

**Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk zur
Herstellung komplexer Stahlbauteile**

Vom Fachbereich Maschinenbau
der Universität Hannover
zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor-Ingenieur
genehmigte Dissertation
von

Dipl.-Ing. Samer Abdelfattah
geboren am 10.11.1971 in Brilon

2002

1. Referent: Prof. Dr.-Ing. E. Doege
2. Referent: Prof. Dr.-Ing. F.-W. Bach
Vorsitz: Prof. Dr.-Ing. R. Braune

Tag der Promotion: 31. Oktober 2002

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen der Universität Hannover. Sie war Bestandteil des BRITE-EURAM Projekts THIXOSTEEL, welches von der Europäischen Gemeinschaft finanziert wurde. Das Konsortium bestand aus den folgenden europäischen Projektpartnern: BEW Umformtechnik GmbH (DE), SAET SpA (IT), AP&T (SE), Ascometal (FR), Cerametal (LU), IRSID (FR), ELAP (BE), Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen IFUM (DE). Mein Dank gilt allen Partnern für die hilfreiche Unterstützung.

Dem Leiter des Instituts, Herrn Prof. Dr.-Ing. E. Doege, gebührt mein besonderer Dank für die großzügige Unterstützung bei der Durchführung dieser Arbeit. Des Weiteren danke ich an dieser Stelle Herrn Prof. Dr.-Ing. F.-W. Bach für die eingehende Durchsicht der Arbeit und die Übernahme des Koreferates sowie Herrn Prof. Dr.-Ing. R. Braune für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Allen wissenschaftlichen, technischen und studentischen Mitarbeitern des Instituts für Umformtechnik und Umformmaschinen spreche ich meinen Dank für die langjährige Zusammenarbeit aus.

Für die kritische Durchsicht, den vielfältigen Anregungen und der steten Diskussionsbereitschaft möchte ich mich ganz besonders bei Dr. Aschraf Abdelfattah, Dr. Jan Dittmann, Frank Meiners, Stefan Huinink, Christian Hornhardt, Dirk Fischer, Claus Silbernagel und Mario Albrecht bedanken.

Besonders möchte ich mich bei meinen Kollegen der Abteilung Schmieden für die Zusammenarbeit und den Zusammenhalt bedanken. Hervorheben möchte ich insbesondere die wertvolle Zusammenarbeit mit Dirk Fischer und Claus Silbernagel, die weit über das berufliche Maß hinausging.

Mein größter Dank gebührt meinen Eltern, die mir mein Studium ermöglicht haben und unaufhörlich zur Seite standen. Ohne ihre Unterstützung, Geduld und Bedeutung, die sie meiner Ausbildung zugemessen haben, wäre diese Arbeit nicht möglich gewesen. Meinen Eltern möchte ich diese Arbeit widmen. Insbesondere möchte ich meiner Freundin Katharina Buhrmester für ihre liebevolle Unterstützung, Motivation, Anteil- und Rücksichtnahme herzlich danken.

Hannover, im November 2002

Meinen Eltern

Kurzzusammenfassung

Der Wirtschaftsstandort Deutschland ist durch einen hohen Qualitätsstandard der erzeugten Produkte und Güter, aber auch durch hohe Lohnstückkosten gekennzeichnet. Die Konkurrenzfähigkeit als Produktionsstandort wird daher künftig davon abhängen, inwieweit sich Systemanbieter, Komponentenhersteller und Teilelieferanten gemeinsam dazu befähigen werden, die Standortnachteile zumindest teilweise durch hohe Entwicklungsgeschwindigkeiten, anhaltend hohes Qualitätsniveau und geringe Produktionskosten zu kompensieren.

Besonders die mittelständisch geprägte deutsche Schmiedeindustrie steht zunehmend unter einem starken Wettbewerbsdruck. Zur Sicherung und Erweiterung erfolgreicher Wachstumsgebiete der deutschen Schmiedeindustrie wird es in Zukunft daher in zunehmender Weise notwendig sein, die Entwicklung international wettbewerbsfähiger Technologien und Produkte im eigenen Land zu fördern. Aber gerade hierzu existieren in Deutschland hervorragende Möglichkeiten, kleine und mittelständisch strukturierte Firmen bei der Entwicklung innovativer Produkte und neuer Verfahren zu unterstützen.

Die kontinuierliche Entwicklung von Produktionstechnologien zur Herstellung von komplexen sowie leistungs- und gewichtsoptimierten Stahlbauteilen, d.h. Leichtbau mit Stahl, stellt ein bisher nicht ausgeschöpftes Potenzial zur Stärkung der Konkurrenzfähigkeit der Schmiedeindustrie dar. Hier bietet auch das im Rahmen dieser Arbeit betrachtete Thixoschmieden von Stahl die Möglichkeit zur Herstellung von komplexen und endabmessungsnahen Bauteilen. Durch die Verarbeitung des Werkstoffs im thixotropen Zustand, d.h. teilflüssigen Zustand, können hochbeanspruchte Bauteile komplexer Geometrie einstufig hergestellt werden.

Ziel der Arbeit ist die einstufige und endkonturnahe Herstellung von verschiedenen, komplexen Demonstrationsbauteilen (Verbindungsflansch, Felge und Schwenklager) aus schmiederelevanten Stählen durch das Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk. Dazu wird eine Prozesskette zum Thixoschmieden von Stahl im geschlossenen Gesenk entwickelt und aufgebaut. Der Schwerpunkt der Betrachtungen liegt bei der induktiven Erwärmung, der Formgebung sowie der Bestimmung der hierfür relevanten Prozessgrößen, da durch diese zentralen Prozessschritte die Bauteileigenschaften im Wesentlichen bestimmt werden.

Die Ergebnisse der Arbeit zeigen, dass es trotz der hohen Prozessanforderungen bei der Formgebung von Stahl im teilflüssigen Zustand möglich ist, geometrisch anspruchsvolle Bauteile aus hochschmelzenden und industriell relevanten Schmiedestählen endkonturnah herzustellen. Der Einfluss der verschiedenen Prozessgrößen auf die resultierende Bauteilqualität wurde aufgezeigt. Die ermittelten mechanischen Eigenschaften zeigen das hohe Potenzial dieser Technologie auf. Durch die einstufige und endkonturnahe Fertigung komplexer Stahlbauteile eröffnet sich ein enormer technischer und wirtschaftlicher Nutzen, der zur Stärkung der Wettbewerbsfähigkeit der hiesigen Schmiedeindustrie führen kann.

Schlagwörter: Thixoschmieden, Stahl, teilflüssiger Zustand

Abstract

Germany, as a business location, is marked by a high standard of quality of the manufactured products and goods, but also by high unit labour costs. The competitiveness as a production location will depend in the future on how the system suppliers, component producers and part suppliers are able to compensate these disadvantages by short development times, sustained high quality standards and low production costs.

Especially the medium sized forging industry is exposed an increasing stress of competition. To assurance and to expansion the sales market, it will be in the future more important to promote the development of international competitive technologies and products. Even for this in Germany brilliant possibilities exists to encourage small and middle sized enterprises by the development of innovative products and technologies.

The continuous development of production technologies to produce complex and weight optimised steel parts, which means lightweight constructions with steel, represents an unused potential to improve the competitive position of the forging industry. For this, also the within the scope of these work considered thixoforging of steel offers the possibility to manufacture complex and near net shaped parts. By the processing of the material in the thixotropic state, which means semi-solid state, high loaded and complex shaped parts may be manufactured.

Main aim of this thesis, is the single step manufacturing of different complex shaped parts out of steel (linkflange, rim and steering knuckle) by the use of the thixoforging in closed dies. Besides a process chain to the thixoforging of steel in closed dies is developed and build up. Focal point of the considerations are the inductive heating of the steel billets as well as the forming and the determination of the relevant process factors, because by these process steps the part properties are defined mainly.

The deliverables of this works shows, that it is withal the high process requirements, possible to manufacture geometric complex and near net shaped parts out of high melting steels and industrial used steel grades. The influence of the different process factors on the resulting workpiece quality is shown. The determined mechanical properties demonstrate the high technical potential of this forming technology. The single step manufacturing of complex shaped parts offers an enormous technical and economical benefit, which may lead to an fortification of the competitiveness of the German forging industry.

Keywords: Thixoforging, Steel, Semi Solid State

Inhaltsverzeichnis

Formelzeichen und Abkürzungen	III
1 Einleitung	1
2 Ausgangssituation	3
2.1 Situation der deutschen Schmiedeindustrie	3
2.2 Bedeutung des Werkstoffs Stahl	5
2.3 Anforderungen an die Schmiedeindustrie	5
3 Stand der Kenntnisse	7
3.1 Thixotropes Materialverhalten (rheologische Grundlagen)	7
3.2 Verfahrenstechnik (Prozessschritte des Thixoformens)	12
3.2.1 Vormaterialherstellung	13
3.2.2 Erwärmung	16
3.2.3 Formgebung im teilflüssigen Zustand	17
3.3 Thixoformen von Stahl	19
3.4 Abgrenzung zu konventionellen Fertigungsverfahren und Anwendungsmöglichkeiten (Vor- und Nachteile)	21
4 Zielsetzung und Vorgehensweise	25
5 Vormaterialuntersuchungen und Werkstoffauswahl	27
5.1 Grundsätzliche Überlegungen zur Werkstoffauswahl	27
5.2 Anwendungsspezifische Gesichtspunkte zur Werkstoffauswahl	28
5.3 Vormaterialherstellung und –behandlung zur Einstellung einer geeigneten Gefügestruktur	29
5.4 Bestimmung relevanter thermophysikalischer Materialkenndaten	35
6 Induktive Erwärmung ins Zweiphasengebiet Fest-Flüssig	39
6.1 Prinzip und Einflussgrößen der induktiven Erwärmung	39
6.2 Verwendete Erwärmungsanlage und Versuchsaufbau	42
6.3 Vorkenntnisse und Vorversuche zur Erwärmung von Stahl in den teilflüssigen Zustand	43
6.4 Simulationsrechnungen und experimentelle Verifikation	45
6.5 Optimierung des Aufheizprozesses mittels statistischer Versuchsplanung	51

6.5.1	Erstellung des statistischen Versuchsplans 2. Ordnung	51
6.5.2	Bewertung der Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die Temperaturverteilung	60
6.5.3	Optimierung des Aufheizprozesses hinsichtlich der Zielgrößen	69
7	Entwicklung eines Werkzeugsystems zum Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk	72
7.1	Grundsätzliche Anforderungen	72
7.2	Werkzeugaufbau	72
7.3	Werkzeugkinematik	74
8	Experimentelle Untersuchungen an ausgewählten Demonstrationsbauteilen	76
8.1	Verwendete Umformmaschine	78
8.2	Thixoschmieden eines Verbindungsflansches im geschlossenen Gesenk	79
8.2.1	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	79
8.2.2	Werkstoffkundliche Untersuchungen der thixogeschmiedeten Bauteile	84
8.2.3	Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse	89
8.3	Thixoschmieden einer Felgengeometrie im geschlossenen Gesenk	90
8.3.1	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	91
8.3.2	Werkstoffkundliche Untersuchungen der thixogeschmiedeten Bauteile	96
8.3.3	Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse	101
8.4	Thixoschmieden eines Schwenklagers im geschlossenen Gesenk	102
8.4.1	Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen	103
8.4.2	Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse	105
9	Betrachtungen zum Werkzeugverschleiß und Maßnahmen zur Erhöhung der Werkzeugstandzeit	107
10	Zusammenfassung und Ausblick	111
11	Literatur	113

Formelzeichen und Abkürzungen

Zeichen	Einheit	Bedeutung
η	$[\text{Ns}/\text{mm}^2]$	Viskosität
τ	$[\text{N}/\text{mm}^2]$	Scherspannung, Schubspannung
$\dot{\gamma}$	$[1/\text{s}]$	Scherrate, Schergeschwindigkeit
t_s	$[\text{s}]$	Scherzeit
c	$[1/\text{s}]$	Viskositätsinkrement
λ	$[-]$	Agglomerationsgrad
g	$[1/\text{s}]$	Rate der Strukturveränderung
MHD	$[-]$	Magneto Hydrodynamic
TMB	$[-]$	Thermomechanische Behandlung
φ	$[-]$	Umformgrad
T	$[\text{°C}]$	Temperatur
J	$[\text{A}/\text{mm}^2]$	Stromdichte
δ	$[\text{mm}]$	Stromeindringtiefe
ρ	$[(\Omega\text{mm}^2)/\text{m}]$	spezifischer elektrischer Widerstand
μ_r	$[-]$	relative Permeabilität
DTA	$[-]$	Differenz-Thermoanalyse
f_L	$[-]$	Flüssiganteil
f_S	$[-]$	Feststoffanteil
DG	$[-]$	Druckguss
KG	$[-]$	Kokillenguss
δ -MK	$[-]$	kubisch-raumzentrierter (krz)-Eisen Mischkristall
T_S	$[\text{°C}]$	Solidustemperatur
T_L	$[\text{°C}]$	Liquidustemperatur
T_{Verab}	$[\text{°C}]$	Verarbeitungstemperatur
λ	$[\text{W}/\text{mK}]$	Wärmeleitfähigkeit
c_p	$[\text{J}/\text{kgK}]$	spezifische Wärmekapazität
ΔH	$[\text{kJ}/\text{kg}]$	Schmelzenthalpie
ε	$[-]$	Emissionskoeffizient
η	$[-]$	thermischer Wirkungsgrad
U	$[\text{V}]$	Umrichterspannung
f	$[\text{kHz}]$	Umrichterfrequenz
P	$[\text{kW}]$	Umrichterleistung

t_H	[s]	Haltezeit
b	[-]	Vektor der Regressionskoeffizienten
b_Z	[-]	Regressionskoeffizient
b_0	[-]	Regressionskonstante
d_R	[mm]	Durchmesser des Rohteils
j	[-]	Nummer des Versuches im Versuchsplan
k	[-]	Anzahl der Einflussfaktoren
l_R	[mm]	Länge des Rohteils
m	[-]	Anzahl der Heizphasen / Pulse
n	[-]	Anzahl der Faktorstufen / Variationen
p	[-]	zusätzliche Einflussfaktoren durch Vermengung im Versuchsplan
q	[-]	Anzahl der Faktoreffekte des Versuchsplanes
r_R	[mm]	Radius des Rohteils
t	[s]	Zeit
t_m	[s]	Erwärmungszeit in der Heizphase m
T_{Ges}	[s]	Gesamterwärmungszeit
s	[-]	Standardabweichung
s^2	[-]	Varianz (Versuchsstreuung)
x_k	[-]	Einflussfaktor, unabhängige Variable
y	[-]	Zielgröße; abhängige Variable
y_j	[-]	Wert der Zielgröße im j -ten Versuch (Messwert)
\bar{y}	[-]	arithmetischer Mittelwert der Zielgröße
\hat{y}	[-]	Schätzwert für die Zielgröße (Funktionswert der Regressionsfunktion)
B	[-]	Bestimmtheitsmaß
E	[kJ]	Wärmeenergie
E_m	[kJ]	zugeführte Wärmeenergie in Heizphase m
E_{ges}	[kJ]	zugeführte Gesamtwärmeenergie
I	[A]	elektrischer Strom
K	[-]	Zahl der Regressionskoeffizienten
N	[-]	Versuchsumfang (Gesamtzahl)
N_{min}, N_{opt}	[-]	Mindestversuchsumfang, optimaler Versuchsumfang
P	[kW]	elektrische Leistung
P_m	[kW]	Erwärmungs- bzw. Heizleistung in der Heizphase m

Q	[-]	Quadratsumme
R	[Ω]	elektrischer Widerstand
T	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur
T _{End}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur am Ende des Erwärmens
T _{Rand}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur an der Randzone
T _{Kern}	[$^{\circ}\text{C}$]	Temperatur im Kern
ΔT	[$^{\circ}\text{C}$]	radiale Temperaturdifferenz zwischen Oberfläche und Kern
X	[-]	Designmatrix der unabhängigen Variablen
X ^T	[-]	transponierte Matrix von X
X+, X-	[-]	Faktoreinstellung auf oberer (+) bzw. unterer (-) Stufe
Y	[-]	Vektor der Zielgröße
U	[V]	elektrische Spannung
W	[kJ]	Wärmeenergie
Φ		magnetischer Fluss
δ	[mm]	Stromeindringtiefe
F _{St}	[kN]	Stempelkraft
s _{St}	[mm]	Stempelweg
v _{St}	[mm/s]	Stempelgeschwindigkeit
F _{max}	[kN]	Maximalkraft
HV	[-]	Härte nach VICKERS
HRC	[-]	Härte nach ROCKWELL
l ₀	[mm]	Ausgangslänge der Zugprobe
d ₀	[mm]	Ausgangsdurchmesser der Zugprobe
R _m	[MPa]	Zugfestigkeit
R _{p0,2}	[MPa]	Dehngrenze
A	[%]	Bruchdehnung
Z	[%]	Brucheinschnürung
TWB	[W/m]	Temperaturwechselbeständigkeit
E	[GPa]	Elastizitätsmodul
α	[1/K]	Wärmeausdehnungskoeffizient

Hier nicht aufgeführte Zeichen und Abkürzungen werden in den jeweiligen Kapiteln ausführlich beschrieben und erläutert.

1 Einleitung

Der Wirtschaftsstandort Deutschland ist durch einen hohen Qualitätsstandard der erzeugten Produkte und Güter, aber auch durch hohe Lohnstückkosten gekennzeichnet. Die Konkurrenzfähigkeit als Produktionsstandort wird daher künftig davon abhängen, inwieweit sich Systemanbieter, Komponentenhersteller und Teilelieferanten gemeinsam dazu befähigen werden, die Standortnachteile zumindest teilweise durch hohe Entwicklungsgeschwindigkeiten, anhaltend hohes Qualitätsniveau und geringe Produktionskosten zu kompensieren. Die konsequente Anwendung neuer Technologien, sowie die kontinuierliche Verbesserung der bekannten Produktionstechnologien stellen Ansätze dar, um Standortnachteile gegenüber Niedriglohnländern auszugleichen.

Besonders die mittelständisch geprägte deutsche Schmiedeindustrie steht zunehmend unter einem starken Wettbewerbsdruck. Dieses resultierend einerseits aus einer starken Abhängigkeit der deutschen Schmiedeunternehmen von den global operierenden Großunternehmen der Kraft- und Nutzfahrzeugindustrie, die den Kostendruck an die Zulieferindustrie weitergeben, und andererseits aus der zunehmenden Globalisierung des Beschaffungswesens. Hier treten verstärkt Schmiedebetriebe aus Schwellenländern auf dem Markt für insbesondere konventionelle, klassische Gesenkschmiedeprodukte auf /Vie98/.

Zur Sicherung und Erweiterung erfolgreicher Wachstumsgebiete der deutschen Schmiedeindustrie wird es in Zukunft daher in zunehmender Weise notwendig sein, die Entwicklung international wettbewerbsfähiger Technologien und Produkte im eigenen Land zu fördern. Die Förderung der vorwettbewerblichen Verbundforschung und die Kooperation mit produktionstechnischen Hochschulinstituten zur Entwicklung von innovativen und wertschöpfungssteigernden Fertigungsverfahren ist insbesondere für die Konkurrenzfähigkeit der deutschen Schmiedeindustrie von zentraler Bedeutung. Vor allem vor dem Hintergrund, dass diese als Schlüsselindustrie High-Tech-Branchen wie den Fahrzeug-, Flugzeug- und Maschinenbau beliefert. Während aber diese Kundenfirmen aufgrund ihrer Größe über eigne leistungsstarke Forschungs- und Entwicklungsabteilungen verfügen, müssen die mittelständisch strukturierten Schmiedeunternehmen meist ohne solche Stabsabteilungen den ständig steigenden Anforderungen ihrer Kunden gerecht werden.

Aber gerade hierzu existieren in Deutschland hervorragende Möglichkeiten, kleine und mittelständisch strukturierte Firmen bei der Entwicklung innovativer Produkte und neuer Verfahren zu unterstützen. Zahlreiche Förderprogramme, wie z.B. vom Bundesministerium für Bildung und Forschung (BMBF), sind auf die speziellen

Bedürfnisse kleiner und mittelständischer Unternehmen ausgerichtet und ermöglichen die finanzielle Unterstützung zur Entwicklung innovativer Produktionsverfahren und Produkte. Besonders die damit einhergehenden Kooperationen und interdisziplinäre Zusammenarbeit mit Instituten der Produktionstechnik führen zur Entwicklung neuartiger und konkurrenzfähiger Produktionsverfahren und somit zur Stärkung der industriellen Produktion, die eine fundamentale Säule der Exportnation Deutschland darstellt.

Einen bedeuteten Aspekt stellt dabei die innovative Entwicklung von Produktionstechnologien und Werkstoffen dar. Die Integration von Werkstoff- und Fertigungstechniken in die funktionsbezogene Gestaltung von Bauteilen, d.h. der Zusammenschluss unterschiedlicher Forschungs- und Arbeitsdisziplinen zur Schaffung neuer und innovativer Produkte, bietet hier ein großes Potenzial. Moderne Fertigungstechnologien, wie z.B. das Thixoschmieden von hochkomplexen Bauteilen, eröffnen ein weites Feld der Zusammenarbeit mit Herstellern von Stahlerzeugnissen.

Hier knüpft die vorliegende Arbeit an und leistet einen Beitrag zum besseren Prozessverständnis des Thixoschmiedens von Stahlwerkstoffen. Neben der Erarbeitung von verfahrens- und werkstofftechnischen Grundlagen werden Untersuchungen an praxisnahen Anwendungsbauteilen durchgeführt, die das technologische und wirtschaftliche Potenzial dieser Technologie aufzeigen. Durch die Kombination des Ur- und Umformens, können mittels des Thixoschmiedens hochbeanspruchte Bauteile komplexer Geometrie mit einer reduzierten Anzahl von Fertigungsschritten hergestellt werden. Aufgrund der Verarbeitung des Werkstoffs im thixotropen Zustand, d.h. im teilflüssigen Zustand, ergeben sich die in **Bild 1.1** gezeigten technologischen und wirtschaftlichen Potenziale.

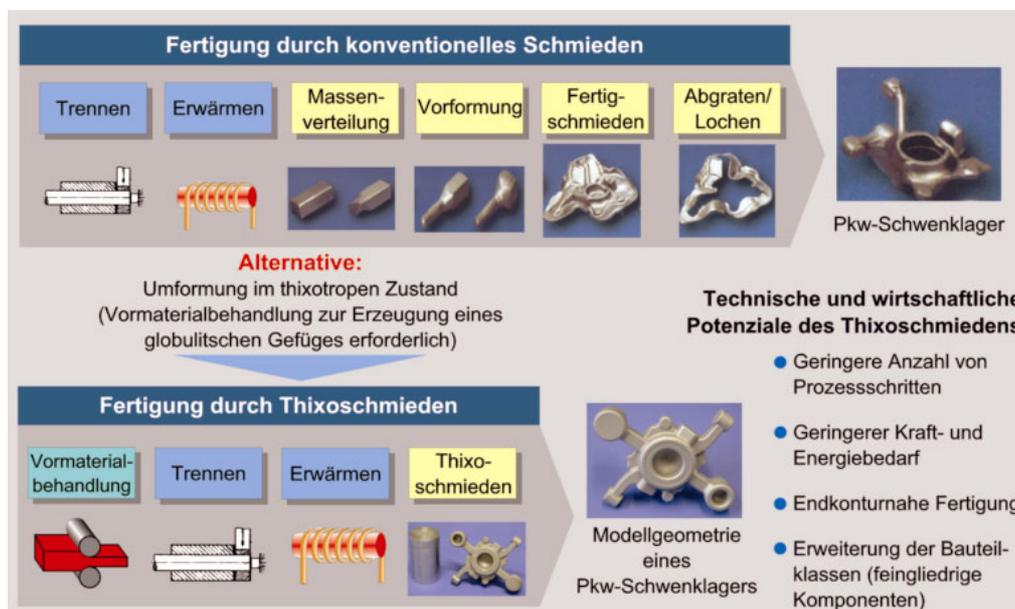


Bild 1.1: Technische und wirtschaftliche Potenziale des Thixoschmiedens

2 Ausgangssituation

2.1 Situation der deutschen Schmiedeindustrie

Die deutsche Schmiedeindustrie ist mit insgesamt ca. 120 Unternehmen eine typisch mittelständisch geprägte Branche. Bis auf wenige größere Konzernschmieden sind die meisten Firmen im Familienbesitz. Der überwiegende Teil der Schmiedefirmen ist in Nordrhein-Westfalen (75 %) und Baden-Württemberg (14 %) ansässig (**Bild 2.1**). In der gesamten Schmiedeindustrie waren im Jahr 2000 etwa 16.000 Menschen beschäftigt. Der größte Teil der Schmieden (40 %) beschäftigt weniger als 50 Mitarbeiter, nur 12 % bzw. 10 % der Schmieden beschäftigen mehr als 200 bzw. 400 Mitarbeiter (**Bild 2.2**) /Ben98, Ben01, Vie98/.

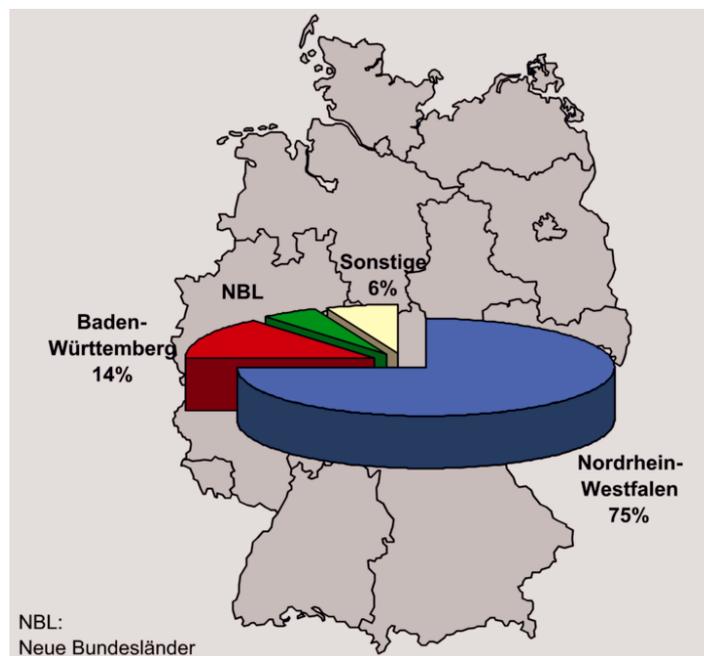


Bild 2.1: Standorte der deutschen Schmiedeindustrie (Jahr 2000) /Ben01/

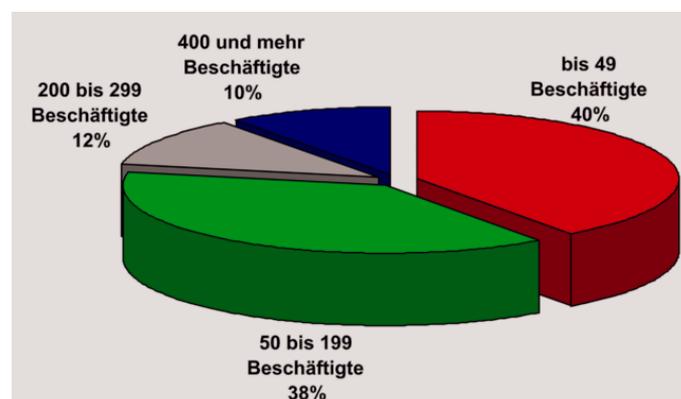


Bild 2.2: Betriebsgrößenstruktur der deutschen Schmiedeindustrie (Jahr 2000) /Ben01/

Der mittelständisch geprägten Schmiedeindustrie steht als Hauptabnehmer die global operierenden Großunternehmen der Kraft- und Nutzfahrzeugindustrie gegenüber (**Bild 2.3**) /Adl98, Ben01/.

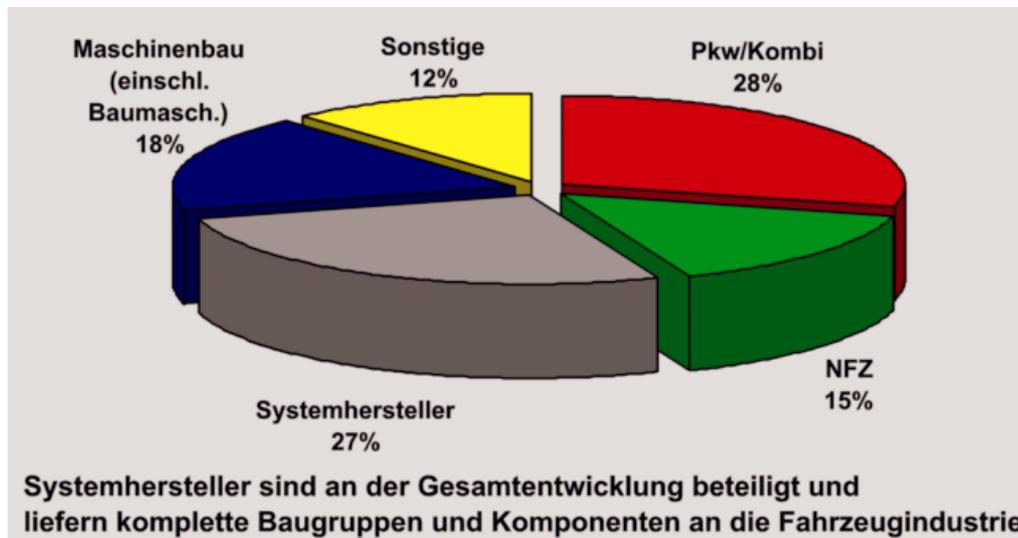


Bild 2.3: Abnehmerbereiche im Inland (Jahr 2002) /Adl98/

Aufgrund dieser Abnehmerstruktur steht die Schmiedeindustrie unter einem anhaltenden Kosten- und Preisdruck. Die zunehmende Internationalisierung des Beschaffungswesens der Großunternehmen hat dazu geführt, dass die deutschen Schmieden in der jüngeren Vergangenheit mit Anbietern aus Niedriglohnländern konkurrieren müssen. Die Folge dieser veränderten Marktsituation ist, dass die erzielten Preise für Schmiedeteile innerhalb von 15 Jahren um ca. 8 % gesunken sind /Vie98/. Dennoch ist es der deutschen Schmiedeindustrie durch die Entwicklung von kostengünstigen Verfahren, wie z.B. dem Präzisionsschmieden, sowie durch Rationalisierungsmaßnahmen gelungen, die wirtschaftliche Fertigung der Schmiedeteile kontinuierlich zu erhöhen. Aspekte wie die Herstellung komplexerer Bauteilgeometrien, kürzere Prozessketten sowie höhere Maßgenauigkeiten und bessere Oberflächengüten führen trotz der steigenden Stückkosten der Schmiedeteile zu einer höheren Wirtschaftlichkeit und Sicherung der Konkurrenzfähigkeit.

2.2 Bedeutung des Werkstoffs Stahl

Stahl ist aufgrund seiner Eigenschaften nach wie vor der am häufigsten eingesetzte Konstruktionswerkstoff /Abs00/. Durch zahlreiche Legierungs- und Wärmebehandlungsmethoden ist es möglich, ein sehr breites Spektrum an Eigenschaftsprofilen einzustellen. Daher werden die Stahlwerkstoffe auch in Zukunft, trotz ihres Nachteils eines hohen spezifischen Gewichts von $7,8 \text{ g/cm}^3$, ihre Bedeutung im Wettbewerb der Werkstoffe behalten (**Bild 2.4**) /Abs00/.

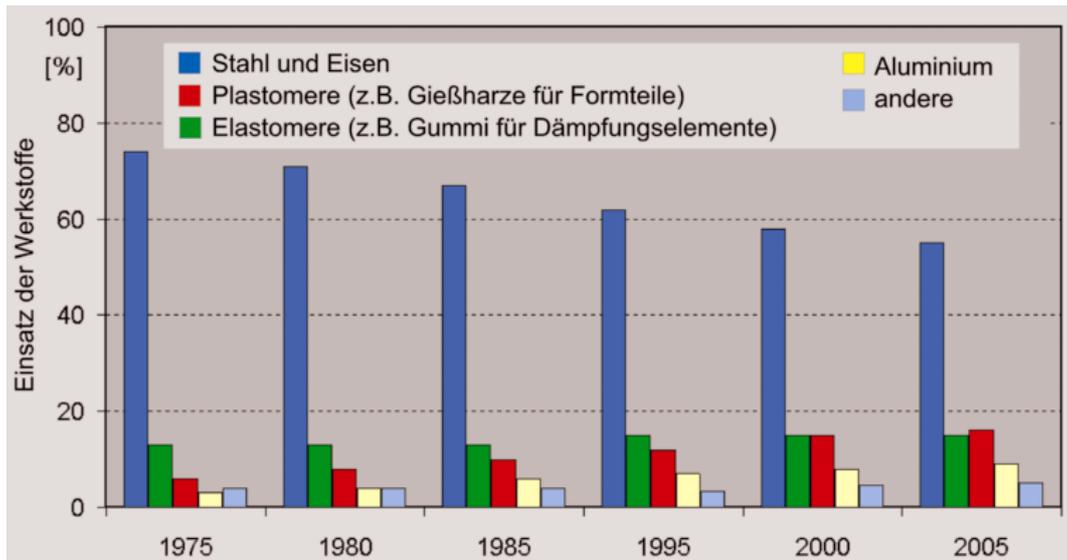


Bild 2.4: Bleibende Bedeutung des Werkstoffs Stahl im Vergleich zu anderen Werkstoffgruppen (Prognose 2005) /Abs00/

2.2 Anforderungen an die Schmiedeindustrie

Zur Sicherung und Erweiterung der Konkurrenzfähigkeit, muss die deutsche Schmiedeindustrie kontinuierlich neue Entwicklungen zur Erhöhung der Wirtschaftlichkeit sowie der Leistungsfähigkeit der Produkte und der Produktionstechnologien leisten. Der Leichtbau ist dabei ein Ansatz, der erhebliche Potenziale aufweist. So kann ein geschmiedetes Stahlbauteil mit seinem gegenüber Leichtbauwerkstoffen oft geringeren Platzbedarf insgesamt leichter sein, ohne dass hierbei im Bereich Sicherheit Zugeständnisse erforderlich sind /Ped99/. Das in **Bild 2.5** gezeigte Pkw-Schwenklager mit integriertem Bremsträger und Rohrklemmung verdeutlicht beispielhaft die Vorteile des Schmiedeteils. Das geschmiedete Teil wiegt als Fertigteil 3,4 kg, die Sphärogussausführung dagegen 4,8 kg. Das geschmiedete Aluminium-Bauteil wiegt einschließlich Mehrgewicht für das angeschraubte Radlager und die geschraubte Bremse 3,2 kg. Es ergibt sich somit eine Gewichtseinsparung von nur 0,2 kg. Allerdings ist die Ausführung in Aluminium doppelt so teuer wie die Stahlvariante /Bre98/.

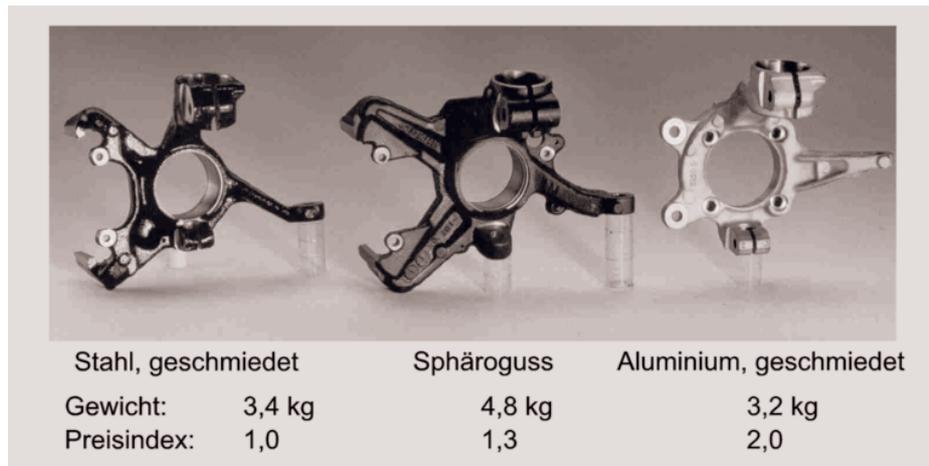


Bild 2.5: Beispiel für die Möglichkeiten des Stahlleichtbaus anhand eines Pkw-Schwenklagers /Bre98/

Die kontinuierliche Entwicklung von Produktionstechnologien zur Herstellung von komplexen sowie leistungs- und gewichtsoptimierten Stahlbauteilen, d.h. Leichtbau mit Stahl, stellt ein bisher nicht ausgeschöpftes Potenzial zur Stärkung der Konkurrenzfähigkeit der Schmiedeindustrie dar. Hier bietet auch das im Rahmen dieser Arbeit betrachtete Thixoschmieden von Stahl die Möglichkeit zur Herstellung von komplexen, endabmessungsnahen Bauteilen, bei denen der Gestaltungsspielraum gegenüber den konventionellen Verfahren Gießen und Schmieden deutlich erhöht sein kann.

Aus den oben genannten Gründen und den gegenwärtigen Bestrebungen der Automobilindustrie als Hauptabnehmer, ergeben sich die in **Bild 2.6** dargestellten Anforderungen an die Schmiedeindustrie.



Bild 2.6: Bestrebungen in der Automobilindustrie und Anforderungen an die Schmiedeindustrie

3 Stand der Kenntnisse

Unter Thixoformen (Thixoschmieden bzw. Thixogießen) versteht man allgemein die Formgebung von Metallen im teilflüssigen Zustand. Die Formgebungstemperaturen liegen innerhalb des Fest-Flüssig-Intervalls des jeweiligen Werkstoffes. Die Formgebungsverfahren sind dabei zwischen dem Urformen (wie z.B. Gießen) und dem Umformen (wie z.B. Schmieden) einzuordnen und nutzen das sogenannte thixotrope Materialverhalten aus /Hir95, Hir97/.

Mit Thixotropie bezeichnet man die Abnahme der Viskosität unter der Einwirkung einer äußeren Scherbelastung. Bei Wegfall der Belastung steigt die Viskosität wieder an /Bsi75/. Ein derartiges Materialverhalten beobachtet man beispielsweise bei hochmolekularen Kunststoffschmelzen, wie Farben oder Streichharze.

Dass Metalle sich ebenfalls thixotrop verhalten können, wurde erstmalig von M.C. FLEMINGS Anfang der 70er Jahre festgestellt. Bei Rheometeruntersuchungen an Zinn-Blei-Legierungen stellte er fest, dass die Viskosität eine Funktion des Fest-Flüssig-Anteils, der Scherrate und der Zeit ist /Fle71/.

Für eine erfolgreiche Formgebung muss das Gefüge bei Verarbeitungstemperatur aus runden Feststoffteilchen, die von der schmelzflüssigen Phase umgeben sind, bestehen /Kop93/. In **Bild 3.1** ist ein derartiges globulitisches Gefüge schematisch dargestellt. Die bei Beanspruchung wirkenden Mechanismen des Gleitens, der Rotation und der Translation der Festteilchen in der Schmelze führen zum erhöhten Fließvermögen des Werkstoffes. Im nachfolgenden Kapitel wird auf die rheologischen Grundlagen dieses Fließverhaltens näher eingegangen.

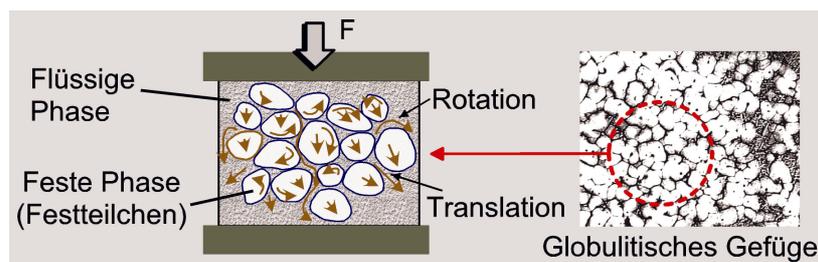


Bild 3.1: Schematisches Gefüge und Verformungsmechanismen (Translation und Rotation)

3.1 Thixotropes Materialverhaltens (rheologische Grundlagen)

Die Rheologie beschreibt als Lehre vom Deformations- und Fließverhalten von Werkstoffen, die in technischen Prozessen auftretenden Fließphänomene mathematisch durch Fließgesetze /DIN 1342/. Zum besseren Verständnis des thixotropen Fließverhaltens werden nachfolgend der Begriff der Viskosität und einige grundlegende Fließphänomene erläutert.

Viskosität

Die Viskosität η ist die Eigenschaft eines fließfähigen (vorwiegend flüssigen oder gasförmigen) Stoffsystems bei einer Verformung eine Spannung aufzunehmen, die nur von der Verformungsgeschwindigkeit abhängt /DIN 1342-1/. Die Viskosität ist keine reine Stoffkonstante sondern von verschiedenen Parameter, wie z.B. der Geschwindigkeits- bzw. Scherrate $\dot{\gamma}$, der Zeit t , der Temperatur T und dem Druck p abhängig /DIN 1342-1/.

NEWTONsches Fließverhalten

Besteht keine Abhängigkeit zwischen der Viskosität und der Scherbeanspruchung bzw. Scherrate, so wird ein Stoff als NEWTONsches Fluid bezeichnet /DIN1342/ (**Bild 3.2**). Beispiele hierfür sind Mineralöle oder Gase. Das Fließverhalten lässt sich mit folgender Gleichung 3.1 beschreiben:

$$\tau = \eta(\gamma, \lambda) \cdot \dot{\gamma} \quad (3.1)$$

mit τ : Scherspannung pro Fläche,
 η : Viskositätskoeffizient
 $\dot{\gamma}$: Scherrate

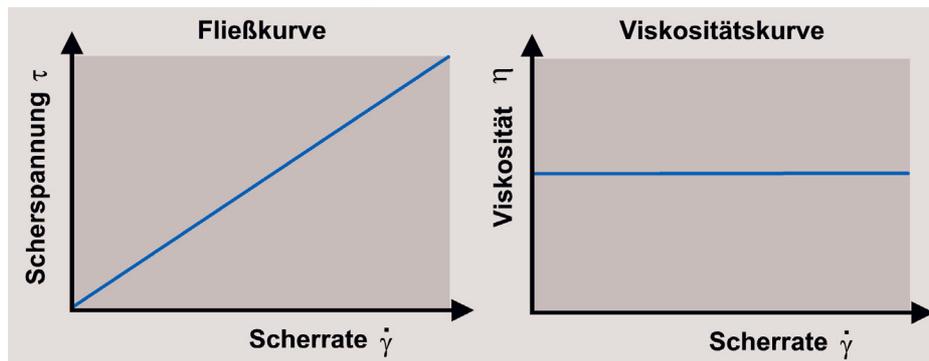


Bild 3.2: Fließ- und Viskositätskurve eines NEWTONschen Fluids (z.B. Mineralöl)

Nicht-NEWTONsches Fließverhalten

Betrachtet man den Verformungsvorgang von metallischen Legierungen im teilflüssigen Zustand, so zeigt sich, dass unterschiedliche Fließphänomene das Materialverhalten beschreiben. Mit zunehmender Belastung tritt eine Abweichung vom Verhalten eines NEWTONschen Fluids auf. Es besteht ein nicht-linearer Zusammenhang zwischen der Scherspannung und der Scherrate (**Bild 3.3**) /DIN13342/. Das Nicht-NEWTONsche Fließverhalten lässt sich mit folgender Gleichung 3.2 beschreiben:

$$\eta_s = \frac{d\tau}{d\dot{\gamma}} \quad (3.2)$$

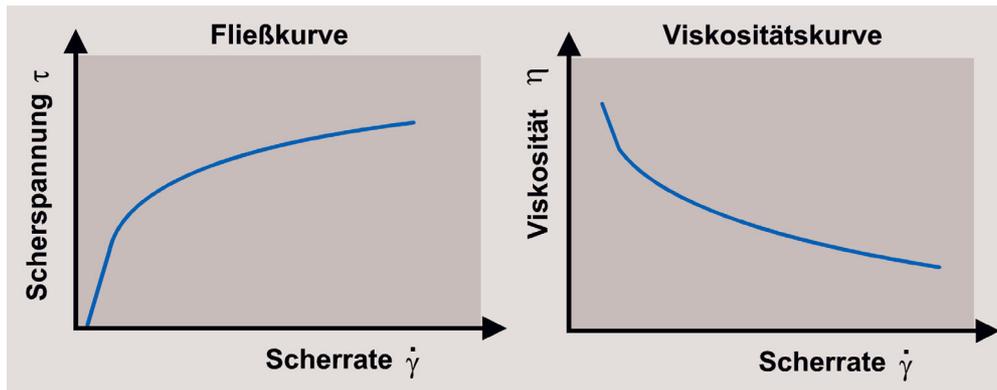


Bild 3.3: Fließ- und Viskositätskurve eines Nicht-NEWTONSchen Fluids (z.B. teilflüssige Metalle)

Für solche Stoffe, die man als Nicht-NEWTONSche Fluide bezeichnet, unterscheidet man die folgenden Fließphänomene /Heu96, Dub98/:

a) Scherzeitunabhängige Stoffeigenschaften ohne Fließgrenze

- Strukturviskos
Die Viskosität nimmt mit steigender Scherrate ab (degressives Verhalten). Ein derartiges Verhalten zeigen z.B. Silikone und Zahnpasta.
- Dilatant
Die Viskosität nimmt mit steigender Schergeschwindigkeit zu (progressives Verhalten). Ein derartiges Verhalten zeigen z.B. Anstrichfarben und Glasurmassen.

b) Scherzeitunabhängige Stoffeigenschaften mit Fließgrenze

- Plastisch
Das Material verformt sich bei mechanischer Belastung bis zu einer Fließgrenze reversibel (elastisch). Geht die Belastung über die Fließgrenze hinaus, so ergibt sich eine bleibende Deformation. Ein derartiges Verhalten zeigen Metalle im festen Zustand.

c) Scherzeitabhängige Stoffeigenschaften

- Rheopex
Zunahme der Viskosität infolge einer andauernden Scherbeanspruchung und Wiederabnahme nach Beendigung der Belastung. Ein derartiges Verhalten zeigt z.B. Gipsbrei.
- Thixotrop
Abnahme der Viskosität infolge einer andauernden Scherbeanspruchung und Wiederzunahme nach Beendigung der Belastung. Ein derartiges Verhalten zeigen z.B. Metalle im teilflüssigen Zustand.

