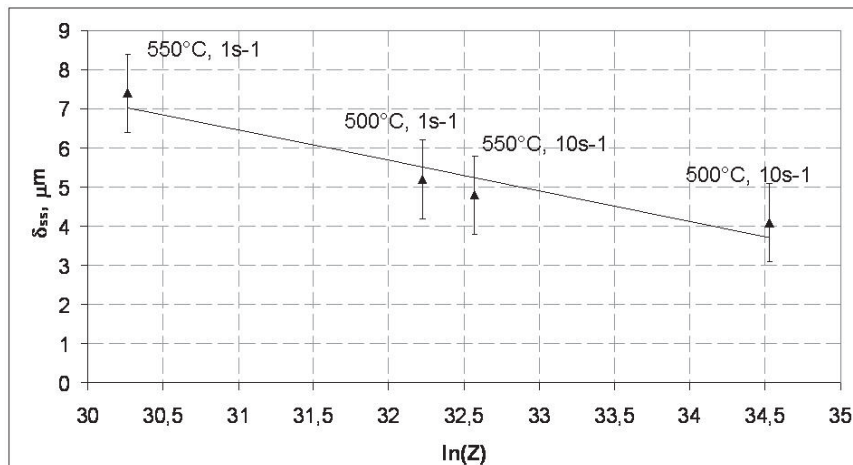


Bild 7: Erzielte Subkorngrößen in Abhängigkeit vom Zener-Hollomon-Parameter Z in AA6082

Aufgrund der Ausgleichsgeraden in Bild 7 kann die Subkorngröße im stationären Bereich δ_{ss} als Funktion von Z dargestellt werden

$$\delta_{ss}^{-1} = -0.8274 + 0.0318 \cdot \ln(Z) \quad (1),$$

mit Z

$$Z = \dot{\varphi} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (2),$$

wobei $\dot{\varphi}$ die wahre Umformgeschwindigkeit, Q die Aktivierungsenergie für Warmumformung, R die molare Gaskonstante und T die Temperatur bezeichnen.

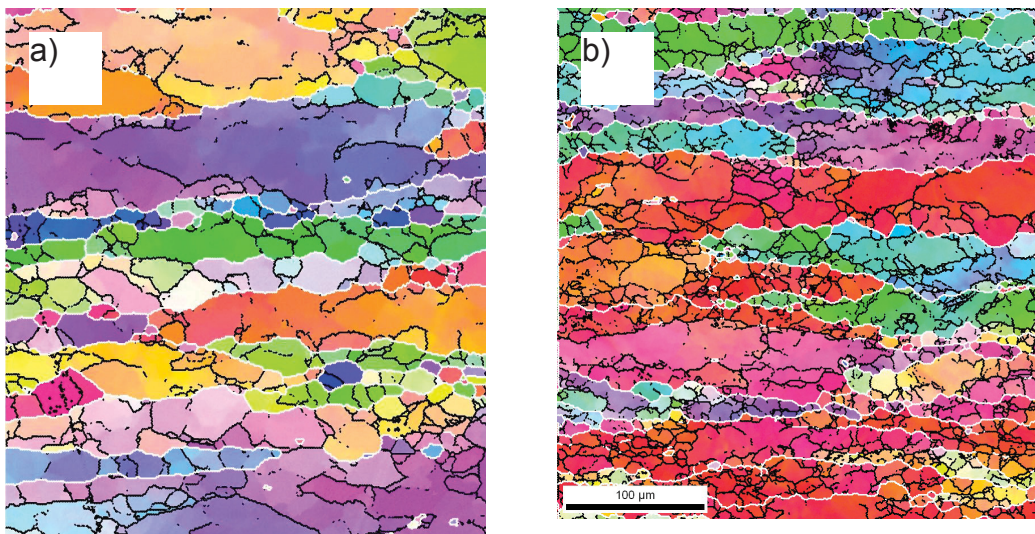


Bild 8: EBSD - Messungen der gestauchten Proben (Stauchrichtung: vertikal) bei $T=550^{\circ}\text{C}$ und $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$ (a) bzw. $\dot{\varphi}=10\text{s}^{-1}$ (b), sowie bei $T=500^{\circ}\text{C}$ und $\dot{\varphi}=1\text{s}^{-1}$ (c) bzw. $\dot{\varphi}=10\text{s}^{-1}$ (d). Weiße Linien kennzeichnen Großwinkelkorngrenzen und schwarze Linien Kleinwinkelkorngrenzen

Gleichung 1 wird als Eingangsparameter für ein physikalisch basiertes Kornstrukturmodell verwendet, um die Gefügeentwicklung beim Warmwalzen von AA6082 zu beschreiben [9].

5. Schlussfolgerung

Diese Arbeit hat gezeigt, dass mit Hilfe von MatCalc die Erstarrung und Ausscheidungskinetik von AA6082 im Ungleichgewicht modelliert werden kann. Die Ergebnisse der Simulation wurden durch experimentelle Untersuchungen bestätigt. Weiters wurde gezeigt, dass die Dauer des Homogenisierungsglühens einen starken Einfluss auf die Gefügeänderung durch die Ausscheidung von dispersen Teilchen und die Transformation der plattenartigen $\beta\text{-AlFeSi}$ in die globulare $\alpha\text{-AlFeSi}$ -Phase hat. Diese Prozesse führen zu einer Änderung der Festigkeit und somit der Umformbarkeit.

Ein weiterer Schwerpunkt wurde auf die Untersuchung der Substruktur im stationären Bereich der Umformung gelegt. Dafür wurden Stauchversuche und eine

nachfolgende EBSD–Analyse durchgeführt. Die Subkorngröße δ_{ss} konnte als Funktion des Zener-Hollomon-Parameters Z beschrieben werden; mit steigendem $\ln(Z)$ nimmt δ_{ss} linear ab.

6. Literaturnachweis

- [1] L. E. Hatch, ALUMINIUM Properties and Physikal Metallurgy, 1983
- [2] G. E. Totten and D.S. MacKenzie, Handbook of Aluminium, 2003
- [3] J. Hirsch, Virtual Fabrication of Aluminium Products, 2005
- [4] P. Rometsch, S. Wang, A. Harriss, P. Gregson, M. Starik, The effect of homogenizing on the quench sensitivity of 6082. Material Science Forum, 2002 (396-402), 367-372
- [5] G. Mromka-Nawotnik, J. Sieniawski, Influence of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys. Journal of Materials Processing and Technology, 2005 (162-163), 367-372
- [6] S. Koch, Einfluss der Homogenisierung auf die Festigkeitseigenschaften bei AlMgSi-Legierungen, Diplomarbeit, 2005, Montanuniversität Leoben
- [7] S. Samaras, G. Haidemenopoulos, Modelling of microsegregation and homogenization of 6061 extrudable Al-alloy, Journal of Materials Processing and Technology, 2007 (194), 63-73
- [8] E. Kozeschnik, J. Svoboda, P. Fratzl, F.D. Fischer, Modelling of kinetics in multi-component multi-phase systems with spherical precipitates II: Numerical solution and application, Materials Science and Engineering A, 2004 (385), 157-165
- [9] P. Sherstnev, I. Flitta, C. Sommitsch, M. Hacksteiner, T. Ebner, The effect of the homogenization procedure and the initial rolling temperature on the microstructure evolution during and after hot rolling of AA6082, Proc. 11th ESAFORM conference on material forming, Lyon, Frankreich, 23-25. April 2008, unter Review