



Report

Metallkundliche Aspekte bei der semi-solid Formgebung von Leichtmetallen

Author(s):

Uggowitzer, Peter J.; Gullo, Gian Carlo; Wahlen, Arne

Publication Date:

2000

Permanent Link:

<https://doi.org/10.3929/ethz-a-004381045> →

Rights / License:

[In Copyright - Non-Commercial Use Permitted](#) →

This page was generated automatically upon download from the [ETH Zurich Research Collection](#). For more information please consult the [Terms of use](#).

Metallkundliche Aspekte bei der semi-solid Formgebung von Leichtmetallen

Peter J. Uggowitzer, Gian-Carlo Gullo und Arne Wahlen*

Institut für Metallforschung, ETH Zürich

* Institut für Umformtechnik, ETH Zürich

Einleitung

Die Formgebung von Aluminium- und Magnesiumlegierungen im halbfesten thixotropen Zustand ist ein Hybridverfahren, bei dem die hohe Gestaltungsfreiheit und Fertigungsgeschwindigkeit von Druckgiessverfahren verknüpft werden mit den Qualitätsvorteilen von Schmiedeverfahren. Semi-solid umgeformte Bauteile sind gekennzeichnet durch eine gute Kombination von Festigkeit und Zähigkeit, sie sind wärmebehandelbar, schweisssbar, druckdicht und relativ kostengünstig.

Voraussetzung für eine erfolgreiche semi-solid Fertigung ist eine spezielle Gefügebildung im halbfesten Zustand. Zum Zeitpunkt der Formgebung muss der Werkstoff als eine fest-flüssig Suspension mit geringer Viskosität vorliegen. Diese Bedingung kann nicht von allen Werkstoffen erfüllt werden. Zum einen müssen sie eine gewisse Breite im Schmelzintervall aufweisen, zum anderen sind spezielle Vorbehandlungen nötig, so dass die Festphase nicht dendritisch, sondern globular ausgebildet ist. Werden diese Bedingungen erfüllt, so kann eine Legierung die gewünschten thixotropen Eigenschaften aufweisen. Unter Thixotropie versteht man dabei ein besonderes rheologisches Verhalten, gekennzeichnet durch eine erhebliche Viskositätsabnahme bei mechanischer Belastung durch Schubspannungen [1]. Bild 1 zeigt schematisch die Veränderung der Viskosität mit der Schubspannung. Zu beachten ist, dass sich die Viskosität dabei um viele Grössenordnungen verändert. Im unbelasteten Zustand, wo das halbfeste Metall wie ein Feststoff zu beschreiben ist, beträgt die Viskosität etwa $10^6 - 10^9$ Pas, während sie unter Scherbeanspruchung bis auf Werte um 1 Pas absinkt (vergleiche: Honig hat eine Viskosität von ca. 10^1 Pas, Olivenöl ca. 10^{-1} Pas). Im unbelasteten Zustand ist die geometrische Ausbildung der Festphase gekennzeichnet durch zusammenhängende Korncluster, welche ein räumliches Skelettnetzwerk bildet. Wird eine Schubspannung aufgebracht, so werden diese Überstrukturen aufgebrochen und es entsteht eine fliessfähige Suspension

aus Feststoffpartikeln in flüssiger Matrixphase. Der halfeste Zustand einer Legierung ist demnach zwar eine notwendige aber nicht hinreichende Bedingung für eine thixotropes Verhalten. Wichtig ist vor allem auch eine besondere Ausbildung des Mikrogefüges. Die feste Phase muss ein räumliches Netzwerk bilden, welches durch Aufbringen einer Schubspannung aufgebrochen werden kann.

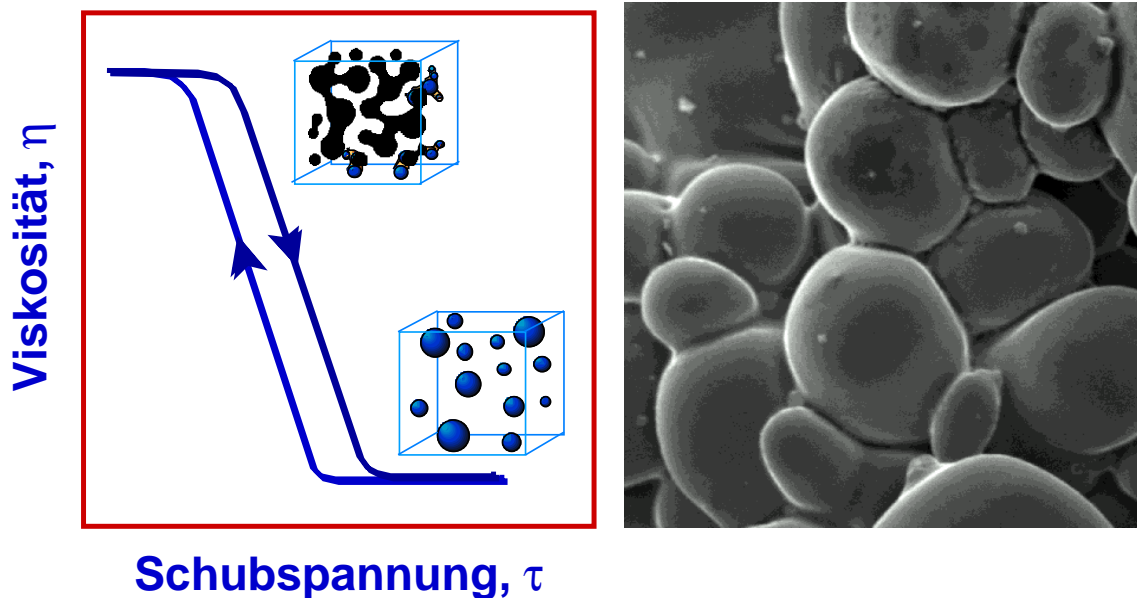


Bild 1: Schematische Darstellung der Viskositätsänderung bei thixotropen Werkstoffen. Unter Einwirkung einer Scherbelastung entsteht eine niedrig-viskose fließfähige Suspension (linkes Teilbild). Globulitische Körner bilden ein Festphasenskelett, deren halsartigen Verbindungen aufgebrochen werden.