In **Bild 3.4** ist dieser Zusammenhang zwischen der Scherzeit t_s und der Viskosität η bei thixotropem Fließverhalten dargestellt.

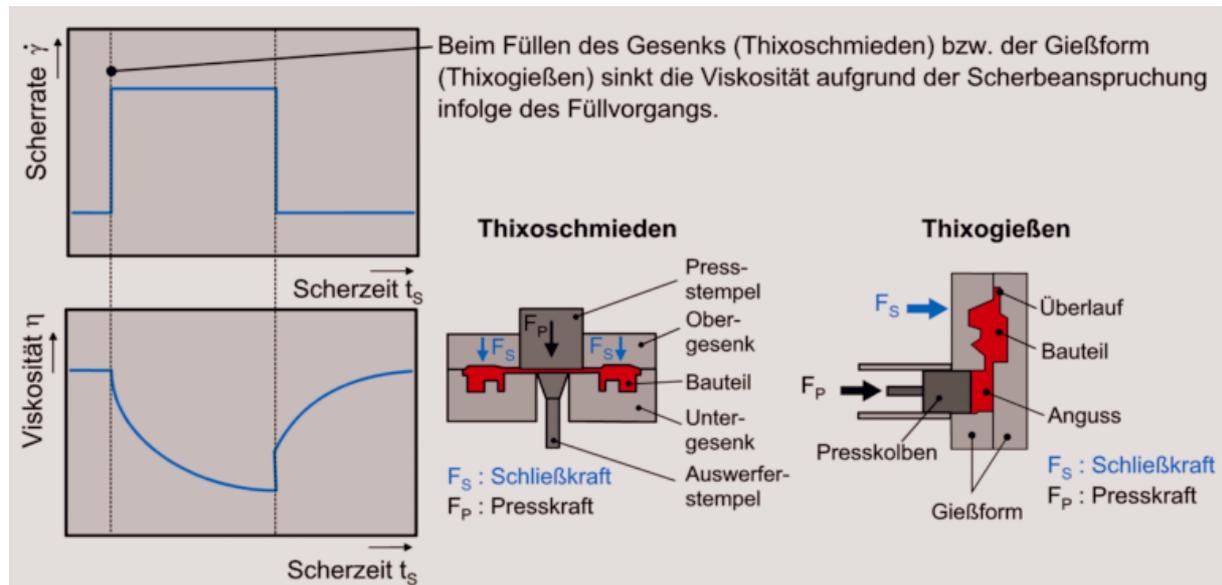


Bild 3.4: Abnahme der Viskosität infolge einer Scherbeanspruchung bei thixotropem Verhalten (gültig für Thixoschmieden und –gießen) /Heu96/

Die im Rahmen dieser Arbeit betrachteten Stähle zeigen im teilflüssigen Zustand ein scherzeitabhängiges Verhalten. Daher werden hierzu nachfolgend einige wichtige, zeitabhängige rheologische Modelle vorgestellt. Dabei ist anzumerken, dass diesen Modellen meist Untersuchungen an Zinn-Blei-Legierungen zugrunde liegen, die zwar technisch keine Bedeutung haben, aber dennoch das thixotrope Fließverhalten technisch relevanter Legierungen in guter Näherung abbilden.

Rheologische Modelle

Modell von MOORE

Dieses Modell beschreibt den Grad und die Stärke interner Strukturen des vorliegenden teilflüssigen Materials und versucht diese in Beziehung zu seiner scheinbaren Viskosität η_s zu setzen /Kir94, Kum92/. Bei teilflüssigen Metallen lässt sich die interne Struktur als Grad der Zusammenlagerung von primären Teilchen, die die Fließeinheiten bilden, vorstellen. Rapides Scheren des Materials führt zu einem disorganisierten Fluid mit niedrigem Grad an interner Struktur und somit zu einer geringen Viskosität. Bei niedriger Scherrate wird ein höherer Grad an interner Struktur aufgebaut, was zu einem höheren Wert der scheinbaren Viskosität führt. Folglich gibt es für jeden Wert der Scherrate einen Wert für die Viskosität, für den das durch Scherbewegung verursachte Zerreißen exakt durch die Tendenz der internen Struktur, das Fluid aufzubauen, ausgeglichen ist. Die Zeitabhängigkeit der Thixotropie wird in

diesem Modell durch die Tatsache erklärt, dass sowohl das Aufbauen als auch das Zusammenbrechen der internen Struktur eine endliche Zeit einnimmt.

Quantitativ werden die Details der Struktur des Materials, wie beispielsweise Konzentration und Form der Fließeinheit, durch einen strukturellen Parameter λ beschrieben. Dieses Modell ist auch als "konzentriertes Parametermodell" bekannt. Die Viskosität wird als eine Funktion von λ beschrieben und die Zeitabhängigkeit wird durch eine Mengengleichung berechnet. Der Parameter λ kann durch experimentelle Größen ausgedrückt werden. Dieses führt zu der Zustandsgleichung und der Ratengleichung für das MOORE-Modell:

$$\tau = (\eta + c\lambda) \cdot \dot{\gamma} \quad (3.3)$$

und

$$\frac{d\lambda}{dt} = g = a \cdot (1 - \lambda) - b \cdot \lambda \cdot \dot{\gamma}. \quad (3.4)$$

Hierbei ist $\dot{\gamma}$ die Scherrate, τ die Scherspannung, t die Zeit, g die Rate des strukturellen Aufbaus / Abbaus, a die Konstante der Aufbaurrate und b die Konstante der Zerstörungsrate. η ist die Viskosität der vollständig zerstörten Struktur und c das Viskositätsinkrement $\eta_0 - \eta_x$. Die interne Struktur des thixotropen Materials ist vollständig aufgebaut, wenn:

$$\lambda = 1 \text{ und } \eta = \eta_x + c.$$

Die interne Struktur ist vollständig zerstört, wenn:

$$\lambda = 0 \text{ und } \eta = \eta_x + c.$$

Modell von CHENG und EVANS

CHENG und EVANS entwickelten aufbauend auf den Ansätzen von MOORE, ein Modell zur Beschreibung des thixotropen Fließverhaltens unter der Annahme, dass nicht alle Strukturen eines thixotropen Materials gleichförmig sind /Bro92/. Das Modell beinhaltet ein Fließgesetz und eine mathematische Beschreibung der Strukturbildung mit Hilfe des Strukturparameters λ . Dieser kann analog zum Modell von MOORE Werte zwischen 0 und 1 annehmen.

$$\tau = \eta(\dot{\gamma}, \lambda) \cdot \dot{\gamma} \quad (3.5)$$

$$\frac{d\lambda}{dt} = g(\dot{\gamma}, \lambda) \quad (3.6)$$

Wie beim Modell von MOORE steht ein großer Wert für λ für eine hohe Agglomeration, d.h. eine Zusammenlagerung der festen Teilchen und ein kleiner Wert für eine geringe Agglomeration. Zur Lösung der Gleichungen gelten die folgenden Randbedingungen:

- Anfangsbedingung: $t = 0 \Rightarrow \lambda = \lambda_0 = 1$
Die Struktur ist vollkommen ausgebildet. Es liegt eine vollständige Agglomeration vor.
- Dynamisches Gleichgewicht: $t = t_e \Rightarrow \lambda = \lambda_e$
In diesem Zustand ist die Funktion nur von der Schergeschwindigkeit abhängig.
- Vollständige Disagglomeration: $t = t_\infty$ und $\dot{\gamma} = \infty \Rightarrow \lambda = \lambda_\infty$
Die festen Partikel sind vollständig in diskrete Partikel disagglomeriert.

Die vorgestellten Modelle zeigen die komplexen Vorgänge, die beim thixotropen Fließverhalten auftreten. Trotz der teilweisen guten Beschreibung des thixotropen Fließverhaltens bedarf es noch eingehenderer Untersuchungen. Weitere Ansätze für zeitabhängige rheologische Modelle werden ausführlich in /Kir96, Kok00, Neu01/ beschrieben.

Ein anderer Ansatz besteht in der Aufstellung von zweiphasigen Modellen, zur genaueren Beschreibung der Fließvorgänge. Diese Modelle behandeln die feste und flüssige Phase getrennt und berücksichtigen aber auch deren Interaktionen. Hier sei auf die Veröffentlichungen zu dieser Thematik verwiesen /Mod99, Kok99, Kok00/.

3.2 Verfahrenstechnik (Prozessschritte des Thixoformens)

Der überwiegende Teil der Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zum Thixoformen sowie die industrielle Herstellung von Anwendungsbauteilen beschränken sich heutzutage auf Aluminiumlegierungen /Gab96, Wit98, Mer99, Abs00, Sfb01/. Der Grund hierfür liegt in dem gegenüber hochschmelzenden Legierungen leichter handhabbaren niedrigeren Temperaturniveau (bei Stahl betragen die Verarbeitungstemperaturen über 1400 °C) und der daraus resultierenden einfacheren Prozessführung. Es sind zur Zeit nur wenige Untersuchungen zur Umformung von Stahl im thixotropen Zustand bekannt /Abs99/. Die hierzu bereits vorliegenden Erkenntnisse werden im Abschnitt 3.3 beschrieben.

Um Bauteile aus metallischen Werkstoffen durch das Thixoformen herzustellen, sind die folgenden Prozessschritte erforderlich:

- Vormaterialherstellung
- Erwärmung in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig
- Formgebung

Aus den oben genannten Gründen beschränkt sich die nachfolgende Erläuterung der Verfahrensschritte hauptsächlich auf die Verarbeitung von teilflüssigen

Aluminiumlegierungen. Diese Verfahrensschritte sind aber auf das Thixoumformen von Stahl übertragbar. Der prinzipielle Verfahrensablauf beim Thixoformen ist in **Bild 3.5** schematisch dargestellt.

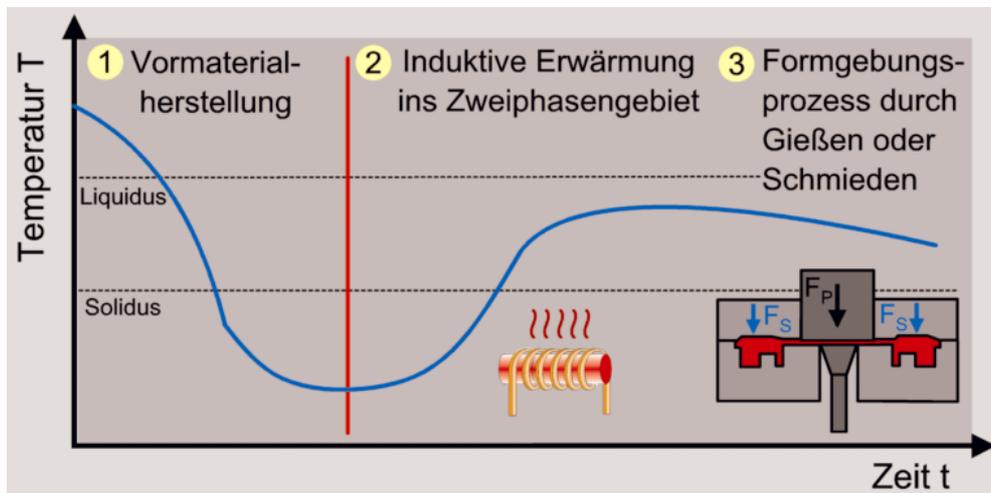


Bild 3.5: Verfahrensablauf beim Thixoformen (Schmieden bzw. Gießen)

3.2.1 Vormaterialherstellung

Der erste Schritt in der Prozesskette ist die Vormaterialherstellung. Um ein thixotropes Fließverhalten zu gewährleisten, werden an das Gefüge besondere Anforderungen gestellt. Voraussetzung für eine erfolgreiche Formgebung im teilflüssigen Zustand ist ein homogenes und feinkörniges globulitisches Gefüge. Ein derartiges Gefüge ermöglicht beim induktiven Wiedererwärmen auf Verarbeitungstemperatur, infolge der Rotations- und Translationsbewegungen der Festteilchen innerhalb der Suspension aus fester und flüssiger Phase, ein erhöhtes Fließvermögen /Kop93, Kop96/.

Im Normalfall erstarren die meisten Metalllegierungen dendritisch, wobei mit steigender Temperatur die Korngröße zunimmt. Verformt man eine Suspension aus dendritischen Festpartikeln und Schmelze, so wird der flüssige Anteil zwischen den Dendritenarmen herausgepresst. Solche Werkstoffe zeigen kein thixotropes Fließverhalten, und es entsteht ein in hohem Maße inhomogenes Gefüge /Kop96/. Eine Gegenüberstellung der beiden Gefügestrukturen ist in **Bild 3.6** gezeigt.

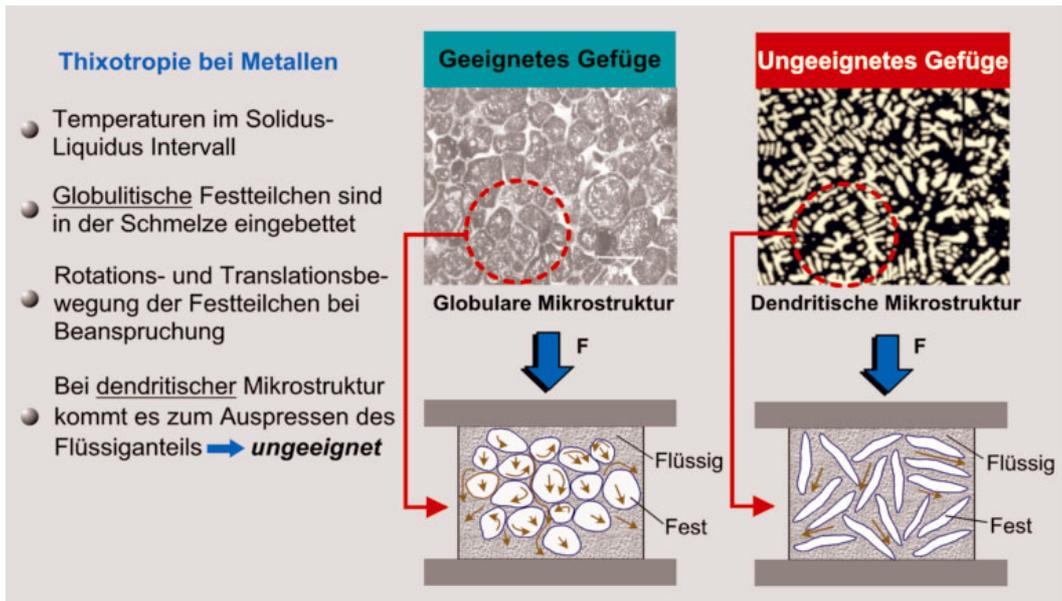


Bild 3.6: Gegenüberstellung von globularer und dendritischer Gefügestruktur (gültig für Aluminium und Stahl)

Um ein entsprechend geeignetes Vormaterial für das Thixoformen herzustellen, gibt es verschiedene Behandlungsmethoden, die zu verschiedenen Zeitpunkten der Vormaterialherstellung einsetzen. Man unterscheidet dabei zwischen den Methoden zur Behandlung im schmelzflüssigen Zustand (chemische Kornfeinung sowie elektromagnetisches Rühren) (**Bild 3.7**) und der thermomechanischen Behandlung (**Bild 3.8**).

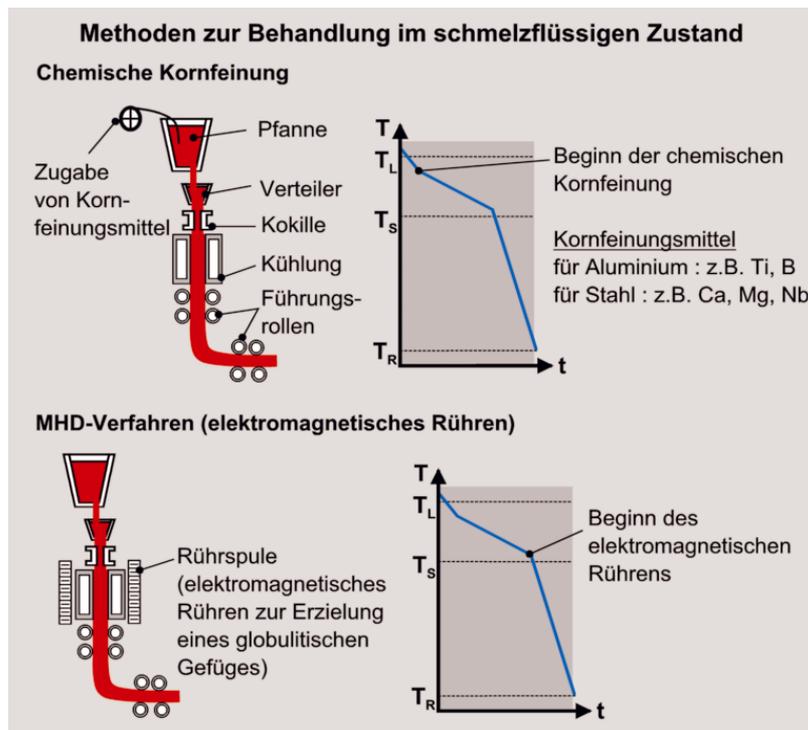


Bild 3.7: Methoden zur Vormaterialbehandlung im schmelzflüssigen Zustand für das Thixoformen von Aluminium und Stahl

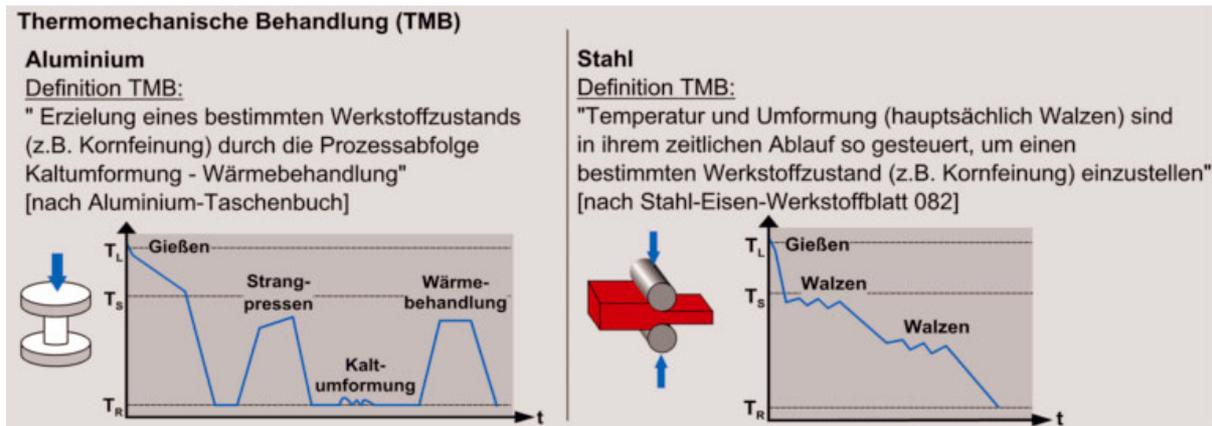


Bild 3.8: Thermomechanische Behandlung (TMB) von Aluminium und Stahl zur Einstellung eines feinkörnigen Gefüges für das Thixoformen

Chemische Kornfeinung

Die chemische Kornfeinung setzt im Verhüttungsprozess des flüssigen Materials ein. Der Legierung werden hierbei im flüssigen Zustand chemische Additive (Kornfeinungsmittel für Stahl: z.B. Ca, Mg, Nb; Kornfeinungsmittel für Aluminium: z.B. Ti, B) zugegeben. Diese Additive dienen als zusätzliche Fremdatome bei der Kristallisation, wodurch bei der Abkühlung eine sehr feine Gefügestruktur entsteht /Wan93/. Diese Methode wird oft mit Rührverfahren kombiniert, um eine weitere Steigerung der Gefügefinesheit zu erreichen /Hir94/.

Elektromagnetisches Rühren (MHD-Verfahren)

Das zur Zeit verbreitetste Verfahren zur Vormaterialherstellung ist das elektromagnetische Rühren. Die notwendige Scherung erfolgt durch das Einbringen magnetischer Kräfte im Erstarrungsbereich der Kokille /Kok01/. Mit Hilfe des außen anliegenden Spulensystems wird durch Induktion in der flüssigen Metallschmelze ein elektromagnetisches Kraftfeld erzeugt. Aufgrund der so hervorgerufenen Strömung in der Schmelze werden die Kristallite einer Scherbeanspruchung ausgesetzt. Dabei wird das sich bildende Dendritennetzwerk durch die eingebrachte Scherbeanspruchung zerstört /Zil97, Neu01/.

Thermomechanische Behandlung (TMB)

Neben den oben beschriebenen Methoden zur Behandlung im schmelzflüssigen Zustand gibt es eine Reihe von Verfahren zur thermomechanischen Behandlung des Vormaterials. Das hier bekannteste Verfahren für Aluminium ist der patentierte SIMA-Prozess (**S**train **I**nduced **M**elt **A**ctivated) der Fa. ITT INDUSTRIES. Bei diesem Verfahren wird das gewünschte feinkörnige und globulitische Gefüge durch eine Kaltverformung des Werkstoffs und einer anschließenden schnellen Wärmebehandlung erzielt (**Bild 3.8 links**). Durch die Kaltverformung steigt die Versetzungsdichte des Werkstoffs an. Die energiereichen Zonen hoher

Versetzungsdichte wirken bei der Erwärmung in das Zweiphasengebiet als Kristallisationskeime. Bei Stahl erfolgt die thermomechanische Behandlung meist durch ein temperaturgesteuertes Walzen (**Bild 3.8 rechts**).

Die Abhängigkeit der entstehenden Korngröße als Funktion vom Umformgrad und von der Temperatur (Mechanismus der Kornfeinung) bei der thermomechanischen Behandlung ist in **Bild 3.9** dargestellt. Je nach Werkstoff ist ein Mindestumformgrad erforderlich, um ein Rekristallisieren zu ermöglichen. In der Literatur werden für Stahl und Aluminium Umformgrade zwischen $\phi = 0,3$ und $\phi = 0,6$ angegeben /Hir93/.

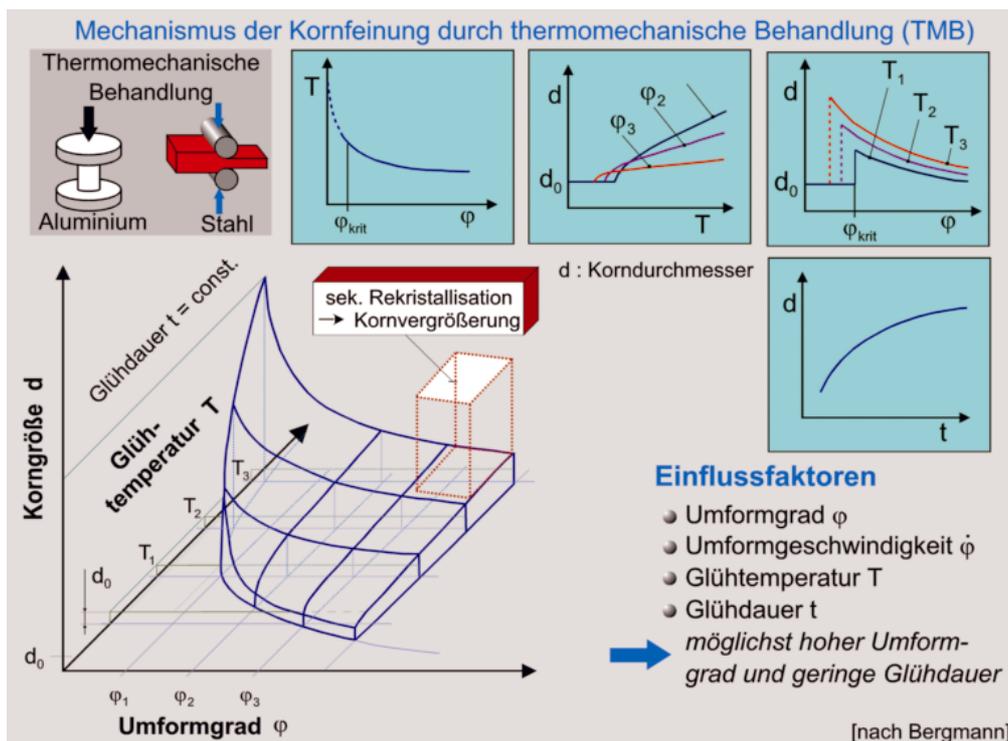


Bild 3.9: Abhängigkeit der Korngröße als Funktion vom Umformgrad und von der Temperatur bei der thermomechanischen Behandlung von Stahl und Aluminium (nach /Bar88/)

3.2.2 Erwärmung

Der Erwärmung des Rohteils in den Solidus-Liquidus Bereich kommt eine entscheidende Rolle innerhalb der gesamten Prozesskette zu. Das Rohteil muss möglichst schnell und homogen mit einem definierten Flüssiganteil auf die erforderliche Verarbeitungstemperatur (bei Stahlwerkstoffen über 1400 °C) erwärmt werden. Wird das enge Arbeits- und Temperaturfenster berücksichtigt – bei den in dieser Arbeit untersuchten Stahlwerkstoffen beträgt dieses etwa 80 °C – so zeigt sich deutlich die Komplexität dieses Vorgangs, insbesondere dann wenn Temperaturschwankungen einen großen Einfluss auf den Flüssiganteil haben (**Bild 3.10**).

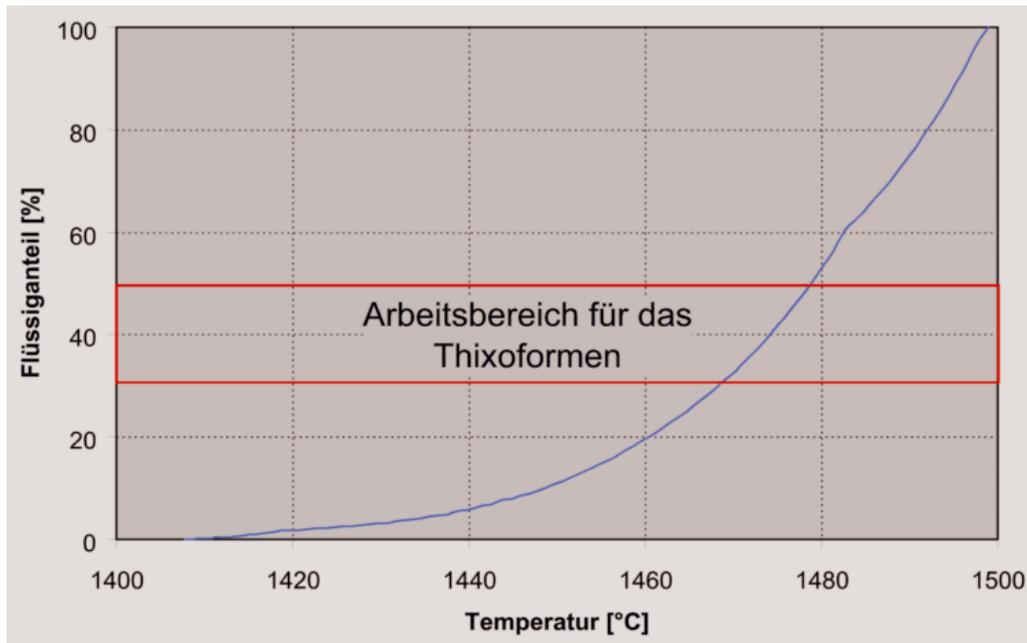


Bild 3.10: Temperaturabhängiger Verlauf des Flüssiganteils des Stahls C38 (Thixoformen = Thixoschmieden bzw. Thixogießen)

Bei der Erwärmung des Rohteils werden beim Thixoformen üblicherweise induktive Erwärmungsanlagen verwendet. Diese Erwärmungstechnik ermöglicht eine schnelle Erwärmung, um unerwünschtes Kornwachstum zu vermeiden. Durch eine Optimierung der Spulengeometrie sowie einer entsprechenden Heizstrategie lässt sich eine weitgehend homogene Rohtelerwärmung erzielen.

Hier sei an dieser Stelle auf das [Kapitel 6](#) verwiesen. Es erfolgt eine detaillierte Beschreibung des Prinzips der induktiven Erwärmung und es wird auf die Berücksichtigung der physikalischen Einflussgrößen zur Aufstellung geeigneter Erwärmungsstrategien eingegangen. Des Weiteren wird die verwendete Erwärmungsanlage beschrieben.

3.2.3 Formgebung im teilflüssigen Zustand

Unter dem Begriff Thixoformen werden solche Formgebungsverfahren verstanden, bei denen die Formgebung von Bauteilen im teilflüssigen Zustand erfolgt. Man unterscheidet dabei hauptsächlich die Verfahren Thixogießen, Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk **mit** bzw. **ohne** vorheriges Verschließen der Werkzeuge. Diese Verfahren sind schematisch in **Bild 3.11** skizziert.

*Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk **mit** vorherigem Verschließen der Werkzeuge*

Diese Verfahrensvariante wird auf zwei- und mehrfachwirkenden hydraulischen Schmiedepressen durchgeführt. Dabei wird das erwärmte Rohteil in das geöffnete Werkzeug eingelegt und im Anschluss an das hydraulische Schließen des Werkzeugs durch den Pressstempel in die Werkzeuggravur gepresst. Die beiden Werkzeughälften werden dabei während der Umformung hydraulisch verriegelt. Nach der Umformung schließt sich eine Haltezeit zur Erstarrung des Bauteils und zur Vermeidung von Porositäten im Bauteil an. Der dazu erforderliche hydrostatische Erstarrungsdruck wird über den Pressstempel aufgebracht /Meß01/.

Bei diesem Verfahren entspricht die Rohteilmasse nahezu der Bauteilmasse, d.h. es wird versucht, endkonturnahe Bauteile herzustellen, indem die Vorteile des Thixogießens (Verpressen in einer geschlossenen Werkzeugform) und des Schmiedens (keine Angussbereiche und Überläufe) kombiniert werden.

Diese Verfahrensvariante wurde im Rahmen dieser Arbeit untersucht und weiterentwickelt.

*Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk **ohne** vorheriges Verschließen der Werkzeuge*

Das Thixoschmieden im offenen Gesenk ist an das klassische Gesenkschmieden angelehnt. Das erwärmte Rohteil wird in das geöffnete Werkzeug eingelegt. Die Formgebung erfolgt dann durch die Schließbewegung des Obergesenks. Der zur Erstarrung erforderliche hydrostatische Druck wird hierbei komplett über die Gesenkhälften aufgebracht. Nachteilig bei diesem Verfahren ist die Gefahr, dass es beim Schließen und Umformen des teilflüssigen Materials zum „Ausfließen“ des Materials aus der Werkzeuggravur kommen kann /Wit99, Neu01/.

Thixogießen

Beim Thixogießen wird das teilflüssige Rohteil in die Gießkammer einer modifizierten Druckgussmaschine eingelegt. Durch einen Presskolben wird das Material in die geschlossene, metallische Dauerform gepresst /Neu01/. Der erforderliche Erstarrungsdruck wird nur über den Querschnitt des Gießlaufs eingebracht. Das Gießwerkzeug besteht neben der eigentlichen Werkzeuggravur aus Angussbereichen, Entlüftungen und Überläufen. Diese Variante ist das zur Zeit einzig industriell eingesetzte Verfahren zur Herstellung von Aluminiumbauteilen durch Thixoumformen. Nachteilig bei diesem Verfahren ist allerdings, dass mit einem Materialüberschuss gearbeitet wird, d.h. die Rohteilmasse ist deutlicher größer als die Bauteilmasse. **Bild 3.12** zeigt eine Auswahl thixogegossener Aluminiumbauteile.

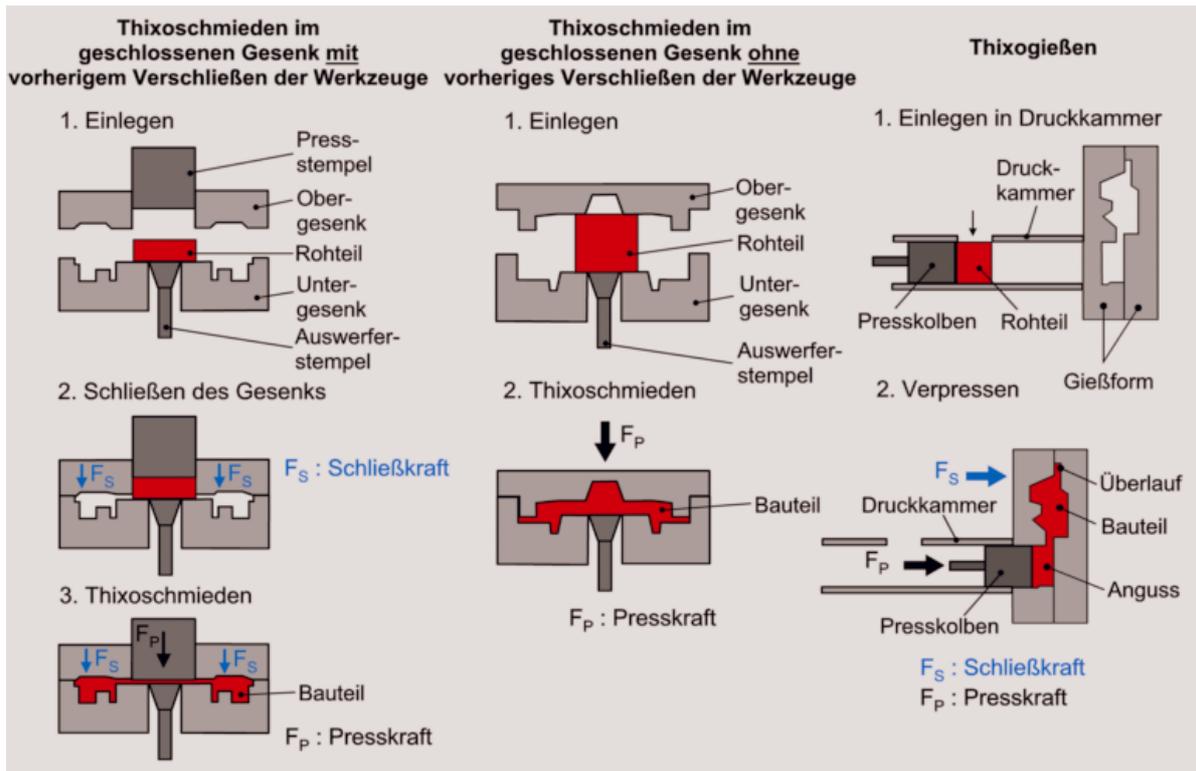


Bild 3.11: Schematische Darstellung der Verfahren des Thixoformens



Bild 3.12: Beispiele thixogegossener Aluminiumbauteile /Abs00b/ (Nachteil: überschüssiger Materialeinsatz im Vergleich zum Thixoschmieden)

3.3 Thixoformen von Stahl

Wie bereits im Abschnitt 2.2 beschrieben, ist der Werkstoff Stahl nach wie vor der am häufigsten eingesetzte Konstruktionswerkstoff. Zur Erhaltung und Erweiterung dieser Bedeutung ist die Entwicklung produktiver und innovativer Fertigungsverfahren zur Herstellung komplexer Stahlbauteile, wie z.B. durch das Thixoformen, erforderlich. Dennoch konzentriert sich die überwiegende Mehrheit der Forschungs- und Entwicklungsarbeiten zum Thixoformen auf Leichtmetalllegierungen. Grund hierfür

ist vor allem die beim Thixoformen von Stahl erforderliche hohe Prozesstemperatur von über 1400°C sowie die daraus resultierenden hohen Anforderungen an Anlagentechnik und Prozessführung. Dementsprechend sind bisher nur wenige Untersuchungen zu dieser Thematik durchgeführt worden. Nachfolgend werden die hierzu bisher gewonnenen Erkenntnisse zusammengefasst.

In erster Linie sind die Untersuchungen auf Schnellarbeitsstähle fokussiert. Diese eignen sich aufgrund ihrer Herstellungsrouten (meist pulvermetallurgische Herstellung) und des eutektischen Phasenanteils besonders gut als Modellwerkstoff. Allerdings haben sie nur eine geringe Bedeutung als Werkstoffe für Hochleistungsbauteile. Für die Schnellarbeitsstähle HS 2-9-2 (1.3348), HS 12-1-4-5 (1.3202) und HS 6-5-2 (1.3343) wurden in großem Umfang Untersuchungen in den Bereichen Vormaterialherstellung, Gefügeanalyse und Herstellung erster Prototypen durchgeführt /Kap93/. Die Ermittlung der mechanischen Eigenschaften ergab, dass diese unterhalb denen eines vergleichbaren Schmiedeteils liegen /Kap95/.

In /You79, Mid92, Kir96, Kap96/ wurde die Eignung von hochlegierten Stählen, wie X5CrNi18-10 (1.6906), X2CrNi19-11 (1.4306) und X5CrNiMo17-12-2 (1.4401) für das Thixoformen untersucht. Die Rohteile wurden thermomechanisch behandelt, anschließend auf die erforderliche Temperatur erwärmt und einfache Modellbauteile hergestellt. Hierbei zeigte sich die grundsätzliche Thixotropie dieser Stähle. Allerdings führte das steil ansteigende Aufschmelzintervall im Zweiphasengebiet zu Problemen.

In /Mey00/ wurde eine Untersuchungsmethodik zur Gefügecharakterisierung für das Thixoformen von Stahl erarbeitet. Die Untersuchungen beziehen sich auf den Kaltarbeitsstahl X210CrW12 (1.2436) und den Schnellarbeitsstahl HS 6-5-2 (1.3343).

Die einzig bisher bekannte praxisnahe Untersuchung zum Thixoformen von Stahl ist in /Abs99/ beschrieben. Hierbei wurde ein Pkw-Pleuel aus C70S6 durch das Thixogießen hergestellt (**Bild 3.13**). Es konnte gezeigt werden, dass das Thixogießen dieser sehr komplexen Geometrie mit Stahl C70S6 grundsätzlich machbar ist. Allerdings wurde hier mit einem überschüssigen Materialeinsatz durch die Verwendung eines konventionellen Gießwerkzeugs (axiale und seitliche Angüsse sowie Überlaufkanäle) gearbeitet.

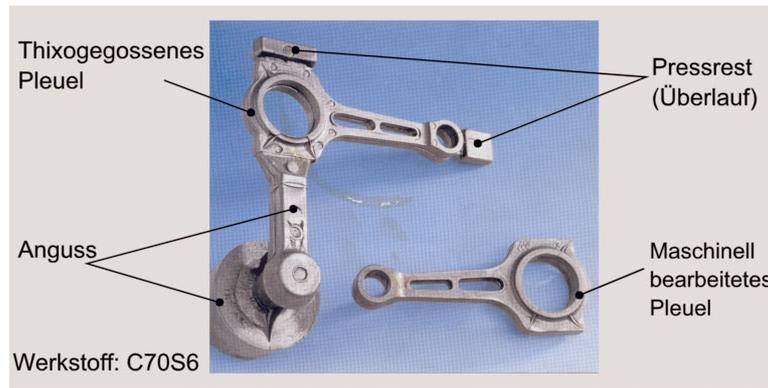


Bild 3.13: Thixogegossenes Pkw-Pleuel aus C70S6 /Abs99/ (Materialüberschuss für Anguss und Überlauf)

3.4 Abgrenzung zu konventionellen Fertigungsverfahren und Anwendungsmöglichkeiten (Vor- und Nachteile des Verfahrens)

Der wesentliche Unterschied des Thixoforens zu den konventionellen Fertigungsverfahren Gesenkschmieden und Druck- bzw. Kokillengießen besteht in der Verarbeitung des Materials im teilflüssigen Zustand. Daraus ergeben sich Unterschiede bezüglich Stofffluss, Phasenumwandlungsvorgängen, Gefügestruktur, Kraft- und Arbeitsbedarf sowie Unterschiede bezüglich thermischer und mechanischer Belastung der Werkzeuge. Diese Unterschiede, die sowohl für Aluminium- als auch Stahllegierungen gelten, bestimmen letztlich die Bauteileigenschaften und die Wirtschaftlichkeit des Verfahrens. In **Bild 3.14** ist die Einordnung des Thixoforens hinsichtlich erreichbarer Qualität und Produktionskosten gezeigt. Das Verfahren verfügt über ein gutes Preis/Leistungs-Verhältnis und über ein dementsprechend hohes technisches und wirtschaftliches Potenzial zur Herstellung von komplexen Anwendungsbauteilen /Kop99/.

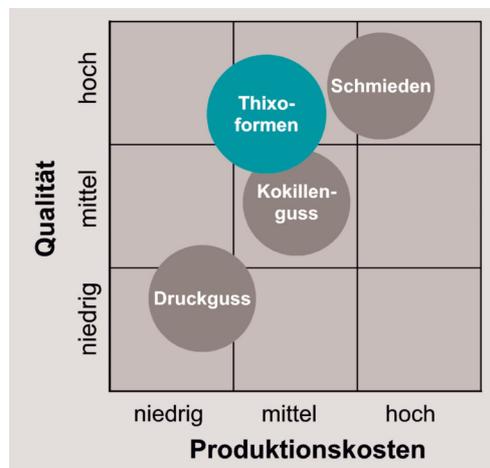


Bild 3.14: Einordnung des Thixoforens gegenüber dem konventionellen Schmieden, dem Druckguss und dem Kokillenguss hinsichtlich Qualität und Kosten /Kop99/

Ein Vergleich der Verfahren hinsichtlich der Formgebungstemperatur und der erforderlichen Kraft während der Formgebung ist in **Bild 3.15** dargestellt.

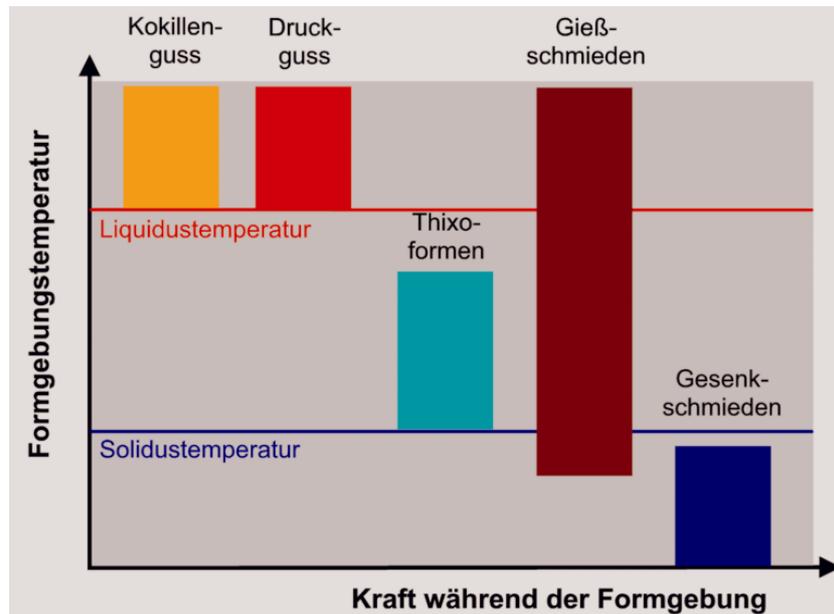


Bild 3.15: Einordnung des Thixoformens hinsichtlich Formgebungstemperatur und Kraftbedarf (gilt für Leichtbauwerkstoffe und für Stahl) (nach /Kop00/)

Aus der Kombination der verfahrensspezifischen Vorteile von Gießen (große Formkomplexität) und Schmieden (hervorragende mechanische Eigenschaften) ergeben sich für das Thixoformen zahlreiche denkbare Anwendungsgebiete. Diese sind exemplarisch für Anwendungen in der Fahrzeugindustrie in **Bild 3.16** dargestellt. Für das Thixoformen von Aluminiumlegierungen sind diese teilweise schon heute industriell umgesetzt worden /Abs00b/.

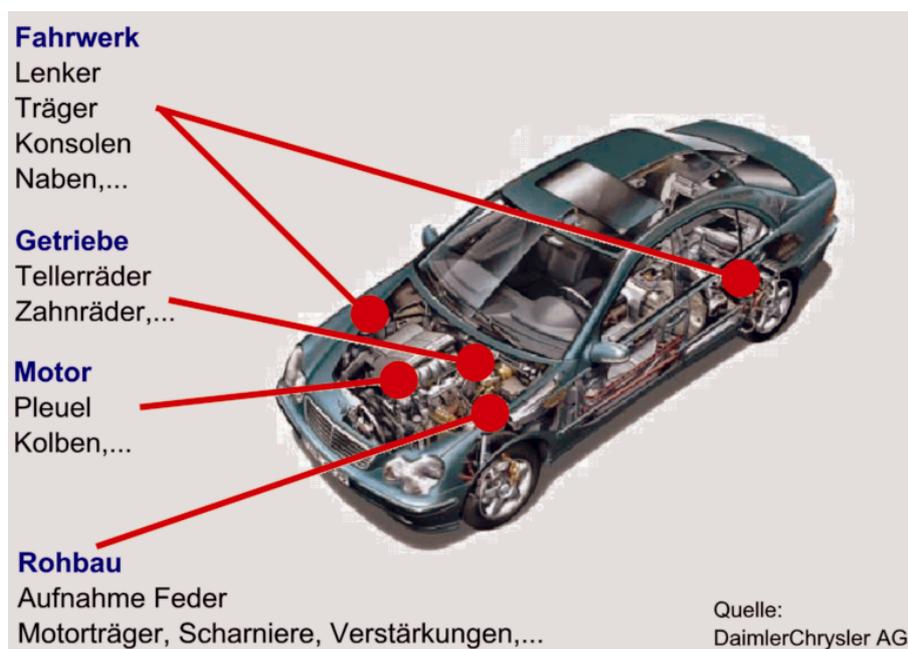


Bild 3.16: Denkbare Anwendungsmöglichkeiten des Thixoformens

In **Tabelle 3.1** sind die wesentlichen Unterschiede des Thixoformens zu den Fertigungsverfahren Gießen und Schmieden /Wit98/ aufgeführt. In **Tabelle 3.2** sind die Vor- und Nachteile des Verfahrens zusammengefasst /Abs99/.

Tabelle 3.1: Unterschiede des Thixoformens zu den Fertigungsverfahren Gießen und Schmieden

	Thixoformen	Gießen	Schmieden
Stofffluss	laminar	turbulent (DG) laminar (KG)	(laminar)
Phasenumwandlung	teilweise flüssig -> fest	flüssig -> fest	keine
Gefügeumwandlung während der Formgebung	teilweise	ja	teilweise
Gefüge nach der Formgebung	Thixogefüge	dendritisches Gussgefüge	Verformungsgefüge
Mögliche Inhomogenitäten	Fest-Flüssig Seigerungen	Konzentrations-seigerungen	Grobkornbildung, Faserverlauf
Arbeitsbedarf	niedrig	sehr niedrig	sehr hoch
Typische Drücke	100 MPa	60 MPa (DG) 0 MPa (KG)	>> 100 MPa
Typische Taktzeiten	20 – 60 s	30 –90 s (DG) 100 – 200 s (KG)	5 – 30 s
Arbeitsschritte	1	1	1 – 10
Typische Bauteilfehler	Mikrolunker, Risse, Kaltläufe	Poren, Luncker, Kaltläufe	Risse, Stiche
Werkzeugbelastung	thermisch	thermisch	thermisch und mechanisch

Tabelle 3.2: Vor- und Nachteile des Thixoformens gegenüber Gießen und Schmieden

	Verfahrensvorteile gegenüber	Verfahrensnachteile gegenüber
Gießen	Weniger Lunckerbildung	Vormaterialbehandlung erforderlich
	Weniger Gas- und Lufteinschlüsse	Komplexe Prozessführung
	Frühere Entformung möglich	
	Bessere mechanische Eigenschaften	
Schmieden	Größere Formkomplexität	Mechanische Eigenschaften schlechter
	Geringere Formgebungsarbeit	Hohe thermische Belastung
	Prozessverkürzung	Erwärmung komplizierter

Nachteile des Thixoschmiedens gegenüber dem Präzisionsschmieden

Das Präzisionsschmieden als Sonderverfahren des Gesenkschmiedens ermöglicht die Erzeugung von Bauteilen mit nahezu fertigen Funktionsflächen und einer erhöhten Bauteilbelastbarkeit durch einen beanspruchungsgerechten Faserverlauf (z.B. Kegelhäder, Stirnräder, Verzahnungen).

Des Weiteren lässt sich dieses Umformverfahren einfach automatisieren und ist somit zur Herstellung von Bauteilen mit einer hohen Stückzahl prädestiniert.

Das Thixoschmieden hat demgegenüber folgende Nachteile:

- Kein beanspruchungsgerechter Faserverlauf, daher haben thixogeschmiedete Bauteile eine ca. 15 % geringere Dauerfestigkeit als präzisionsgeschmiedete Bauteile
- Spezielle Vormaterialbehandlung zur Erzeugung eines globulitischen Gefüges erforderlich (Behandlung im schmelzflüssigen Zustand oder thermomechanische Behandlung)
- Eingeschränkte Werkstoffauswahl, nur Werkstoffe mit einem ausgeprägten Erstarrungsintervall sind thixoschmiedbar
- Höhere Anforderungen an die Prozessführung

4 Zielsetzung und Vorgehensweise

Das Thixoformen von Aluminiumlegierungen ist bereits in zahlreichen Forschungs- und Entwicklungsarbeiten detailliert untersucht worden /Hir98, Kop98, Wit98, Wit98b, Kop99b, Mer99, Eng00, Neu01, Sfb01/. Das Thixoformen von Stahl, das über hohe technische und wirtschaftliche Potenziale verfügt, ist hingegen noch nicht umfassend untersucht worden.

Besonders im Hinblick auf den anhaltenden Substitutionswettbewerb der Werkstoffe und den aktuellen Anforderungen aus der Automobilindustrie als Hauptanwender von Schmiedeteilen ist die Erschließung neuer und innovativer Fertigungstechnologien für den Werkstoff Stahl von entscheidender Bedeutung.

Hier schließt die vorliegende Arbeit an und leistet einen Beitrag zur Beurteilung des Einsatzpotenzials des Thixoschmiedens von Stahl im geschlossenen Gesenk.

Primäres Ziel ist dabei die endkonturnahe Herstellung von verschiedenen, komplexen Demonstrationsbauteilen (Verbindungsflansch, Felge und Schwenklager) aus schmiederelevanten Stählen durch das Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk.

Zur Realisierung dieses übergeordneten Ziels, wird eine Prozesskette zum Thixoschmieden von Stahl im geschlossenen Gesenk entwickelt und aufgebaut.

Der Schwerpunkt der Betrachtungen liegt bei der induktiven Erwärmung, der Formgebung sowie der Bestimmung der hierfür relevanten Prozessgrößen, da durch diese zentralen Prozessschritte die Bauteileigenschaften im Wesentlichen bestimmt werden.

Zur Beurteilung des Einsatzpotenzials und zum grundlegenden Verständnis der Prozesskette „Thixoschmieden von Stahl im geschlossenen Gesenk“ erfolgt eine wissenschaftliche und ganzheitliche Betrachtung der einzelnen Prozessschritte gemäß der in **Bild 4.1** gezeigten Zielsetzung.

Es ergeben sich dabei die folgenden Arbeitsschwerpunkte und Teilziele:

1. Vormaterial-/Werkstoffauswahl und Ermittlung der relevanten thermo-physikalischen Materialkenndaten
2. Optimierung der induktiven Erwärmung und Aufstellung von Heizstrategien zur homogenen und schnellen Erwärmung in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig
3. Entwicklung eines Werkzeugsystems mit integrierter induktiver Erwärmung zum Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk
4. Endkonturnahe Herstellung von komplexen Demonstrationsbauteilen und Stoffflussuntersuchungen zur Identifikation der relevanten Formgebungsparameter (Geschwindigkeit, Haltezeit und Erstarrungsdruck)
5. Metallographische Bewertung und Ermittlung der mechanischen Eigenschaften der thixogeschmiedeten Bauteile
6. Erste Beurteilung des prozessspezifischen Werkzeugverschleißes und Maßnahmen zur Erhöhung der Werkzeugstandzeit

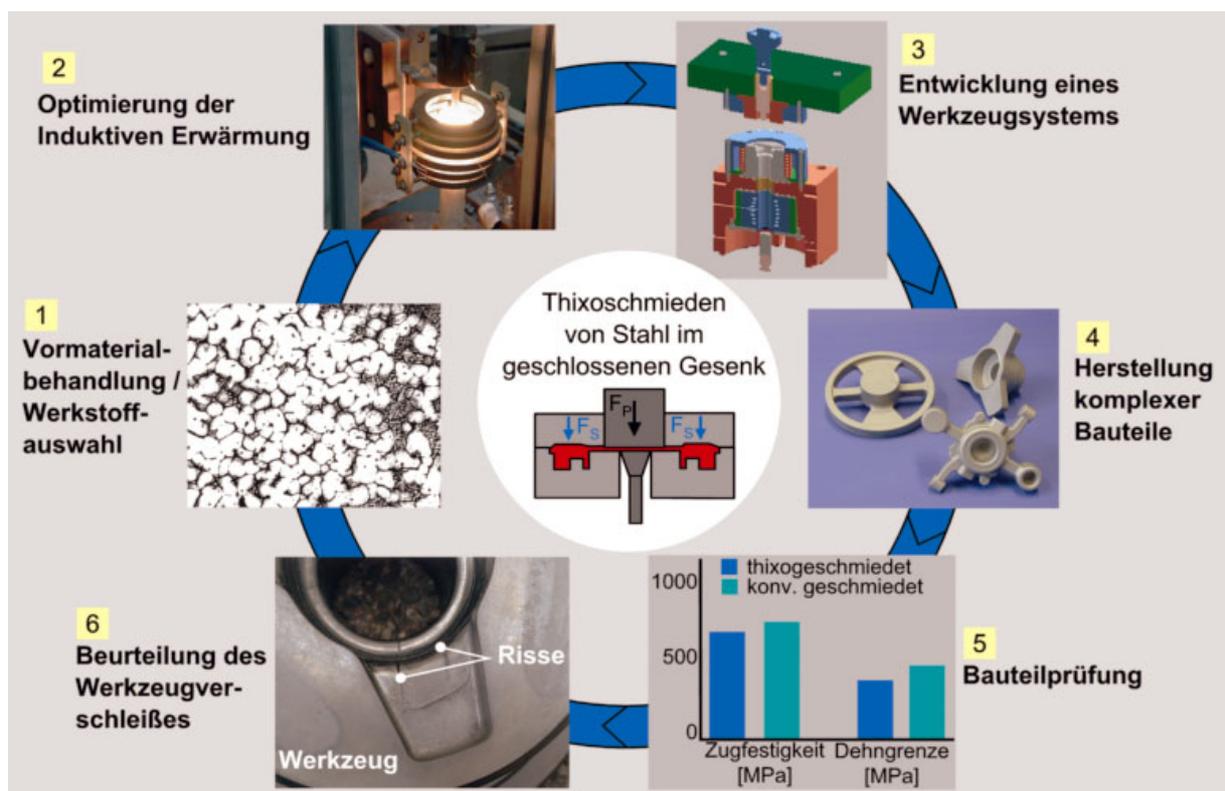


Bild 4.1: Zielsetzung der Arbeit – Analyse und Untersuchung der gesamten Prozesskette „Thixoschmieden von Stahl im geschlossenen Gesenk“

5 Vormaterialuntersuchungen und Werkstoffauswahl

In diesem Kapitel werden die in den Versuchen eingesetzten Werkstoffe hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung und ihrer Gefügestruktur vorgestellt. Die Ermittlung der für die Auslegung der induktiven Erwärmung relevanten thermophysikalischen Materialkenndaten und die Bestimmung des Fest-Flüssig-Verlaufs der eingesetzten Werkstoffe erfolgte in einer Forschungspartnerschaft mit dem französischen Forschungsinstitut IRSID (USINOR-Gruppe) im Rahmen eines EU-Projektes /Bri01, Doe01/.

5.1 Grundsätzliche Überlegungen zur Werkstoffauswahl

Für eine erfolgreiche Formgebung des Stahls im teilflüssigen Zustand ist ein homogenes, globulitisches Gefüge und die definierte Einstellung eines Fest-Flüssig-Anteils im wiedererwärmten Rohteil erforderlich. Die Legierungen müssen über ein ausreichend großes Erstarrungsintervall verfügen, um mit gängigen Temperaturmessmethoden (Thermoelementen) und den üblichen Messabweichungen bei der induktiven Wiedererwärmung einen reproduzierbaren Flüssiganteil zu gewährleisten. Neben dem Erstarrungsintervall ist auch der Fest-Flüssig-Verlauf über der Temperatur bei der Auswahl der Legierung zu berücksichtigen. Entscheidendes Kriterium ist hierbei die Steigung ($\Delta f_s / \Delta T$) der Kurve im gewünschten Arbeitsbereich. Für binäre Legierungssysteme kann dazu das Hebel-Gesetz zur Ermittlung des Fest-Flüssig-Verlaufs verwendet werden. Bei komplizierteren Legierungen wird auf die Ermittlung mittels der Differenz-Thermoanalyse (DTA) zurückgegriffen. Dies ist exemplarisch im **Bild 5.1** anhand des Fest-Flüssig-Verlaufs für den Stahl C105W1 (1.1545) dargestellt.

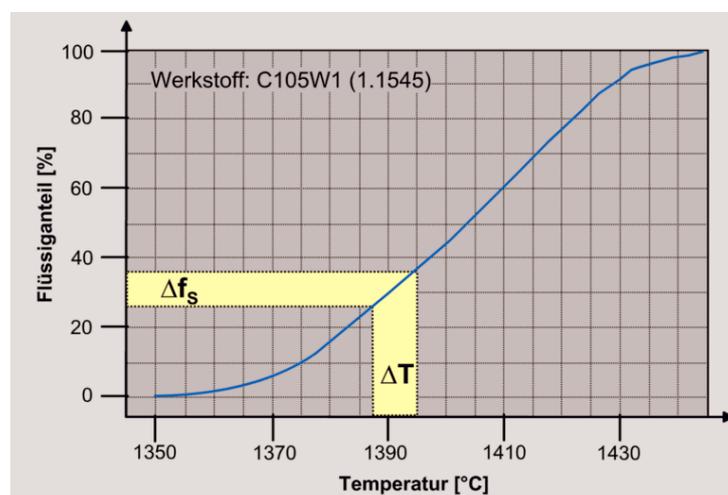


Bild 5.1: Temperaturabhängiger Fest-Flüssigverlauf für den Stahl C105 (Ermittlung mittels Differenz-Thermoanalyse)

Wie aus dem Ausschnitt des Eisen-Kohlenstoff Diagramms in **Bild 5.2** zu erkennen ist, ergibt sich mit einem steigenden Kohlenstoffgehalt eine Abnahme der Schmelz- bzw. Verarbeitungstemperatur sowie bis zu einem C-Gehalt von 2,06 % ein größer werdendes Erstarrungsintervall. Damit ergeben sich aus den oben erwähnten Gründen für kohlenstoffreichere Stähle Vorteile bei der Prozessführung.

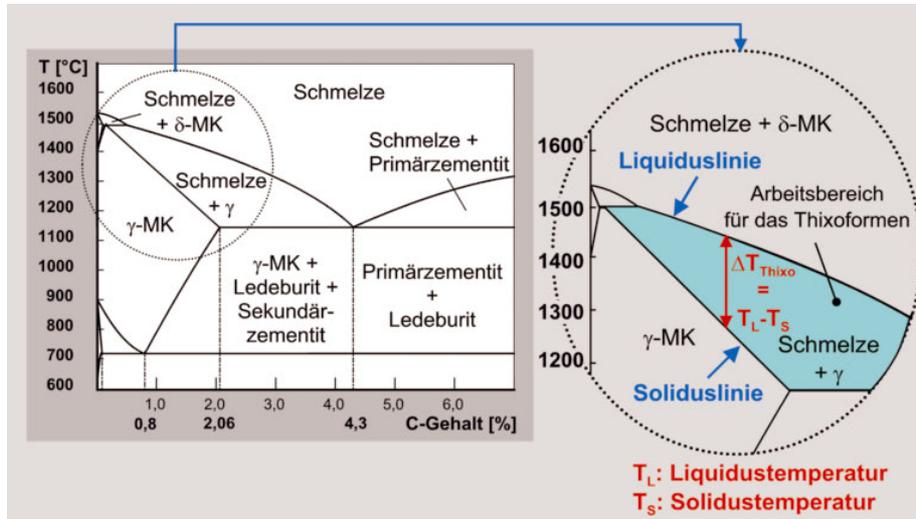


Bild 5.2: Ausschnitt aus dem Eisen-Kohlenstoffdiagramm

5.2 Anwendungsspezifische Gesichtspunkte zur Werkstoffauswahl

Um die technischen und wirtschaftlichen Potenziale des Thixoschmiedens von Stahl aufzuzeigen, erfolgte die Werkstoffauswahl neben den theoretischen Betrachtungen auch unter anwendungsspezifischen Gesichtspunkten. Daher wurden die im industriellen Bereich stark vertretenen kohlenstoffärmeren Stähle (C-Gehalt von 0,3 bis 0,5 %) in die Betrachtung einbezogen, obwohl diese Stähle aufgrund des geringeren Kohlenstoffgehalts kleineren Arbeitsintervalls schwieriger handzuhaben sind. Die Befragung eines repräsentativen Schmiedeunternehmens bezüglich des Werkstoff- und Bauteilspektrums, ergab den höchsten Anteil für Bauteile aus Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt bis zu 0,45 %. Dieses Ergebnis wird auch durch in der Literatur zu findende Befragungen anderer Schmiedeunternehmen bestätigt (siehe **Tabelle 5.1**) /Abs99/.

Tabelle 5.1: Anteil der Schmiedeteile [in %] bezogen auf den Kohlenstoffgehalt (nach /Abs99/)

C-Massengehalt [in %]	Anteil der Schmiedeteile[in %] bezogen auf den Kohlenstoffgehalt
0 – 0,36	5,7
0,37 – 0,45	92,5
0,46 – 0,5	1,4
Größer 0,5	0,4

Aus diesem Grund wurden für die Untersuchungen im Rahmen dieser Arbeit die Stähle C38 und C80 ausgewählt. Der untereutektoider Stahl C38 wurde vor dem Hintergrund der erläuterten anwendungsspezifischen Gründe sowie zur Überprüfung der Prozessfähigkeit derartiger Stähle (hohe Verarbeitungstemperatur und relativ kleines Erstarrungsintervall) ausgewählt. Die Auswahl des eutektoiden Stahls C80 erfolgte hingegen aufgrund der niedrigeren Verarbeitungstemperatur, die aus dem höheren Kohlenstoffgehalt resultiert.

Weiterhin wurden für Voruntersuchungen und zur vergleichenden Darstellung des Gefügeeinflusses auf das Formgebungsverhalten und auf die Bauteileigenschaften, der Vergütungsstahl C45 (1.0503) mit einer nicht vorbehandelten, dendritischen Gefügestruktur sowie der pulvermetallurgisch hergestellte Schnellarbeitsstahl HS6-5-2 (1.3343) herangezogen. Der Schnellarbeitsstahl ist hierbei als Modellwerkstoff zu verstehen. Für die industrielle Herstellung von Anwendungsbauteilen ist dieser hochlegierte Stahl nicht geeignet bzw. zu teuer. Dennoch wurde er als Beispiel für eine mit herkömmlichen Formgebungsverfahren schwierig zu bearbeitende Sonderlegierung ausgewählt.

Die Stähle C38 und C80 wurden hierbei mit Verfahren vorbehandelt, um ein für das Thixoumformen erforderliches globulitisches Gefüge zu erzeugen und wurden detailliert metallurgisch und thermophysikalisch untersucht. Dies wird in den nachfolgenden Abschnitten erläutert. Für die beiden anderen Stahlsorten (C45 und HS6-5-2) wurde teilweise auf in der Literatur zu findende Daten zurückgegriffen /Ric83, Abs99, Mey00/.

5.3 Vormaterialherstellung und –behandlung zur Einstellung einer geeigneten Gefügestruktur

Die Herstellung von Vormaterial aus den ausgewählten Stählen C38 und C80 erfolgte im schmelzmetallurgischen Prozess. Ziel ist dabei die Herstellung von globulitischem Ausgangsmaterial, das eine erfolgreiche Formgebung durch das Thixoschmieden ermöglicht. Dazu wurden Stähle mit einer globulitischen Kernzone erzeugt und anschließend einer Wärmebehandlung unterzogen. Die chemische Zusammensetzung der untersuchten Stahlwerkstoffe ist in **Tabelle 5.2** angegeben.

Tabelle 5.2: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stahlwerkstoffe (Angaben in Massenprozent)

	% C	% Mn	% Si	% P	% S
Stahl 1:C38	0,377	0,825	0,190	0,007	0,010
Stahl 2:C80	0,835	0,685	0,240	0,005	0,008

Die Vormaterialherstellung erfolgte auf der beim Forschungspartner installierten Pilotanlage. Der Stahl kann hier in der Kammer sowohl unter Vakuum als auch unter Atmosphärendruck erschmolzen und abgegossen werden. Des Weiteren ermöglicht die Anlage eine sekundärmetallurgische Behandlung, ohne dabei die eingestellte Atmosphäre in der Kammer zu verändern.

Hier wurde das Material unter Vakuum erschmolzen und anschließend zu quadratischen Knüppeln mit einer Kantenlänge von 155 mm stranggegossen. Während des Stranggießens erfolgte ein intensives elektromagnetisches Rühren, um durch die so erzeugte Strömung in der Schmelze ein Abbrechen und Einformen der Dendritenäste hervorzurufen. Durch dieses intensive Rühren sowie durch eine angepasste Abkühlrate konnte der globulitisch erstarrende Kernbereich vergrößert werden.

Zur Bestimmung der Parameter für die anschließende Wärmebehandlung wurden zunächst die Fest-Flüssig-Verläufe der Stähle in Abhängigkeit von der Temperatur mit Hilfe der Differenz-Thermoanalyse (DTA) ermittelt. Im folgenden Abschnitt wird kurz das Messprinzip der Differenz-Thermoanalyse erläutert.

Bestimmung der Fest-Flüssig-Verläufe mittels Differenz-Thermoanalyse

Die Differenz-Thermoanalyse gehört zur Gruppe der thermischen Analyse, bei der physikalische und chemische Eigenschaften einer Substanz als Funktion von Temperatur und Zeit gemessen werden /DIN51005/. In einer Ofeneinheit wird die Temperaturdifferenz ΔT zwischen der Probe und einer Vergleichsprobe als Funktion der Zeit gemessen. Bei idealer thermischer Symmetrie der Messanordnung sind die Wärmeströme im leeren System (Referenz und Probe) gleich groß, so dass $\Delta T = 0$ ist. Findet eine Probenmessung statt, so ist die Differenz ungleich null, jedoch, bis auf den Fall einer Reaktion, konstant, da die Probe gemäß ihrer Wärmekapazität einen ständigen Wärmestrom aufnimmt. Wird durch eine Reaktion in der Probe Wärme freigesetzt (exotherm) oder verbraucht (endotherm) oder ändert sich ihre Wärmekapazität, so wird der stationäre Zustand gestört und die Temperaturdifferenz wird größer. Die Temperaturdifferenz bewirkt eine Änderung des Wärmestroms vom Ofen zur Probe. Diese Änderung ist ein Maß für den Reaktionswärmestrom. Im aufgenommenen Diagramm zeigt sich diese Reaktion als Peak. Der Beginn des Peaks kennzeichnet die beginnende Umwandlung, wobei die Peakfläche den Energiegehalt der Phasenumwandlung bestimmt. Zusätzlich können Teilpeakflächen ausgewertet und dadurch die Fest-/Flüssiganteile bestimmt werden. In **Bild 5.3** sind die wichtigen Größen einer DTA-Messkurve dargestellt. Für detailliertere Angaben zur DTA sei an dieser Stelle auf die entsprechenden Literaturstellen verwiesen /Sch72, Hem89, DIN51005, Mey00/.

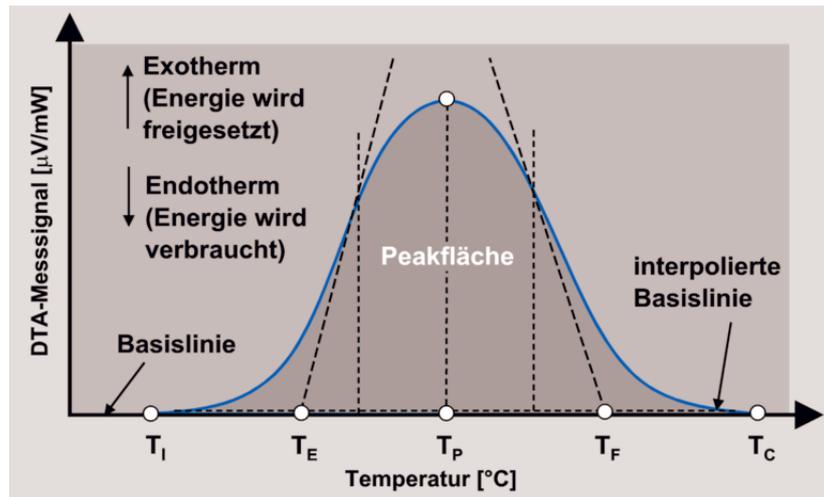


Bild 5.3: Wichtige Größen einer Differenz-Thermoanalyse (DTA) (nach /Hem89/) zur Bestimmung der Fest-Flüssig-Verläufe (siehe Bild 5.4)

Ergebnisse der Differenz-Thermoanalyse der untersuchten Stähle C38 und C80

Die Auswertung der in den DTA-Versuchen ermittelten Teilpeakflächen ergibt die in **Bild 5.4** gezeigten Fest-Flüssig-Verläufe für die Stähle C38 und C80. Die Aufheizrate betrug hierbei jeweils 10 K/min. In **Tabelle 5.3** sind die Solidus- und Liquidustemperaturen sowie die Schmelzintervalle der beiden Stähle vergleichend gegenübergestellt.

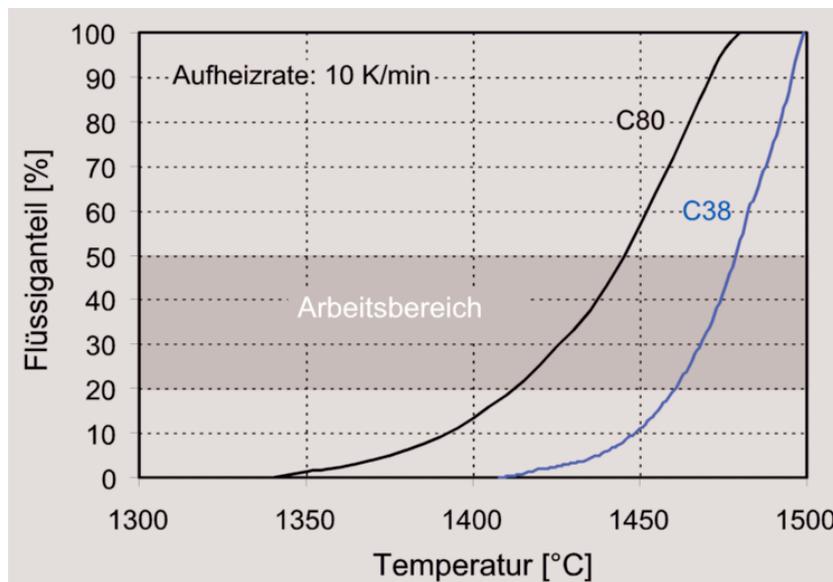


Bild 5.4: Temperaturabhängige Fest-Flüssig-Verläufe für die Stähle C38 und C80

Tabelle 5.3: Solidus- und Liquidustemperaturen sowie Schmelzintervall aus den DTA-Versuchen

Bezeichnung	T _S [°C]	T _L [°C]	ΔT [°C]
C38	1408	1499	91
C80	1340	1470	130

Deutlich sind die Unterschiede zwischen den beiden Stähle zur erkennen. Aufgrund des höheren Kohlenstoffgehalts des Stahls C80 ergibt sich ein um etwa 40 K größeres Erstarrungsintervall und eine niedrigere Verarbeitungstemperatur gegenüber dem Stahl C38.

Bestimmung der Parameter für die anschließende Wärmebehandlung

Zur Bestimmung der geeigneten Wärmebehandlungsparameter wurden Berechnungen zur Korngrößenentwicklung durchgeführt. Die Korngröße ist hierbei die entscheidende Größe, da für eine erfolgreiche Formgebung ein feinkörniges und globulitisch eingeformtes Gefüge erforderlich ist. Demzufolge ist ein zu starkes Kornwachstum während der Wärmebehandlung zu vermeiden. Die stattfindende Kornvergrößerung bei einer Wärmebehandlung beruht auf dem Aufschmelzen kleiner Körner zugunsten größerer Körner. Ursache hierfür ist die Reduzierung der Korngrenzenenergie zur Einnahme eines energetisch günstigeren Zustands /Dah96/.

Zur Berechnung der Korngrößenentwicklung wurde auf das Modell von KATTAMIS zurückgegriffen /Kat67/. In diesem Modell wird folgende Annahme getroffen:

Der an den Grenzflächen der größer werdenden Körner stattfindende Stoffstrom, entspricht dem Diffusionsstrom in der Schmelze zur Aufschmelzung der kleineren Körner. Damit ergibt sich die folgende Gleichung 5.1 zur Beschreibung der Korngrößenentwicklung:

$$R^3 = \frac{R_0^3 - (6 \cdot \Gamma \cdot D^l \cdot t)}{m^l \cdot C^l \cdot (1 - k)} \quad (5.1)$$

Mit Einführung des Flüssiganteils im Gesamtsystem, berechnet nach der SCHEIL-Gleichung /Sch42/, ergibt sich die folgende Gleichung 5.2:

$$R^3 = \frac{R_0^3 - (6 \cdot \Gamma \cdot D^l \cdot t)}{m^l \cdot (1 - k) \cdot C_0 (f_L)^{k-1}} \quad (5.2)$$

- Mit
- R : Endradius des Korns
 - R₀ : Ausgangsradius des Korns
 - Γ : Kapillarkonstante
 - D^l : Diffusionskoeffizient in der Schmelze
 - t : Wärmebehandlungszeit
 - m^l : Steigung der Fest-Flüssig-Kurve
 - C^l : Zusammensetzung der Schmelze
 - k : Koeffizient der jeweiligen Bestandteile

Die Berechnungen wurden exemplarisch für den Stahl C38 für zwei verschiedene Flüssiganteile f_L (f_L = 0,3 und 0,5) und einer Temperatur von 1480 °C durchgeführt. In

Bild 5.5 ist der berechnete Verlauf der Korngrößenentwicklung in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit dargestellt. Als Ausgangsradius wurde ein mittlerer Kornradius von 100 μm angenommen.

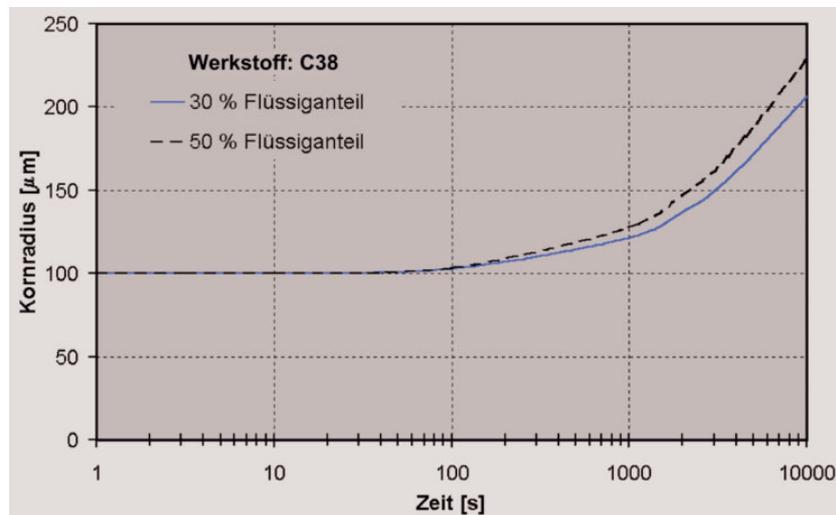


Bild 5.5: Korngrößenentwicklung für den Stahl C38 im teilflüssigen Zustand in Abhängigkeit der Wärmebehandlungszeit

Man erkennt, dass es ab einer Wärmebehandlungszeit von über 100 s zu einem Kornwachstum kommt. Nach ca. 1000 s beträgt die Kornvergrößerung bei einem Flüssiganteil von 30 % ca. 20 % bzw. 30 % bei einem Flüssiganteil von 50 %. Dieses Ergebnis muss sowohl bei der Wärmebehandlung als auch bei der induktiven Wiedererwärmung der Rohteile ins Zweiphasengebiet berücksichtigt werden.

Neben dem Einfluss der Wärmebehandlungszeit auf die Gefügestruktur wurde auch der Einfluss der Wärmebehandlungstemperatur untersucht. Es wurden daher Wärmebehandlungsversuche bei Temperaturen von 1488 °C, 1490 °C und 1492 °C durchgeführt. Dazu wurden Proben aus C38 mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 60 K/min in das Zweiphasengebiet erwärmt und abgeschreckt. Die resultierende Gefügestruktur bei der Erwärmung ins Zweiphasengebiet ist in **Bild 5.6** dargestellt.

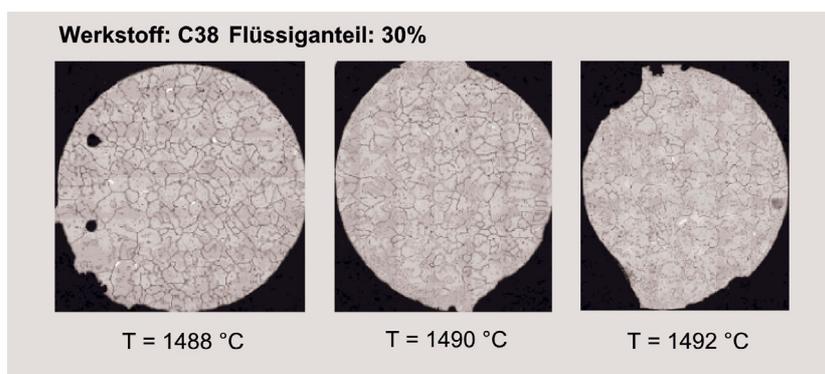


Bild 5.6: Entwicklung der Gefügestruktur des Stahls C38 bei Erwärmung ins Zweiphasengebiet

Die durchschnittliche Korngröße liegt bei einem Flüssiganteil von 30 % zwischen 65 μm und 150 μm und erfüllt somit die Anforderungen, die an die Gefügestruktur für das Thixouformen gestellt werden.

Aufbauend auf diesen Ergebnissen wurden für die Wärmebehandlung die untenstehenden Parameter definiert. Die zuvor auf die für die Formgebungsversuche benötigte Geometrie von 40 mm Durchmesser und 70 mm Länge maschinell bearbeiteten Rohteile wurden unter Schutzgasatmosphäre der folgenden Wärmebehandlung unterzogen:

- Aufheizen auf eine Temperatur von 1487 °C mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 60 K/min
- Haltezeit von 10 s zum Temperatúrausgleich und Abkühlung in Öl (oder Wasser)

Zur abschließenden Beurteilung der Gefügestruktur der hergestellten Rohteile und zur Dokumentation der Gefügeausbildung nach der Wiedererwärmung in das Zweiphasengebiet, wurden am Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM) Erwärmungs- und Abschreckversuche durchgeführt. Dazu wurden die Rohteile aus C38 und C80 mit der am Institut vorhandenen Erwärmungsanlage (siehe [Kapitel 6](#)) induktiv auf die jeweilige Verarbeitungstemperatur von 1475 °C bzw. 1435 °C erwärmt. Die Aufheizzeit betrug 166 s (für C38) bzw. 132 s (für C80). Anschließend wurden die Proben an Luft abgekühlt und metallographisch untersucht und ausgewertet. Das sich einstellende Gefüge im Verarbeitungszustand (nach der Abkühlung) ist in **Bild 5.7** gezeigt.

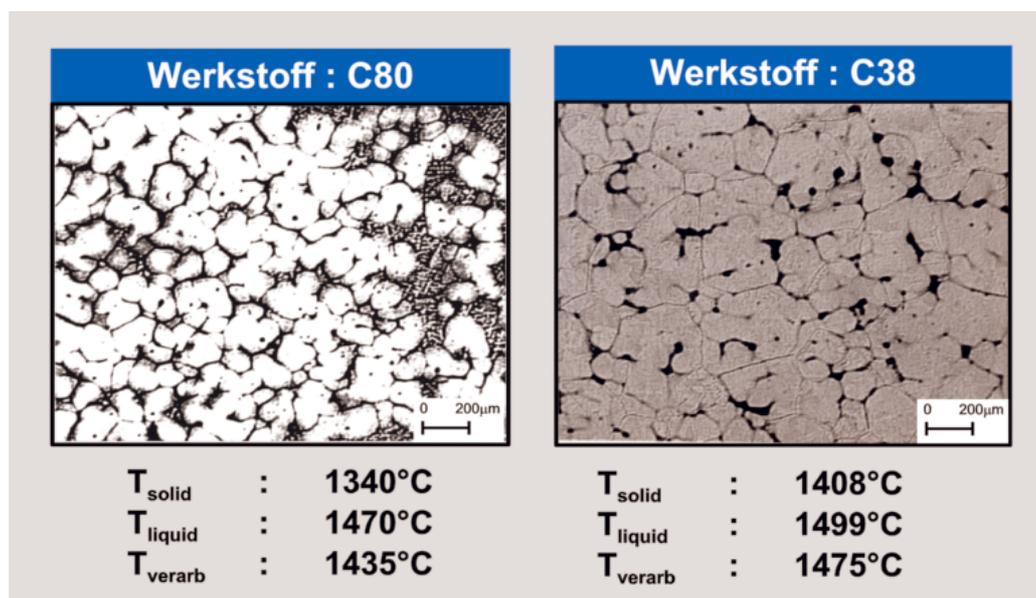


Bild 5.7: Globulitisches Gefüge der Stähle C38 und C80 im Verarbeitungszustand (Flüssiganteil jeweils 30%)

Es ist deutlich zu erkennen, dass es bei beiden Stählen zur globulitischen Einformung bei der Wiedererwärmung auf die jeweilige Verarbeitungstemperatur kommt und somit eine für die nachfolgende Formgebung günstige Gefügestruktur vorliegt.

In **Bild 5.8** sind aus Gründen der Vollständigkeit die Gefüge der ebenfalls untersuchten Stähle HS6-5-2 und C45 dargestellt. Wie bereits erwähnt, wurden diese Stähle für Vorversuche und zum Vergleich herangezogen.

Im linken Teilbild ist deutlich die dendritische Gefügestruktur des konventionellen und nicht vorbehandelten C45 zu erkennen. Im rechten Teilbild ist das sehr feinkörnige und globulitische Gefüge des Schnellarbeitsstahls HS6-5-2 dargestellt. Diese Gefügestruktur, die sich für die Thixoumformung besonders gut eignet, ist auf die pulvermetallurgische Herstellung dieses Schnellarbeitsstahls zurückzuführen.

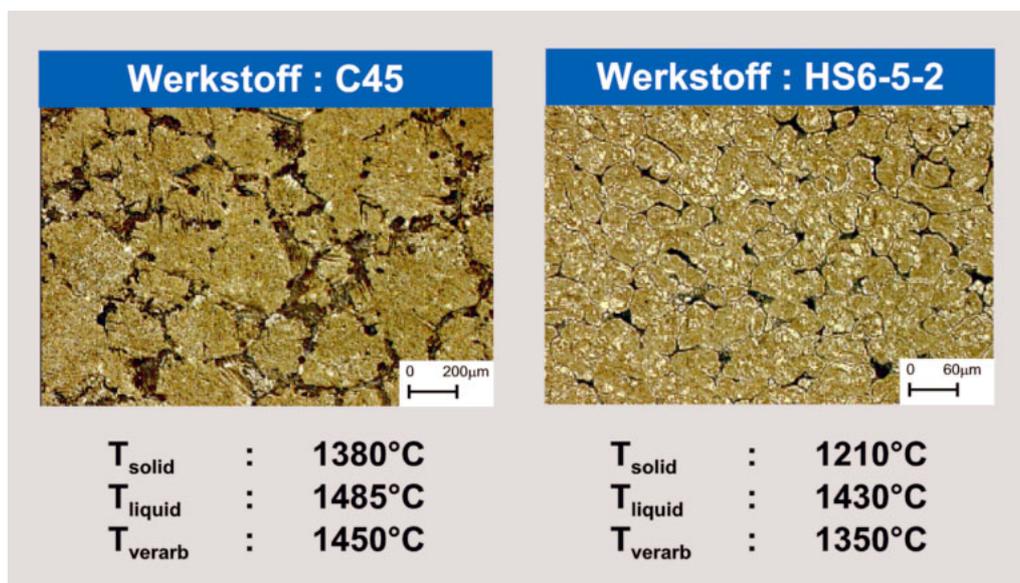


Bild 5.8: Gefüge der Stähle C45 und HS6-5-2 im Verarbeitungszustand (Flüssiganteil jeweils 30%)

5.4 Bestimmung relevanter thermophysikalischer Materialkenndaten

Zur FEM-Simulation dieses wichtigen Prozessschrittes sowie für die Auslegung und Optimierung der induktiven Erwärmung ist die Kenntnis der temperaturabhängigen Materialkenndaten erforderlich. Dies sind vor allem die Wärmekapazität c_p , die Wärmeleitfähigkeit λ und der Emissionskoeffizient ε . Diese Größen wurden für die untersuchten Stähle C38 und C80 ermittelt. **Bilder 5.9 –5.13** zeigen die temperaturabhängigen Verläufe dieser Größen. Die ebenfalls zu berücksichtigenden Kennwerte, wie z.B. elektrische Widerstand R , relative Permeabilität μ_r und spezifische Dichte ρ wurden der Literatur entnommen /Ric83/.