In der vorliegenden Arbeit wird versucht, die Bedingungen für eine thixotrope Formgebung quantitativ zu erfassen und metallkundliche Randbedingungen für die Eignung von Aluminium- und Magnesiumlegierungen festzulegen. Dazu werden Grenzwerte für die prozessbestimmenden Gefügeparameter vorgeschlagen und die Möglichkeit und Schwierigkeit ihrer Einstellung diskutiert. Die Bewertung des thixotropen Verhaltens erfolgt unter Einbezug einfacher Rückextrusionsexperimente. In einem weiteren Kapitel wird mit Hilfe von computerunterstütztem Werkstoffmodellierung die Vorhersage der Prozessgestaltung illustriert.

Metallographische Beschreibung der Gefügeausbildung

Der heutige Stand der Thixo-Giesstechnik umfasst im wesentlichen zwei Verfahrensvarianten, das konventionelle Thixocasting (CTC) und das New-Rheocasting-Verfahren (NRC). Beim CTC wird das üblicherweise im gerührten Strangguss erzeugte Vormaterial in portionierten Abschnitten induktiv in den semi-solid Zustand erwärmt und anschliessend in einer Druckgiessmaschine mit einem definierten Geschwindigkeitsprofil in das Formwerkzeug gepresst [2,3]. Beim NRC-Verfahren er-

folgt die Herstellung des globulitischen Vormaterials durch eine kontrollierte Abkühlung von in Stahliegel dosierter Schmelze in den semi-solid-Zustand [4,5].

Unabhängig davon, ob der semi-solid-Zustand einer Legierung wie beim CTC durch Erhitzen von Festphase oder wie beim NRC durch Abkühlen von Schmelze erreicht wird, ein ganz wesentliches Kriterium für die Thixoformbarkeit ist die Möglichkeit der definierten Einstellung des fest-flüssig Anteils im Erstarrungsintervall. Reine Metalle und rein eutektische Legierungen sind nicht einsetzbar, da sie kein Erstarrungsintervall aufweisen. Umgekehrt ist eine genaue Einstellung umso leichter, je geringer der Temperatureinfluss auf die Höhe des fest-flüssig Volumenanteils ist. Dies ist normalerweise bei breitem Erstarrungsintervall der Fall, bedarf aber einer etwas genaueren Analyse.

Bild 2 zeigt schematisch das Phasendiagramm einer binären Legierung bzw. den quasibinären Schnitt eines Mehrkomponentensystems.

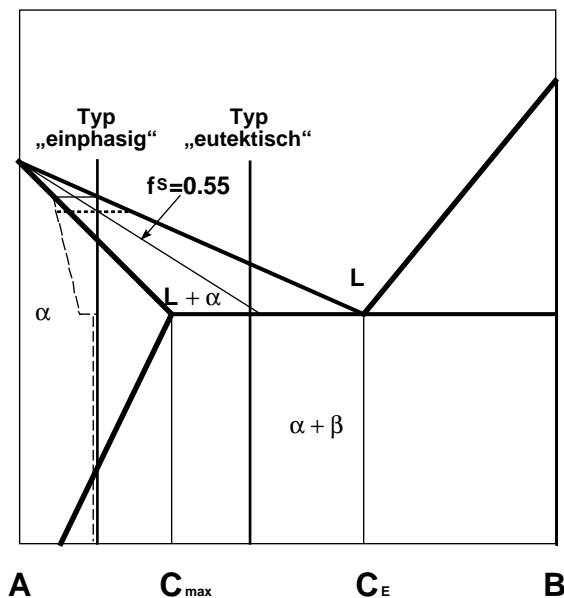


Bild 2: Schematisches Phasendiagramm mit Eutektikum und grosser Löslichkeit im festen Zustand. Bei rascher Abkühlung und/oder geringer Diffusivität von B in α -Phase erfolgt die Erstarrung im Ungleichgewicht (gestrichelte Linien).

Bei Legierungen mit einer chemischen Zusammensetzung zwischen C_{\max} und C_E (Typ "eutektisch") wird die Schmelzphase knapp oberhalb der eutektischen Temperatur durch das Eutektikum gebildet. Die heute für Thixoforming vorwiegend eingesetzte Al-Legierung AlSi7Mg0.3 (A356) gehört zu diesem Typ und weist mit einer eutektischen Temperatur von 577°C bei 580°C einen für thixotrope Formgebung günstigen Flüssiganteil von ca. 45% auf. Bei Legierungen mit geringerem Si-Gehalt ist entsprechend dem Hebelgesetz eine höhere Temperatur zu wählen, um gleichen fest-flüssig Anteil zu erzielen. Bei Legierungen mit einer Zusammensetzung unter C_{\max} tritt unter Gleichgewichtsbedingungen kein Eutektikum auf (Typ "einphasig"), doch ist auch hier die Schmelzphase angereichert an Legierungselementen. Da sich die kristalline Phase und die Schmelze in ihrer Elementkonzentration deutlich unterscheiden, beobachtet man bei der Erstarrung unter Realbedingungen keine Gleichgewichtseinstellung. Die kristalline Phase wird bei rascher Abkühlung oder geringer

Diffusivität der Legierungselemente eine Mikrosegrierung ausbilden. Die Folge ist eine Verschiebung der Soliduslinie zu tieferen Temperaturen und es ergibt sich eine wünschenswerte Verbreiterung des Erstarrungsintervalls [6,7]. Bei der Vormaterialherstellung sowohl für CTC als auch NRC ist dies der Fall und muss bei der Bewertung der Thixo-Eignung berücksichtigt werden.

Bild 2 illustriert, dass bei einer Erstarrung im Ungleichgewicht (strichlierte Linien) nicht nur eine Verbreiterung des Erstarrungsintervalls auftritt, sondern auch "unerwartetes Eutektikum" auftreten kann. Damit muss auch bei Legierungen, deren Elementkonzentration unter der maximalen Löslichkeit liegt, mit der Bildung spröder Zweitphasen gerechnet werden. Dies ist beispielsweise bei der Formgebung von Mg-Legierungen im Thixo- oder Druckguss der Fall, beispielsweise bei den Legierungen AZ91 oder AM60. Trotz einer maximalen Löslichkeit von 12.6% Al zeigen diese Legierungen einen signifikanten Anteil von spröder eutektischer β -Phase ($Mg_{17}Al_{12}$).