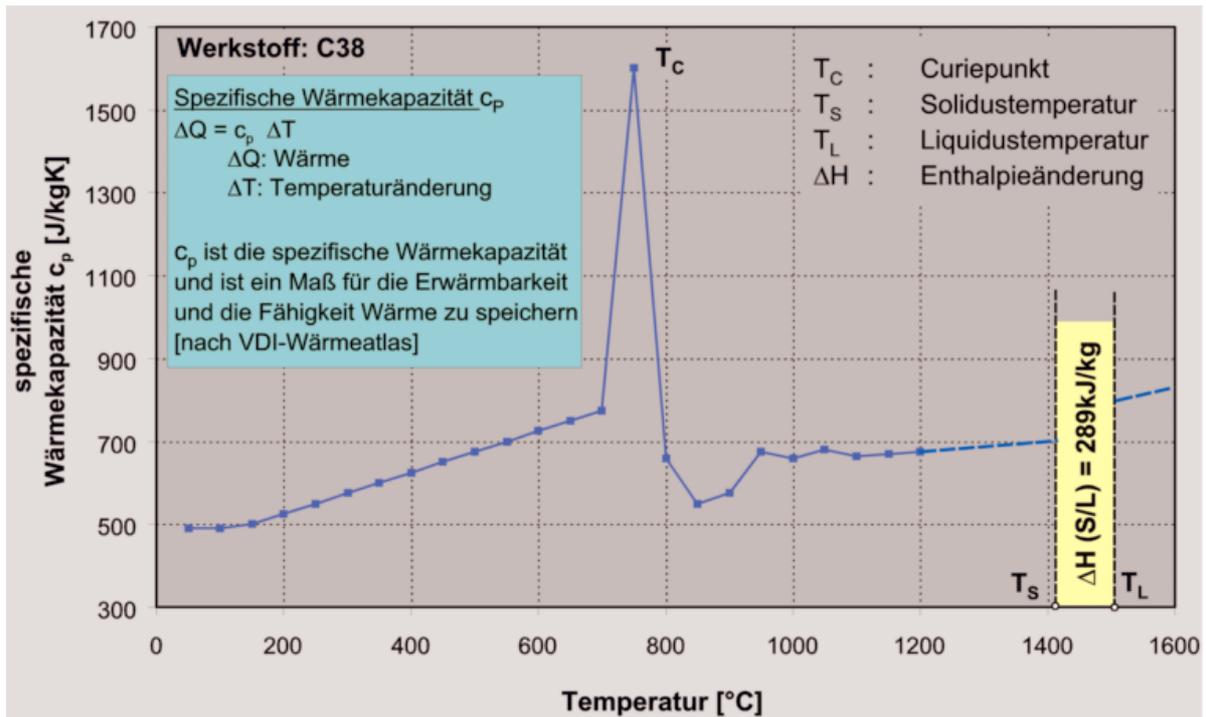


Bild 5.9: Temperaturabhängiger Verlauf der spezifischen Wärmekapazität für den Stahl C38

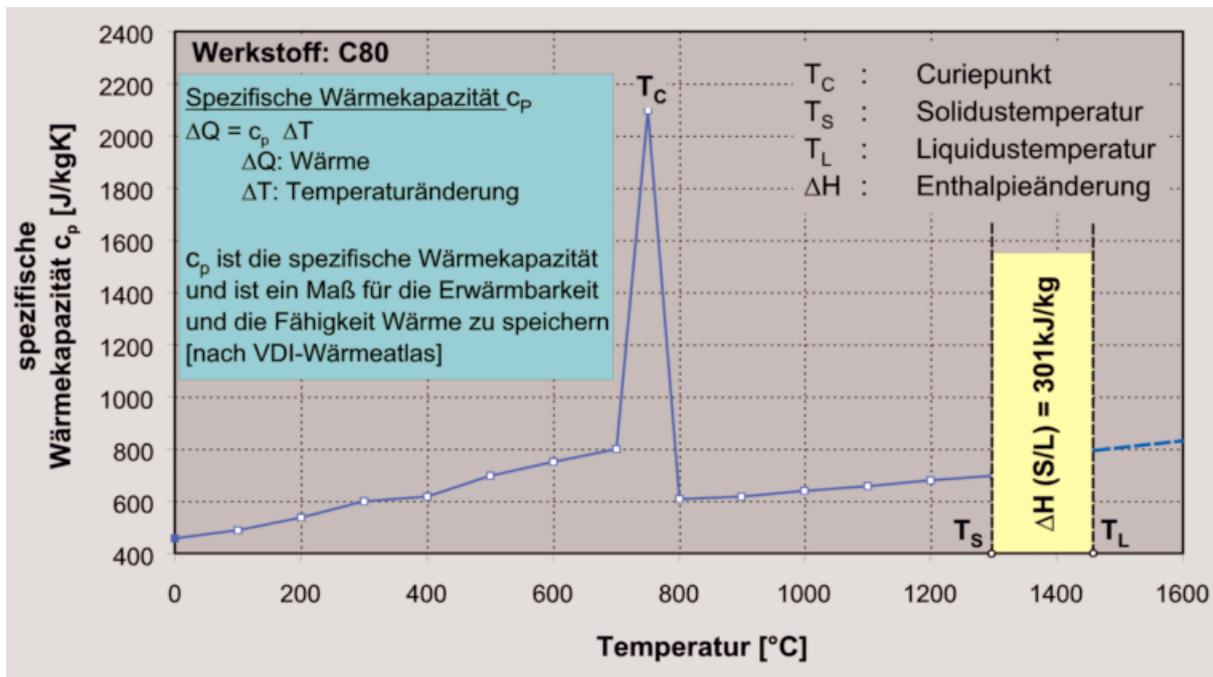


Bild 5.10: Temperaturabhängiger Verlauf der spezifischen Wärmekapazität für den Stahl C80

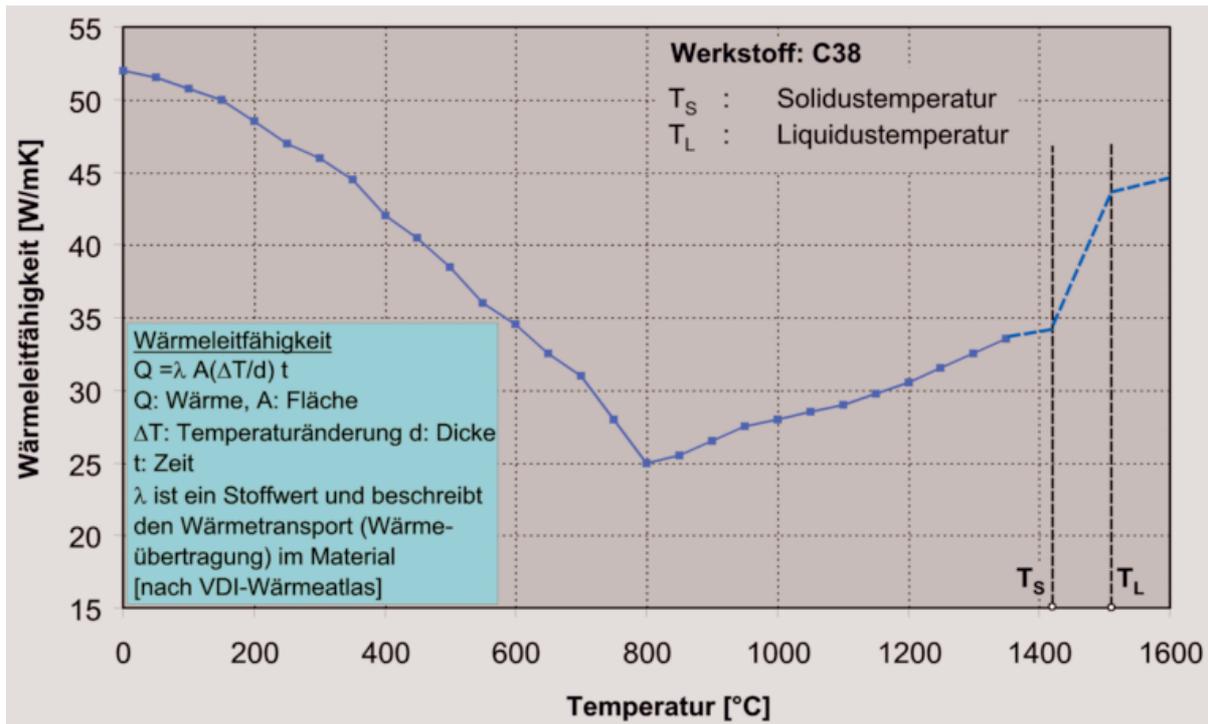


Bild 5.11: Temperaturabhängiger Verlauf der Wärmeleitfähigkeit für den Stahl C38

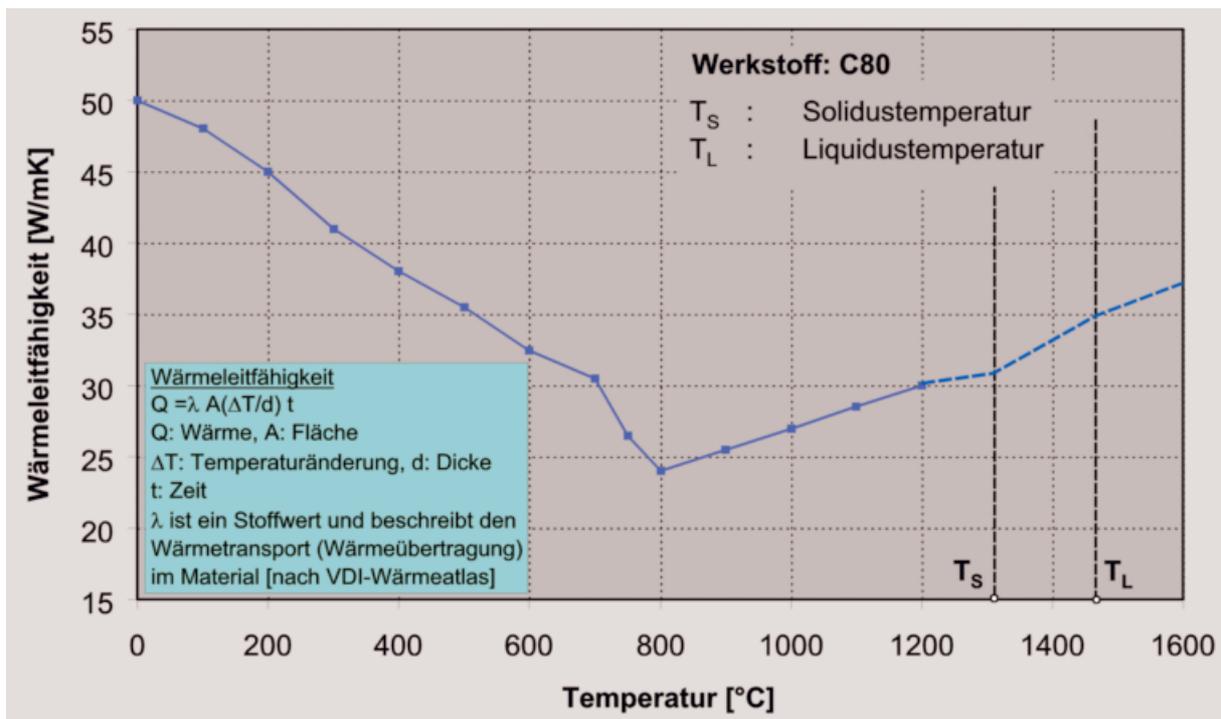


Bild 5.12: Temperaturabhängiger Verlauf der Wärmeleitfähigkeit für den Stahl C80

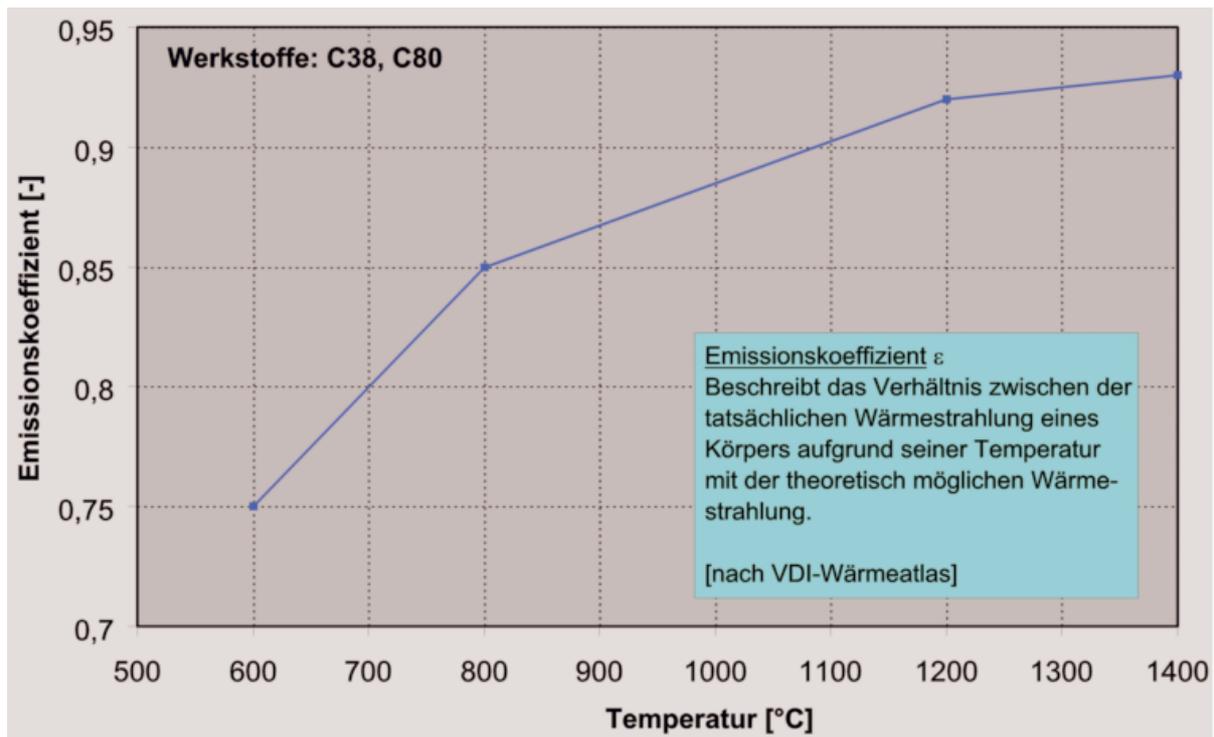


Bild 5.13: Temperaturabhängiger Verlauf des Emissionskoeffizienten

In den dargestellten Verläufen der spezifischen Wärmekapazität ist die aufzubringende Schmelzenthalpie ΔH für den Übergang Fest-Flüssig angegeben. Des Weiteren ist zu erkennen, dass bei der Erwärmung der Curiepunkt T_C durchfahren wird und damit in einem sehr kleinen Temperaturbereich eine große Änderung der magnetischen Permeabilität stattfindet. Diese Änderung zeigt sich auch in der Wärmekapazität und bewirkt eine starke Überhöhung an dieser Stelle, da für diesen Prozess eine höhere Energie benötigt wird /Sfb01/.

6 Induktive Erwärmung ins Zweiphasengebiet Fest-Flüssig

Gegenstand dieses Kapitels ist die Beschreibung, Untersuchung und Optimierung des Aufheizprozesses des Stahlrohteils in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig. Diesem Prozessschritt kommt eine hohe Bedeutung innerhalb der Prozesskette zu, da hier wesentlich die Eigenschaften, wie z.B. Flüssiganteil im Rohteil, für die nachfolgende Formgebung eingestellt werden. Dabei müssen sehr unterschiedliche Aspekte bei der Aufstellung geeigneter Heizstrategien berücksichtigt werden. Der einzustellende thixotrope Zustand der hier untersuchten Stahlwerkstoffe liegt in einem nur relativ kleinen Temperaturfenster vor. Die hohe Verarbeitungstemperatur bei Stahlwerkstoffen von über 1400 °C muss möglichst schnell erreicht werden, um ein unzulässiges Kornwachstum während der Erwärmung zu vermeiden. Des Weiteren muss die Temperaturverteilung im Rohteil möglichst homogen sein. Um diese Anforderungen zu erfüllen, werden hohe Ansprüche an den Aufheizprozess gestellt. Eine hierzu geeignete Erwärmungstechnik ist die induktive Erwärmung. Mit ihr lassen sich relativ kurze Aufheizzeiten sowie durch eine angepasste Spulengeometrie eine weitgehend homogene Rohteilerwärmung realisieren.

Die genannten Anforderungen veranschaulichen das komplexe Zusammenspiel aus elektromagnetischer, thermischer und werkstofftechnischer Problemstellung. Dazu wurden im Rahmen dieser Arbeit umfangreiche experimentelle Untersuchungen zur Aufstellung und Optimierung von Heizstrategien durchgeführt. Es wurde mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung ein empirisches Regressionsmodell 2. Ordnung entwickelt, das eine Bewertung der Wechselwirkungen der Einflussgrößen und relevanten Prozessparameter im Hinblick auf die Optimierung des Aufheizprozesses erlaubt. Des Weiteren wurde in Zusammenarbeit mit dem belgischen Universitätsinstitut ELAP ein Simulationsmodell zur induktiven Wiedererwärmung des Stahlrohteils in das Zweiphasengebiet erarbeitet und experimentell verifiziert. Die Untersuchungen werden nachfolgend exemplarisch für den Stahl C38 vorgestellt, da dieser aufgrund der höheren Verarbeitungstemperatur und des kleineren Temperaturfensters höhere Anforderungen an die Prozessführung stellt.

6.1 Prinzip und Einflussgrößen der induktiven Erwärmung

Eine Induktionserwärmungsanlage besteht aus einer Spule, die von hochfrequentem Wechselstrom durchflossen wird. Nach dem Induktionsgesetz baut sich in der Spule ein sich zeitlich änderndes Magnetfeld auf. Beim Eintauchen eines elektrisch

leitfähigen Rohteils in das Feld der Spule wird in dem Rohteil eine Spannung induziert. Das Rohteil kann als Anordnung kurzgeschlossener Leiterschleifen aufgefasst werden, das sich infolge des in geschlossenen Bahnen verlaufenden Kurzschlussstroms erwärmt. Der Kurzschlussstrom erzeugt seinerseits ein (Sekundär) Magnetfeld, welches gemäß der LENZ'schen Regel der Ursache des primären Magnetfelds entgegenwirkt. Infolgedessen reduziert sich die Feldstärke vom Rand zur Mitte des Rohteils. Dieser als Skin-Effekt bekannte Vorgang erklärt den in **Bild 6.1** dargestellten Verlauf der Stromdichte, die sich proportional zur Feldstärke verhält /Ben90/.

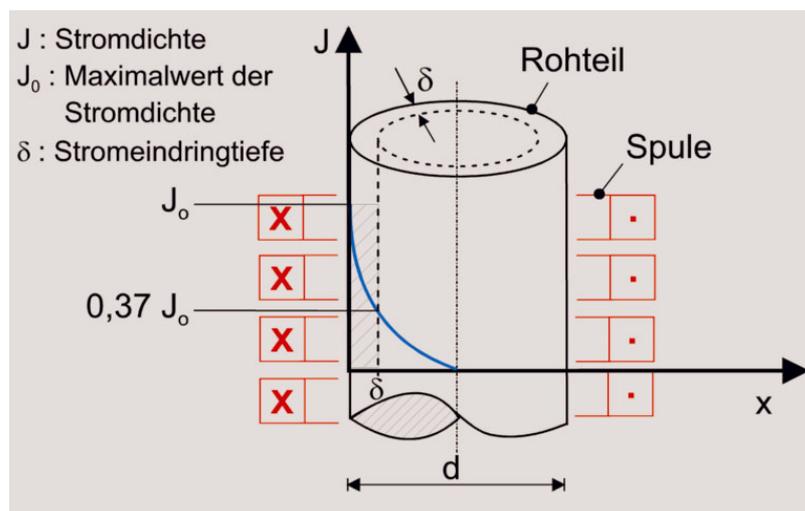


Bild 6.1: Stromdichteverteilung im Rohteil bei der induktiven Erwärmung

Die Stromdichte J , die flächenhafte Verteilung der Kurzschlussströme, nimmt von ihrem Maximalwert J_0 an der Rohteiloberfläche zum Rohteilinneren hin kontinuierlich nach der Gleichung 6.1 ab.

$$J(x) = J_0 \cdot e^{-\frac{x}{\delta}} \quad (6.1)$$

Ein großer Teil der elektrischen Leistung wird daher in der Rohteilrandzone in Wärme umgesetzt. Die Erwärmung des Rohteilkerns erfolgt hingegen vornehmlich durch Wärmeleitung. Die charakteristische Größe bei der induktiven Erwärmung ist die Stromeindringtiefe δ . Sie fällt gemäß der Gleichung 6.2 von der Oberfläche betrachtet hin zur Mitte kontinuierlich ab /Ben90/.

$$\delta = 50,3 \cdot \frac{\rho}{\sqrt{f \cdot \mu_r}} \quad (6.2)$$

Je größer die Stromeindringtiefe, desto schneller wird der Kern erwärmt und die Zieltemperatur erreicht. Da der spezifische Widerstand ρ und die Permeabilitätszahl μ materialabhängig sind, kann die Eindringtiefe nur durch die Umrichterfrequenz f

beeinflusst werden. Die erreichbaren Stromdichten sind grundsätzlich um so größer, je näher das Rohteil an der Induktionsspule liegt (Luftspalt s). Die Rohteilabmessung beeinflusst daher unmittelbar den thermischen Wirkungsgrad, der mit steigendem Rohteildurchmesser (bei gleichem Spulendurchmesser) zunimmt (siehe Gleichung 6.3) /Ben90/.

$$\eta_{th} = \frac{1}{1 + \frac{D_0^2}{d_0^2} \cdot \left(1 + 6,25 \cdot \frac{\delta^2}{d^2}\right)} \cdot \sqrt{\frac{\rho_{Spule}}{\mu_r \cdot \rho_{Rohteil}}} \quad (6.3)$$

Wie beschrieben, ist die induktive Erwärmung ein komplexer physikalischer Prozess, bei dem elektromagnetische und thermische Vorgänge miteinander gekoppelt sind. In **Bild 6.2** sind die physikalischen Einflussgrößen auf die Temperaturverteilung bei der induktiven Erwärmung dargestellt. Diese beeinflussenden Größen lassen sich, wie in **Tabelle 6.1** gegenübergestellt ist, in Einflüsse des Vormaterials und in Einflüsse der Erwärmungsanlage aufteilen. Diese Einflussgrößen müssen bei der Aufstellung von Heizstrategien berücksichtigt werden.

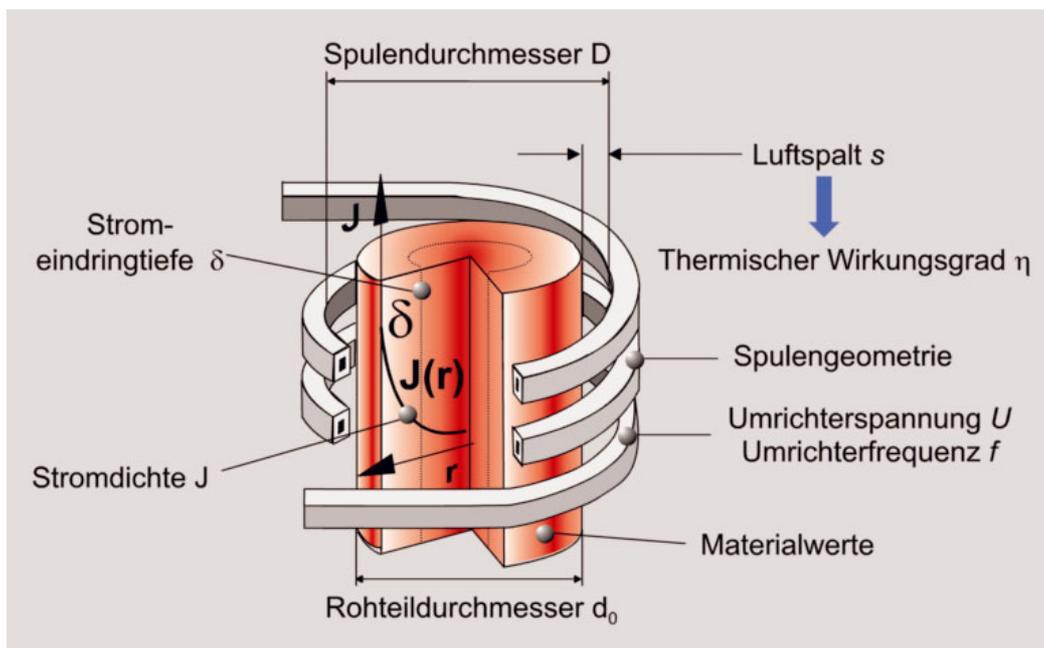


Bild 6.2: Physikalische Einflussgrößen auf die Temperaturverteilung bei der induktiven Erwärmung (nach /Ben90/)

Tabelle 6.1: Aufteilung der Einflussgrößen (nach /Grä99/)

Einflüsse des Vormaterials	Einflüsse der Erwärmungsanlage
Gewichtstoleranzen	Spulengeometrie
Chemische Zusammensetzung	Lage des Rohteils in der Spule
Physikalische Materialwerte	Leistungs-Zeit-Funktion, Frequenz
Gefügestruktur	Umgebungsbedingungen

Die elektrischen Größen Leistung, Strom und Spannung sind nach dem OHM'schen Gesetz miteinander gekoppelt /Ben90/. Die Umrichterspannung bestimmt direkt den Anteil der im Rohteil induzierten Spannung und damit die resultierende Rohteiltemperatur. Aus der Gleichung 6.2 ist zu erkennen, dass sich Frequenz und Stromeindringtiefe antiproportional verhalten. D.h. eine Erhöhung der Frequenz bewirkt eine Verringerung der Stromeindringtiefe und damit eine Verlängerung der Aufheizzeit. Bei der Erwärmung des Rohteils in den teilflüssigen Zustand ist allerdings darauf zu achten, dass nicht mit einer zu geringen Frequenz gearbeitet wird, obwohl damit die Stromeindringtiefe steigt. Bei Untersuchungen hierzu hat sich gezeigt, dass es aufgrund der niedrigen Frequenz und der daraus resultierenden hohen Stromeindringtiefe zur Deformation des teilflüssigen Rohteils kommt /Abs99, Bri99/.

Die Materialkennwerte, wie Wärmeleitfähigkeit und elektrischer Widerstand, haben zwar Einfluss auf die erzielbare Rohteiltemperatur, sie sind jedoch werkstoffabhängig und daher nicht im Sinne einer Optimierung beeinflussbar.

6.2 Verwendete Erwärmungsanlage und Versuchsaufbau

Für die experimentellen Erwärmungsversuche und zur Verifizierung der Simulationsergebnisse stand die am IFUM installierte Erwärmungsanlage der Fa. SAET zur Verfügung (**Bild 6.3**). Diese besteht aus einem Schwingkreisumrichter mit einer maximalen Leistung von 75 kW und dem Außenschwingkreis an den über flexible Leitungen unterschiedliche, wassergekühlte Induktionsspulen angeschlossen werden können. Des Weiteren verfügt die Anlage über umfangreiche Hard- und Software zur Steuerung des Umrichters und zur Datenerfassung. Durch die Vorgabe einer definierten Leistungs-Zeit-Kurve ist die reproduzierbare Erwärmung der Rohteile gewährleistet.



Bild 6.3: Für die Untersuchungen eingesetzte Erwärmungsanlage und technische Daten

Der zur Versuchsdurchführung installierte Messaufbau ist in **Bild 6.4** dargestellt. Es können alle zentralen Prozessgrößen des Umrichters (Leistung, Strom, Spannung, Frequenz) und die Temperatur mittels Pt/Rh-Thermoelementen (Messbereich bis 1600 °C) erfasst werden.

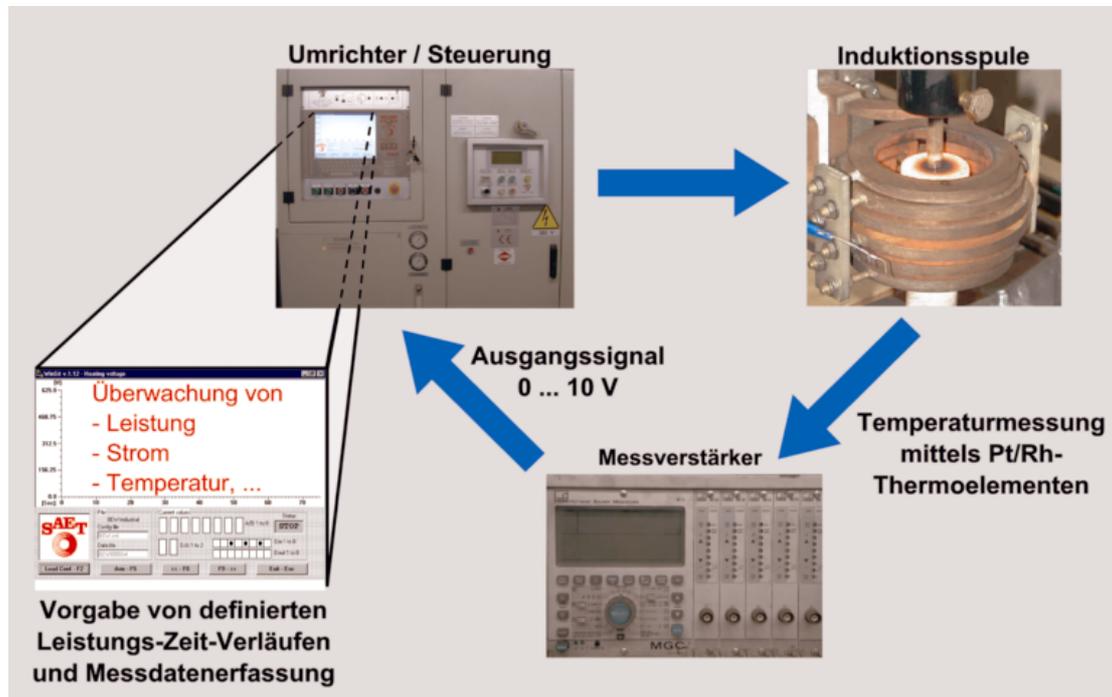


Bild 6.4: Versuchsaufbau zur Datenerfassung (Messaufbau)

6.3 Vorkenntnisse und Vorversuche zur Erwärmung von Stahl in den teilflüssigen Zustand sowie zur Modellbildung für die Simulation

In Vorversuchen wurden umfangreiche experimentelle Untersuchungen zur Erwärmung von Stahl in den teilflüssigen Zustand durchgeführt /Bri99/. Hierbei wurden Rohteile aus dem Stahl C80 mit einem Durchmesser von 30 mm und einer Länge von 45 mm induktiv in den teilflüssigen Bereich erwärmt. Die einzustellende Zieltemperatur betrug 1430 °C. Bei der Erwärmung von Stahlwerkstoffen müssen die im Zieltemperaturbereich auftretenden hohen Abstrahlverluste berücksichtigt werden. Diese können in der Endphase der Erwärmung bei niedrigen Frequenzen (im Gegensatz zu den Erfahrungen bei Aluminiumwerkstoffen) zu einer starken Abkühlung der Rohteiloberfläche und somit zu einer harten Randschale führen, wobei sich unter der harten Randschale Material mit einem höheren Flüssiganteil ansammelt /Abs99/. Diesem „Containereffekt“ kann durch eine höhere Erwärmungsfrequenz infolge der dann verringerten Stromeindringtiefe und einer Anpassung der Spulengeometrie entgegengewirkt werden.

Es wurden daher unterschiedliche Spulenkonzeppte hinsichtlich ihrer Eignung für eine erfolgreiche Erwärmung des Stahls in den teilflüssigen Zustand überprüft (**Bild 6.5**).

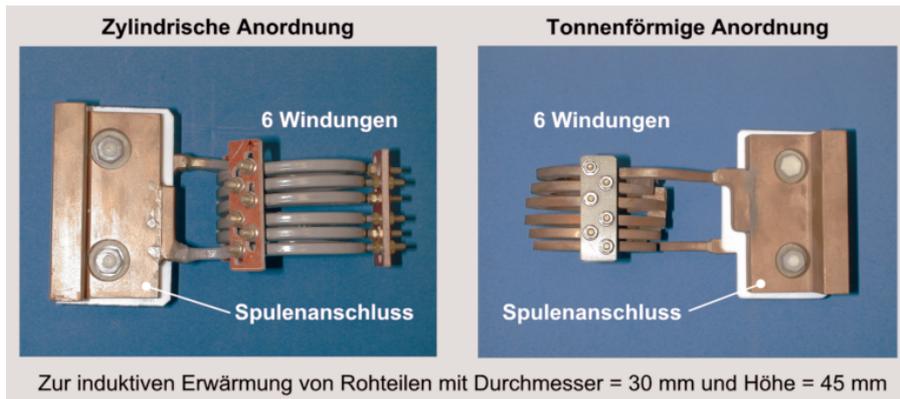


Bild 6.5: Gegenüberstellung der untersuchten Spulenkonzpte zur induktiven Erwärmung von Rohteilen (Durchmesser = 30 mm, Höhe = 45 mm) in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig

Der experimentell bestimmte Temperaturverlauf sowie der zugrundeliegende Leistungs-Zeit-Verlauf (Heizzyklus) für die Erwärmung mit der tonnenförmigen Spule ist in **Bild 6.6** dargestellt.

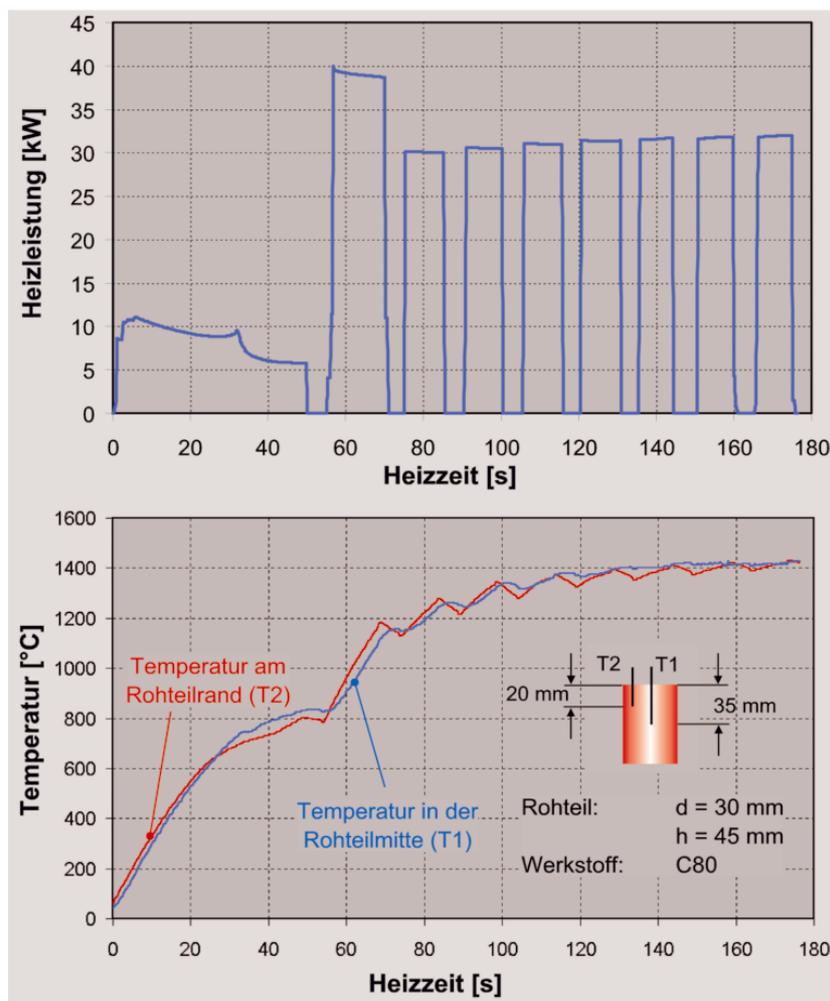


Bild 6.6: Leistungs-Zeit-Verlauf und gemessener Temperaturverlauf für C80 zur induktiven Erwärmung in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig (Frequenz: 2 kHz, T1: 35 mm tief, T2: 5 mm vom Rand, 20 mm tief)

Bei den Untersuchungen hat sich herausgestellt, dass mit der tonnenförmigen Spule ein besseres Aufheizergebnis erzielt werden kann. Im Rohteil liegt eine homogenere Temperaturverteilung vor und die Abstrahlverluste können besser kompensiert werden.

6.4 Simulationsrechnungen und experimentelle Verifikation

Aufbauend auf diesen Vorversuchen wurden Simulationsrechnungen mit dem FEM-Programm GETDP /Dul98/ zur Auslegung einer Spulengeometrie für die Erwärmung von Rohteilen aus C38 mit einem Durchmesser von 40 mm und einer Länge von 70 mm in den teilflüssigen Zustand durchgeführt. Dazu wurde ein zweidimensionales, rotationssymmetrisches Modell aufgestellt und experimentelle Erwärmungsversuche zur Verifikation dieser Auslegung durchgeführt.

In **Bild 6.7** ist das der Simulation zugrundeliegende, elektrische Ersatzschaltbild dargestellt.

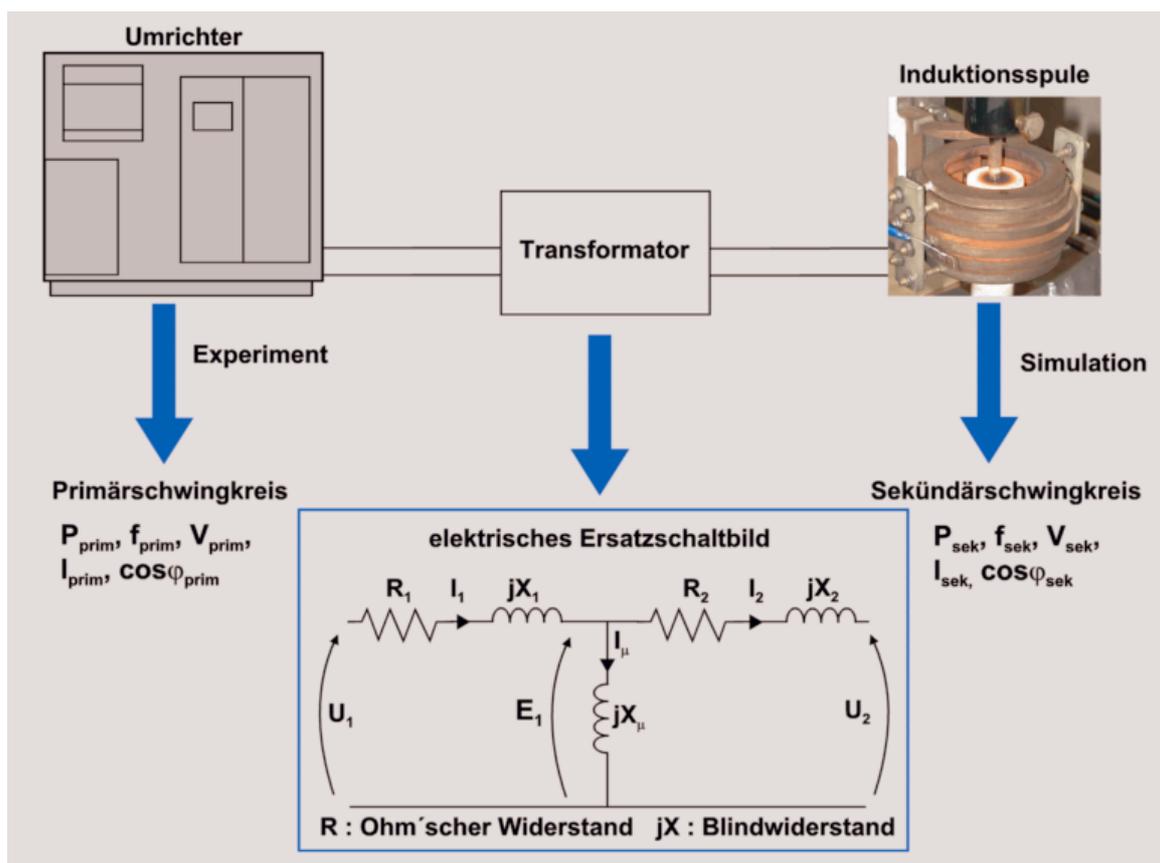


Bild 6.7: Elektrischer Aufbau mit Primär- und Sekundärschwingkreis

Bei der Simulation des Erwärmungsprozesses muss ein instationäres und rotationssymmetrisches Temperaturfeldproblem mit einem elektromagnetischen

Feldproblem gekoppelt werden. Das erzeugte elektromagnetische Feld ist die Ursache für das sich im Rohteil entwickelnde Temperaturfeld. Dieses beeinflusst wiederum über die temperaturabhängigen, elektrischen und magnetischen Materialwerte die Ausbildung des elektromagnetischen Feldes. Man spricht von einer sogenannten magnetodynamischen Kopplung /Abs99/. Dieser Sachverhalt ist in **Bild 6.8** dargestellt.

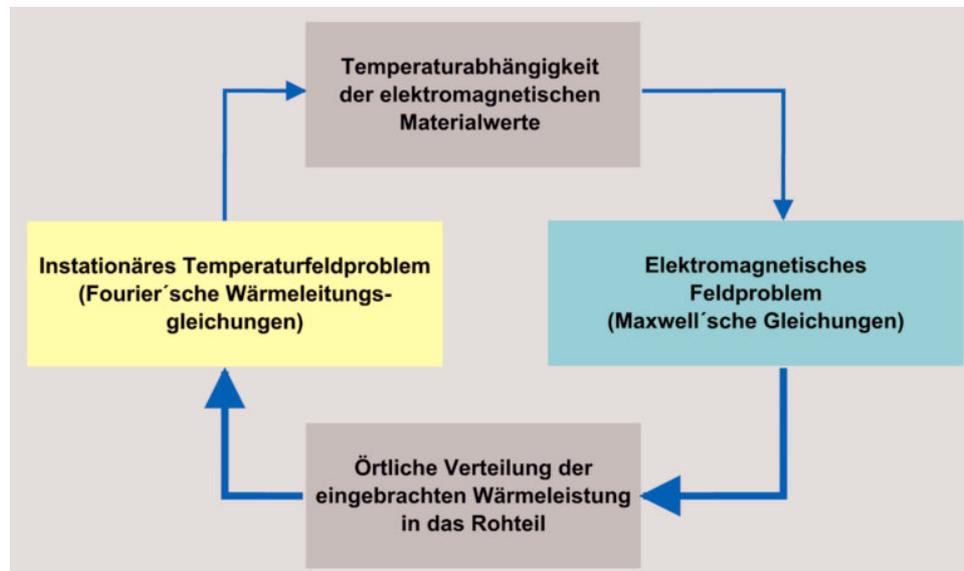


Bild 6.8: Kopplung zwischen Temperaturfeldproblem und elektromagnetischem Feldproblem bei der Simulation der induktiven Erwärmung (nach /Abs99/)

Die Berücksichtigung der temperaturabhängigen Materialwerte erfolgt mittels der in Abschnitt 5.3 dargestellten Verläufe der spezifischen Wärmekapazität c_p , der Wärmeleitfähigkeit λ und des Emissionskoeffizienten ε . Die ebenfalls zu berücksichtigenden Kennwerte, wie z.B. elektrische Widerstand R , relative Permeabilität μ_r und spezifische Dichte ρ wurden der Literatur entnommen /Ric83/.

Für weitere Details zur Simulation von Erwärmungsprozessen sei an dieser Stelle auf die entsprechende Literatur /Han90, Dul98b, Bri01/ verwiesen. Im Folgenden werden die Simulationsergebnisse und die Verifikation der Temperaturentwicklung durch experimentelle Erwärmungsversuche vorgestellt.

Simulationsergebnisse

Das Rohteil steht, wie bei den realen Erwärmungsversuchen, während der Erwärmung auf einen Keramikstempel aus Siliziumnitrid. Sowohl die Wärmestrahlung an die Umgebung, als auch die Wärmeleitung in den Keramikstempel sind in der Simulation berücksichtigt.

Das berechnete Temperaturprofil im Rohteil nach einer Aufheizzeit von 160 s ist in **Bild 6.9** dargestellt. Aufgrund der Strahlungsverluste und der Wärmeabfuhr in die

Keramik, sind die Temperaturen an den Stirn- und Mantelflächen des Rohteils geringer, und es bildet sich im Rohteil eine Temperaturdifferenz ΔT von ca. 30 °C aus. Dennoch zeigen die Simulationsergebnisse, dass es mit der ausgewählten Spulengeometrie möglich ist, eine weitgehend homogene Erwärmung zu erreichen. Die hierfür berechnete Leistungs-Zeit-Kurve ist in **Bild 6.10** gezeigt.

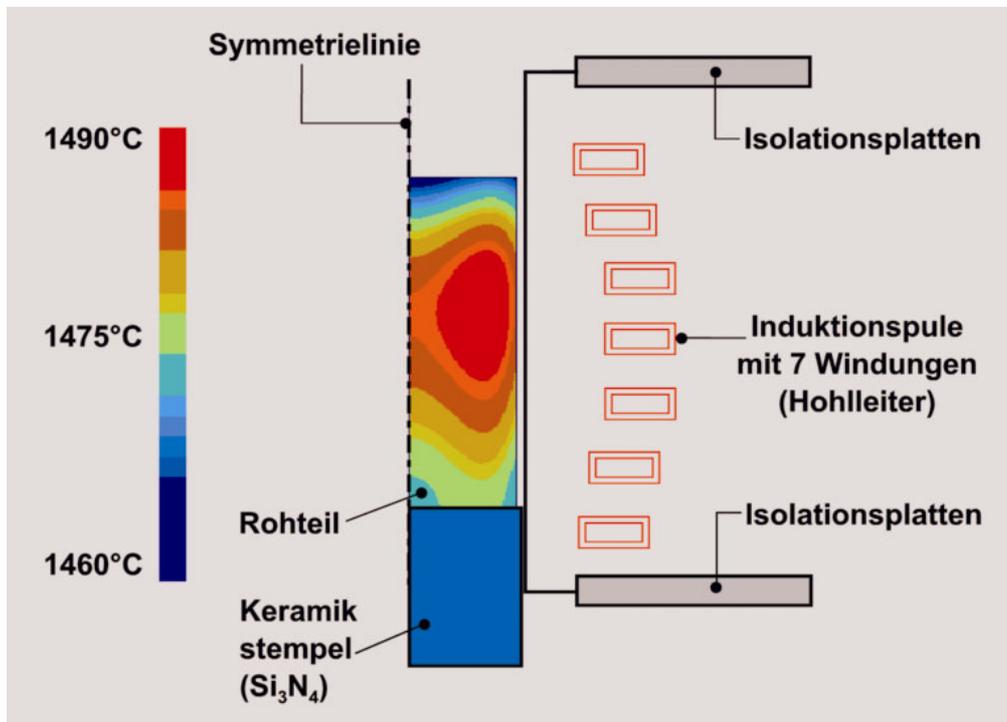


Bild 6.9: Berechnetes Temperaturprofil im Rohteil aus C38 nach einer Aufheizzeit von 160 s für das Thixoschmieden

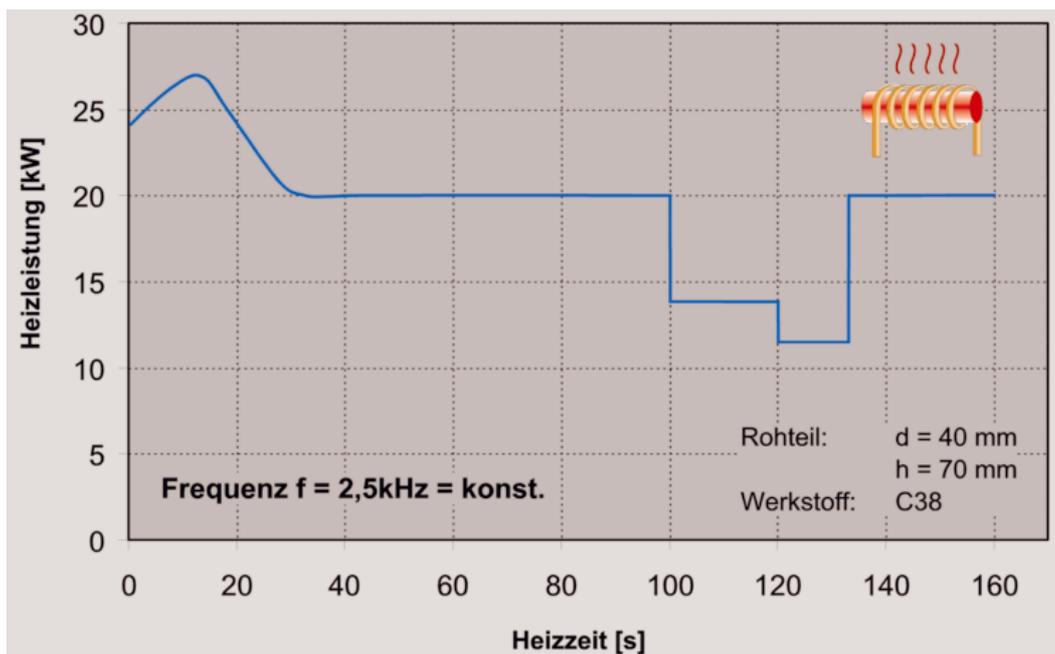


Bild 6.10: Berechnete Leistungs-Zeit Kurve für die Erwärmung des Stahls C38 in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig (für das Thixoschmieden)

Die Abfolge der Leistungsstufen wurde dabei so gewählt, dass die Ziele der Erwärmung, nämlich die Minimierung der Aufheizzeit und Homogenität der Temperatur über den Rohteilquerschnitt möglichst exakt erreicht werden. Mit dieser berechneten Leistungs-Zeit Kurve wurden anschließend experimentelle Erwärmungsversuche durchgeführt.