Obwohl in der Literatur für den Fest- bzw. Flüssiganteil, f^S bzw. f^L , keine genauen Grenzwerte für thixotropes Verhalten angeführt werden, ist allgemein akzeptiert, dass der Festanteil zwischen 40-60% liegen sollte:

$$\text{Kriterium Phasenanteil Festphase } f^S: \quad 0.4 < f^S < 0.6$$

Bei der Einstellung des gewünschten Phasenanteils sind nun zwei Faktoren massgebend. Zum einen die anlagenbedingte Möglichkeit einer möglichst genauen und homogenen Temperatureinstellung und zum anderen der durch die Breite des Erstarrungsintervalls bestimmte absolute Wert der "Temperaturempfindlichkeit des Festphasenanteils $S^* = |df^S/dT|$ ". Im Intervall zwischen $0.4 < f^S < 0.6$ ergibt sich unter Berücksichtigung der Verbreiterung des Erstarrungsintervalls im Ungleichgewicht für die Temperaturempfindlichkeit S^* die in Tabelle 1 gezeigte Reihung für technisch interessante Aluminium- und Magnesiumlegierungen.

Tabelle 1: Temperaturempfindlichkeit von Festphasenanteil $S^* = df^S/dT$ und Enthalpie $L^* = dH/dT$ (absolute gemittelte Werte für das Intervall $0.4 < f^S < 0.6$ bzw. $0.5 < f^S < 0.6$ für AlSi7Mg).

	AlSi7Mg	AlSi5Mg	AlSi1Mg	AZ91	AM60	AE42
S* [%K⁻¹]	0.83	0.91	4.0	0.87	1.33	2.5
L* [Jcm⁻³K⁻¹]	11.5	11.8	47	5.9	8.9	16.5

Die Einstellung einer möglichst genauen und über den Thixobolzen homogenen semi-solid-Temperatur ist einerseits vom Heizsystem bei CTC bzw. Kühlsystem bei NRC abhängig, wird aber auch bestimmt durch die "Temperaturempfindlichkeit der Enthalpie des fest-flüssig Systems $L^* = |dH/dT|$ ". Bei einem System mit engem Erstarrungsintervall wird pro Grad Temperaturänderung viel latente Schmelzwärme frei (NRC) oder muss zugeführt werden (CTC), während bei breitem Erstarrungsintervall

der Temperatureinfluss auf den Energieinhalt geringer ist. Daraus ist abzuleiten, dass bei hohen L^* -Werten eine bessere Temperatureinstellung gewährleistet ist. In der Tabelle 1 sind die L^* -Werte technisch interessanter Aluminium- und Magnesiumlegierungen angeführt.

Hinsichtlich der Temperaturempfindlichkeit des Festphasenanteils sind die Legierungen AlSi7Mg, AlSi5Mg, AZ91 und AM60 in etwa die gleiche Kategorie einzuordnen, während AE42 und vor allem AlSi1Mg signifikant schlechter zu bewerten sind. Umgekehrt ist aber bei diesen Legierungen gerade wegen ihrem engen Erstarrungsintervall die Temperaturempfindlichkeit der Enthalpie höher, so dass sich – zumindest theoretisch – ein homogeneres Temperaturprofil einstellen lassen sollte. Ob dies tatsächlich gelingt, hängt vom jeweiligen Heiz- oder Kühlsystem ab.

Deutliche Unterschiede sind zwischen den beiden Legierungsgruppen auf Aluminium- oder Magnesiumbasis bei der Enthalpieveränderung zu erkennen. Aufgrund der etwas geringeren latenten Schmelzwärme ($\approx 10 \text{ kJmol}^{-1}$ für Mg-Legierungen gegenüber $\approx 14 \text{ kJmol}^{-1}$ für Al-Legierungen) und des höheren Molvolumens ist bei Mg-Legierungen die Schmelzwärme pro % Phasenanteiländerung (Quotient L^*/S^*) signifikant geringer. Für Mg-Legierungen ergibt sich ein Wert von etwa $6.7 \text{ Jcm}^{-3}\%^{-1}$, für Al-Legierungen ein ca. doppelt so hoher Wert von $\approx 13 \text{ Jcm}^{-3}\%^{-1}$. Dies bedeutet unter anderem, dass Mg-Legierungen deutlich rascher "einfrieren".

Neben dem Fest- bzw. Flüssiganteil sind die Morphologie und die Konnektivität der Festphase die verfahrensbestimmenden Gefügekenngrossen. Eine quantitative Beschreibung der Gefügemorphologie kann mit Hilfe der Gefügeparameter Formfaktor F und Phasenbereichsgrösse (Korngrösse) D vorgenommen werden. Der Formfaktor F wird definiert zu

$$F = \frac{U^2}{4\pi A}$$

mit U als Kornumfang und A als Kornfläche. Es gilt $F > 1$ wenn die Körner eine komplex geformte Oberfläche haben und $F = 1$ wenn alle Körner eine Kugelgestalt annehmen. Da der Formfaktor in hohem Masse die Viskosität der fest-flüssig Suspension bestimmt, ist für eine genügende Giessbarkeit eine Obergrenze für F zu setzen:

Kriterium Formfaktor Festphase F: $F < 2$

Diese Randbedingung wird sowohl von CTC- als auch NRC-Vormaterial in der Regel gut eingehalten.

Das Bild 3 zeigt am Beispiel der Legierung AlSi7Mg0.3 die Veränderung von Formfaktor und Korngrösse während einer Haltezeit im semi-solid Zustand bei einer Temperatur von 580°C, entsprechend einem Festphasenanteil f^S von 55%. Die Festphase wird eingeformt und wird globulitischer ($F \rightarrow 1$), die Korngrösse nimmt zu.

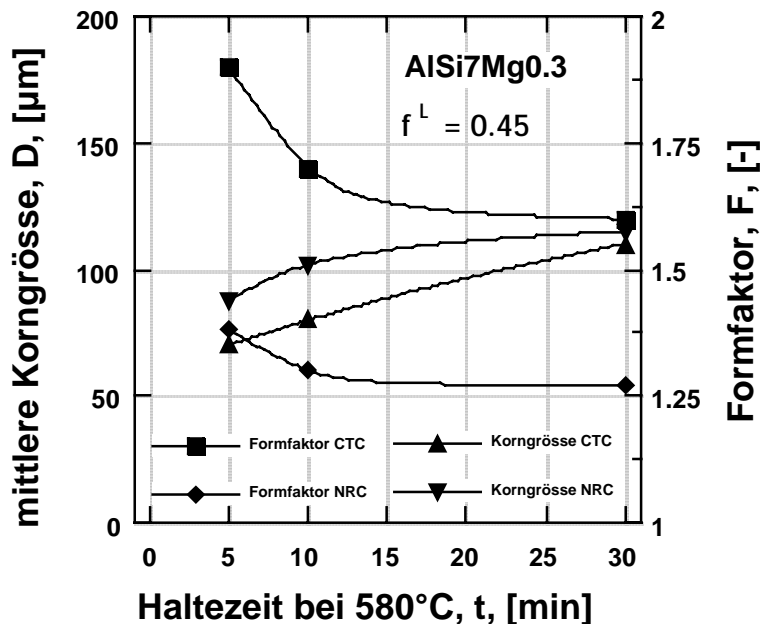


Bild 3: Veränderung von Formfaktor und Korngrösse der Festphase im semi-solid Zustand.