Experimentelle Erwärmungsversuche und Verifikation der Simulationsergebnisse

In Anlehnung an die Simulationsergebnisse und zur Verifikation der berechneten Temperaturentwicklung wurde eine angepasste, tonnenförmige Induktionsspule zur Erwärmung von Rohteilen mit einem Durchmesser von 40 mm und einer Länge von 70 mm auf eine Zieltemperatur von 1475 °C hergestellt. Die Induktionsspule besteht aus wassergekühlten Kupferleitungen (rechteckiges Hohlprofil) und sieben Windungen. Die weiteren geometrischen Details der Induktionsspule sind in **Bild 6.11** dargestellt. Zum Schutz vor eventuell aufschmelzendem Material ist die Induktionsspule komplett in Zement eingegossen und zur Abschirmung des elektromagnetischen Felds an der Ober- und Unterseite Isolationsplatten angebracht.

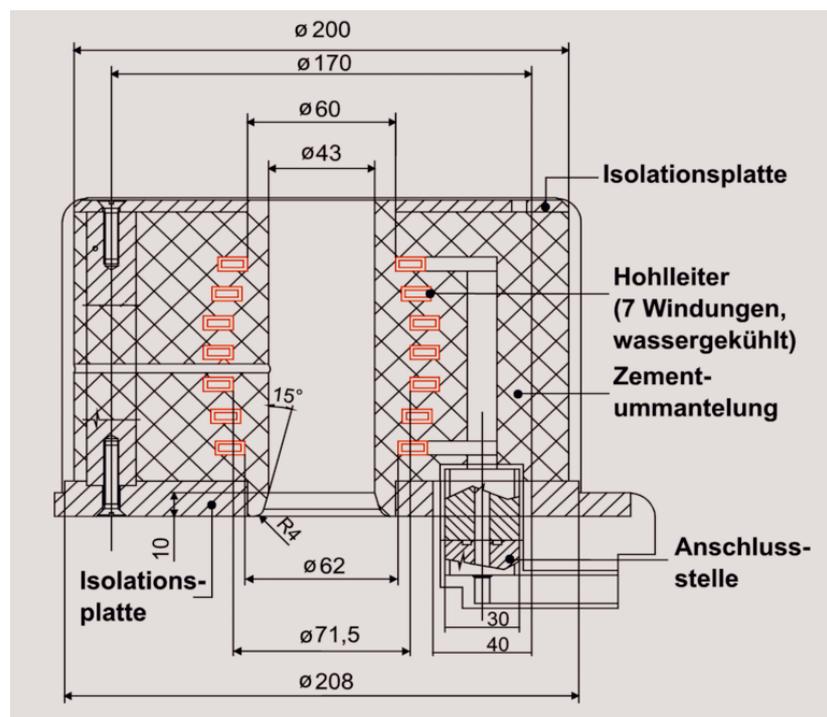


Bild 6.11: Geometrische Details der verwendeten Induktionsspule zur Erwärmung von Rohteilen mit Durchmesser = 40 mm und Länge = 70 mm

Mit dieser Spulengeometrie wurden experimentelle Erwärmungsversuche durchgeführt. Der dazu gehörige Messaufbau ist in Abschnitt 6.2 beschrieben. Die Rohteile wurden mit einer konstanten Frequenz von $f = 2,5$ kHz erwärmt. Die Temperaturmessung erfolgte mit Pt/Rh-Thermoelementen. Die Temperaturen wurden

sowohl in der Rohteilmitte (35 mm tief) als auch am Rohteilrand (5 mm vom Rand entfernt und 20 mm tief) gemessen.

Die Rohteile haben eine Masse von 630 g. Die zu erreichende Zieltemperatur beträgt 1475 °C, dies entspricht einem Flüssiganteil f_L von 30 %. Mittels des Prozessrechners der Erwärmungsanlage wurde die berechnete Leistungs-Zeit Kurve eingegeben. In **Bild 6.12** ist der Heizzyklus für die Erwärmung des Stahls C38 in den teilflüssigen Zustand und die resultierende Temperaturentwicklung in der Rohteilmitte und am Rohteilrand gezeigt. Der Erwärmungszyklus lässt sich in vier Phasen unterteilen: In Phase I erfolgt zunächst eine hohe Energieeinbringung zur schnellen Erwärmung des Stahlrohteils. Dabei ist zunächst der Randbereich auf einem höheren Temperaturniveau als der Kern. Mit zunehmender Erwärmungszeit (nach ca. 100 s) kommt es zum Angleichen der beiden Temperaturen. Die nachfolgenden Phasen II und III mit niedriger Leistungsstufe sind erforderlich, um im Rohteilquerschnitt eine homogene Temperatur zu erzielen (Homogenisierungszeit ca. 30 s). Die Phase IV dient zur Kompensierung der Strahlungsverluste an der Rohteiloberfläche und zur Überwindung der Schmelzwärme, wobei eine erneute Erhöhung der Energieeinbringung erforderlich ist (Übergang ins Zweiphasengebiet, 30 s). Am Ende des Aufheizprozesses liegt zwischen Rohteilmitte und Rohteilrand ein gemessener Temperaturunterschied von $\Delta T = 15\text{ °C}$ vor. Diese Aufheizstrategie ermöglicht eine weitgehend homogene Temperaturentwicklung im Rohteil, und es kommt bei einer Aufheizzeit von 166 s noch nicht zu einem unzulässigen und unerwünschten Kornwachstum.

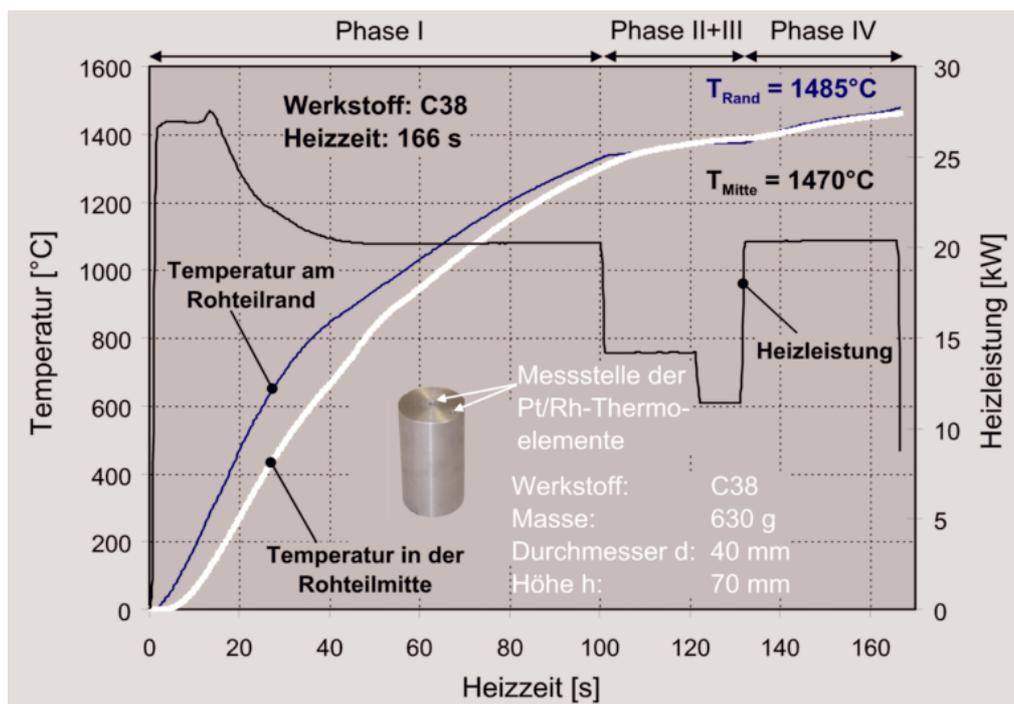


Bild 6.12: Erwärmungszyklus für den Stahl C38 (Flüssiganteil: 30%)

Basierend auf der Aufheizstrategie für den Stahl C38 wurden für die ebenfalls untersuchten Stähle C45, C80 und HS6-5-2 Erwärmungszyklen erstellt. Diese sind nachfolgend in den **Bildern 6.13, 6.14 und 6.15** dargestellt. Die zu erreichenden Verarbeitungs- bzw. Erwärmungstemperaturen sowie die Solidus- und Liquidustemperaturen sind in **Tabelle 6.2** zusammengefasst.

Tabelle 6.2: Zusammenstellung der zu erreichenden Erwärmungstemperaturen und der Schmelzintervalle

Werkstoff-Nr.	Bezeichnung	T _S [°C]	T _L [°C]	T _{ERW} [°C]	ΔT [°C]
---	C38	1408	1499	1475	91
---	C80	1340	1470	1435	130
1.0503	C45	1380	1485	1450	105
1.3343	HS6-5-2	1210	1430	1350	220

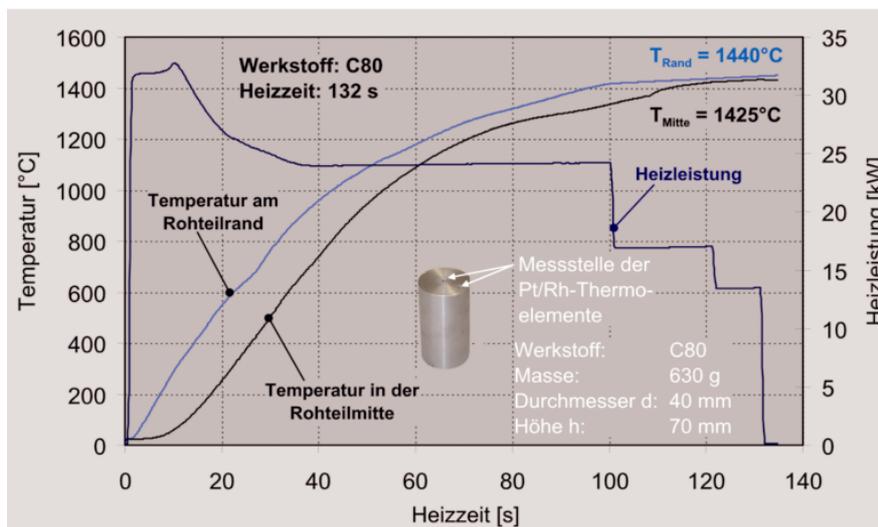


Bild 6.13: Erwärmungszyklus für den Stahl C80 (Flüssiganteil: 30%)

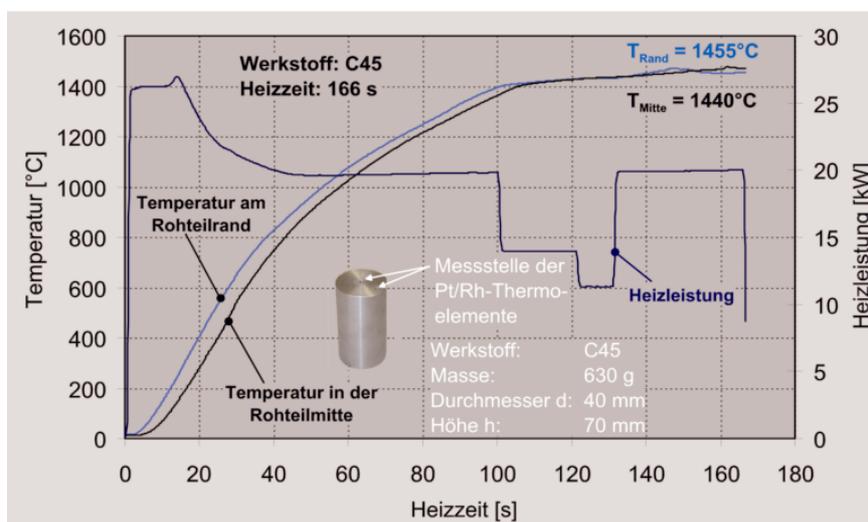


Bild 6.14: Erwärmungszyklus für den Stahl C45 (Flüssiganteil: 30%)

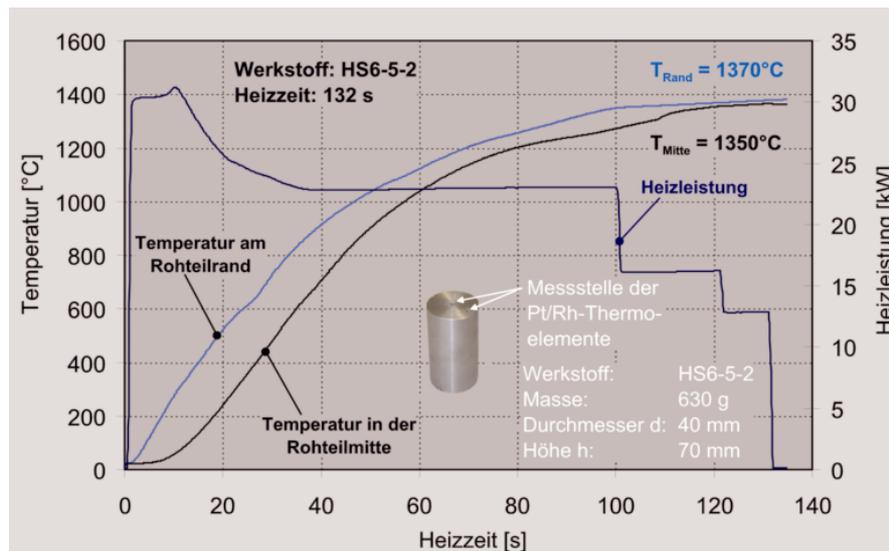


Bild 6.15: Erwärmungszyklus für den Stahl HS6-5-2 (Flüssiganteil: 30%)

6.5 Optimierung des Aufheizprozesses mittels statistischer Versuchsplanung

Ziel der durchgeführten Versuche ist die Optimierung des Aufheizprozesses für Rohteile aus dem Stahl C38 in das Zweiphasengebiet Fest-Flüssig. Angestrebt wird dabei ein Flüssiganteil von 30 %. Dies entspricht einer Zieltemperatur von etwa 1475°C . Am Ende des Aufheizprozesses muss einerseits die gewünschte Zieltemperatur im äußerst kleinen Temperaturfenster erreicht werden und andererseits die Temperaturdifferenz zwischen der direkt induktiv erwärmten Rohteiloberfläche und dem überwiegend durch Wärmeleitung erwärmten Rohteilkern minimal sein. Des Weiteren müssen kurze Aufheizzeiten realisiert werden, um ein unzulässiges Kornwachstum zu vermeiden. Aufgrund der vielfältigen Einflussmöglichkeiten auf den Aufheizprozess wird nachfolgend mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung (SVP) ein empirisches Regressionsmodell 2. Ordnung entwickelt, das eine Bewertung der Wechselwirkungen der Einflussgrößen und relevanten Prozessparameter im Hinblick auf die Optimierung des Aufheizprozesses erlaubt.

6.5.1 Erstellung des statistischen Versuchsplans 2. Ordnung

Einflussgrößen des Aufheizprozesses

Ausgangspunkt der Überlegungen ist der bereits in [Abschnitt 6.4](#) beschriebene Erwärmungszyklus (siehe Bild 6.12). Dieser gliedert sich in vier aufeinanderfolgende Heizphasen: In der Anfangsphase wird das Werkstück mit einer Erwärmungsleistung von 20,5 kW über die Dauer von 100 Sekunden bis auf knapp 1300°C erwärmt, wobei die Oberflächentemperatur vorausschlägt. Daran schließt sich eine Haltephase mit niedrigerer Leistung an, um die hohe radiale Temperaturdifferenz zu verringern. Die Kerntemperatur überschreitet in dieser Phase sogar die Oberflächentemperatur. Im

vorliegenden Fall ist die Haltephase zweistufig. Bis zum Ausgleich der Temperaturdifferenz nach 21 Sekunden wird eine Leistung von 14,5 kW zugeführt. Anschließend wird die Leistung für 10 Sekunden nochmals auf 11,5 kW reduziert. Dabei steigen beide Temperaturen bis auf knapp 1400 °C an. Zur Überwindung der Schmelzwärme wird die Leistung in der letzten Phase wieder auf 20,5 kW für 35 Sekunden erhöht. Die Gesamterwärmungszeit beträgt 166 Sekunden. Anhand dieses Zyklus ergeben sich zunächst einmal vier grundsätzlich voneinander unabhängige Heizleistungen und dazugehörige Heizzeiten als Einflussfaktoren auf den Temperaturverlauf im Rohteil.

Damit stehen acht (vier Heizleistungen und vier Heizzeiten) variabel miteinander kombinierbare Faktoren zur Verfügung, die grundsätzlich frei eingestellt werden können. Daneben ließe sich die Umrichterfrequenz als Einflussfaktor variieren. Sie ist grundsätzlich in jeder Phase veränderbar. Zur Reduzierung des Versuchsaufwand ist die Umrichterfrequenz im Rahmen dieser Untersuchung konstant gehalten worden. Allerdings wurde abweichend von bisherigen Erwärmungsversuchen, eine konstante Frequenz von 2,0 kHz eingestellt, da sich dadurch im Sinne der Versuchszielrichtung höhere Heizleistungen und kürzere Heizzeiten realisieren lassen. Anlagenbedingt konnten keine niedrigeren Umrichterfrequenzen eingestellt werden.

Weiterhin ist die Anzahl der Heizphasen unbegrenzt, der Heizzyklus ließe sich beliebig erweitern, d.h. einzelne Heizphasen könnten mehrstufig gestaltet werden. Daraus würden sich weitere Heizleistungen und -zeiten als Einflussfaktoren ergeben. Um den Versuchsaufwand auf ein verträgliches Maß zu begrenzen, muss die Anzahl der Einflussfaktoren jedoch reduziert werden, maximal sollten höchstens fünf Faktoren ausgewählt werden, deren Einfluss auf den Prozess bewertet werden soll. Im Folgenden werden die Einflussgrößen deshalb durch begründete Zusammenfassung oder Begrenzung als relevante Einflussfaktoren herausgefiltert und festgelegt.

Festlegung der Einfluss- und Zielgrößen

Die Aufgabe der statistischen Versuchsplanung ist die Ermittlung einer funktionalen Beziehung zwischen Einflussgrößen und Zielgrößen /Kle98, Pet91/.

Der oben beschriebene und erfolgreich eingesetzte Heizzyklus wird für die Festlegung der Einflussgrößen herangezogen. Auch ein im Hinblick auf die Gesamterwärmungszeit und Temperaturdifferenz optimierter Zyklus soll demnach in vier Heizphasen ablaufen. Zudem wird davon ausgegangen, dass die gesamte zugeführte Wärmeenergie bei den unveränderten Randbedingungen, wie z.B. Rohteilmasse, während des Erwärmens unverändert bleiben muss, um die gewünschte Zieltemperatur im Solidus-Liquidus-Intervall zu erreichen. Um die Einflussgrößen noch weiter einzugrenzen, werden die einzelnen Leistungen jeweils an eine bestimmte Erwärmungszeit gekoppelt, so dass auch die einzelnen zugeführten Wärmeenergien in

jeder Heizphase in etwa konstant bleiben und den zugeführten Energien des Ausgangszyklus entsprechen. Die Energieberechnung erfolgt mit Hilfe des JOULE'schen Gesetzes (Gleichung 6.4).

$$E = P \cdot t \quad (6.4)$$

mit P = Heizleistung
 t = Heizzeit

Dabei wird die Grundeinstellung des Ausgangszyklus verwendet, um die zugehörigen Energien und die Gesamtenergie zu berechnen. Auf dieser Basis können beliebige Leistungs-Zeit-Kombinationen so berechnet werden, dass die zugeführten Energien in etwa identisch bleiben. In **Tabelle 6.3** ist beispielhaft eine Energieberechnung zusammengefasst.

Tabelle 6.3: Beispiel für eine Energieberechnung

Heizphase m	Grundeinstellung des Ausgangszyklus				Modifizierte Einstellung			
	Leistung P [kW]	Zeit t [s]	Energie E [kJ]	E [kJ] kumuliert	Leistung P [kW]	Zeit t [s]	Energie E [kJ]	E [kJ] kumuliert
1	20,5	100	2050	2050	27	76	2052	2052
2	14,25	21	299,25	2349,25	20	15	300	2352
3	11,5	10	115	2464,25	8,5	14	119	2471
4	20,5	35	717,5	3181,75	27	26	702	3173
Σ		166		3181,75		131		3173

Nach diesen einschränkenden Vorüberlegungen können somit die folgenden unabhängigen Variablen als entscheidende Haupteinflussgrößen x_k festgelegt werden, um ihre Wirkungen auf die Zielgrößen zu untersuchen und zu bewerten.

Festlegung der Einflussgrößen

- x_1 : Anfangsleistung P_1 (und damit verknüpfte Erwärmungszeit t_1) in der Anfangsphase (Heizphase 1)
- x_2 : obere Halteleistung P_2 (und damit verknüpfte Erwärmungszeit t_2) in der ersten Stufe der Haltephase (Heizphase 2)
- x_3 : untere Heizleistung P_3 (und damit verknüpfte Erwärmungszeit t_3) in der zweiten Stufe der Haltephase (Heizphase 3)
- x_4 : Endleistung P_4 (und damit verknüpfte Erwärmungszeit t_4) in der letzten Heizphase (Heizphase 4)

Als Sonderfall wird zusätzlich der Fall gleicher Halteleistungen P_2 und P_3 in der Versuchsplanung berücksichtigt. Der Heizzyklus ist in diesem Fall dann praktisch dreiphasig; Puls 2 und Puls 3 werden zu einem Puls zusammengefasst.

Als abhängige Variable zur Bewertung der Güte der sich durch die Kombinationen der Einflussgrößen ergebenden Temperatur-Zeit-Kurven wird neben den Temperaturen an der Oberfläche und im Kern des Rohteils vor allem der Betrag der radialen Temperaturdifferenz zwischen der Oberflächen- und der Kerntemperatur am Ende der Erwärmung berücksichtigt. Anzustreben ist dabei die Minimierung dieser Zielgröße bei erheblich kürzerer Heizzeit. Zur Bewertung des Aufheizprozesses mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung werden die nachfolgend aufgeführten Zielgrößen definiert:

Festlegung der Zielgrößen

- y_1 : Temperatur an der Oberfläche (Randzone) des Rohteils T_{Rand}
- y_2 : Temperatur im Kern des Rohteils T_{Kern}
- y_3 : Radiale Temperaturdifferenz zwischen Rand und Kern ΔT

Die Zielrichtung der Optimierung ist in Gleichung 6.5 angegeben:

$$\begin{aligned}y_1 &= T_{\text{Rand}} \Rightarrow 1450-1480^\circ\text{C} \\y_2 &= T_{\text{Kern}} \Rightarrow 1450-1480^\circ\text{C} \\y_3 &= |T_{\text{Rand}} - T_{\text{Kern}}| = |\Delta T| \Rightarrow \text{Minimum !}\end{aligned}\tag{6.5}$$

Wesentliche Zielgröße der Untersuchung ist dabei insbesondere die Temperaturdifferenz ΔT , während die anderen Zielgrößen y_1 und y_2 eher als unbedingt einzuhaltende Nebenbedingungen anzusehen sind. Die funktionale Beziehung zwischen den Einflussfaktoren und der Zielgröße y_3 , die mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung ermittelt werden soll, lautet somit gemäß Gleichung 6.6:

$$y_3 = f(x_1, x_2, x_3, x_4) \quad \text{oder} \quad |\Delta T| = f(P_1, P_2, P_3, P_4)\tag{6.6}$$

Definition des statistischen Modells

In der Auswertung soll die Signifikanz der in den Untersuchungen aufgenommenen Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die Zielgrößen bewertet werden. Zu diesem Zweck wird eine funktionale Beziehung zwischen der Zielgröße ΔT und den Einflussgrößen ermittelt. Dazu wird mit Hilfe der Regressionsanalyse ein Modell aufgestellt, so dass der funktionale Zusammenhang in Form eines

Regressionspolynoms abgebildet wird. Da i.d.R. nicht von einem linearen Zusammenhang ausgegangen werden kann, wird ein Regressionsmodell 2. Ordnung herangezogen, das die Abhängigkeiten als Polynom 2. Ordnung ausdrückt. Dafür ist ein Faktorenversuchsplan 2. Ordnung erforderlich, bei dem die Faktoren jeweils auf drei Faktorstufen variiert werden. Modelle 2. Ordnung liefern als Ergebnis eine nichtlineare, quadratische Funktion, die eine hinreichend gute Näherung bieten /Kle98, Pet91, Sch97/. Das gewählte Regressionsmodell beinhaltet die linearen und quadratischen Abhängigkeiten der Zielgröße (Temperaturdifferenz) von den vier untersuchten Einflussfaktoren (Heizleistungen). Zusätzlich werden auch die Zweifaktorwechselwirkungen zwischen jeweils zwei Heizleistungen berücksichtigt. Somit hat das Regressionsmodell 2. Ordnung nach Gleichung 6.7 die folgende Form:

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + b_5x_1^2 + b_6x_2^2 + b_7x_3^2 + b_8x_4^2 + b_9x_1x_2 + b_{10}x_1x_3 + b_{11}x_1x_4 + b_{12}x_2x_3 + b_{13}x_2x_4 + b_{14}x_3x_4 \quad (6.7)$$

mit \hat{y} : Zielgröße (abhängige Variable), Temperaturdifferenz

x_k : Einflussfaktoren (unabhängige Variablen), Heizleistungen ($k=1, \dots, 4$)

b_z : Regressionskoeffizienten ($z = 0, \dots, N-1 = 0, \dots, 14$)

b_0 : Regressionskonstante

b_{zx_k} : lineare Abhängigkeiten

$b_{zx_k^2}$: quadratische Abhängigkeiten

$b_{zx_kx_{k'}}$: Zweifaktorwechselwirkungen

Mit Hilfe des zu ermittelnden Regressionspolynoms lassen sich die Einflüsse der Funktionsglieder anhand der zu berechnenden Koeffizienten bewerten.

Auswahl der Faktorstufen

Um statistische Versuchspläne 2. Ordnung aufstellen zu können, muss eine Faktorvariation auf drei Stufen erfolgen. Der Stufenabstand soll dabei entsprechend der Vorkenntnisse genügend groß und möglichst äquidistant gewählt werden. Faktorenversuchspläne enthalten dann ausgewählte Faktorstufenkombinationen aller Einflussfaktoren, die bei der Versuchsdurchführung eingestellt werden /Sch97, Pet91/. Da die Gesamtheizzeit erheblich verkürzt werden soll, müssen die Anfangs- und Endleistungen auf deutlich höhere Werte als im Ausgangszyklus eingestellt werden. Die Halteleistungen orientieren sich dagegen am Niveau der entsprechenden Werte der ursprünglichen Heizleistungen. Die festgelegten Faktorstufen sind in der **Tabelle 6.4** zusammengefasst.

Tabelle 6.4: Festlegung der Faktorstufen

Faktor	Stufe I	Stufe II	Stufe III	Ausgangszyklus
P₁ [kW]	47	37	27	20,5
t ₁ [sec]	44	55	76	100
P₂ [kW]	20	16,5	13,5	14,5
t ₂ [sec]	15	18	22	21
P₃ [kW]	13,5	11	8,5	11,5
t ₃ [sec]	8	10	14	10
P₄ [kW]	47	37	27	20,5
t ₄ [sec]	15	20	26	35

Die Forderung nach äquidistanten Abständen der Stufenwerte wurde möglichst exakt berücksichtigt. Die mit den Heizleistungen gekoppelten Heizzeiten wurden mit Hilfe der beschriebenen Energieberechnung so gewählt, dass die zugeführten Energien in jeder Heizphase unverändert gegenüber dem Ausgangszyklus bleiben.

Auswahl eines geeigneten Versuchsplanes

Nach Festlegung der Faktorstufen wird der statistische Versuchsplan 2. Ordnung aufgestellt. Es existieren alternative Modelle zur Konstruktion von Versuchsplänen, die diverse Vor- und Nachteile besitzen. Ein vollständiger faktorieller Versuchsplan enthält alle Möglichkeiten der Faktorstufenkombinationen und lässt sich am detailliertesten auswerten, da alle möglichen Wechselwirkungen in die Auswertung eingehen. Allerdings ist der Umfang eines solchen Versuchsplanes sehr hoch. Bei vier Einflussgrößen müssen $3^4 = 81$ Versuche durchgeführt werden. Aus diesem Grund wurde bereits die Zahl der Einflussparameter begrenzt. Daneben gibt es diverse Möglichkeiten, die Zahl der Versuche durch Auswahl eines anderen geeigneten Versuchsplanes zu reduzieren. Eine Möglichkeit ist die Verwendung sogenannter **D-optimaler Versuchspläne**. Aufgrund der vielen Vorteile dieser Versuchspläne gegenüber Anderen, wie z.B. fraktionellen faktoriellen Versuchsplänen oder zentral zusammengesetzten Plänen, eignen sie sich besonders für die hier durchgeführten Erwärmungsversuche. Als wichtigste Gründe für die Auswahl eines D-optimalen Versuchsplans als geeignetste Option werden die folgenden entscheidenden Vorteile hervorgehoben /Pet91/:

- Sehr geringe Mindestzahl von Versuchspunkten, die Versuchsanzahl entspricht der Zahl der Koeffizienten des mathematischen Modells und wird somit erheblich reduziert

- Freie Wahl der Faktorstufenabstände, die nicht zwingend äquidistant gewählt werden müssen
- Freie Wahl der Verteilung der Versuchspunkte im Versuchsraum
- Freie Wahl des mathematischen Regressionsmodells
- Schnelle Änderungs- und Erweiterungsmöglichkeiten
- Gute Auswertungsmöglichkeiten
- Hohe Aussagekraft der Ergebnisse; es lässt sich ein genügend genaues Regressionspolynom mit relativ geringem Versuchsaufwand ermitteln

Erstellung von D-optimalen Versuchsplänen

Die Zahl der Versuchspunkte bei D-optimalen Versuchsplänen wird durch die Zahl der Koeffizienten im vorgegebenen mathematischen Modell bestimmt. Die Mindestanzahl der Versuchspunkte entspricht der Anzahl der zu bestimmenden Koeffizienten des Regressionspolynoms. Die optimale Versuchsanzahl in D-optimalen Versuchsplänen beruht auf praktischen Erfahrungen. Als Regressionsfunktion kann ein einfaches lineares Modell, ein lineares Modell mit Berücksichtigung von Zweifaktorwechselwirkungen (2FWW) oder ein quadratisches Modell, das die Wechselwirkungen beinhaltet, angesetzt werden. Für vier Einflussfaktoren ergeben sich folgende, in den Gleichungen 6.8 zusammengefassten Modellansätze /Pet91/:

Lineares Modell

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4$$

Lineares Modell mit 2FWW

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + b_5x_1x_2 + b_6x_1x_3 + b_7x_1x_4 + b_8x_2x_3 + b_9x_2x_4 + b_{10}x_3x_4 \quad (6.8)$$

Quadratisches Modell mit 2FWW

$$\hat{y} = b_0 + b_1x_1 + b_2x_2 + b_3x_3 + b_4x_4 + b_5x_1^2 + b_6x_2^2 + b_7x_3^2 + b_8x_4^2 + b_9x_1x_2 + b_{10}x_1x_3 + b_{11}x_1x_4 + b_{12}x_2x_3 + b_{13}x_2x_4 + b_{14}x_3x_4$$

Das quadratische Modell mit zweifachen Wechselwirkungen und quadratischen Gliedern ist im Allgemeinen für die Auswertung hinreichend. Bei diesem Ansatz hält sich die Zahl der erforderlichen Versuchspunkte auch bei einer größeren Zahl von Versuchspunkten in akzeptablen Grenzen. Die Zahl der Koeffizienten K und damit die Anzahl der Versuchspunkte N lässt sich durch Gleichung 6.9 für jede Anzahl von Einflussfaktoren k berechnen /Pet91/:

$$K = N_{\min} = \frac{(k+1) * (k+2)}{2} \quad ; \quad N_{\text{opt}} = 1,5 * N_{\min} \quad (6.9)$$

Für vier Einflussfaktoren ergibt sich somit $N_{\min}=15$ bzw. $N_{\text{opt}} = 22$ im Vergleich zu den 81 Versuchen des vollständigen Faktorplanes. In **Bild 6.16** ist die allgemeine Vorgehensweise zur Erstellung eines D-optimalen Versuchsplans 2. Ordnung dargestellt.

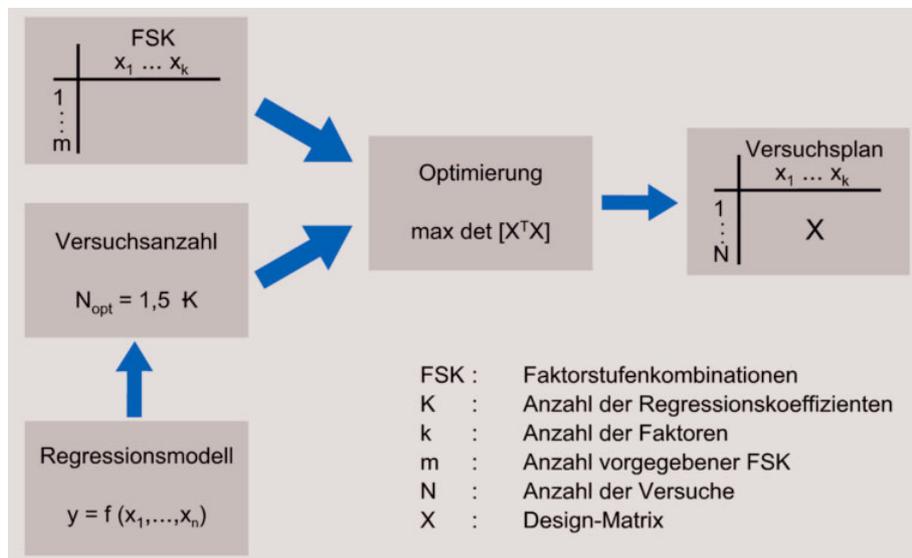


Bild 6.16: Allgemeine Vorgehensweise zur Erstellung eines D-optimalen Versuchsplans 2. Ordnung (nach /Krö01/)

Die Faktorstufenkombinationen werden so ausgewählt, dass eine annehmbare Orthogonalität des Versuchsplanes eingehalten wird, d.h. dass alle Einflussfaktoren und ihre Wirkungen voneinander unabhängig sind. Es dürfen keine erheblichen Korrelationen zwischen den selektierten Versuchspunkten bestehen. Die Einzelversuche des D-optimalen Versuchsplans werden so aus der vollständigen Liste der möglichen Versuchspunkte ausgewählt, dass die Koeffizienten des angesetzten Regressionsmodells möglichst exakt bestimmt werden. Ein D-optimaler Versuchsplan ist ein statistischer Versuchsplan, der für diese Auswahl der Faktorstufenkombinationen, die in den Versuchsplan aufgenommen werden, die Determinante $|X^T X|$ maximiert. Dabei ist X die Designmatrix, die aus den verschiedenen Faktorniveaus für alle unabhängigen Variablen (Einflussfaktoren, quadrierte Faktoren, Wechselwirkungen zwischen den Faktoren) gebildet wird. Sie ist

eine Auswahl aller Reihen für die ausgewählten Versuchspunkte im Versuchsplan. Das Gesamtmaß der Informationen für die Designmatrix X ist die Kreuzproduktmatrix $X^T X$, die sich aus der Multiplikation der Designmatrix X mit ihrer transponierten Matrix X^T ergibt.

Die Determinante $|X^T X|$ ist eine Funktion, die den Grad der Unabhängigkeit zwischen den Zeilen bzw. Spalten der Matrix beschreibt. Sie wird um so größer, je unabhängiger die Spalten sind. Wird sie maximiert, sind die Faktoreffekte maximal unabhängig voneinander. Der D-optimale Versuchsplan wird nach diesem D-Optimalitäts-Kriterium konstruiert. Als Maß für die Effizienz des Versuchsplanes hinsichtlich dieses Kriteriums wird die D-Effizienz gemäß Gleichung 6.10 angegeben /Pet91/.

$$\text{D-Effizienz} = \left(\frac{|X^T X|^{\frac{1}{q}}}{N} \right) * 100 [\%] \quad (6.10)$$

mit N : Anzahl der Versuche

q : Anzahl der Faktoreffekte des Planes = Anzahl der Spalten von X

Die Auswahl der Versuchspunkte erfolgte mit dem Statistik-Programm STATISTICA. Dieses beinhaltet ein Modul zur Erstellung von D-optimalen Versuchsplänen. Zunächst muss dazu der vollständige Faktorenversuchsplan mit 81 Versuchen aufgestellt werden. Das erfolgt durch Eingabe der Einflussgrößen und der Werte der festgelegten Faktorstufen. Der Versuchsplan enthält dann alle möglichen Faktorstufenkombinationen. Daraus lässt sich nach Vorgabe des verwendeten Modells (Linear-Quadratisch, mit Zweifaktorwechselwirkungen) und der gewünschten Anzahl der Versuchspunkte ein D-optimaler Versuchsplan durch Determinantenmaximierung so berechnen, dass die Koeffizienten des Regressionsmodells möglichst genau bestimmt werden können. Die iterative Auswahl der Versuchspunkte wird von STATISTICA durchgeführt /Sta97/. Das vorgegebene Regressionspolynom 2. Ordnung enthält 15 Koeffizienten. Somit lässt sich der Versuchsumfang bei Verwendung des D-optimalen Designs von 81 auf mindestens 15 Versuchspunkte reduzieren. Eine noch geringere Versuchsanzahl lässt sich durch kein anderes alternatives Versuchsplandesign sinnvoll bewerkstelligen. Für die Mindestzahl von 15 Versuchen ergab sich der in **Tabelle 6.5** dargestellte Versuchsplan. Ergänzend zu den ausgewählten Fällen des vollständigen Faktorplanes wurden auch die Heizenergien in jeder Phase und die Gesamtenergie hinzugefügt. Vergleicht man die Effizienzmaße, so ergibt sich für $N_{\min} = 15$ eine D-Effizienz von 42,30 % gegenüber 42,13 % bei

$N_{\max} = 81$ Versuchen, die maximal prognostizierte Varianz steigt bei der Reduzierung des Versuchsumfangs von 0,2 auf 1,0.

Tabelle 6.5: Ausgewählte Faktorstufenkombinationen (Versuchsplan)
(A: Ausgangszyklus)

Nr.	P ₁	t ₁	E ₁	P ₂	t ₂	E ₂	P ₃	t ₃	E ₃	P ₄	t ₄	E ₄	t _{ges}	E _{ges}
A	20,5	100	2050	14,5	21	304,5	11,5	10	115	20,5	35	717,5	166	3187
1	27	76	2052	20	15	300	8,5	14	119	27	26	702	131	3173
2	47	44	2068	20	15	300	13,5	8	108	47	15	705	82	3181
3	47	44	2068	13,5	22	297	8,5	14	119	27	26	702	106	3186
4	27	76	2052	13,5	22	297	13,5	8	108	47	15	705	121	3162
5	27	76	2052	20	15	300	8,5	14	119	47	15	705	120	3176
6	47	44	2068	20	15	300	13,5	8	108	27	26	702	93	3178
7	27	76	2052	13,5	22	297	13,5	8	108	27	26	702	132	3159
8	47	44	2068	13,5	22	297	8,5	14	119	47	15	705	95	3189
9	47	44	2068	20	15	300	8,5	14	119	37	20	740	93	3227
10	27	76	2052	20	15	300	13,5	8	108	37	20	740	119	3200
11	27	76	2052	13,5	22	297	8,5	14	119	37	20	740	132	3208
12	47	44	2068	13,5	22	297	13,5	8	108	37	20	740	94	3213
13	27	76	2052	16,5	18	297	11	10	110	47	15	705	119	3164
14	37	55	2035	16,5	18	297	13,5	8	108	27	26	702	107	3142
15	37	55	2035	20	15	300	11	10	110	27	26	702	106	3147

6.5.2 Bewertung der Einflussgrößen hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die Temperaturverteilung

Als Ergebnis der gemäß des ermittelten Faktorenversuchsplanes durchgeführten Erwärmungsversuche stehen 15 aufgezeichnete Erwärmungsverläufe mit den dazugehörigen Kurven der Leistungsstufen in den Heizphasen und der Temperaturverläufe in Abhängigkeit von der Heizzeit zur Verfügung. Als erstes Ergebnis lässt sich die aufgestellte Annahme, dass zur Erreichung des angestrebten Temperaturintervalls immer der gleiche Betrag der Heizenergie zugeführt werden muss, bestätigen. Im Gegensatz zum bisher eingesetzten Ausgangszyklus konnte eine wesentliche Reduzierung der Heizzeit, bis hin zur Halbierung der Dauer des Aufheizvorganges, erreicht werden. Am Ende der durchgeführten Aufheizvorgänge unterscheiden sich die Kurvenverläufe hauptsächlich in der unterschiedlich großen Temperaturdifferenz zwischen Oberflächen- und Kerntemperatur, die gemäß Gleichung 6.5 als Zielgröße zur Bewertung der Güte des jeweiligen Heizzyklus herangezogen wird. Je geringer die beiden Temperaturen voneinander abweichen, desto besser ist der Heizzyklus für das nachfolgende Thixoschmieden geeignet.

Durch statistische Analysen sind die Einstellungen der Einflussgrößen, also der einzelnen Leistungen in den Heizphasen, hinsichtlich dieser Zielgröße so zu optimieren, dass ein Heizzyklus herausgearbeitet wird, bei dem diese Temperaturdifferenz möglichst minimal wird. Aus den in den Versuchen gewonnenen Daten lassen sich wichtige Ansätze hierfür mit Hilfe der Regressionsanalyse und der Paretoanalyse ableiten. Ausgangspunkt der Analysen sind die nachfolgend in **Tabelle 6.6** aufgeführten ermittelten Temperaturen in den einzelnen Versuchen. Der arithmetischer Mittelwert $\bar{y} = 29,78$ der Zielgröße Temperaturdifferenz ergibt sich für die $N = 15$ Versuche nach Gleichung 6.11 als erster Anhaltspunkt für die Analyse.

$$\bar{y} = \frac{1}{N} * \sum_{j=1}^N y_j \quad (6.11)$$

Die Standardabweichung $s = 12,40$ bzw. die Versuchsstreuung (Varianz) $s^2 = 153,76$ resultiert aus der Gleichung 6.12 /Kle98, Sch97/:

$$s^2 = \frac{1}{N-1} * \sum_{j=1}^N (y_j - \bar{y})^2 \quad (6.12)$$

Tabelle 6.6: Versuchsergebnisse zur Temperaturmessung (AZ: Ausgangszyklus)

Nr. / j	1	2	3	4	5	6	7	8
T_{Rand}	1456,75	1478,16	1462,38	1472,28	1471,40	1462,16	1470,27	1479,09
T_{Kern}	1419,65	1435,92	1408,43	1444,43	1435,95	1452,61	1436,31	1475,28
ΔT	37,10	42,24	53,95	27,85	35,45	9,55	33,96	3,81
Nr. / j	9	10	11	12	13	14	15	AZ
T_{Rand}	1458,12	1477,04	1469,51	1476,20	1479,70	1469,10	1479,93	1485,0
T_{Kern}	1437,97	1450,28	1436,07	1449,45	1447,18	1431,05	1454,88	1470,0
ΔT	20,15	26,76	33,44	26,75	32,52	38,05	25,05	15,0

Analyse von Faktorenplänen

Im Rahmen der statistischen Analyse sollen die Einflüsse mehrerer unabhängiger Variablen auf die abhängige Zielgröße quantifiziert werden. Dadurch lassen sich die wesentlichen Haupteinflussfaktoren von relativ unbedeutenden Faktoren unterscheiden. Während der Versuchsvorbereitung wurden dazu Einflussgrößen und Zielgröße festgelegt, sowie ein statistisches Modell 2.Ordnung in Form einer Regressionsfunktion aufgestellt, da ein linearer Zusammenhang das Problem nicht präzise genug beschreibt. In einer Regressionsanalyse können die Regressionskoeffizienten dieser Funktion ermittelt werden. Zudem kann eine Aussage über die Güte der Näherung des ermittelten Regressionspolynoms an die Realität

getätigt werden. Bei der Analyse wird eine mehrfache, sogenannte multiple, Regression durchgeführt. Daran lässt sich eine Paretoanalyse anschließen, in der die einzelnen Effekte der Einflussfaktoren berechnet werden.

In der Regressionsanalyse wird eine nichtlineare multiple Regression durchgeführt. Dabei unterscheidet man „eigentlich lineare“ und „echt nichtlineare Modelle“. Ein gebräuchliches "nichtlineares" Modell ist das der polynominalen Regression. Dieses Modell ist im strengen Sinn linear. Die Nichtlinearität dieses Modells kommt in den quadratischen Termen des Regressionsansatzes zum Ausdruck. Dem Wesen nach ist dieses Modell aber immer noch linear, mit dem Unterschied, dass die Messwerte vor der Schätzung zu quadrieren sind. Für solche Modelle wird die quasilineare multiple Regression für die Schätzung der Regressionskoeffizienten verwendet. Durch Transformation der unabhängigen Variablen kann die Regressionsfunktion in ein Modell der linearen Regression überführt werden. Sie ist daher quasilinear in den Variablen /Sch97, Sta97/.

Regressionsanalyse

Mit Hilfe der Regressionsanalyse wird ein mathematisches Modell für den Zusammenhang zwischen quantitativen Einflussgrößen und Zielgrößen an vorhandene Daten angepasst, um die Abhängigkeiten zu untersuchen. Dazu wird ein mathematischer Ausdruck in Form des angesetzten Regressionspolynoms vorgegeben. Die Koeffizienten dieses Ausdrucks werden dann so angepasst, dass eine bestmögliche Beschreibung der Daten erhalten wird. Durch die empirische Funktion als Ergebnis der Regressionsanalyse wird eine funktionale Beziehung zwischen den unabhängigen Einflussgrößen und der abhängigen Zielgröße aus den vorgegebenen (gemessenen) Werten geschätzt. Das Polynom ist eine Taylor-Reihe um den Zentralpunkt des Versuchsraumes. Die Taylor-Reihe ist auf die wesentlichen Glieder beschränkt. Als stetige Funktion setzt sie stetiges Verhalten im Gültigkeitsbereich voraus. Der D-optimale Versuchsplan wurde so gestaltet, dass die Versuchspunkte gleichmäßig über den zu untersuchenden Bereich verteilt sind, so dass es keine Korrelationen, also keine gegenseitigen Abhängigkeiten, unter den Einflussfaktoren selbst gibt und mit wenigen Versuchen ein zuverlässiges Regressionspolynom ermittelt wird. Dagegen werden durch das zugrundeliegende Modell neben den linearen und quadratischen Einflüssen der Faktoren auch die Wechselwirkungen zweier Faktoren (Zweifaktorwechselwirkungen) bei gleichzeitiger Faktorvariation, die als unabhängige Variablen zu verstehen sind, mit berücksichtigt. Aus den Ergebnissen der Experimente wird mit Hilfe der Methode der kleinsten Quadrate die beste Näherungsfunktion abgeleitet. Die Regressionskoeffizienten werden so bestimmt, dass die Summe der quadrierten Abweichungen zwischen den Messwerten und Funktionswerten des gemischten Polynoms, das im Modell 2. Ordnung eine Funktion mit linearen, bilinearen und

quadratischen Gliedern beschreibt, und den Messwerten über alle Messwerte so klein wie möglich ist. Für die Gesamtheit der Versuchsergebnisse wird folgende Bedingung nach Gleichung 6.13 erfüllt /Kle98/:

$$\sum_{j=1}^N (y_j - \hat{y}_j)^2 \Rightarrow \text{Minimum !} \quad (6.13)$$

Bestimmung des Regressionspolynoms

Bei der Aufstellung und Auswahl des geeigneten Versuchsplanes wurde das Regressionsmodell 2. Ordnung gemäß Gleichung 6.7 angesetzt. Entsprechend der Faktorenzahl müssen in der Analyse bei Berücksichtigung der linearen, bilinearen und quadratischen Abhängigkeiten 15 Regressionskoeffizienten für 14 unabhängige Variablen und die Regressionskonstante ermittelt werden.

Um die Nichtlinearitäten erfassen zu können, ist jeder Einflussfaktor auf drei Faktorstufen variiert worden. Dieses ist für die Erfassung quadratischer Einflüsse unbedingt erforderlich. Weitere Funktionsglieder höherer Ordnung, die z.B. Wechselwirkungen zwischen drei oder vier Faktoren beschreiben, sind von vornherein unbeachtet geblieben, da deren Einfluss gering geschätzt werden kann und der Umfang der Versuche begrenzt werden sollte.

Das Programm STATISTICA führt die zur Bestimmung der Koeffizienten erforderliche Lösung des Normalgleichungssystems durch. Als Lösung ergibt sich ein Vektor b der Regressionskoeffizienten. Die allgemeine Modellgleichung 6.14 lässt sich in Matrizendarstellung wie folgt schreiben /Spe91/:

$$X^T \cdot X \cdot b_Z = X^T \cdot Y \quad (6.14)$$

Dabei ist Y der Vektor der Zielgröße (ermittelte Werte aus der Messung der Temperaturdifferenz), X ist die Matrix der Einflussfaktoren, X^T die transponierte Matrix. Man erhält eine eindeutig bestimmte Schätzung der Regressionsparameter b_Z . Aufgrund der Versuchsergebnisse für die Zielgröße Y bzw. für die Temperaturdifferenz ΔT werden die Koeffizienten nach **Tabelle 6.7** wie folgt berechnet :

Tabelle 6.7: Koeffizienten des Regressionsmodells 2. Ordnung
(gemäß Gleichung 6.7)

Unabh. Var.	Konst.	x_1	x_2	x_3	x_4	x_1^2	x_2^2	x_3^2
Koeffizient	b_0	b_1	b_2	b_3	b_4	b_5	b_6	b_7
	300,416	5,879	7,669	-34,011	-12,549	-0,082	-0,581	0,725
Unabh. Var.	x_4^2	$x_1 \cdot x_2$	$x_1 \cdot x_3$	$x_1 \cdot x_4$	$x_2 \cdot x_3$	$x_2 \cdot x_4$	$x_3 \cdot x_4$	
Koeffizient	b_8	b_9	b_{10}	b_{11}	b_{12}	b_{13}	b_{14}	
	0,037	-0,031	0,078	-0,012	0,013	0,335	0,391	

Zur Beurteilung der Güte dieser Regressionsfunktion kann das Bestimmtheitsmaß bzw. der Korrelationskoeffizient bestimmt werden. Dazu wird die Summe der quadrierten Abweichungen nach Gleichung 6.15 in einen Anteil des Regressionspolynoms und eine Abweichung von diesem zerlegt :

$$Q_{Gesamt} = Q_{Regression} + Q_{Rest}$$

$$\text{mit } Q_{Gesamt} = \sum_{j=1}^N (y_j - \bar{y})^2, \quad Q_{Regression} = \sum_{j=1}^N (\hat{y}_j - \bar{y})^2, \quad Q_{Rest} = \sum_{j=1}^N (y_j - \hat{y}_j)^2 \quad (6.15)$$

y_j : Wert der Zielgröße (Versuchsergebnis für ΔT)

\bar{y} : arithmetischer Mittelwert der Versuchsergebnisse

\hat{y}_j : Funktionswert des Regressionspolynoms (Schätzwert)

Die Methode der kleinsten Quadrate besteht somit darin, dass Q_{Rest} minimiert wird. Die Anpassung des Regressionspolynoms ist demnach um so besser, je größer der Anteil der Summe der kleinsten Quadrate ist, der durch das Regressionspolynom erklärt wird. Das Bestimmtheitsmaß B ist nach Gleichung 6.16 definiert als :

$$B = \frac{Q_{Regression}}{Q_{Gesamt}} \quad [0 \leq B \leq 1] \quad (6.16)$$

Alternativ lässt sich der Korrelationskoeffizient \sqrt{B} verwenden. Die Güte der Anpassung durch das Regressionspolynom ist um so besser, je näher der Wert des Bestimmtheitsmaßes bzw. des Korrelationskoeffizienten am Wert eins ist. Es wird eine Aussage darüber getroffen, wie gut sich die Regressionsfunktion an die empirische Verteilung der Messpunkte anpasst /Kle98/.

Für die ermittelte Regressionsfunktion mit den Koeffizienten nach Tabelle 6.7 ergibt sich ein Bestimmtheitsmaß von $B = 1$. Damit ergibt sich eine optimale Anpassung des Regressionspolynoms.

Paretoanalyse zur Bestimmung der Effekte

Das Regressionspolynom liefert mit seinen Koeffizienten Erkenntnisse über den Einfluss der einzelnen unabhängigen Variablen, so dass sich die Zielgröße durch Variation dieser Variablen einstellen lässt. Die Einflüsse lassen sich anschaulicher mit Hilfe der Ermittlung der Effekte in der sogenannten **Paretoanalyse** quantifizieren.

Der Effekt eines Faktors x_k ergibt sich aus der Differenz zwischen dem Mittelwert der Zielgröße aus allen Versuchen, bei denen dieser Faktor auf der oberen Stufe eingestellt ist, und dem Mittelwert aus allen Versuchen, bei denen die untere Stufe eingestellt ist /Sch97, Kle98/. So existieren bei einem vollständigen faktoriellen Versuchsplan

immer je zwei Faktorstufenkombinationen, die sich nur in der Einstellstufe eines bestimmten Faktors unterscheiden. Somit fließen jeweils $N/2$ Werte (N = Gesamtzahl der Versuche) der oberen bzw. unteren Stufe in die Berechnung der Effekte ein. Die Berechnung ergibt sich für lineare und quadratische Effekte durch Gleichung 6.17:

$$\text{Effekt}_x = \frac{\sum y(X+) - \sum y(X-)}{N/2}$$

mit $\sum y(X+)$: Summe aller Zielgrößenwerte bei Einstellung eines Faktors auf der oberen Stufe (Stufe I) (6.17)

mit $\sum y(X-)$: Summe aller Zielgrößenwerte bei Einstellung eines Faktors auf der unteren Stufe (Stufe III)

Damit steht ein Maß zur Verfügung, das die Wirkung eines Einflussfaktors veranschaulicht. Ist der Ausdruck positiv, so erfolgt bei Vergrößerung des Faktors eine Steigerung der Zielgröße, ein negativer Effekt bedeutet eine Senkung des Wertes der abhängigen Variable. Die Wechselwirkungseffekte zwischen zwei Faktoren lassen sich entsprechend Gleichung 6.18 ermitteln:

$$(2\text{FWW})_{x_1x_2} = \left(\frac{\sum y(X_{1+}) - \sum y(X_{1-})}{N/2} \right)_{x_{2+}} - \left(\frac{\sum y(X_{1+}) - \sum y(X_{1-})}{N/2} \right)_{x_{2-}} \quad (6.18)$$

Damit steht ein Maß der gegenseitigen Beeinflussung der Zielgröße durch zwei Faktoren zur Verfügung. Ergibt sich hierbei ein wesentlicher Effekt, so hängt der Effekt eines Faktors entscheidend von der Einstellung des anderen ab. Die resultierende Wechselwirkung wird als eigenständige Größe bzw. als eigenständige unabhängige Variable behandelt. Für D-optimale Versuchspläne lassen sich die Effekte mit STATISTICA in Analogie zum vollständigen Versuchsplan aus den Daten hochrechnen. Aus dieser Berechnung der Effekte aus den Versuchsergebnissen für die Zielgröße $y = \Delta T$ ergeben sich folgende lineare und quadratische Effekte sowie Wechselwirkungseffekte (**Tabelle 6.8**):

Tabelle 6.8: Effekte der unabhängigen Variablen

Unabh. Var.	x_1	x_2	x_3	x_4	x_1^2	x_2^2	x_3^2
Effekt	-6,426	-2,723	-2,108	-6,302	-16,436	-12,287	9,069
Unabh. Var.	x_4^2	$x_1 \cdot x_2$	$x_1 \cdot x_3$	$x_1 \cdot x_4$	$x_2 \cdot x_3$	$x_2 \cdot x_4$	$x_3 \cdot x_4$
Effekt	7,427	-2,068	3,916	-2,422	0,223	21,822	19,592

Die Effekte lassen sich graphisch in einem Paretdiagramm veranschaulichen (**Bild 6.17**). Hierbei werden die Absolutwerte der 14 resultierenden Effekte nach der Größe sortiert dargestellt.

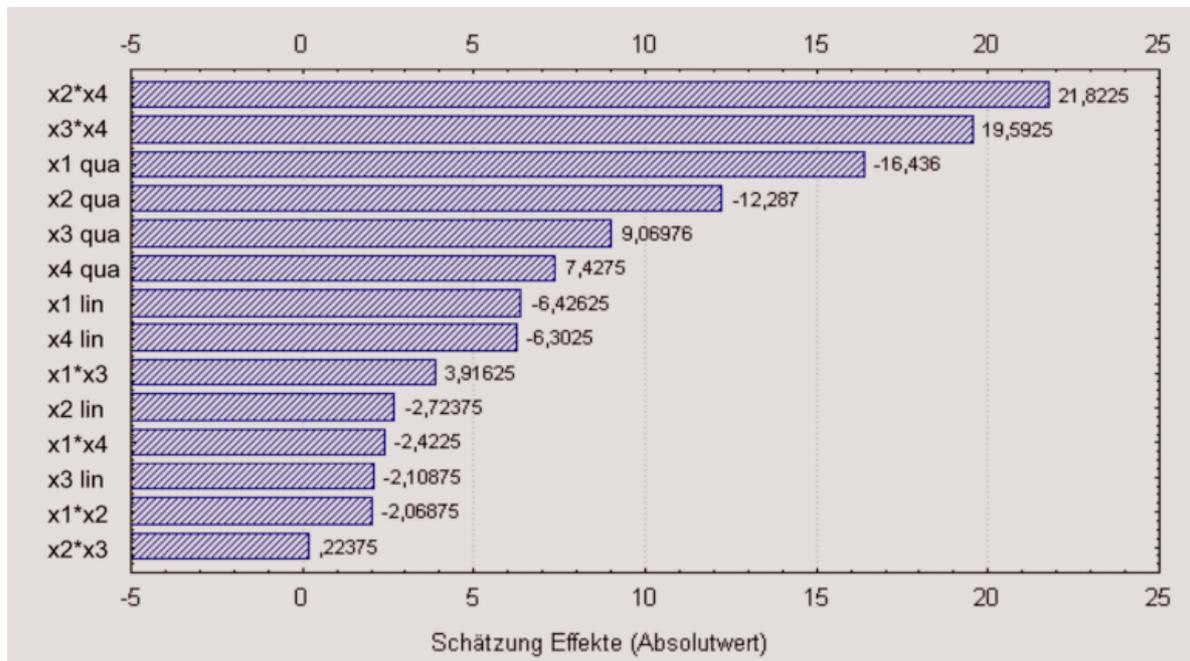


Bild 6.17: Paretdiagramm der Effekte (mit STATISTICA ermittelt)

Hochsignifikant sind die Wechselwirkungseffekte $x_2 \cdot x_4$ (obere Halteleistung P_2 und Endleistung P_4) und $x_3 \cdot x_4$ (untere Halteleistung P_3 und Endleistung P_4). Das bedeutet, dass die Halteleistungen und Haltezeiten für die Minimierung der Temperatur-differenz ΔT entscheidend sind.

Prüfung der Signifikanz der Effekte

Ausgehend von diesen ermittelten Absolutwerten ist die Signifikanz der Effekte zu beurteilen. Unter der Voraussetzung, dass der Effekt größer ist als seine Zufallsstreuung, ergibt sich eine Einstufung als signifikanter Effekt. Anderenfalls wird der Effekt als nicht signifikant bezeichnet. Man unterscheidet also zwischen nur zufällig von Null abweichenden Effekten und wahren Effekten, wenn von einer Normalverteilungshypothese ausgegangen wird. Bei der Beurteilung wird nach einer formalisierten Vorgehensweise verfahren:

Zunächst muss die Breite der sogenannten Vertrauensbereiche für die Effekte nach den Gleichungen 6.19 berechnet werden /Kle98/.

$$\bar{d} - \tau \cdot s\bar{d} \leq \delta \leq \bar{d} + \tau \cdot s\bar{d}$$

mit \bar{d} = geschätzter Effekt (berechnete Differenz)
und δ = wahrer Effekt

$$s\bar{d} = \sqrt{\frac{4 \cdot s^2}{N}} = \text{Standardabweichung des Effekts} \quad (6.19)$$

$$\text{mit } s^2 = \frac{\sum s_j^2}{j} = \text{Varianz der } j \text{ Einzelwerte (im Mittel)}$$

τ = kritischer Wert der Studentverteilung für Vertrauensniveau α
(abhängig vom Freiheitsgrad $\nu = N-2$ beim Versuchsumfang N)

Zur Bewertung der Signifikanz werden die Vertrauensbereiche in drei Vertrauensniveaus unterteilt ($1-\alpha=95\%$, $1-\alpha=99\%$, $1-\alpha=99,9\%$). Dabei ist $1-\alpha$ die Wahrscheinlichkeit dafür, dass die Bewertung tatsächlich mit der Realität übereinstimmt, α ist entsprechend die Irrtumswahrscheinlichkeit. Enthält ein Vertrauensbereich den Wert Null, so kann der wahre Effekt Null sein. In diesem Fall ist der Effekt nicht signifikant. Ist der Wert Null nicht enthalten, geht man davon aus, dass wirklich ein signifikanter Effekt vorliegt. Je nachdem, bei welchem Niveau sich eine Signifikanz ergibt, lässt sich das Ergebnis bewerten. Alternativ zu den Grenzen der Vertrauensbereiche können auch die Breiten der Vertrauensbereiche ($\tau \cdot s\bar{d}$) berechnet werden und die sich ergebenden Werte mit den Beträgen der Effekte verglichen werden. Es ist dann zu entscheiden, ob der Effekt die Vertrauensbereichsbreite überschreitet oder nicht /Kle98/. Die Vertrauensbereiche werden nach folgender Bewertung eingeteilt:

Abstufung der Bewertung

- (-) Der 95 %-Vertrauensbereich enthält bereits den Wert Null
(bzw.: Effekt < Breite des Vertrauensbereiches für $1-\alpha = 95\%$)
⇒ kein Hinweis auf einen Unterschied, der Effekt ist nicht signifikant
- (*) Erst der 99 %-Vertrauensbereich enthält den Wert Null
(bzw.: Effekt < Breite des Vertrauensbereiches für $1-\alpha = 99\%$)
⇒ indifferente Signifikanz des Effekts
- (**) Erst der 99,9 %-Vertrauensbereich enthält den Wert Null
(bzw.: Effekt < Breite des Vertrauensbereiches für $1-\alpha=99,9\%$)
⇒ signifikanter Unterschied des Effektes
- (***) Auch der 99,9 %-Vertrauensbereich enthält den Wert Null nicht
(bzw.: Effekt > Breite des Vertrauensbereiches für $1-\alpha=99,9\%$)
⇒ hochsignifikanter Unterschied des Effektes

Die Berechnung bzw. Bewertung der Signifikanz der Effekte ($j=14$) ist in **Tabelle 6.9** zusammengestellt. Die kritischen Werte der Studentverteilung sind in Abhängigkeit vom jeweiligen Vertrauensniveau α und vom Freiheitsgrad ν tabelliert. Für $N = 15$ folgt $\nu = N-2 = 13$. Mit Hilfe des Wahrscheinlichkeitsrechners für Verteilungen in STATISTICA lassen sich folgende τ -Werte berechnen:

$$\tau_{95\%} = 2,160 \ ; \ \tau_{99\%} = 3,012 \ ; \ \tau_{99,9\%} = 4,221$$

Als Ergebnis der Paretoanalyse zur Bewertung der Signifikanz der Effekte dominieren drei hochsignifikante (***) sowie ein signifikanter Effekt (**). Als hochsignifikant werden die Zweifaktorwechselwirkungen zwischen der Endleistung P_4 und den Halteleistungen P_2 und P_3 hervorgehoben. Außerdem wird der quadratische Einfluss der Anfangsleistung P_1 als hochsignifikant sowie zusätzlich der quadratische Einfluss der Heizleistung in der zweiten Heizphase P_2 als signifikant ermittelt. Aufgrund des Vorhandenseins von hochsignifikanten Wechselwirkungseffekten resultiert für die Zielgröße ΔT eine sehr hohe Sensibilität hinsichtlich des Zusammenspiels der beiden beteiligten unabhängigen Variablen. Deshalb muss bei einer Variation einer betroffenen Heizleistung die Wechselwirkung mit der jeweils anderen beachtet werden. Bei einer Neugestaltung des Aufheizprozesses lässt sich der Temperaturverlauf bzw. die Temperaturdifferenz also am stärksten durch Veränderung der (hoch-)signifikanten Einflussgrößen beeinflussen. Die interaktive unabhängige Variable muss dabei angepasst werden.

Tabelle 6.9: Signifikanztest zur Bewertung der Effekte

Effekt	Absolutwert	Varianz s_i^2	$s_{\bar{d}}$	$\tau * s_{\bar{d}}$			Bewertung
				1- α = 95%	1- α = 99%	1- α = 99,9%	
$x_2 \cdot x_4$	21,822	48,290	3,589	7,752	10,810	15,149	***
$x_3 \cdot x_4$	19,592						***
x_1^2	16,436						***
x_2^2	12,287						**
x_3^2	9,069						*
x_4^2	7,427						-
x_1	6,426						-
x_4	6,302						-
$x_1 \cdot x_3$	3,916						-
x_2	2,724						-
$x_1 \cdot x_4$	2,423						-
x_3	2,109						-
$x_1 \cdot x_2$	2,068						-
$x_2 \cdot x_3$	0,223						-

6.5.3 Optimierung des Aufheizprozesses hinsichtlich der Zielgrößen

Die durchgeführte Auswertung der Erwärmungsversuche mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung zeigt, dass die Zielgröße hauptsächlich von den Wechselwirkungen zwischen der Endleistung P_4 und den Halteleistungen P_2 und P_3 entscheidend beeinflusst wird. STATISTICA bietet die Möglichkeit zur optimalen Faktoreinstellung zur Erreichung einer vorgegebenen Zielrichtung. Unter Vorgabe einer bestimmten Erwünschtheit der Zielgrößen, lassen sich die optimierten Werte der Einflussgrößen berechnen. Neben der entscheidenden Hauptzielgröße Temperaturdifferenz ΔT , müssen dabei auch die weiteren Zielgrößen Randtemperatur T_{Rand} und Kerntemperatur T_{Kern} als einzuhaltende Nebenbedingungen berücksichtigt werden. Beide Temperaturen müssen im Solidus/Liquidus-Intervall liegen. Es liegt also eine Optimierung des Aufheizprozesses hinsichtlich mehrerer Zielgrößen als Optimierungsproblem vor.

Erstellung des Wunschprofils

Mit Hilfe des STATISTICA-Moduls Wirkungsprofile/Wunschprofile lässt sich eine optimierte Parametereinstellung prognostizieren. Dazu werden zunächst untere, mittlere und obere Zielwerte für jede Zielgröße definiert. Dessen wird eine

Erwünschtheit zwischen Null und Eins zugeordnet. Für T_{Rand} und T_{Kern} werden die Temperaturwerte auf 1465 °C, 1475 °C und 1480 °C festgelegt. Da die gewünschte Endtemperatur möglichst im oberen Bereich des Solidus/Liquidus-Intervalls (dies entspricht einem Flüssiganteil von 30 %) liegen soll, wird der mittleren Temperatur 1475 °C jeweils die Erwünschtheit Eins zugeordnet, den anderen die Erwünschtheit 0,5. Die Temperaturdifferenz soll möglichst minimal sein. Deshalb wird der untere Zielwert 0 mit einer Erwünschtheit 1,0 belegt, maximal beträgt die Differenz unter Berücksichtigung des Intervalls der absoluten Temperaturwerte 15 °C bei einer Erwünschtheit von 0,0. Mit diesen Vorgaben lässt sich das Wunschprofil unter dem Kriterium Optimalität graphisch anzeigen (**Bild 6.18**).

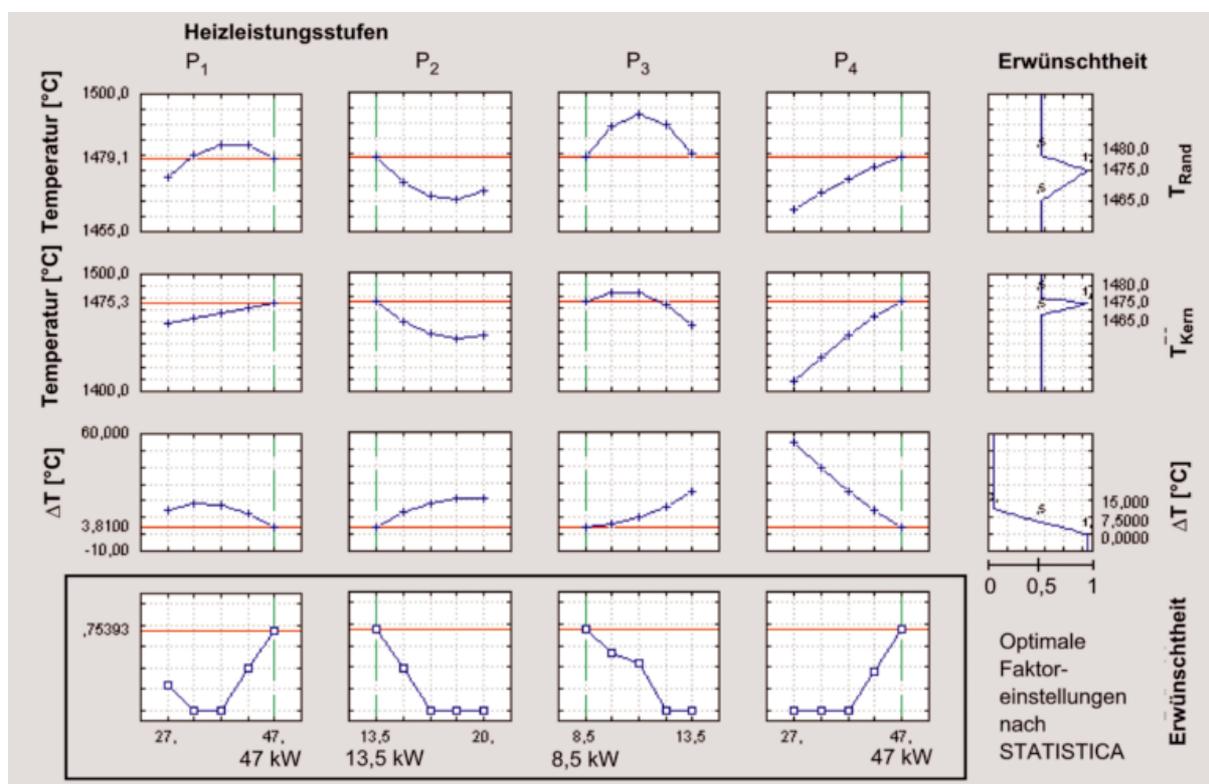


Bild 6.18: Ermittelte Wirkungs-/Wunschprofile (mit STATISTICA)

Als optimale Parametereinstellung ergeben sich die in **Tabelle 6.10** aufgeführten Faktorenwerte für die Heizleistungen mit den dazugehörigen Heizzeiten. Diesen werden die Einstellungen des Ausgangszyklus gegenübergestellt. Die Gesamterwünschtheit liegt bei 0,75393. Abweichungen verringern die Güte des Wunschprofils deutlich. Die Tatsache, dass die optimalen Werte Bestandteil eines durchgeführten Versuches im Rahmen des D-optimalen Versuchsplanes sind, ist zufällig. Es hätte sich auch eine nicht durchgeführte Faktoreinstellung ergeben können. Der Vergleich der Heizzyklen vor und nach der Optimierung zeigt eine deutliche Verbesserung. Die Gesamtzeit des Aufheizprozesses reduziert sich von 166 s

auf 95 s. Die radiale Temperaturdifferenz zwischen Rohteilrand und Rohteilkern ist in der experimentellen Überprüfung der vorgeschlagenen Werte als sehr gering bestätigt worden (gemessenes $\Delta T = 4 \text{ K}$), wobei das Temperaturintervall an der Obergrenze des angestrebten Solidus/Liquidus-Intervalls liegt.

Tabelle 6.10: Vergleich der Heizzyklen vor und nach der Optimierung

Relevante Parameter	Ausgangszyklus	Optimierter Heizzyklus
P_1	20,5 kW	47 kW
P_2	14,5 kW	13,5 kW
P_3	11,5 kW	8,5 kW
P_4	20,5 kW	47 kW
t_1	100 s	44 s
t_2	21 s	22 s
t_3	10 s	14 s
t_4	35 s	15 s
t_{Ges}	166 s	95 s
T_{Rand}	1485,0 °C	1479,1 °C
T_{Kern}	1470,0 °C	1475,3 °C
ΔT	15,0 K	3,8 K

7 Entwicklung eines Werkzeugsystems zum Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein modular aufgebautes Werkzeugsystem zum Thixoschmieden von Stahl im geschlossenen Gesenk entwickelt. Das zu entwickelnde Werkzeug musste dabei den prozessspezifischen Anforderungen und den durch die Umformmaschine gegebenen Randbedingungen gerecht werden. Die Herstellung und Untersuchung von verschiedenen Bauteilen sollte durch den modularen Aufbau mit diesem Werkzeugsystem möglich sein.

7.1 Grundsätzliche Anforderungen

Bei der Auslegung des Werkzeugs mussten eine Reihe von Anforderungen bzw. Randbedingungen berücksichtigt werden, die sich wie folgt kurz umreißen lassen:

- Herstellung von endkonturnahen Bauteilen durch das Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk. D.h. keine Verwendung von Anschnittsystemen und Angussstücken wie dies beim Gießen der Fall ist
- Modular aufgebautes Werkzeugsystem zur Herstellung von verschiedenen Bauteilen durch einfachen Austausch der formgebenden Werkzeugkomponenten
- Integration der induktiven Erwärmungseinheit in den Werkzeugaufbau zur Vermeidung von Manipulationszeiten
- Möglichkeit der Formgebung und Erwärmung unter Schutzgasatmosphäre zur Reduzierung der Zunderbildung
- Nutzung der sich ergebenden Formgebungsmöglichkeiten durch die Verwendung einer 3-fach wirkenden hydraulischen Presse

7.2 Werkzeugaufbau

Das unter Berücksichtigung der prozessspezifischen Anforderungen konstruierte und aufgebaute Werkzeugsystem ist in **Bild 7.1** dargestellt. Im linken Teilbild ist eine räumliche Gesamtansicht des Werkzeugsystems gezeigt. Das rechte Teilbild zeigt das in den Pressenraum eingebaute Werkzeugsystem.

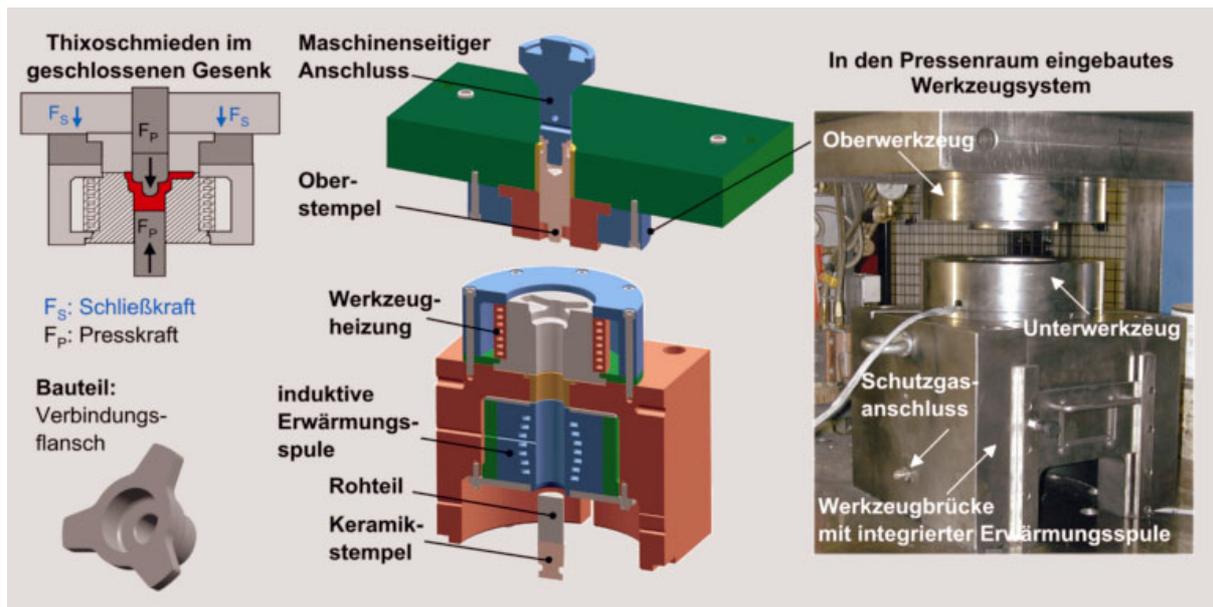


Bild 7.1: Entwickeltes Werkzeugsystem zum Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk (Rohteil wird unterhalb der Werkzeugbrücke induktiv erwärmt und anschließend in das Gesenk hochgefahren)

Das Werkzeug besteht aus einer Brücke, die am unteren Pressentisch befestigt ist. Die induktive Erwärmungseinheit ist zur Vermeidung von Manipulationszeiten im Werkzeugaufbau integriert. Das eigentliche Untergesenk ist zentrisch oberhalb der Spule auf der Werkzeugbrücke befestigt. Das Obergesenk ist am beweglichen Pressenobertisch angebracht. Die formgebenden Werkzeugelemente sind über eine Heizspirale auf eine maximale Temperatur von 400 °C heizbar, um den Temperaturgradienten zwischen Werkzeug und Werkstück zu verringern. Der Unterstempel ist am unteren Hydraulikzylinder angeschlossen. Während der Erwärmung dient der am Unterstempel fixierte Keramikstempel als Rohteilträger. Dieser ist erforderlich, um Ankopplungseffekte mit dem Feld der Induktionsspule und eine zu starke Erwärmung des metallischen Unterstempels zu vermeiden. Der Unterstempel dient sowohl zur Formgebung als auch zur Aufbringung des erforderlichen Nachverdichtungsdrucks während der Erstarrungszeit. Sowohl die Erwärmung als auch die Formgebung wird zur Reduzierung der Zunderbildung unter Schutzgasatmosphäre durchgeführt. Mit diesem Werkzeugsystem ist die Herstellung von endkonturnahen Bauteilen durch das Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk möglich. Volumenschwankungen können durch die Verfährwege der Stempel ausgeglichen werden, so dass es lediglich zu einer Schwankung des Butzenvolumens kommt und somit ein sehr hoher Materialausnutzungsgrad erreicht wird.

Aufgrund der beim Thixoschmieden von Stahl auftretenden hohen Verarbeitungstemperaturen von über 1400 °C und der zu erwartenden hohen thermischen und korrosiven Beanspruchung der Werkzeuge, können konventionelle Werkzeugs-

Werkstoffe (z.B. Warmarbeitsstähle) dieser Beanspruchung nicht lange standhalten. Dennoch wurden die Werkzeuge im Rahmen dieser Arbeit, zur Prozessanalyse und aus Gründen der höheren Werkstoffkosten sowie der schlechteren Verfügbarkeit von denkbaren bzw. besser geeigneten keramischen Werkstoffen, aus konventionellen Warmarbeitsstählen X38CrMoV 5 1 (1.2343) und X38CrMoV 5 3 (1.2367) gefertigt.

An dieser Stelle sei auf das Kapitel 9 dieser Arbeit verwiesen. Hier erfolgen Betrachtungen zum Werkzeugverschleiß und es werden Maßnahmen für eine Erhöhung der Werkzeugstandzeit beim Thixoschmieden von Stahl abgeleitet.

7.3 Werkzeugkinematik

Die nachfolgende Darstellung der prinzipiellen Bewegungsabläufe aller beteiligten Werkzeugkomponenten wird anhand wichtiger Werkzeugpositionen vorgenommen. Ausgangspunkt der gezeigten Kinematik ist das Werkzeug in der Einlegeposition. Aufgrund des zur Verfügung stehenden großen Einbauraumes, kann das Einlegen des Rohteils von unten erfolgen. (**Bild 7.2**). Zur Veranschaulichung werden lediglich die relevanten Komponenten des Werkzeugsystems vereinfacht schematisch dargestellt (**Bild 7.3**).

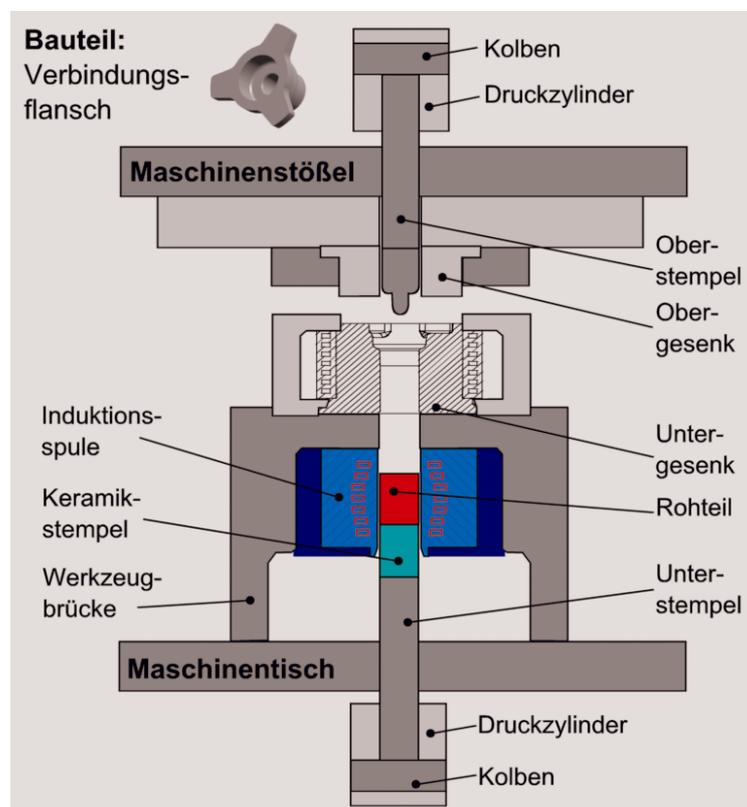


Bild 7.2: Werkzeug in der Einlege-/Heizposition (Das Einlegen des Rohteils kann wegen des großen Einbauraums von unten erfolgen)

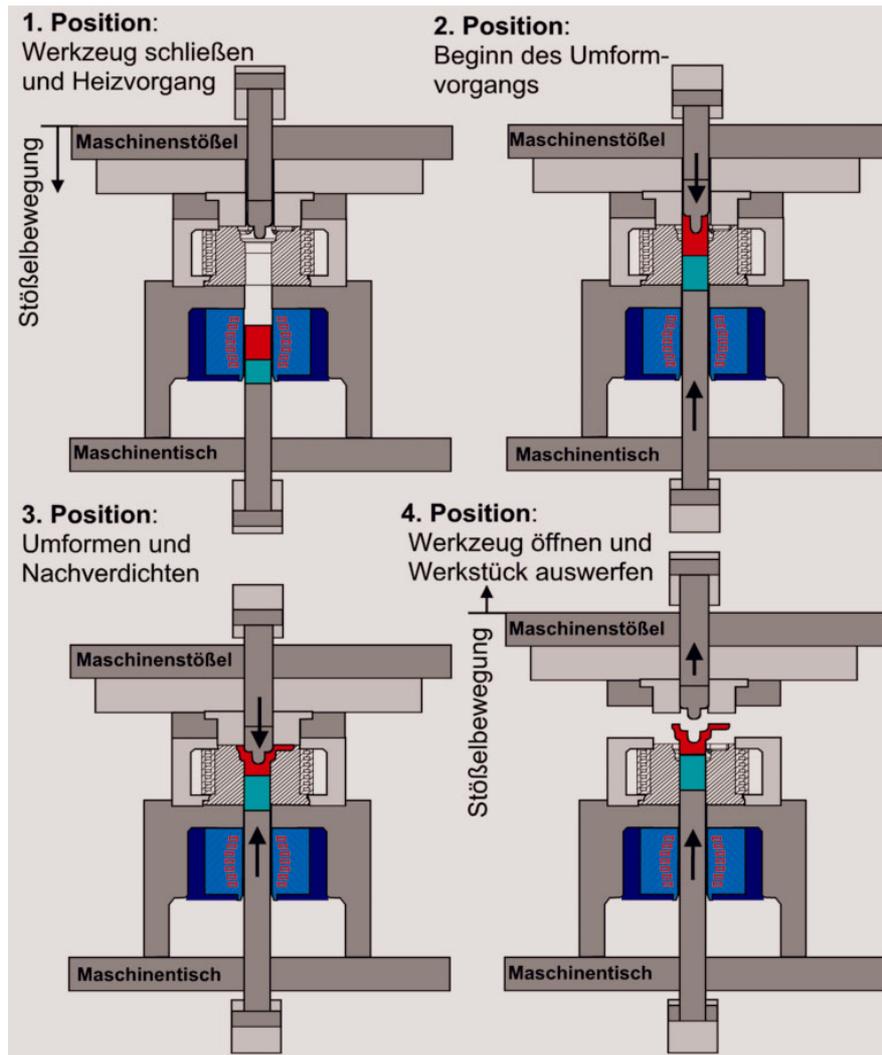


Bild 7.3: Gesamtdarstellung der Werkzeugkinematik

In der **Position 1** sind die beiden Werkzeughälften kraftfrei verschlossen und der induktive Aufheizvorgang wird gestartet. Zu Beginn und während der Umformung (**Position 2**) werden die Gesenkschließkräfte (ca. 2.000 kN) hydraulisch durch den Maschinenstößel aufgebracht und verhindern somit das Austreten des Werkstoffs in die Teilungsebene der Gesenke. Die in den Gravurhohlraum eindringende Stempel verdrängen den teilflüssigen Werkstückwerkstoff und formen das Bauteil aus (**Position 3**). Durch die Vorgabe von definierten Stempelwegen wird die gewünschte Bauteilgeometrie erreicht. Je nach Bauteil kann die Umformung sowohl gleichzeitig mit dem Ober- und Unterstempel, als auch nur durch den Unterstempel erfolgen. Nach der eigentlichen Formgebung schließt sich eine Haltezeit (ca. 2 s) zum Nachverdichten (Verringerung der Bauteilporositäten) und zum Erstarren des Bauteils an. In der **Position 4** wird das Werkzeug durch den Aufwärtshub des Maschinenstößels geöffnet. Der Oberstempel ist in dieser Phase bereits vom Bauteil abgelöst. Anschließend erfolgt das Auswerfen des Bauteils, indem der Unterstempel die entsprechende Position anfährt.

8 Experimentelle Untersuchungen an ausgewählten Demonstrationsbauteilen

Ziel der experimentellen Untersuchungen ist die Erschließung von werkstoffwissenschaftlichen und verfahrenstechnischen Zusammenhängen sowie die wissenschaftlich fundierte Darstellung des Einsatzpotenzials des Thixoschmiedens von Stahl im geschlossenen Gesenk.

Zur Ermittlung des Umformverhaltens von Stahl im teilflüssigen Zustand und zur Identifikation der signifikanten Formgebungsparameter wurden experimentelle Untersuchungen an verschiedenen Demonstrationsbauteilen durchgeführt (**Bild 8.1**). Die Bauteile wurden unter verschiedenen Gesichtspunkten ausgewählt. Der Verbindungsflansch wurde zur Erarbeitung eines grundlegenden Prozessverständnisses und zur Identifikation der relevanten Prozessparameter ausgewählt. Die Bauteile Felge und Schwenklager weisen eine hohe Komplexität auf und wurden zur Darstellung des technischen Potenzials ausgewählt. Es liegen dick- und dünnwandige Bauteilbereiche sowie lange Fließwege vor. Derartige Geometrien sind nicht bzw. nur durch mehrere Schmiedeoperationen herstellbar. Weiterhin wurde die Felgegeometrie zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften herangezogen. Alle Bauteile wurden ausgehend vom zylindrischen Rohteil einstufig durch das Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk hergestellt.

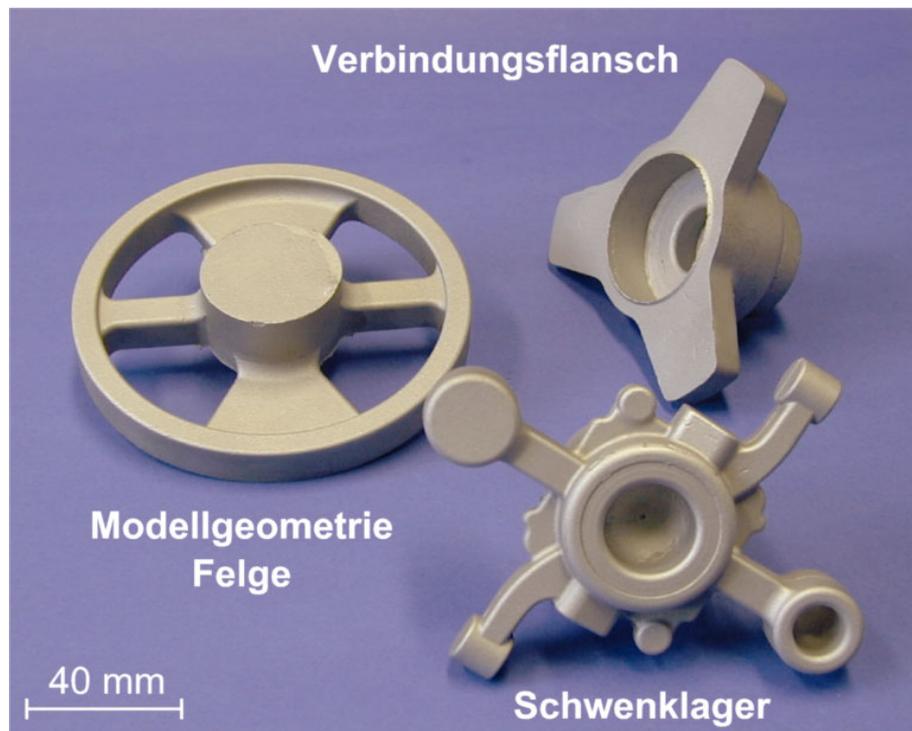


Bild 8.1: Im Rahmen der vorliegenden Arbeit thixogeschmiedete Bauteile

Es wurden verschiedene Versuchsreihen durchgeführt. In **Tabelle 8.1** sind die wesentlichen Versuchsparameter der Formgebung und die entsprechenden Untersuchungsaspekte angegeben.