Obwohl in der Literatur für die Korngrösse kein allgemein gültiger oberer Grenzwert angegeben wird, zeigt die Erfahrung, dass bei der Formgebung von dünnen Bauteilen eine Korngrösse von etwa einem Zwanzigstel der Wandstärke eingehalten werden sollte [8]. Damit ergibt sich als weiteres Kriterium der folgende Grenzwert:

Kriterium Korngrösse Festphase D: $D < 150 \mu\text{m}$

Parallel mit dem Wachstum der Festphase nimmt aber auch ihre Konnektivität, d.h. die Stärke des räumlichen Skelettes zu. Der Skelettbildungsgrad der Festphase kann mit Hilfe der Kontiguität C beschrieben werden [9]. Es ist dies ein Mass für den Kontakt angrenzender Teilchen einer Phase. Bestimmt wird die Kontiguität durch den Anteil der gesamten Grenzfläche einer Phase, der die Grenzfläche zur gleichen Phase darstellt. Für die Festphase gilt dann:

$$C^S = \frac{2S^{SS}}{2S^{SS} + S^{SL}}$$

Darin ist S^{SS} die Korngrenzfläche zwischen der Festphase, d.h. die Fläche zwischen den zusammenhängenden und nicht durch Schmelze getrennten Körnern. S^{SL} ist die Phasengrenzfläche zwischen Festphase und Schmelze. Für den Fall $C^S = 0$ sind die Körner isoliert und vollständig von Schmelze umgeben, während mit steigendem C^S die Körner zusammenwachsen und damit die Skelettbildung zunimmt. Sehr geringe C^S -Werte sind unerwünscht, da dann die semi-solid Struktur keine

Formstabilität besitzt. Umgekehrt ist für den Fall $C^S \rightarrow 1$ die Festphase voll agglomeriert und kann durch Aufbringen von Schubspannungen nicht in eine Suspension übergeführt werden. Dementsprechend existiert für thixotropes Verhalten eine Ober- und Untergrenze, über die von den Autoren dieser Arbeit schon anderenorts berichtet wurde [10]. Eine zusammenfassende Darstellung wird im folgenden gegeben.

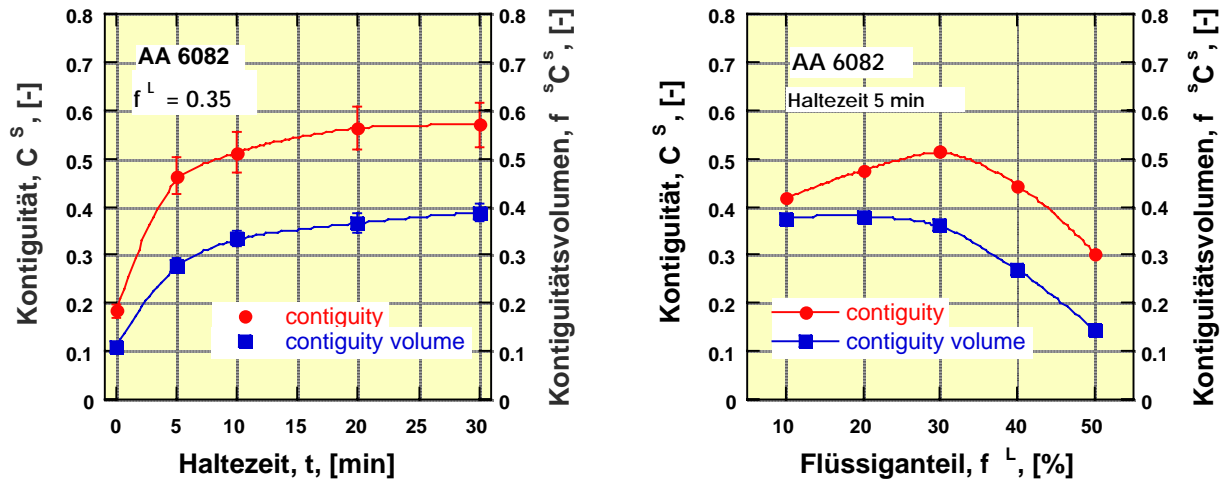


Bild 4: Einfluss von Haltezeit bzw. Flüssiganteil auf die Veränderung des Festphasenskelettes, quantifiziert durch die Parameter Kontiguität und Kontiguitätsvolumen.

Das Bild 4 zeigt die Veränderung der Kontiguität im semi-solid Zustand. Wie erwartet nimmt die Skelettbildung mit der Haltezeit zu (linkes Teilbild). Im rechten Teilbild ist der Einfluss des Phasenanteils dargestellt. Im für Thixotroforming interessanten Bereich über 30% Flüssigphase nimmt die Kontiguität ab (beachte: für $f^L \rightarrow 1$ gilt $C^S \rightarrow 0$). Da die Skelettstärke sowohl von der Kontiguität wie vom Volumenanteil der Festphase, f^S , abhängt, ist es sinnvoll, als bestimmende Größe das Produkt $f^S C^S$ zu wählen. Diese Größe beschreibt das Volumen zusammenhängender Phasenbereiche und wird Kontiguitätsvolumen genannt [11]. Nach Bild 4 nimmt das Kontiguitätsvolumen mit steigender Haltezeit zu und mit steigendem Flüssiganteil ab. Thixotrope Eigenschaften sind aber nur in einem bestimmten $f^S C^S$ -Intervall zu erwarten. Die im folgenden dargelegte Bewertung der rheologischen Eigenschaften mit Hilfe von Rückextrusionsversuchen erlaubt eine Festlegung eines oberen Grenzwertes für das Kontiguitätsvolumen.

Das Bild 5 zeigt die experimentelle Anordnung der Rückextrusionsversuche. Der zylindrische Probekörper ($\varnothing = 26\text{mm}$, $H = 30\text{mm}$) wird in den semi-solid Zustand erwärmt und isotherm mit definierter Geschwindigkeit zu einem Becher umgeformt. Das Kraft-Stempelweg Profil erlaubt eine Bewertung der rheologischen Eigenschaften und damit eine Festlegung der notwendigen Gefügeparameter für thixotrope Formgebung.