Tabelle 8.1: Zusammenstellung der Versuchsparameter und der Untersuchungsaspekte

Konstante Parameter (für alle drei Bauteile)	Variierte Parameter	Untersuchungsaspekte
<ul style="list-style-type: none"> ☐ Flüssiganteil: 30 % ☐ Rohteilgeometrie (Ø 40 x 70 mm) ☐ Temperatur (je nach Werkstoff) ☐ Haltezeit: 2 s ☐ Trennmittel ☐ Werkzeugtemperatur: 300 °C 	<ul style="list-style-type: none"> ☐ Werkstoffe: C38, C80, HS6-5-2, C45 ☐ Stempelgeschwindigkeiten: 200 – 1200 mm/s ☐ Bauteilgeometrie 	<ul style="list-style-type: none"> ☐ Kräfte des Ober- und Unterstempels ☐ Formfüllungsverhalten ☐ Einfluss der Geschwindigkeit ☐ Oberflächenbeschaffenheit ☐ Mechanische Eigenschaften ☐ Werkstofftechnische Eigenschaften

Bei allen durchgeführten Formgebungsversuchen wurde ein Flüssiganteil von 30 % eingestellt, da bei höheren Flüssiganteilen die Rohteile keine ausreichende Formstabilität mehr aufwiesen.

Die Erwärmung der Rohteile erfolgte mit den aufgestellten Erwärmungszyklen für die jeweilige Stahlwerkstoffe (siehe [Kapitel 6](#)).

Die minimal erforderliche Haltezeit zur Abführung der Wärme bzw. zur Unterschreitung einer Temperatur von ca. 1300 °C, wurde bei den vorliegenden Randbedingungen und einem maximalen Erstarrungsdruck von 400 MPa experimentell mit 2 Sekunden bestimmt, um beim Auswerfen des Werkstücks eine Deformation zu vermeiden.

Zur Trennung von Werkstück und Werkzeug wurde ein temperaturbeständiges Trennmittel auf Keramikbasis verwendet.

Um den Temperaturgradienten zwischen Werkstück und Werkzeug zu verringern, wurde das Untergesenk (siehe Bild 7.1) auf 300 °C vorgeheizt.

Nach der Beschreibung der verwendeten Umformmaschine werden in den nachfolgenden Abschnitten die detaillierten Untersuchungen der einzelnen Bauteile vorgestellt und die jeweiligen Ergebnisse diskutiert.

8.1 Verwendete Umformmaschine

Die Formgebungsversuche wurden auf der am IFUM installierten mehrfachwirkenden hydraulischen Presse der Firma AP&T durchgeführt (**Bild 8.2**). Die Presse verfügt über eine Presskraft von 4.000 kN und zeichnet sich durch eine hohe Flexibilität und umfangreiche Steuerungsmöglichkeiten (NC-Steuerung SINUMERIK 840D) aus. Die Presse deckt einen weiten Kraft- und Geschwindigkeitsbereich ab. Mit Hilfe des integrierten Prozessrechners können alle relevanten Prozessgrößen (Kräfte, Wege, Geschwindigkeiten, etc.) präzise aufgezeichnet werden. Die maximale Geschwindigkeit des Pressstempels beträgt 2.000 mm/s. Des Weiteren ist es möglich, die vier unabhängig voneinander ansteuerbaren Stempel von Weg- in Kraftregelung umzuschalten, um so ein Nachverdichten des Bauteils nach der eigentlichen Formgebung zu ermöglichen. Die Presse bietet somit beste Voraussetzungen für eine detaillierte Prozessanalyse.

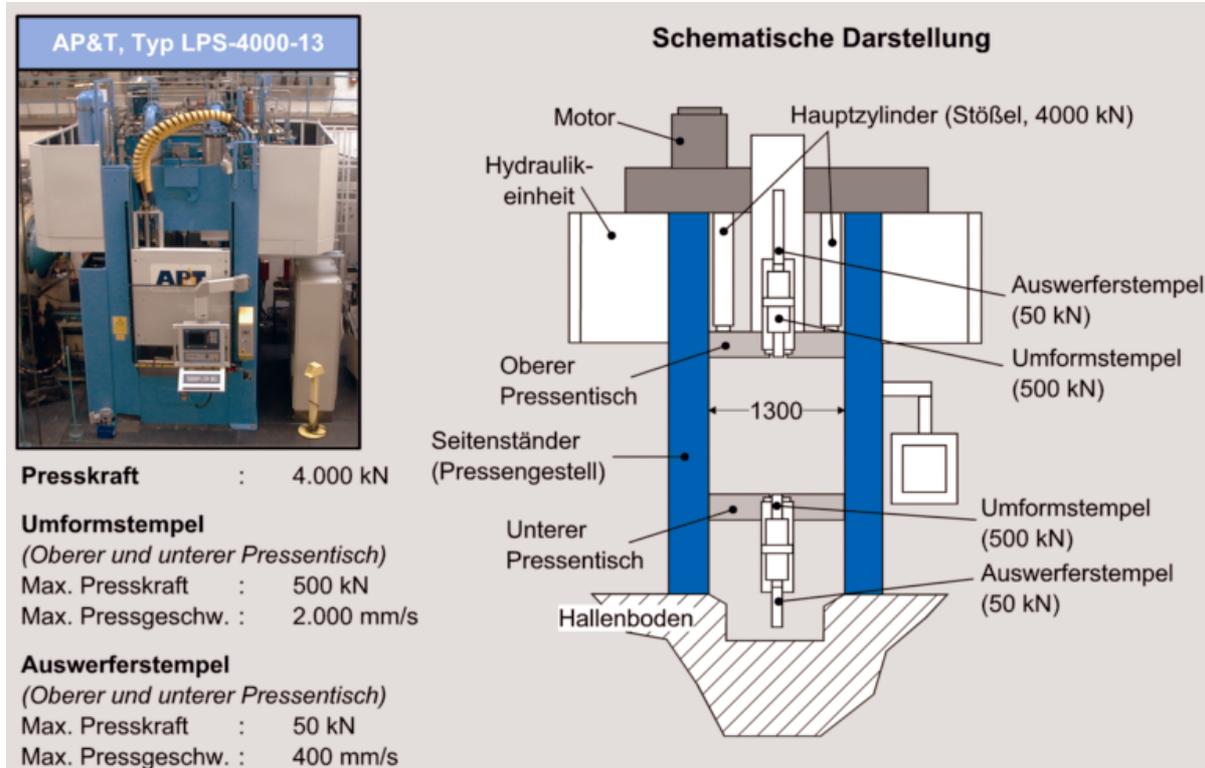


Bild 8.2: Verwendete hydraulische Presse und technische Daten

8.2 Thixoschmieden eines Verbindungsflansches im geschlossenen Gesenk

In **Bild 8.3** ist der untersuchte Verbindungsflansch als CAD-Modell dargestellt. Dieser wird beim konventionellen Schmieden in drei Umformschritten hergestellt und wurde hier in nur einem Formgebungsschritt durch das Thixoschmieden realisiert.

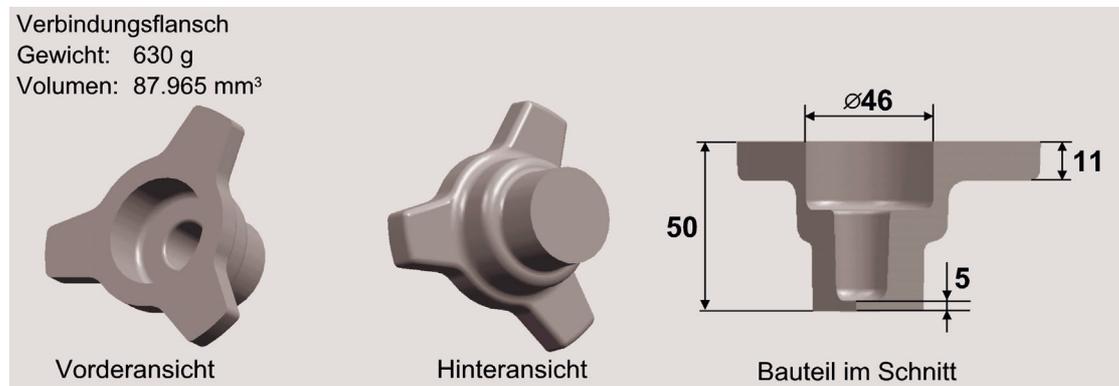


Bild 8.3: Darstellung des Verbindungsflansches als CAD-Modell und wichtige geometrische Maße

8.2.1 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Die Formgebungsversuche zur Herstellung des Verbindungsflansches konnten mit Hilfe der implementierten NC-Steuerung automatisiert ablaufen. Im NC-Programm sind alle wichtigen Prozessparameter wie Stempelgeschwindigkeit, Stempelwege und Haltezeit hinterlegt und somit ist eine reproduzierbare Formgebung der Bauteile gewährleistet. **Bild 8.4** zeigt einen exemplarischen Formgebungsablauf.

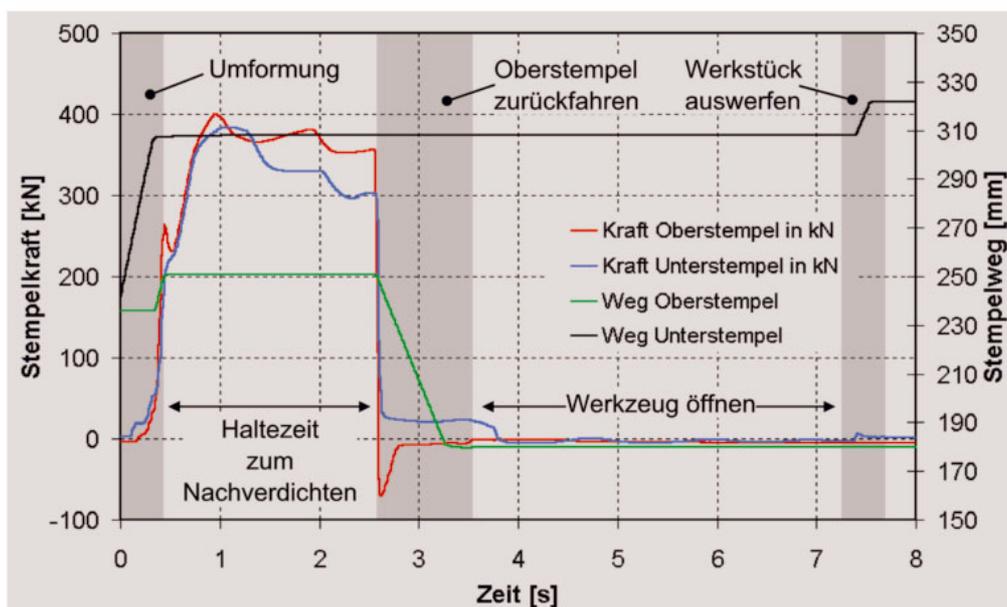


Bild 8.4: Exemplarischer Formgebungsverlauf mit Nachverdichten

Der Umformvorgang dauert im vorliegenden Beispiel ca. 0,2 Sekunden. Es schließt sich eine Haltezeit zum Nachverdichten (zur Vermeidung bzw. Verringerung von Porositäten im Bauteil) und zum Erstarren von 2 Sekunden an. Anschließend fährt der Oberstempel in die vorgegebene Sollposition zurück und das Werkzeug durch den Aufwärtshub des Stößels geöffnet. Durch das Anfahren der vorgegebenen Sollposition wirft der Unterstempel das Bauteil aus. Es wird manuell entnommen.

Durch die reproduzierbare maschinenseitige Vorgabe der Stempelwege konnte die Werkzeuggravur in fast allen Fällen (insgesamt über 100 Teile) fehlerfrei gefüllt werden. In **Bild 8.5** ist exemplarisch ein thixogeschmiedeter Verbindungsflansch aus C38 gezeigt.



Bild 8.5: Thixogeschmiedeter Verbindungsflansch aus C38

Ein für das Thixoschmieden typischer Kraft-Weg-Verlauf ist in **Bild 8.6** dargestellt. Zunächst erfolgt ein Anstauchen des Werkstückes, was zu einem Aufbrechen der äußeren festeren Randschale führt (Bereich I). Danach kommt es zu einem im Gegensatz zum konventionellen Schmieden charakteristischen Abfall der Kraft, der auf die Scherentfestigung des Werkstoffs zurückzuführen ist. In dieser Phase des Umformprozesses wird das teilflüssige Material umgeformt (Bereich II). Der anschließende Kraftanstieg resultiert aus der zunehmenden Gravur- und Kantenfüllung (Bereich III).

Der sich aus dem Kraftbedarf resultierende Innendruck während der Umformung (ohne Nachverdichten) ergibt sich überschlägig zu etwa 200 N/mm^2 und während des Nachverdichtens zu etwa 400 N/mm^2 . Der Vergleich mit beim konventionellen Schmieden, z.B. beim Präzisionsschmieden, vorliegenden Innendrücken von bis zu 1600 N/mm^2 /Abs99b/ zeigt, dass beim Thixoschmieden eine um Faktor vier kleinere Innendruckbeanspruchung und somit geringere mechanische Belastung der Werkzeuge vorliegt.

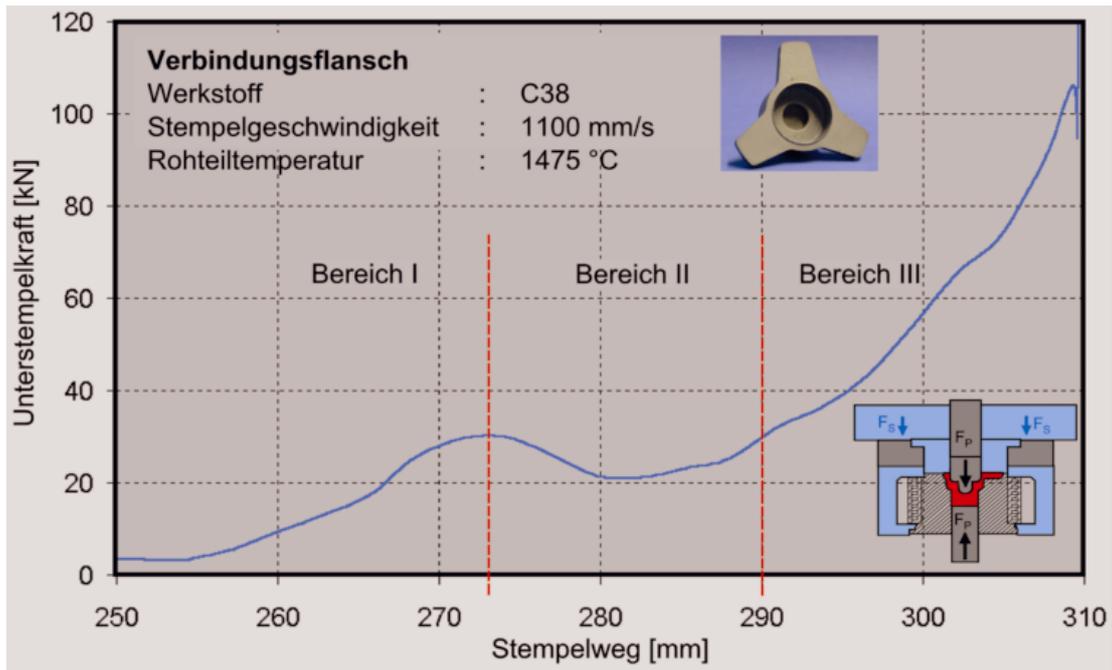


Bild 8.6: Kraftverlauf beim Thixoschmieden eines Verbindungsflansches (Darstellung ohne Nachverdichten)

Einfluss der Stempelgeschwindigkeit

Zur Untersuchung des Geschwindigkeitseinflusses auf die Formfüllung und den Kraftbedarf wurden jeweils drei Bauteile aus dem Stahl C38 mit vier unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten hergestellt. Die jeweils gemessenen Kräfte wurden gemittelt und sind für die unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten in **Bild 8.7** dargestellt.

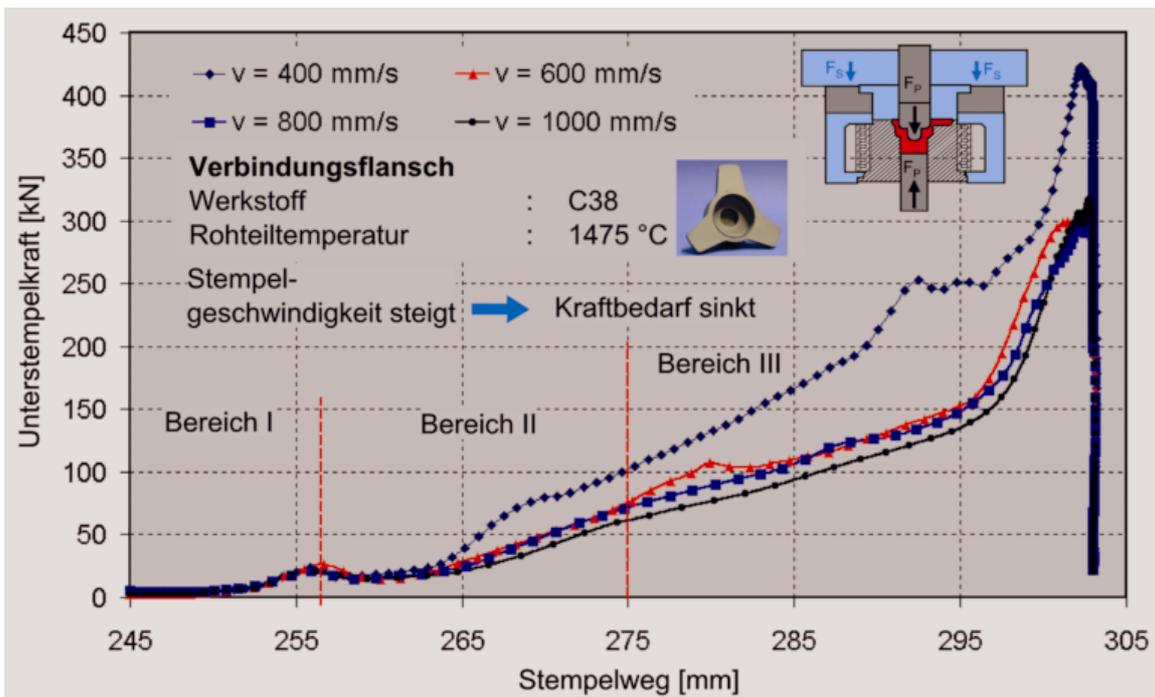


Bild 8.7: Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf den Kraftbedarf

Im Bereich des Anstauchens ist der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit nur schwach ausgeprägt (Bereich I). Mit zunehmender Formfüllung zeigt sich der Einfluss der Stempelgeschwindigkeit (Bereich II und III). Bei höheren Stempelgeschwindigkeiten liegen die Kraftwerte auf einem deutlich niedrigeren Niveau. Dies liegt daran, dass bei höheren Stempelgeschwindigkeiten und der damit verbundenen kürzeren Kontaktzeit zwischen Werkstück und Werkzeug der Wärmeübergang geringer ist und das Werkstück dadurch nicht so schnell abkühlt. Weiterhin werden bei höheren Stempelgeschwindigkeiten höhere Scherraten in das Werkstück eingebracht, infolge dessen es zu einer stärkeren Abnahme der Viskosität kommt, die wiederum zu einem entsprechend geringeren Kraftbedarf führt.

Das für das Thixoschmieden geeignete Prozessfenster wird somit durch eine untere und obere Grenzgeschwindigkeit begrenzt. Zum einen muss die Geschwindigkeit ausreichend hoch sein, um ein frühzeitiges Erstarren während der Formfüllung zu verhindern. Zum anderen darf aufgrund des einsetzenden Abreißens der geschlossenen Fließfront eine geometrieabhängige Grenzgeschwindigkeit nicht überschritten werden. Hierauf wird im [Abschnitt 8.3.1](#) noch detaillierter eingegangen.

Einfluss der Gefügestruktur im Ausgangszustand

Um den Einfluss der Gefügestruktur, die aus der unterschiedlichen Rohteilherstellung resultiert, auf das Formfüllungsverhalten zu ermitteln, wurden Bauteile aus Stählen mit globulitischer Gefügestruktur (C38 und HS6-5-2) und dendritischer Gefügestruktur (C45) thixogeschmiedet und gegenübergestellt. Zur Vergleichbarkeit der Ergebnisse wurden alle Bauteile mit den gleichen Prozessparametern (Flüssiganteil = 30 % und Unterstempelgeschwindigkeit = 200 mm/s, nach Bild 8.7) hergestellt. Diese Geschwindigkeit wurde ausgewählt, da hiermit bei diesem Bauteil eine vollständige Formfüllung erreicht werden konnte und der Kraftbedarf in Abhängigkeit des Werkstoffs deutlicher zu erkennen ist. Als Vergleichskriterium wurden die gemessenen Maximalkräfte herangezogen (**Bild 8.8**).

Die geringsten Kräfte zur vollständigen Bauteilfüllung werden bei dem pulvermetallurgisch hergestellten Schnellarbeitsstahl HS6-5-2 benötigt. Dieser verfügt aufgrund seiner Herstellungsrouten über eine besonders feinkörnige und somit sehr fließfähige Gefügestruktur. Die höchsten Kräfte werden bei der Umformung des Stahls C45 mit dendritischer Gefügestruktur benötigt. Die Kräfte sind im Vergleich zum HS6-5-2 um den Faktor 4 bzw. im Vergleich zum speziell vorbehandelten C38 um den Faktor 2 höher. Bei der dendritischen Gefügestruktur kommt es nicht zur gewünschten Rotation und Translation der Festteilchen in der Schmelze, sondern vielmehr zum Auspressen der Schmelze aus den Dendritenarmen. Es liegt ein deutlich ungünstigeres Fließverhalten vor, was zu einem höheren Kraftbedarf führt. Das sich aus der

Gefügestruktur ergebende schlechtere Fließverhalten dokumentiert sich auch in niedrigeren mechanischen Kennwerten der Bauteile (siehe Abschnitt 8.3.2).

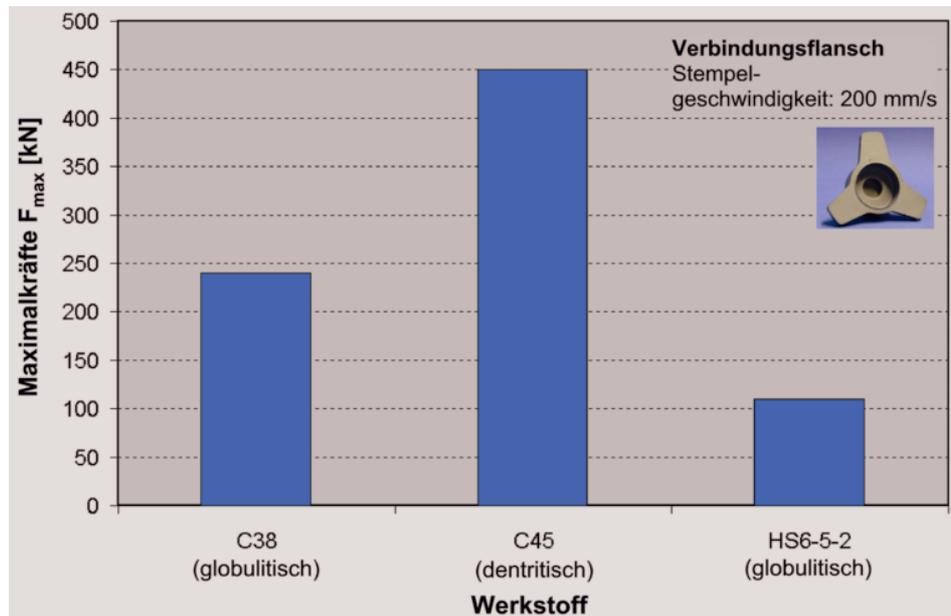


Bild 8.8: Vergleich der Maximalkräfte beim Thixoschmieden des Verbindungsflansches in Abhängigkeit des Werkstoffs (Gefügestruktur) (siehe Bilder 5.7 und 5.8)

Das schlechtere Fließverhalten des Stahls C45 mit dendritischer Gefügestruktur zeigt sich auch bei der makroskopischen Beurteilung der thixogeschmiedeten Bauteile. Das **Bild 8.9** zeigt die auftretenden Oberflächenrisse, die auf die ungünstige Gefügestruktur (dendritisch) zurückzuführen sind. Derartige makroskopische Bauteilfehler wurden bei thixogeschmiedeten Bauteilen aus C38 und HS6-5-2 nicht festgestellt.

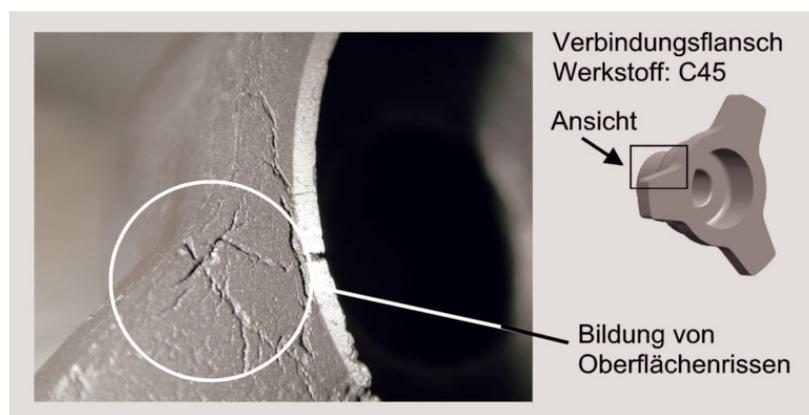


Bild 8.9: Oberflächenrisse bei einem aus C45 thixogeschmiedeten Verbindungsflansch aufgrund der dendritischen Gefügestruktur

Dieser qualitative Vergleich der „Thixofähigkeit“ verdeutlicht die Voraussetzung eines feinkörnigen globulitischen Gefüges des Ausgangsmaterials für eine erfolgreiche Formgebung im teilflüssigen Zustand.

Einfluss des Nachverdichtens

Zur Überprüfung des Einflusses des Nachverdichtens auf die Bauteilqualität wurden Bauteile ohne Nachverdichten hergestellt und untersucht. Im durchgetrennten Bauteil ist das Auftreten von Porositäten und Rissen deutlich zu erkennen (**Bild 8.10**). Derartige Defekte sind auf die während der Erstarrung und Abkühlung im Bauteil entstehenden Zugspannungen und Volumenkontraktion zurückzuführen.

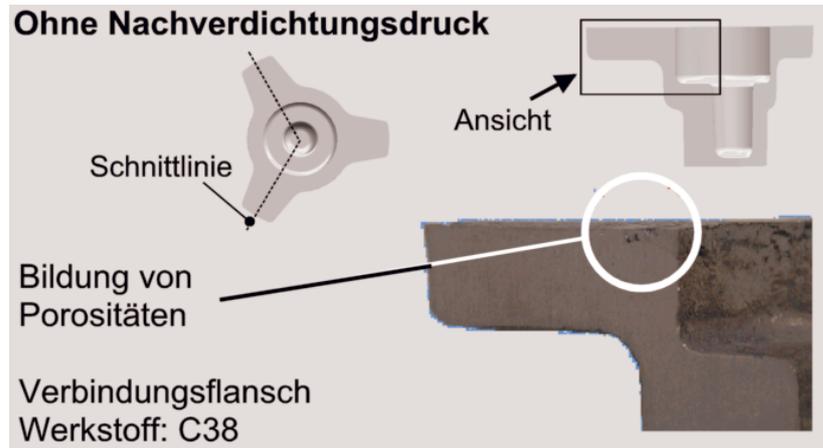


Bild 8.10: Porositäten im Bauteilinneren (ohne Nachverdichten, Werkstoff: C38)

Zur Verringerung von solchen Bauteilfehlern und zur Erhöhung der Bauteilqualität, muss daher ein anschließendes Nachverdichten erfolgen. Der erforderliche Nachverdichtungsdruck und die entsprechende Haltezeit hängen dabei von den jeweils vorliegenden Randbedingungen, wie Werkzeugwerkstoff und Werkstückwerkstoff ab.

8.2.2 Werkstoffkundliche Untersuchung der thixogeschmiedeten Bauteile

Neben der makroskopischen Bauteilbeurteilung wurden verschiedene werkstoffkundliche Untersuchungen zur Bestimmung der Bauteilqualität durchgeführt, die nachfolgend erläutert werden. Der Schwerpunkt der Betrachtungen liegt dabei auf Bauteilen aus dem Stahl C38, da dieser speziell für die Thixoumformung hergestellt wurde und dessen Einsatzfähigkeit beurteilt werden soll.

Gefügeanalyse nach dem Thixoschmieden

Zur Beurteilung der Gefügestruktur nach dem Thixoschmieden wurden metallographische Untersuchungen durchgeführt. Insbesondere sollte geklärt werden, ob es während der Umformung zur Entmischung bzw. Separation von fester und flüssiger Phase gekommen ist.

Die in **Bild 8.11** gezeigte Makroaufnahme verdeutlicht den Stofffluss und die gute Ausformung des Verbindungsflansches. Gut zu erkennen ist das unterschiedliche Fließverhalten von fester und flüssiger Phase während der Formfüllung. Im Bauteilinneren überwiegt der Anteil der flüssigen Phase, während im Bauteilrand hauptsächlich feste Phase umgeformt wurde.

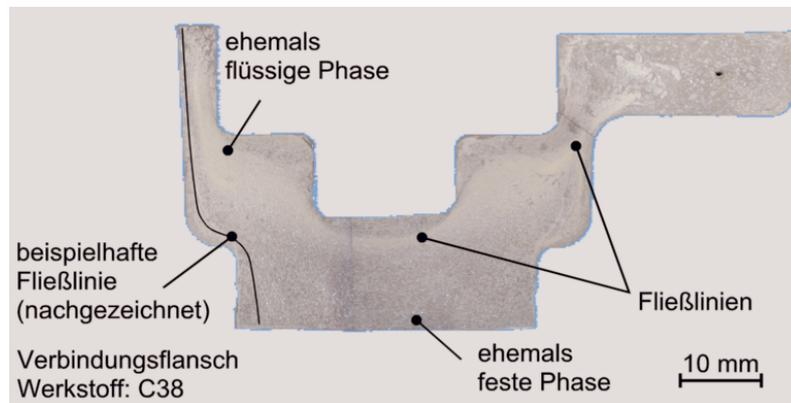


Bild 8.11: Fließlinien im Bauteilquerschnitt (Werkstoff: C38, Ätzmittel HNO_3) zur Verdeutlichung des Stoffflusses

Zur detaillierten Gefügeanalyse wurden Mikroschliffaufnahmen in verschiedenen Bereichen der thixogeschmiedeten und in Sand abgekühlten Bauteile angefertigt. In **Bild 8.12** ist ein Ausschnitt der Gefügestruktur nach dem Formgebungsprozess dargestellt. Im **Teilbild 1** ist das überwiegend perlitische Grundgefüge und die Ferritausscheidungen an den ehemaligen Austenitkorngrenzen zu erkennen. Die durchschnittliche Korngröße liegt bei etwa $150\ \mu\text{m}$. Im **Teilbild 2** ist ein sehr feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge zu sehen. Deutlich sind die etwa $50\ \mu\text{m}$ großen Ferritinseln (Agglomerate) zu erkennen. Die unerwünschte Bildung von Agglomeraten ist auf die Zusammenlagerung ehemals fester Bestandteile während der Umformung zurückzuführen. Das **Teilbild 3** zeigt ein typisches Stahlguss-Gefüge. Weiterhin erkennt man die angrenzenden kohlenstoffreicheren Perlitbereiche. In diesem Bauteilbereich überwiegt der Anteil an flüssiger Phase. Im linken Bereich des **Teilbilds 4**, liegt ein sehr feinkörniges bainitisches Gefüge vor. Dieses ist auf die hohe Abkühlgeschwindigkeit an der Werkzeugoberfläche während der Umformung und der anschließenden Haltezeit zurückzuführen. In Richtung Bauteilmitte (rechter Bereich), liegt wieder ein ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Das teilweise inhomogene Erscheinungsbild des thixogeschmiedeten Gefüges resultiert aus unterschiedlichen Abkühlgeschwindigkeiten in den verschiedenen Bauteilquerschnitten. Aufgrund der sich dadurch ergebenden vielfältigen Umwandlungsmöglichkeiten und der entstehenden, lichtmikroskopisch nicht immer eindeutig differenzierbaren Phasen, wird die Deutung der Gefügestruktur erschwert. Dennoch kann die Struktur als überwiegend feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge angesehen werden. Die

mittlere Korngröße beträgt etwa $150\ \mu\text{m}$. Wie zu erwarten, weist das Gefüge keine Orientierung (Vorzugsrichtung) der Körner auf wie dies beim konventionellen Schmieden der Fall ist. Trotzdem sind deutlich bessere mechanische Eigenschaften als beim Gießen zu erreichen, wie die ermittelten mechanischen Kennwerte belegen (siehe Abschnitt 8.3.2).

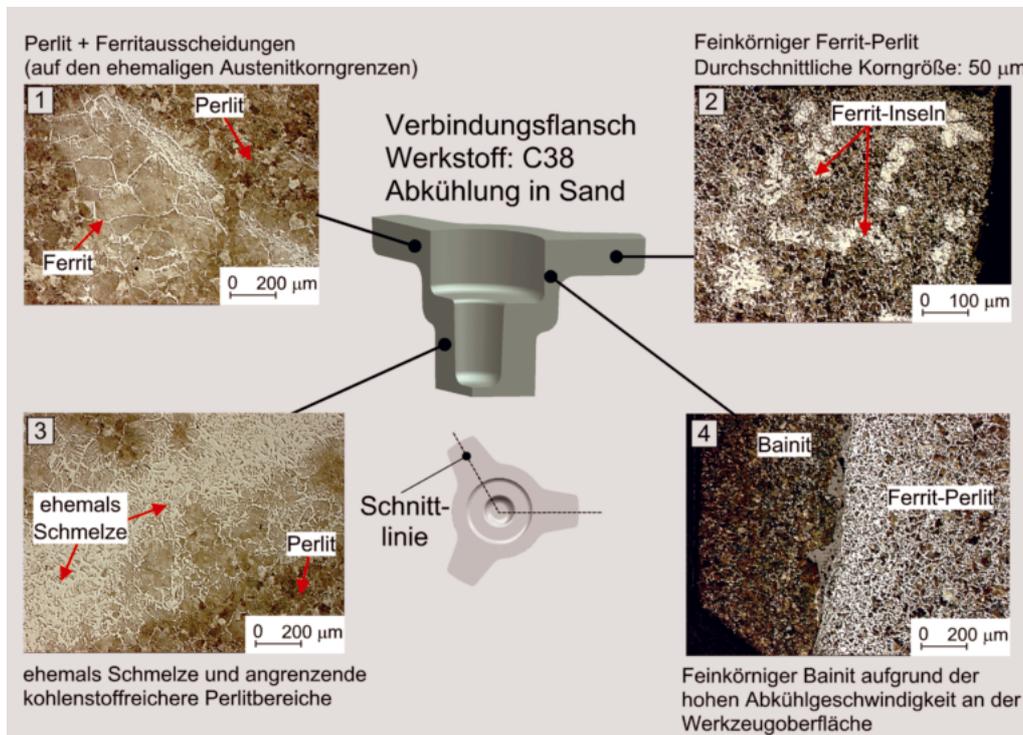


Bild 8.12: Gefügestruktur nach der Formgebung und dem Nachverdichten (Werkstoff: C38, Abkühlung in Sand, Ätzung mit HNO_3)

Zum qualitativen Vergleich ist in **Bild 8.13** ein Ausschnitt des Gefüges eines thixogeschmiedeten und in Sand abgekühlten Verbindungsflansches aus C45 gezeigt. Deutlich ist die dendritische Struktur und die Erstarrungsfront im linken Bereich zu erkennen. Während der Formgebung ist es aufgrund der dendritischen Gefügestruktur zum Auspressen der Schmelze gekommen.



Bild 8.13: Gefügausschnitt eines thixogeschmiedeten und nachverdichteten Verbindungsflansches (Werkstoff: C45, Abkühlung in Sand)

Härtemessungen nach VICKERS

Zur weiteren Gefügecharakterisierung und zur ersten Beurteilung der mechanischen Eigenschaften wurden Härtemessungen nach VICKERS (HV10) durchgeführt. In **Bild 8.14** sind exemplarisch die gemessenen Härtewerte eines thixogeschmiedeten Verbindungsflansches aus C38 angegeben. Bereits im thixogeschmiedeten Zustand ohne Wärmebehandlung wurden Härtewerte gemessen, die im oberen Sektor des in der Literatur angegebenen Bereiches (225-250 HV10) liegen /Sta01/. Im Durchschnitt liegt etwa eine Härte von 225 HV10 vor. Die Umwertung dieses Wertes ergibt eine Zugfestigkeit von 720 MPa. Dies entspricht der in der Literatur angegebenen Zugfestigkeit eines vergleichbaren Werkstoffs (C35, 1.0501) im vergüteten Zustand /Sta01/.

Die am Bauteilrand gemessenen höheren Härtewerte (Messpunkte 8 und 13) sind auf das bainitische Randgefüge zurückzuführen und korrelieren mit der qualitativen Gefügeuntersuchung.

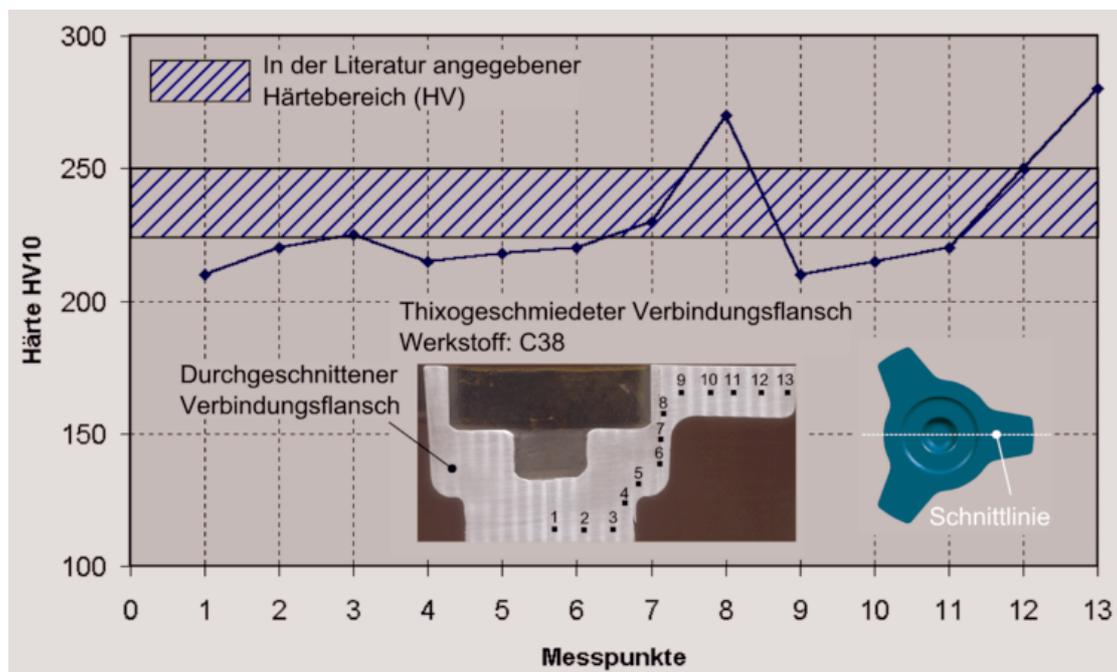


Bild 8.14: Härteverlauf im Bauteilquerschnitt nach dem Thixoschmieden (Werkstoff: C38)

Sonstige Bauteiluntersuchungen

Zur chemischen Analyse des Gefüges nach dem Thixoschmieden wurde eine Elektronenstrahlmikroanalyse an Bauteilen aus C38 durchgeführt. Durch die quantitative Bestimmung der Elementmassenanteile sollte festgestellt werden, ob es bei der Formgebung zu Seigerungen oder Anreicherungen, vor allem der Hauptlegierungselemente Mangan und Silizium, kommt. Hierzu wurde bewusst ein vermuteter Fest-Flüssig Bereich untersucht. Die ermittelten Konzentrationsverläufe sind in **Bild 8.15** gezeigt.

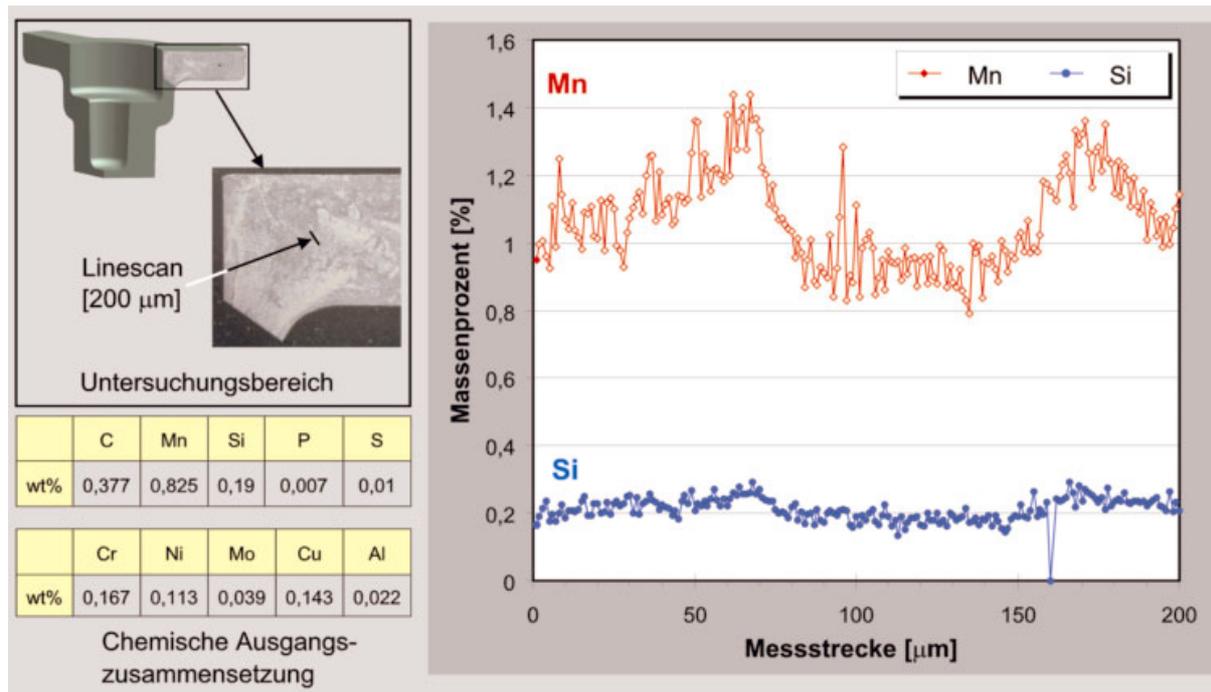


Bild 8.15: Untersuchungsbereich und Konzentrationsverläufe für Mangan und Silizium; unerwünschte Entmischung bei Mangan durch Verarbeitung im teilflüssigen Zustand (Werkstoff: C38)

Die Messstrecke beträgt 200 µm. Beim Legierungselement Mangan sind quantitative Konzentrationsunterschiede in den Randbereichen abzulesen. Dies deutet auf eine Seigerung von Mangan in der Flüssigphase hin. Mangangehalte wesentlich über 1 Massenprozent können die Brucheinschnürung herabsetzen /Dah96/. Bei Silizium sind dagegen nur geringe Unterschiede festgestellt worden. Die über die Messstrecke ermittelte Konzentration entspricht in etwa der Ausgangskonzentration. Es kann davon ausgehen werden, dass es zu keiner lokalen Anreicherung von Silizium gekommen ist. Trotz der vereinzelt gemessenen Konzentrationsunterschiede von bis zu 0,5 Massenprozent des Legierungselements Mangan, kann man davon ausgehen, dass es nicht zur einer deutlichen Entmischung während der Formgebung gekommen ist. Allerdings kann die lokale Anreicherung von Mangan der Grund für die vergleichsweise geringe Brucheinschnürung der thixogeschmiedeten Bauteile sein (siehe Abschnitt 8.3.2, Bild 8.30).

Bei einigen thixogeschmiedeten Bauteilen aus C38 wurden vereinzelt Risse und Lunker festgestellt. Diese sind auf die frühzeitige Erstarrung der Fließfront bzw. auf die Gaseinwirbelung während der Formgebung zurückzuführen. Zur Feststellung derartiger Fehler wurden Röntgenaufnahmen durchgeführt. Hiermit lassen sich Fehler ab einer Größe von 250 µm detektieren. Bei der überwiegenden Anzahl der Bauteile konnte dies allerdings durch das Nachverdichten vermieden werden, wie die Röntgenaufnahme in **Bild 8.16** beispielhaft zeigt.

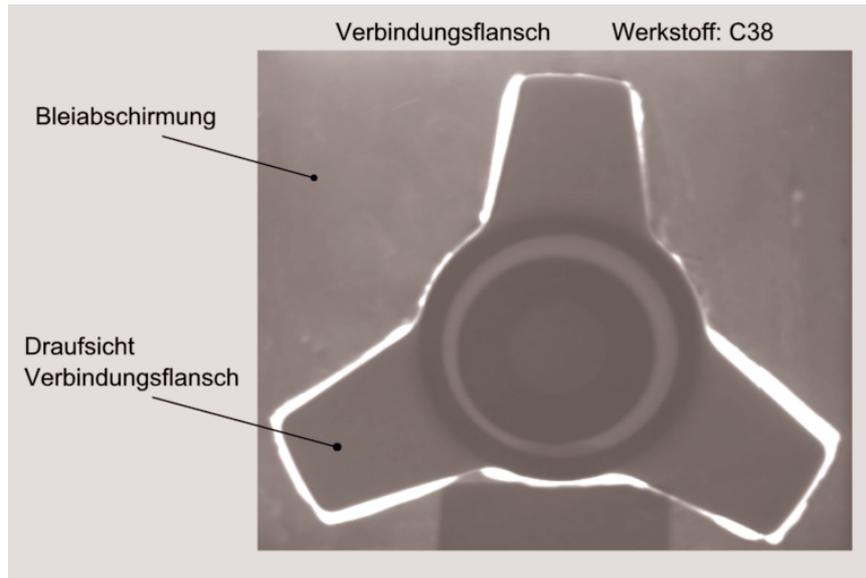


Bild 8.16: Röntgenaufnahme eines thixogeschmiedeten und nachverdichteten Verbindungsflansches aus C38 (keine Bauteilfehler erkennbar)

8.2.3 Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Untersuchungen haben gezeigt, dass das einstufige Thixoschmieden eines Verbindungsflansches im geschlossenen Gesenk grundsätzlich möglich ist.