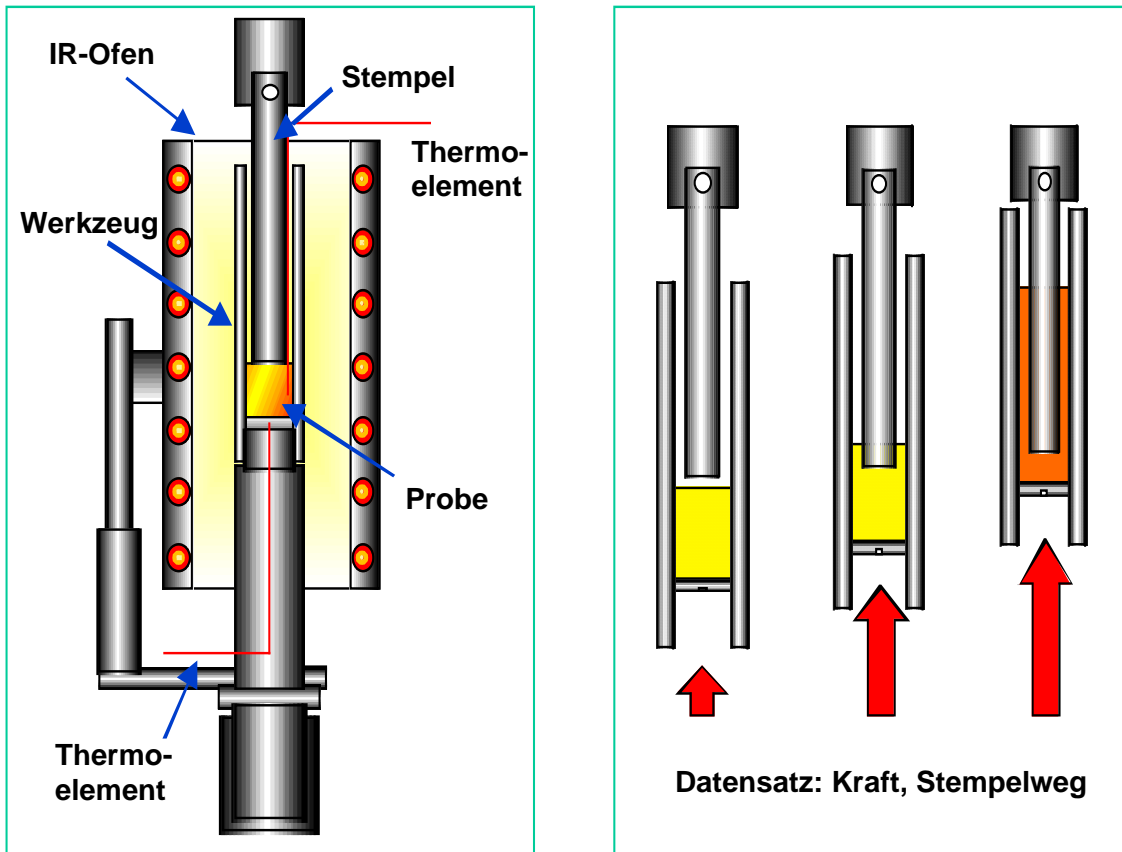


Bild 5: Halbschematische Darstellung des Rückextrusions-Experiments. Die zylindrische Metallprobe wird mit einem Infrarotofen in den semi-solid-Zustand erwärmt und mit definierter Geschwindigkeit zu einem Becher umgeformt. Das Experiment erlaubt die Bestimmung der rheologischen Eigenschaften in Abhängigkeit von Festphasenanteil, Haltezeit und Umformgeschwindigkeit

Im Bild 6 sind typische Kraft-Weg Kurven der Legierung AA6082 dargestellt. Der Einfluss des Gefügestandes ist dramatisch. Bei geringem Flüssiganteil bis 20% hat das Kraft-Weg Diagramm die charakteristische Form für elastisch-plastisches Verhalten. Bei 40% und 50% Flüssiganteil sind die Umformkräfte sehr gering. Dies ist der Bereich der Thixotropie. Bei $f^L=30\%$ beobachtet man den Übergang vom elastisch-plastischen zu thixotropen Verhalten. Das Festphasenskelett ist noch so stark, dass keine niedrigviskose Suspension entstehen kann. Es dominiert plastische Verformung, jedoch wird Flüssigphase aus dem Festphasenschwamm ausgepresst, so dass eine markante Phasenseparation entsteht.

Ein Vergleich mit der rechten Abbildung in Bild 4 gibt einen Hinweis auf eine Korrelation zum Kontiguitätsvolumen. Nur die semi-solid-Strukturen mit $f^S C^S < 0.3$ sind thixotrop, bei höherem Kontiguitätsvolumen geht die Thixotropie verloren. Zum gleichen Ergebnis gelangt man bei der Analyse der in Bild 7 dargestellten Ergebnisse von Rückextrusionsversuchen nach unterschiedlicher Haltezeit im semi-solid Zustand. Nur nach 5min Haltedauer tritt thixotropes Fließen auf. Eine längere Verweil-

dauer im semi-solid-Zustand führt zu einem Verlust der thixotropen Eigenschaft. Entsprechend der linken Abbildung in Bild 4 hat der Skelettierungsgrad mit der Haltezeit zugenommen auf $f^{S C^S}$ -Werte von über 0.3.

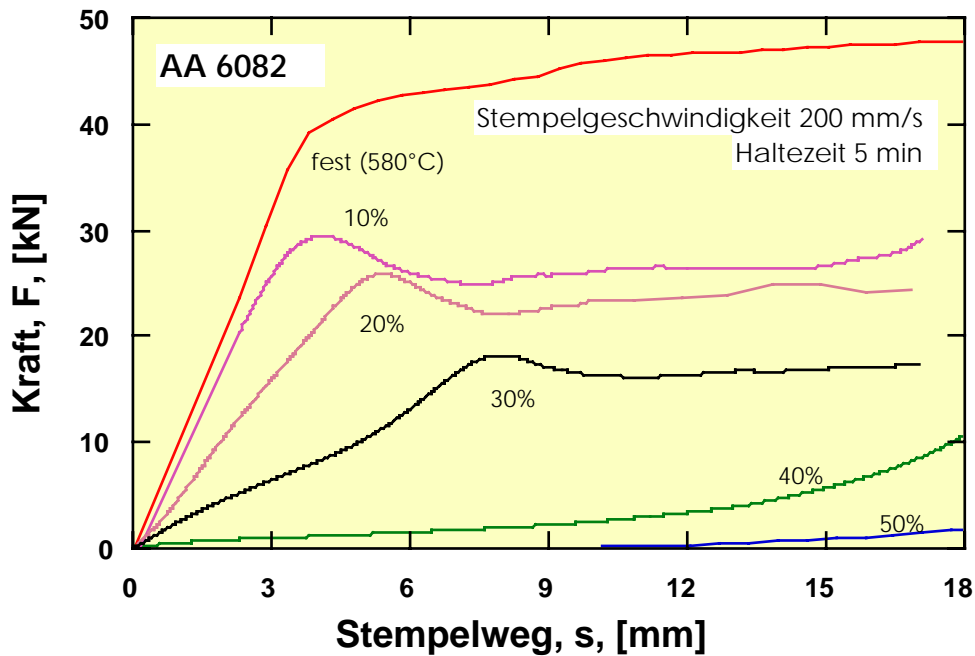


Bild 6: Kraft-Weg Diagramme bei der Rückextrusion der Knetlegierung AA6082. Elastisch-plastisches Verhalten bei geringem Flüssiganteil, thixotropes Verhalten bei 40% und 50% Flüssigphase.

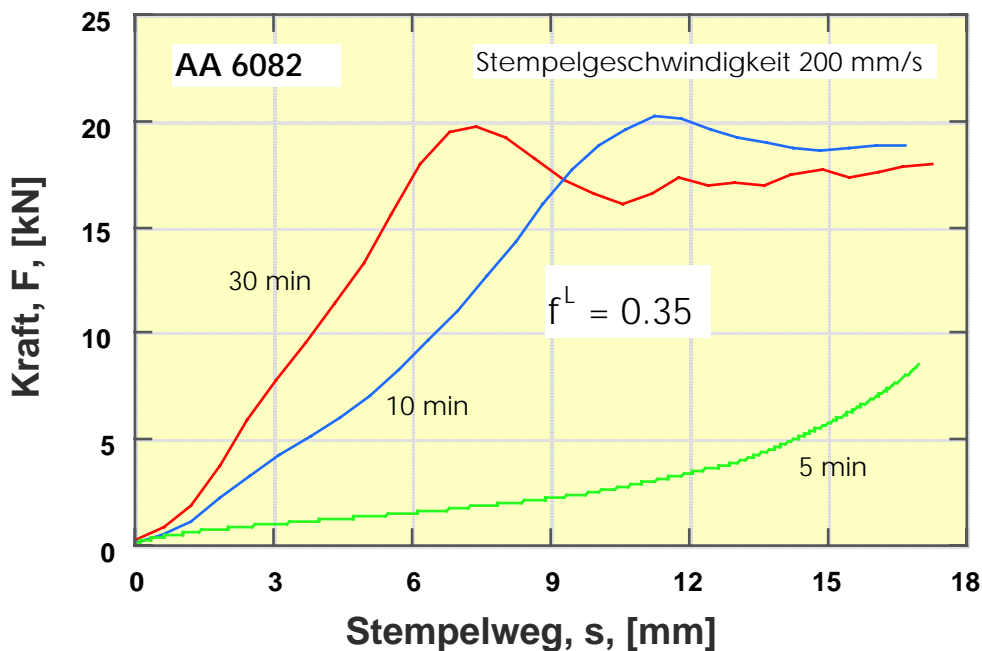


Bild 6: Kraft-Weg Diagramme bei der Rückextrusion der Knetlegierung AA6082. Thixotropes Verhalten nur nach 5min Haltedauer auf semi-solid-Temperatur. Nach längerem Halten geht die Thixotropie verloren.

Der Grenzwert von 0.3 wird durch Versuche mit modifizierten Al-Legierungen mehrfach bestätigt [10], so dass neben dem Phasenanteil, dem Formfaktor und der Korngrösse der Festphase zusätzlich das Kontiguitätswolumen als Thixokriterium angegeben werden kann:

$$\text{Kriterium Kontiguitätswolumen Festphase } f^S C^S: \quad 0.1 < f^S C^S < 0.3$$

Die Untergrenze für das Kontiguitätswolumen kennzeichnet die Formstabilität. Dem Bild 4 (rechts) ist zu entnehmen, dass bei einer Erhöhung des Flüssiganteils auf 60% ein $f^S C^S$ -Wert von <0.1 zu erwarten ist. Dann ist jedoch keine Formstabilität mehr gegeben, so dass als Untergrenze der Wert 0.1 gesetzt wurde.

Modelling

Um das grosse Potential einer kostengünstigen Fertigung von endgeometrienahen (sog. near-net-shape) Komponenten auszuschöpfen und um neue Märkte zu erschliessen, muss die ganze Prozesskette des Thixoforming beherrscht werden. Dazu muss nebst den Bereichen der Vormaterialherstellung und dem eigentlichen thixotropen Umformen auch das Fliessverhalten der halbflüssigen Metalle während des Umformprozesses bekannt sein oder gegebenenfalls untersucht werden. Obwohl grosse Anstrengungen hinsichtlich der Optimierung der Umformprozesse und der Einstellung einer idealen Gefügestruktur im Vormaterial unternommen worden sind, fehlen Studien, die sich mit dem Einfluss des thixotropen Fliessverhaltens auf die Qualität der umgeformten Teile befassen. Aus diesem Grund wurde am Institut für Umformtechnik in ein „special purpose“ Finite-Element-Programm ein thixotropes Werkstoffmodell implementiert, mit dem Ziel, thixotrope Formgebungsprozesse am Computer zu simulieren und zu optimieren. Das thixotrope Werkstoffmodell sowie die Kenntnis von anderen stark temperaturabhängigen physikalischen Grössen wie spezifische Wärmekapazität, Volumenanteil der Flüssigphase oder Wärmeleitfähigkeit erlauben es dem Umformspezialisten, den thixotropen Umformprozess in Hinblick auf maximale Produktivität und minimalem Ausschuss zu verbessern.

Ausgangsbasis für ein thixotropes Werkstoffmodell sind sog. Fliesskurven. Sie stellen die Abhängigkeit der Fliessspannung k_f vom logarithmischen Formänderungsgrad φ dar. In Bild 7 sind Fliesskurven für die Legierung AlSi7Mg0.3 dargestellt, die für unterschiedliche Temperaturen aufgenommen worden sind. Dazu wurden in einem Umformdilatometer zylindrische Proben induktiv auf die gewünschte Umformtemperatur aufgeheizt und zwischen zwei Quarzstempeln mit konstanter Umformgeschwindigkeit $d\varphi/dt$ gestaucht. Man sieht sehr schön, wie bei einer Temperatur von 560 °C der Übergang von einem klassischen Warmumformverhalten bei niedrigeren Temperaturen hin zu einem rapiden Abfall der Fliessspannung bei höheren Temperaturen stattfindet, bedingt durch das Aufschmelzen der eutektischen Phase.

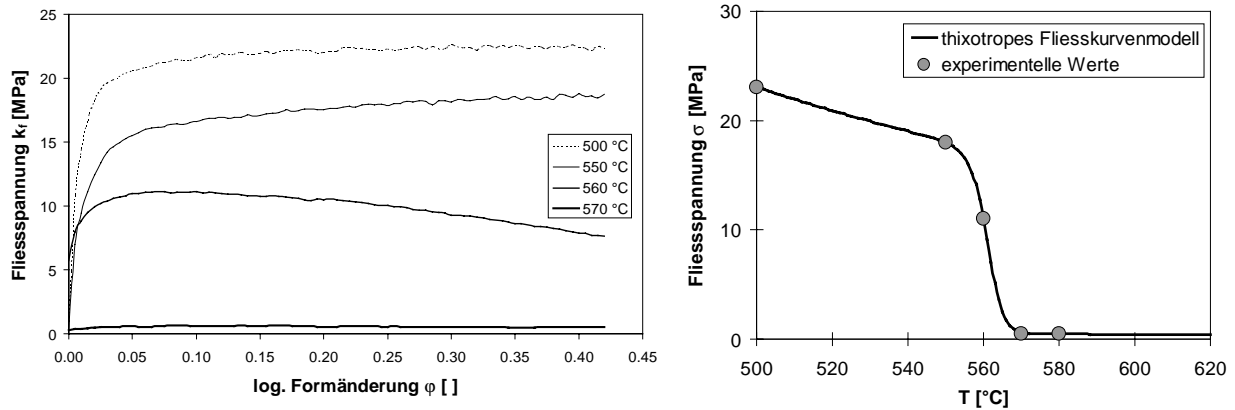


Bild 7: Links: In einem Umformdilatometer experimentell aufgenommene Fließkurven (Umformgeschwindigkeit $d\phi/dt=0.1 \text{ s}^{-1}$). Rechts: Approximation der steady-state Fließspannung mit einem thixotropen Werkstoffmodell.

Die auf diese Weise aufgenommenen Fließkurven werden anschliessend mittels eines physikalisch-mathematischen Ansatzes [12] approximiert, welcher eine Interpolation der Messdaten zulässt und in ein Finite-Element-Paket, welches am Institut für Umformtechnik entwickelt worden ist, implementiert werden kann. In der rechten Abbildung von Bild 7 ist der modellierte Verlauf der sog. steady-state Fließspannung in Abhängigkeit von der Umformtemperatur dargestellt. Unter der steady-state Fließspannung versteht man die Spannung bei höheren logarithmischen Formänderungen, bei welchen sich Verfestigungs- und Entfestigungsvorgänge (wie z.B. dynamische Erholung) die Waage halten, was sich in einem horizontalen Verlauf der Fließspannung äussert (siehe linke Abbildung in Bild 7). Auch im modellierten Verlauf lässt sich der rapide Abfall der Fließspannung bei einer Temperatur von ca. 560 °C beobachten.

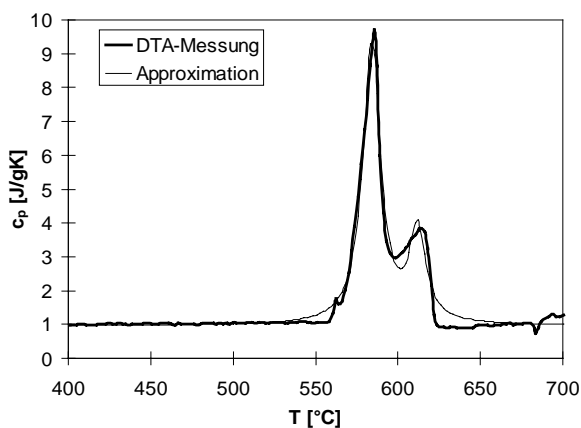


Bild 8: Vergleich der experimentell ermittelten DTA-Kurve mit dem approximierten Verlauf. Die Versuche wurden mit einem Differential-Thermo-Analyse-Gerät durchgeführt.

Nebst den temperaturabhängigen Fließspannungen müssen noch andere Größen berücksichtigt werden, die im Bereich zwischen Solidus- und Liquiduslinie einer grossen Veränderung unterworfen sind: es sind dies die spezifische Wärmekapazität c_p und die Wärmeleitfähigkeit λ .

Die spezifische Wärmekapazität c_p lässt sich mit der Methode der Differential-Thermo-Analyse (DTA) bestimmen. Dazu wird in einem Ofen unter Inertgas eine kleine Menge der zu untersuchenden Legierung aufgeheizt und die Temperaturdifferenz zu einer inerten Referenz aufgezeichnet. Ändert sich nun während dem Aufheizprozess der Aggregatzustand der Legierung, so bleibt die Temperatur der Probe kurze Zeit konstant, die Temperatur des Referenzmaterials steigt aber weiterhin an. Dieser Temperaturunterschied zeigt sich in einer messbaren Thermospannung, die als sog. DTA-Signal aufgezeichnet wird. Mit Hilfe des DTA-Signals lässt sich nun die spezifische Wärmekapazität der Legierung im Zweiphasenraum bestimmen. In Bild 8 ist die spezifische Wärmekapazität für die Legierung AlSi7Mg0.3 dargestellt. Es ist nun möglich, diesen charakteristischen Verlauf mit einem Satz von sog. Lorentz-Funktionen zu approximieren [12], welcher analog wie der Fließkurven-Ansatz in das FE-Programm implementiert werden kann. Als letzter temperaturabhängiger Parameter fließt die Wärmeleitfähigkeit λ des Materials in die Simulation mit ein. Der Übergang von der höheren Leitfähigkeit im festen Zustand zu tieferen Werten im flüssigen Zustand kann mit einer σ -Kurve charakterisiert werden.

Die erwähnten thixotropen Modelle, welche das mechanische und thermische Verhalten im Zweiphasenraum fest-flüssig beschreiben, werden nun in das Simulationspaket *ThixoForm* implementiert. Dabei handelt es sich um eine FE-Beschreibung, welche auf dem Konzept der Gemischt-Lagrange-Euler-Formulierung basiert. Diese Methode benutzt ortsfeste Euler-Netze, um starke Netzverzerrungen in den Bereichen mit hoher Umformung zu vermeiden und definiert Lagrange-Knoten in Zonen, wo starke Verformungen auftreten [13].

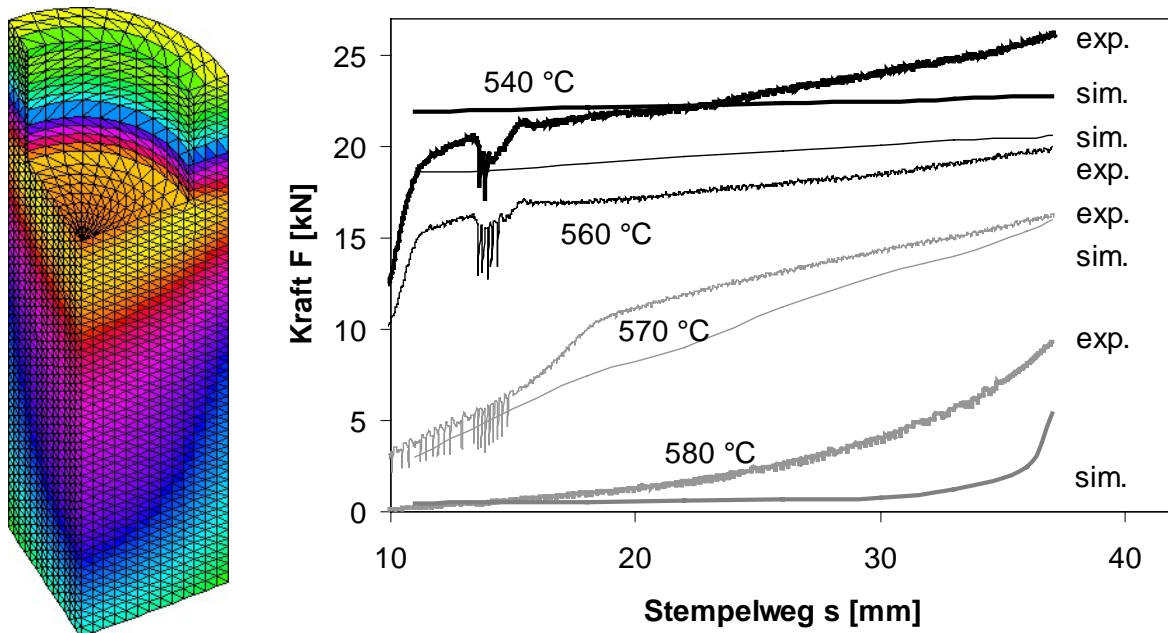


Bild 9: Links: simulierte Temperaturverteilung zu Beginn der Umformung. Rechts: Vergleich der experimentell ermittelten Kraft-Weg-Kurven mit den simulierten Verläufen bei unterschiedlichen Umformtemperaturen (Material AlSi7Mg0.3, Stempelgeschwindigkeit: 0.2 mm/s).

Als Simulationsbeispiel soll der bereits erwähnte Rückwärtsextrusionsversuch dienen. In Bild 9 werden die experimentell ermittelten Kraft-Weg-Kurven mit den simulierten Kurven für die Legierung AlSi7Mg0.3 für unterschiedliche Umformtemperaturen verglichen. Dank dem thixotropen Werkstoffmodell ist es möglich, sowohl den Übergang bei 570 °C als auch das thixotrope Verhalten bei 580 °C mit der Simulation zu bestätigen. Mit Hilfe des FE-Pakets *ThixoForm* wird es somit möglich, die Prozesskontrolle beim Thixoforming zu vereinfachen und eine Verfahrensoptimierung zu erleichtern. Es bedarf aber noch weiterer Forschung im Gebiet des thixotropen Computermodellings, um beispielsweise auch den Einfluss des Kontiguitätsvolumens und des Formfaktors der Primärpartikel auf die rheologischen Eigenschaften zu bestimmen. Somit könnte auch das Auftreten von Phasenseparationen erklärt (und vermieden!) werden.

Danksagung

Für die fruchtbare Zusammenarbeit bedanken wir uns beim Leichtmetall-Kompetenzzentrum Ranshofen. PJU führte einen Teil der präsentierten Arbeiten im Rahmen des österreichischen Kplus-Kompetenzzentrum Programmes durch. Die Rückextrusionsversuche von GCG wurden unterstützt von SM Altdorf.

Literatur

- [1] M.C. Flemings; Metall. Trans. B 22 (1991) 269.
- [2] G. Hirt, B. Nohn, U. Morjan, T. Witulski; Giesserei-Praxis Nr. 2 (1999) 58.
- [3] J.-P. Gabathuler, J. Erling; Ergebnisse der Werkstoff-Forschung, Band 6: Aluminium als Leichtbauwerkstoff in Transport und Verkehr, ed. M.O. Speidel, P.J. Uggowitzer, Verlag Thubal Kain, 1994, 63.
- [4] H. Kaufmann, H. Wabusseg, P. J. Uggowitzer; Aluminium 76, 1/2 (2000) 70.
- [5] H. Wabusseg, H. Kaufmann, P.J. Uggowitzer; Giesserei , (2000)...
- [6] D.A. Porter, K.E. Easterling; Phase Transformations in Metals and Alloys, Van Nostrand Reinhold, 1981.
- [7] E. Tzimas, A. Zavaliangos; Synthesis of Lightweight Metals III, ed. F.H. Froes et al., The Minerals, Metals & Materials Society, 1999, 195.
- [8] W.R. Loué, M. Brimont, C. Pluchon, P.Y. Menet, M. Garat; Giesserei-Praxis Nr. 13/14 (1996) 251.
- [9] E.E. Underwood; Quantitative Stereology, Addison-Wesley, 1970.
- [10] G.-C. Gullo, K. Steinhoff, P.J. Uggowitzer; Tagung April 2000
- [11] H.C. Lee, J. Gurland; Mat. Sci. Eng. 40 (1978) 59.
- [12] A. Wahlen, L. Bäurle, G.-C. Gullo; Proc. of Euromat '99, Volume 3
- [13] L. Tong, P. Hora, J. Reissner; Proc. of the 4th Intl. Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes – NUMIFORM '92, 1992, 669 - 674