Bei den durchgeführten Versuchsserien und der Korrelation mit den resultierenden Formgebungsergebnissen wurden die Haltezeit zum Nachverdichten der Bauteile sowie die Stempelgeschwindigkeit als relevante Prozessparameter identifiziert.

Im Hinblick auf die Gefügeausbildung und Minimierung von Bauteilfehlern hat sich gezeigt, dass ein feinkörniges und globulitisches Gefüge für das Thixoschmieden erforderlich ist. Die Verwendung von Stahl mit dendritischer Gefügestruktur führt zu einem schlechteren Fließverhalten und zum vermehrten Auftreten von Bauteilfehlern wie Risse und Lunker.

Mit folgenden Prozessparametern wurde für dieses Bauteil eine optimale Formfüllung erzielt:

- Werkstoff C38 mit globulitischer Gefügestruktur
- Haltezeit zum Nachverdichten: 2 s
- Stempelgeschwindigkeit v_{St} : 1000 mm/s

8.3 Thixoschmieden einer Felgengeometrie im geschlossenen Gesenk

Zur Darstellung des Anwendungspotenzials des Thixoschmiedens wurde mit der Felgengeometrie bewusst eine anspruchsvolle Bauteilgeometrie ausgewählt. Das Bauteil weist eine hohe Komplexität auf, wie z.B. lange Fließwege sowie dick- und dünnwandige Bereiche. Des Weiteren müssen bei der Formgebung Kerne umflossen werden. Eine Herstellung dieses Bauteils ist mit konventioneller Schmiedetechnik einstufig nicht möglich.

Das **Bild 8.17** zeigt die untersuchte Felgengeometrie und das zugehörige Unter- und Obergesenk als CAD-Modell. Die Gesenke wurden mittels Hochgeschwindigkeitsfräsen direkt aus einem vergüteten Block aus dem Warmarbeitsstahl 1.2343 (X38CrMoV 5 1) hergestellt.

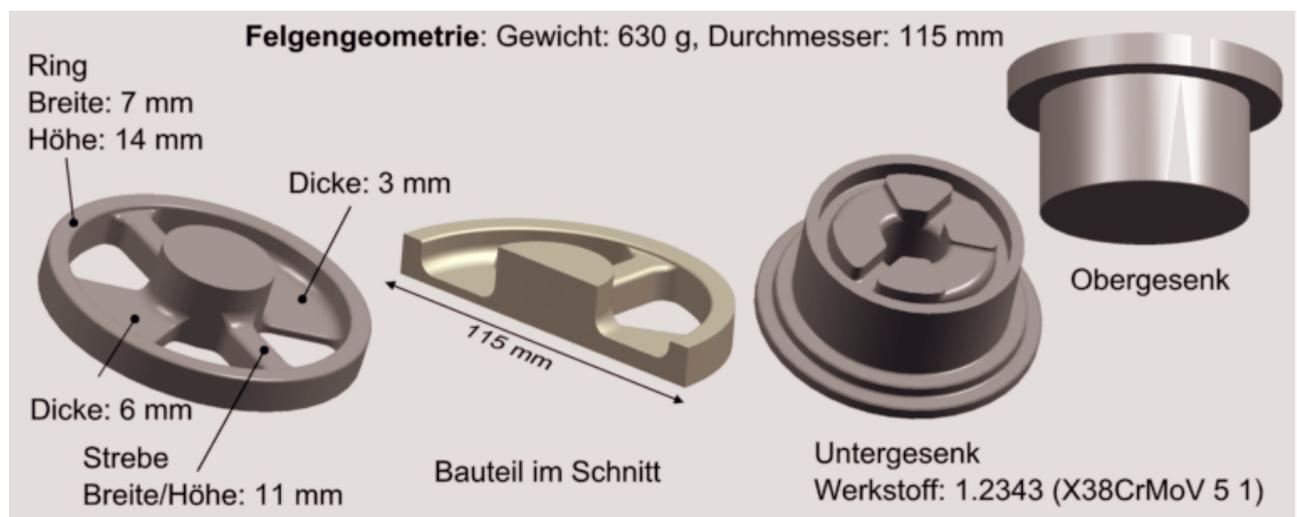


Bild 8.17: Darstellung der Felgengeometrie und zugehöriges Unter- und Obergesenk als CAD-Modell

Neben der Darstellung des Anwendungspotenzials wurden anhand dieses Prinzipbauteils folgende Teilaspekte untersucht:

- Visualisierung und Untersuchung des Stoffflusses durch Teilfüllungsversuche
- Ermittlung des Kraftbedarfs in Abhängigkeit der Stempelgeschwindigkeit
- Untersuchungen zum Abreißen der Fließfront
- Untersuchungen zum Wiederverschweißen der Fließfronten
- Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von thixogeschmiedeten Bauteilen aus den Stählen C38, C45 und C80

8.3.1 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Visualisierung und Untersuchung des Stoffflusses durch Teilfüllungsversuche

Aufgrund der beschriebenen Komplexität des Bauteils wurde versucht, den Stofffluss mit Hilfe von Teilfüllungsversuchen zu dokumentieren. Es sollte untersucht werden, welche Bauteilbereiche als erstes gefüllt werden. Dazu wurden Versuche mit dem Stahl C38 durchgeführt und der Unterstempel an definierten Positionen angehalten. Die Stempelgeschwindigkeit beträgt 1200 mm/s. In **Bild 8.18** sind vier Stadien der Formfüllung dargestellt.

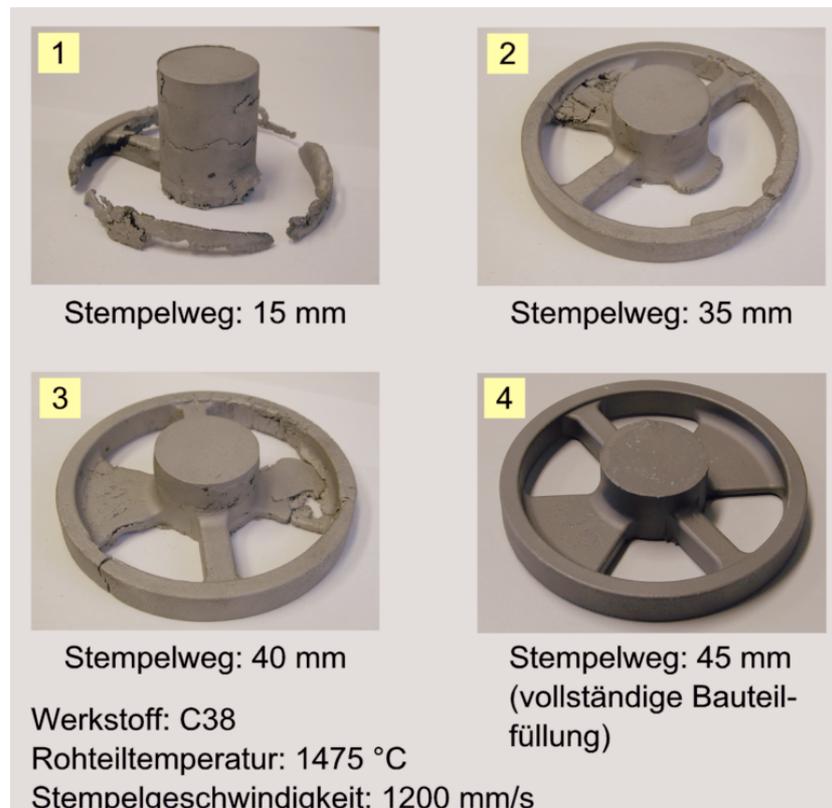


Bild 8.18: Teilfüllungsversuche (Nr.1, 2, 3) mit dem Stahl C38 und vollständige Bauteilfüllung (Nr.4)

Es ist zu erkennen, dass zuerst der Ring (**Teilbild 1**) und dann die Zugstreben (**Teilbild 2**) gefüllt werden. Anschließend erfolgt die Ausformung der 6 mm bzw. 3 mm dicken Flächenelemente (**Teilbild 3**). Durch das Zusammenfließen der Fließfronten kommt es dann zur vollständigen Bauteilformung (**Teilbild 4**). Aufgrund des plötzlichen Abstoppens des Stempels und der Trägheit des teilflüssigen Materials kommt es teilweise zum Weiterfließen und Abreißen der Fließfront. Die durchgeführten Teilfüllungsversuche dokumentieren den komplexen Stofffluss dieser Bauteilgeometrie und verdeutlichen die erforderliche Einstellung optimaler Prozessparameter, wie z.B. Stempelgeschwindigkeit und Nachverdichtungsdruck.

Aufbauend auf den Erkenntnissen der Teilfüllungsversuche konnten nach einer Anpassung der Prozessparameter Bauteile mit einer vollständigen Formfüllung und guten Oberflächenqualität hergestellt werden. In **Bild 8.19** ist beispielhaft eine thixogeschmiedete Felgengeometrie dargestellt.

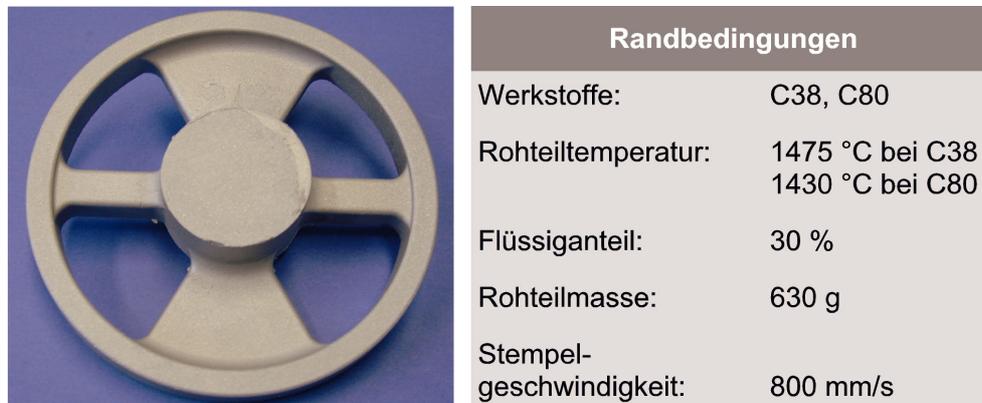


Bild 8.19: Thixogeschmiedete Felgengeometrie

Die geometrischen Details des thixogeschmiedeten Bauteils sind in **Bild 8.20** gezeigt.

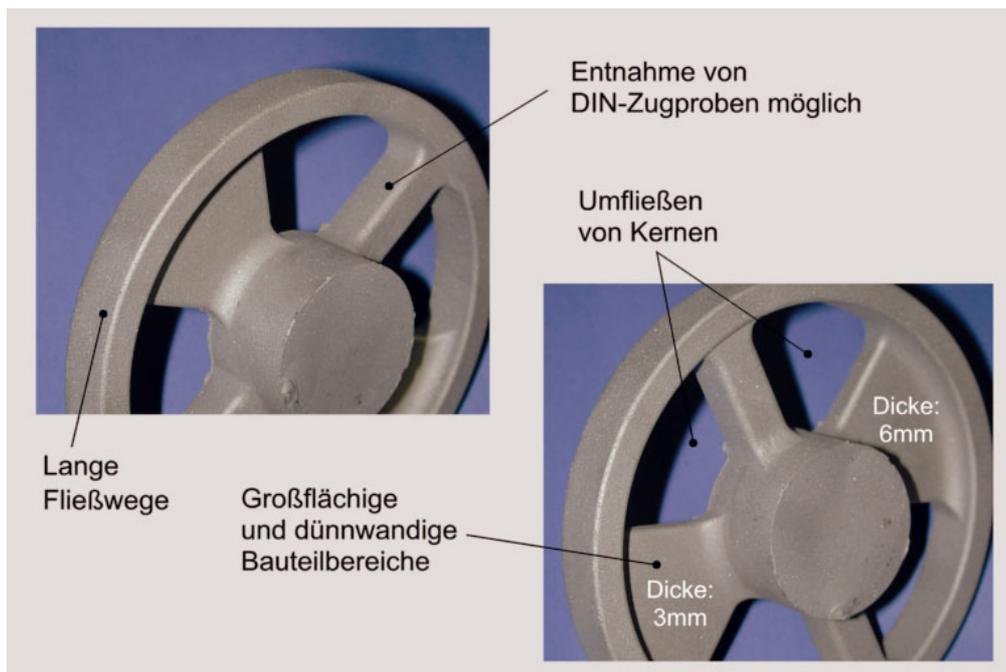


Bild 8.20: Geometrische Details des thixogeschmiedeten Bauteils

Exemplarisch sind in **Bild 8.21** die gemessenen Prozessgrößen Stempelkraft, Stempelgeschwindigkeit und Stempelweg gezeigt. Für eine vollständige Bauteilformung ist ein Stempelweg von 45 mm erforderlich. Wie am Geschwindigkeitsverlauf deutlich wird, ist im vorliegenden Beispiel das Gesenk nach ca. 0,15 Sekunden fast vollständig ausgefüllt. Für den verbleibenden Weg von ca. 1,5 mm wird die gesamte zur Verfügung stehende Presskraft benötigt.

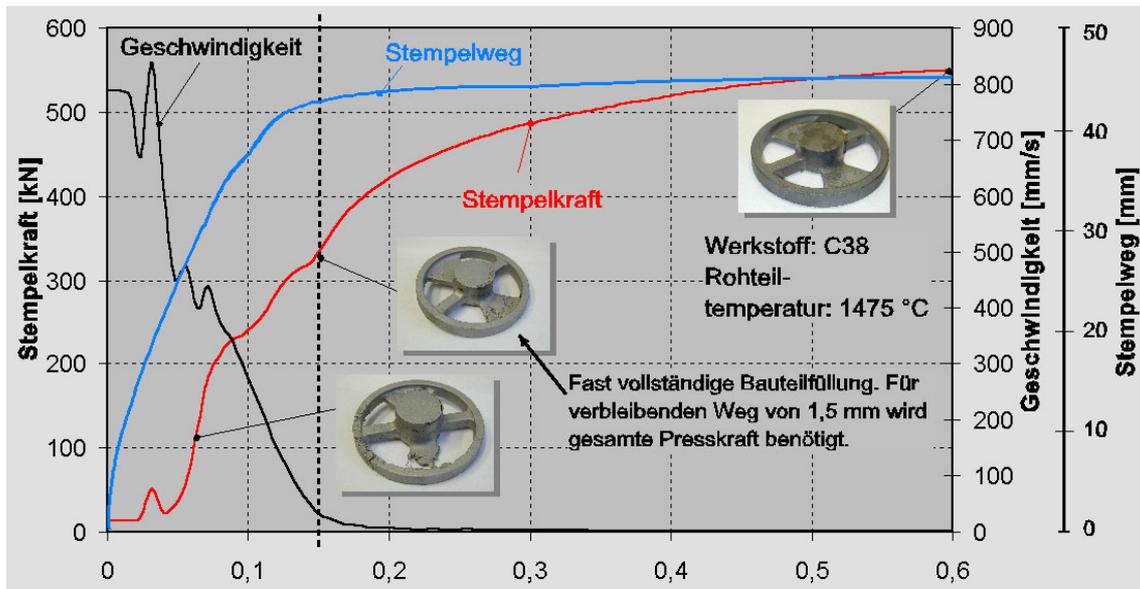


Bild 8.21: Aufgenommene Prozessgrößen beim Thixoschmieden der Felgengeometrie (Werkstoff: C38)

Ermittlung des Kraftbedarfs in Abhängigkeit der Stempelgeschwindigkeit und Untersuchungen zum Abreißen der Fließfront

Wegen der hohen Bauteilkomplexität wurde eine deutliche Abhängigkeit des Kraftbedarfs von der Stempelgeschwindigkeit erwartet. Zur Untersuchung des Geschwindigkeitseinflusses wurden jeweils drei Bauteile aus dem Stahl C38 mit drei unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten hergestellt. Die jeweils gemessenen Kräfte wurden gemittelt und sind für die unterschiedlichen Stempelgeschwindigkeiten in **Bild 8.22** dargestellt.

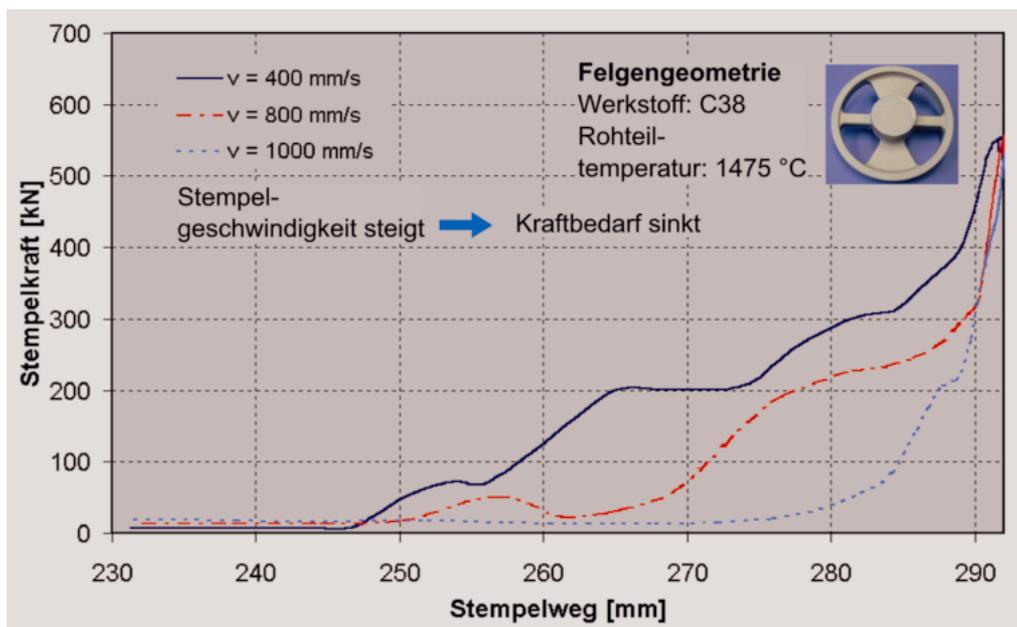


Bild 8.22: Einfluss der Stempelgeschwindigkeit auf den Kraftbedarf (Werkstoff: C38)

Die Unterschiede sind deutlich im Kraftverlauf erkennbar. Bedingt durch die höhere eingebrachte Scherrate und das damit verbundene höhere Fließvermögen des teilflüssigen Stahls ist bei der höchsten Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s der Kraftbedarf am geringsten. Bei der niedrigsten Stempelgeschwindigkeit von 400 mm/s reicht die zur Verfügung stehende Stempelkraft nicht mehr aus, um das Bauteil vollständig zu füllen (**Bild 8.23**). Dies kann auf die vorzeitige Abkühlung des Werkstücks im Werkzeug sowie auf das reduzierte Fließvermögen, aufgrund der geringeren eingebrachten Scherrate, zurückgeführt werden. Diese Geschwindigkeit ist deshalb für diese Bauteilgeometrie als die untere Grenze des Prozessfensters zu betrachten. Allerdings kann es bei einer zu hohen Stempelgeschwindigkeit in bestimmten Bauteilbereichen, wie z.B. in kleinen Querschnitten, zu einer lokal sehr hohen Umformgeschwindigkeit kommen, die zum Abreißen der Fließfront während der Formgebung führt. Dies ist beispielhaft in **Bild 8.24** anhand einer Stempelgeschwindigkeit von 1500 mm/s dargestellt.



Bild 8.23: Unzureichende Bauteilausfüllung aufgrund zu geringer Stempelgeschwindigkeit

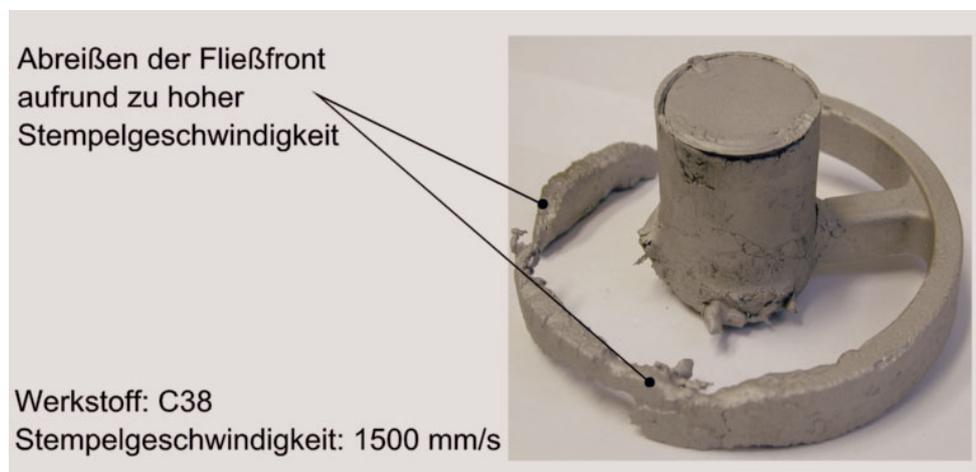


Bild 8.24: Abreißen der Fließfront aufgrund zu hoher Stempelgeschwindigkeit

Für die Wahl der geeigneten Stempelgeschwindigkeit zur Herstellung fehlerfreier Bauteile bedeutet dies, dass abhängig von der gewählten Bauteilgeometrie ein Optimum zwischen einer ausreichend hohen Geschwindigkeit zur vollständigen Formfüllung und einer nicht zu hohen Geschwindigkeit zur Vermeidung eines Abreißen der Fließfront gefunden werden muss. Für die hier untersuchte Bauteilgeometrie wurde für ein optimales Formgebungsergebnis eine Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s experimentell ermittelt.

*Überschlägige Ermittlung der erforderlichen Stempelgeschwindigkeit
(untere Grenzgeschwindigkeit zur Vermeidung einer vorzeitigen Abkühlung)*

Wie beschrieben, kühlt während der Formfüllung das teilflüssige Material an der Werkzeugoberfläche ab. Im Extremfall kann es zu einer unvollständigen Formfüllung kommen. Die Formfüllungszeit t_F hängt dabei von der Bauteilgeometrie (z.B. kleinste Wanddicke d_{\min}), von der Werkstück- und Werkzeugtemperatur sowie vom Wärmestrom zwischen Werkstück und Werkzeug ab (Gleichung 8.1).

$$t_F = f(d_{\min}, T_{WS}, T_{WZ}, \dot{Q}) \quad (8.1)$$

Als kritischer Bauteilbereich hat sich bei der betrachteten Geometrie das Flächenelement mit der Wanddicke von 3 mm herausgestellt. Aufgrund der kleinen Wanddicke kühlt dieser Bereich am schnellsten aus. Daher beziehen sich die nachfolgenden Berechnungen auf diesen Bauteilbereich (**Bild 8.25**).

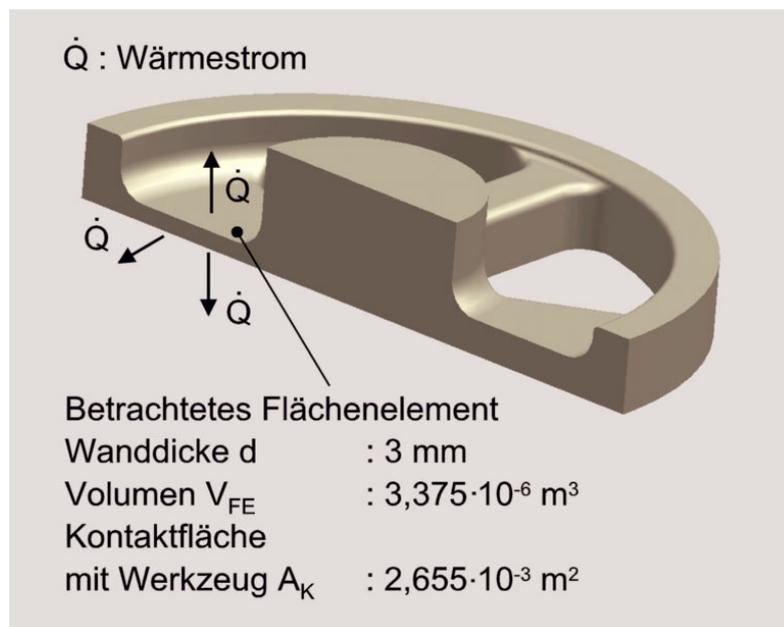


Bild 8.25: Betrachteter Bauteilbereich (Felgenrechteck) zur Ermittlung der erforderlichen Stempelgeschwindigkeit (untere Grenzgeschwindigkeit)

Zur Abschätzung der Abkühlzeit t_{Ab} (Erstarrungszeit) des Flächenelements werden folgende vereinfachenden Annahmen zur Aufstellung der Wärmebilanz getroffen:

- Berücksichtigung des Wärmestroms \dot{Q} zwischen Werkstück und Werkzeug nach Gleichung 8.2/Vdi91/:

$$\frac{dQ}{dt} = \dot{Q} = \alpha_W \cdot A_K \cdot (T_1 - T_2); \dot{Q} = V \cdot \rho \cdot c_p \cdot \Delta T = V \cdot \rho \cdot \Delta H \quad (8.2)$$

- Temperatur des Werkstücks aus C38 $T_1 = 1475 \text{ °C}$
- Temperatur an der Werkzeugoberfläche $T_2 = 700 \text{ °C}$ (gemessener Wert)
- Wärmeübergangskoeffizient $\alpha_W = 60.000 \text{ W/m}^2\text{K}$ /Näg94/
- Zeitliche Änderungen werden nicht berücksichtigt

Damit ergibt sich die einzuhaltende Formfüllungszeit t_F bzw. die Abkühlzeit t_{Ab} nach Gleichung 8.3:

$$t_F = t_{Ab} = \frac{V_{FE} \cdot \rho_{C38} \cdot \Delta H}{\dot{Q}} \quad (8.3)$$

Die Dichte wird hierbei mit $\rho = 7,87 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$ /Dub98/ und die Erstarrungs- bzw. Schmelzwärme mit $\Delta H = 289 \text{ kJ/kg}$ (siehe Bild 5.9) angenommen.

Mit den oben genannten Zahlenwerten ergibt sich eine einzuhaltende Formfüllungszeit von:

$$t_F = t_{Ab} = \frac{3,375 \cdot 10^{-6} \text{ m}^3 \cdot 7,87 \cdot 10^3 \frac{\text{kg}}{\text{m}^3} \cdot 289.000 \frac{\text{Ws}}{\text{kg}}}{60.000 \frac{\text{W}}{\text{m}^2\text{K}} \cdot 2,655 \cdot 10^{-3} \text{ m}^2 \cdot 775\text{K}} = 0,062\text{s}$$

Bei einem zurückzulegenden Stempelweg von $s_{St} = 45 \text{ mm}$ ergibt sich eine erforderliche Stempelgeschwindigkeit $v_{St} = s_{St} / t_F$ von mindestens 726 mm/s . Dies wird durch die Versuche bestätigt. Ab einer Stempelgeschwindigkeit von 800 mm/s konnte das Bauteil vollständig ausgefüllt werden.

8.3.2 Werkstoffkundliche Untersuchungen der thixogeschmiedeten Bauteile

Bei der hier untersuchten komplexen Bauteilgeometrie hat die Stempelgeschwindigkeit einen signifikanten Einfluss auf den Stofffluss, auf den Kraftbedarf sowie auf die resultierenden Bauteileigenschaften. Durch eine optimale

Prozessparameterwahl muss sichergestellt werden, dass es zum vollständigen wiederverschweißen des teilflüssigen Stahls kommt. Dazu wurden die thixogeschmiedeten Bauteile einer werkstoffkundlichen Untersuchung unterzogen.

Untersuchungen zum Wiederverschweißen der Fließfronten

Zur Überprüfung des vollständigen Wiederverschweißens der Fließfronten, wurden mehrere Bauteile aus C38 mit einer Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s hergestellt und im besonders kritischen Übergangsbereich „Flächenelement-Ring“ metallographisch untersucht.

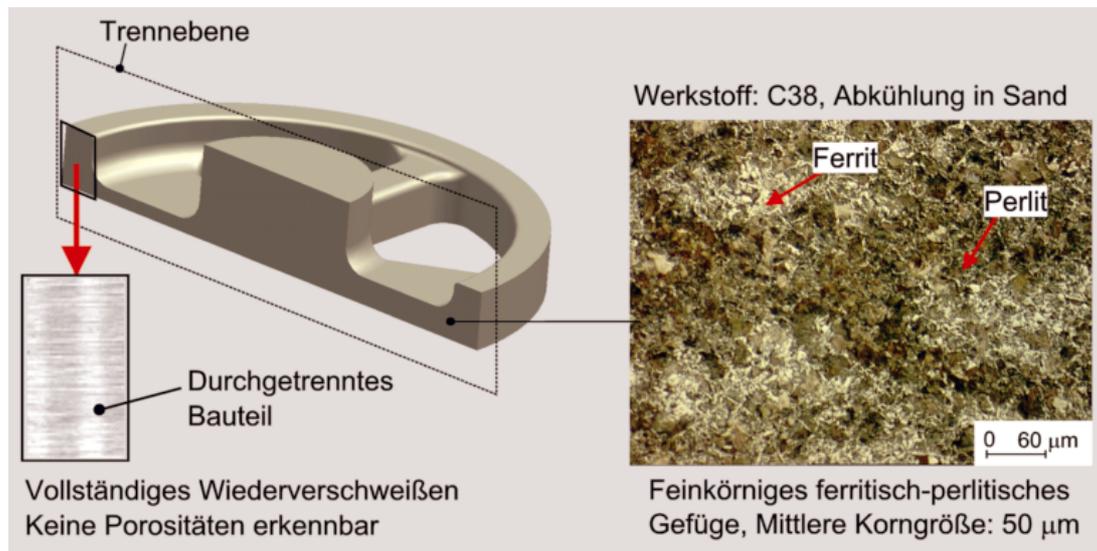


Bild 8.26: Untersuchte Bauteilbereiche und Gefügestruktur (Werkstoff: C38)

Mit den hier verwendeten Prozessparametern (Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s und 2 Sekunden Haltezeit zum Nachverdichten und Erstarren) konnte ein vollständiges Zusammenfließen und Wiederverschweißen der Fließfronten erreicht werden (**Bild 8.26**). Im rechten Teilbild ist beispielhaft die Gefügestruktur einer thixogeschmiedeten und in Sand abgekühlten Felgengeometrie gezeigt. Es liegt ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge vor. Die mittlere Korngröße beträgt etwa 50 µm.

Ermittlung der mechanischen Eigenschaften von thixogeschmiedeten Bauteilen aus C38, C45 und C80

Aufbauend auf den Erkenntnissen der metallographischen Untersuchungen wurden Bauteile mit den oben genannten Prozessparametern zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften hergestellt. Zur Darstellung des Werkstoffeinflusses und der Gefügestruktur wurden Bauteile aus den Stählen C38 und C80 mit globulitischer Gefügestruktur sowie aus dem Stahl C45 mit dendritischer Gefügestruktur

thixogeschmiedet. Dazu wurden jeweils fünf Felgengeometrien aus einem größeren Fertigungslos hergestellt und aus jedem Bauteil eine DIN-Zugprobe (DIN EN ISO 10002) gemäß dem **Bild 8.27** entnommen.

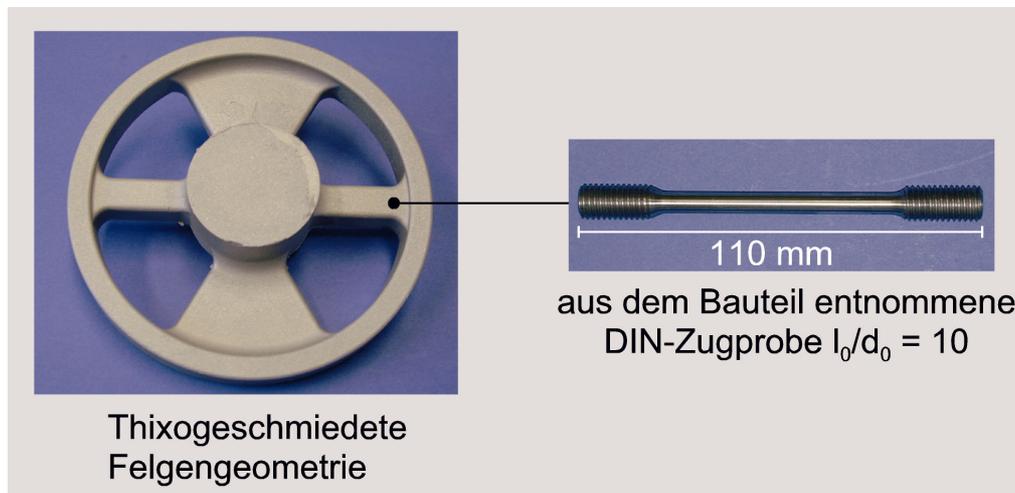


Bild 8.27: Aus der Felgengeometrie entnommene DIN-Zugprobe

Die Bauteile wurden in Sand abgekühlt und nicht nachträglich wärmebehandelt. Die gemittelten mechanischen Kennwerte sind in **Tabelle 8.2** mit den Kennwerten für C35 (1.0501) vergleichend zusammengefasst.

Tabelle 8.2: Ermittelte mechanische Kennwerte der thixogeschmiedeten Bauteile und Vergleich mit C35 (1.0501) vergütet und nicht vergütet (siehe Bilder 8.29 und 8.30)

Werkstoff	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A [%]	Brucheinschnürung Z [%]
C38	654	432	14,5	26,5
C45 (1.0503)	727	460	10,5	17,5
C80	846	525	7,5	20,5
C35 (1.0501) vergütet	680	365	19	40
C35 (1.0501) nicht vergütet	520	275	21	45

Erwartungsgemäß werden mit steigendem Kohlenstoffgehalt der thixogeschmiedeten Stähle auch höhere Festigkeitseigenschaften im Bauteil erreicht, wohingegen die Zähigkeitswerte abnehmen.

Die deutlich niedrigeren Zähigkeitswerte beim C45 sind auf die dendritische Gefügestruktur zurückzuführen. Aufgrund des schlechteren Fließverhaltens (Auspressen der Schmelze) im Vergleich zum feinkörnigen und globulitischen Stahl

C38, liegen mehr Bauteilfehler, wie z.B. Porositäten und Risse vor. Eine Pore kann beim Zugversuch als innere Bruchstelle wirken, was einen nahezu verformungslosen Bruch mit entsprechend niedrigen Werten für die Bruchdehnung und Brucheinschnürung zur Folge hat. Dies wird durch den Vergleich der Bruchflächen bestätigt (**Bild 8.28**).



Bild 8.28: Vergleich der Bruchflächen von C38 und C45

Die Gegenüberstellung mit in der DIN 17200 angegebenen Anforderungen für ein konventionell geschmiedetes Bauteil (vergütet und nicht vergütet) aus einem vergleichbaren Werkstoff (C35, Werkstoff-Nr. 1.0501) zeigen, dass die im thixogeschmiedeten Bauteil erreichten Festigkeitswerte (Zugfestigkeit und Dehngrenze) denen eines konventionell geschmiedeten Bauteils (sowohl vergütet als auch nicht vergütet) entsprechen (**Bild 8.29**). Die Zähigkeitswerte liegen allerdings unter denen eines konventionell geschmiedeten Bauteils (**Bild 8.30**). Die Bruchdehnung der thixogeschmiedeten Felengeometrie erreicht 76 % des geforderten Wertes eines vergüteten Schmiedeteils bzw. 70 % eines nicht vergüteten Schmiedeteils. Die Brucheinschnürung wurde dagegen nur zu 66 % im Vergleich zum vergüteten Schmiedeteil bzw. zu 60 % im Vergleich zum nicht vergüteten Schmiedeteil erreicht.

Aber dennoch verdeutlichen die ermittelten mechanischen Kennwerte das große technische Potenzial dieser Technologie. Durch eine weitere Optimierung der gesamten Prozesskette (Vormaterial, Erwärmung, Formgebung) ist eine Verbesserung der Zähigkeitswerte (Bruchdehnung und Brucheinschnürung) zu erwarten.

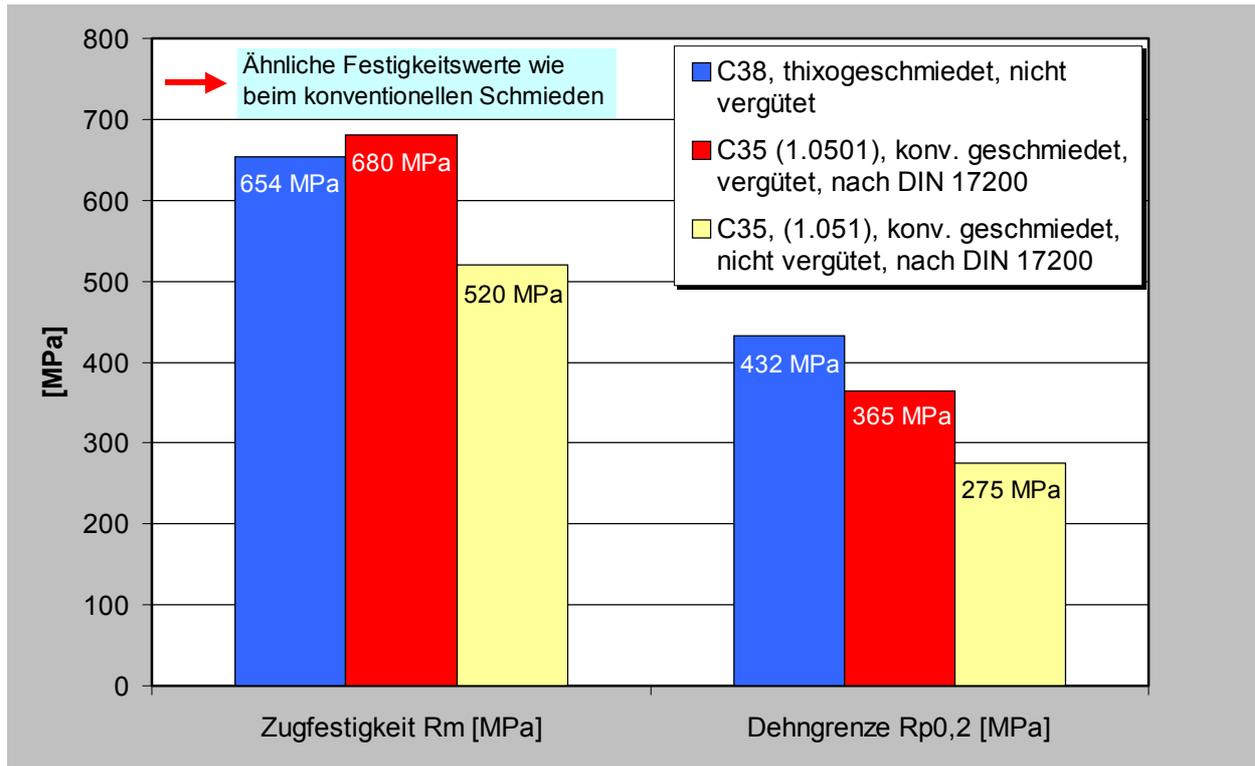


Bild 8.29: Vergleich der Zugfestigkeit R_m [MPa] und Dehngrenze R_{p0,2} [MPa] (C38 thixogeschmiedet, nicht vergütet mit C35 konventionell geschmiedet, vergütet und nicht vergütet)

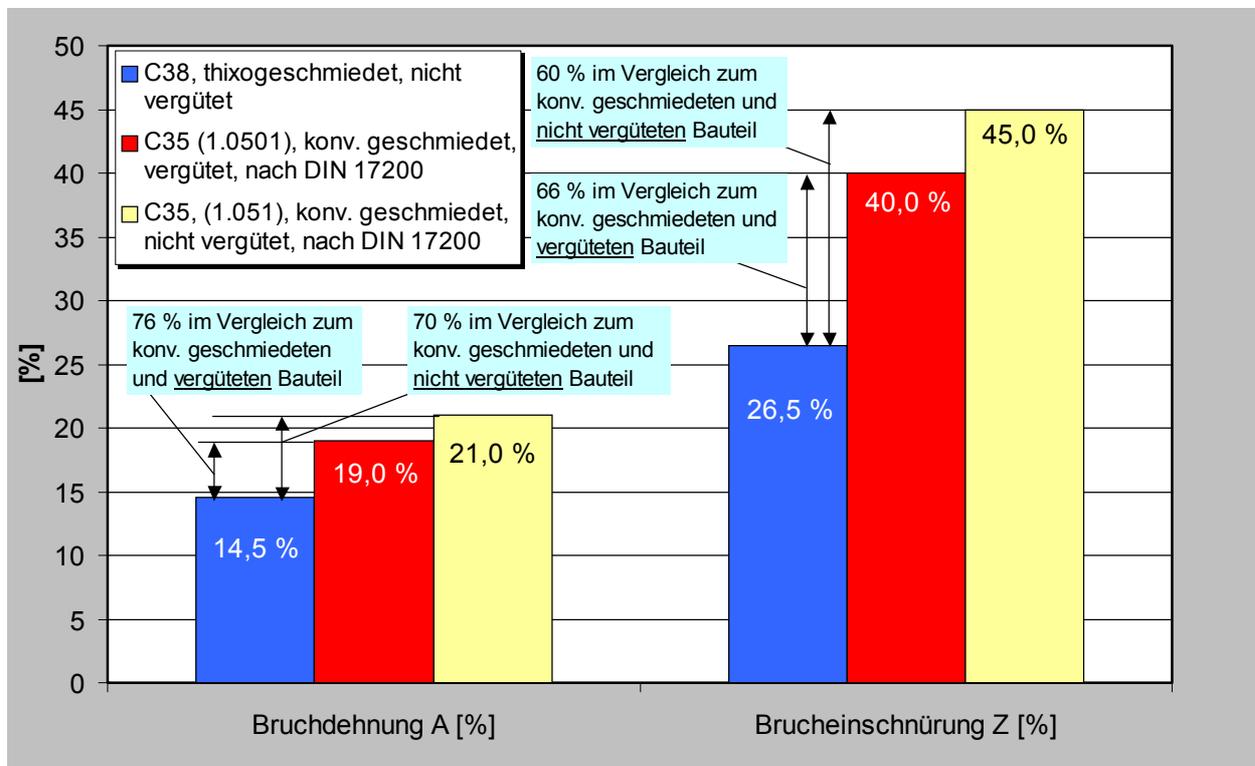


Bild 8.30: Vergleich der Bruchdehnung A [%] und Brucheinschnürung Z [%] (C38 thixogeschmiedet, nicht vergütet mit C35 konventionell geschmiedet, vergütet und nicht vergütet)

8.3.3 Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse

Die Untersuchungen zum Thixoschmieden der Felgengeometrie haben die Eignung des Verfahrens zur Herstellung geometrisch komplexer und hochwertiger Bauteile bestätigt. Es wurde dargestellt, dass bei einer geeigneten Prozessparameterwahl Bauteile mit sehr kleinen und unterschiedlichen Wanddicken realisiert werden können.

Die Stempelgeschwindigkeit wurde als entscheidender Prozessparameter identifiziert. Abhängig von der gewählten Bauteilgeometrie muss ein Optimum zwischen einer ausreichend hohen Geschwindigkeit zur vollständigen Formfüllung und einer nicht zu hohen Geschwindigkeit zur Vermeidung eines Abreißen der Fließfront gefunden werden. Zur Erzielung eines optimalen Formgebungsergebnisses wurde für die untersuchte Felgengeometrie eine Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s ermittelt.

Die erreichten Festigkeitswerte thixogeschmiedeter Bauteile liegen auf einem ähnlichen Niveau wie die Kennwerte von konventionell geschmiedeten Bauteilen. Die ermittelten Zähigkeitswerte liegen etwas unterhalb der Werte für konventionelles Schmieden. Dies kann auf zum Teil vorhandene Mikroporositäten zurückgeführt werden. Dennoch veranschaulichen die ermittelten mechanischen Kennwerte das große technische Potenzial dieser Technologie. Durch eine weitere Optimierung der gesamten Prozesskette (Vormaterial, Erwärmung, Formgebung) ist eine Verbesserung der Zähigkeitswerte zu erwarten.

8.4 Thixoschmieden eines Schwenklagers im geschlossenen Gesenk

Zur weiteren Darstellung des Anwendungspotenzials und der möglichen Prozesskettenverkürzung wird nachfolgend das Thixoschmieden eines Pkw-Schwenklagers im geschlossenen Gesenk vorgestellt. Da für alle hier untersuchten Bauteile (siehe Bild 8.1) die gleiche Rohteilabmessung verwendet wurde, musste die originale Schmiedegeometrie verkleinert werden. Dabei wurde jedoch die Komplexität des Bauteils nicht verändert. In **Bild 8.31** ist die mögliche Prozesskettenverkürzung durch das Thixoschmieden anhand eines Pkw-Schwenklager angenäherten Modellbauteils gezeigt. Auf die Verfahrensschritte Massenverteilung und Vorformung kann beim Thixoschmieden verzichtet werden. Damit eröffnet sich ein enormer wirtschaftlicher Nutzen.

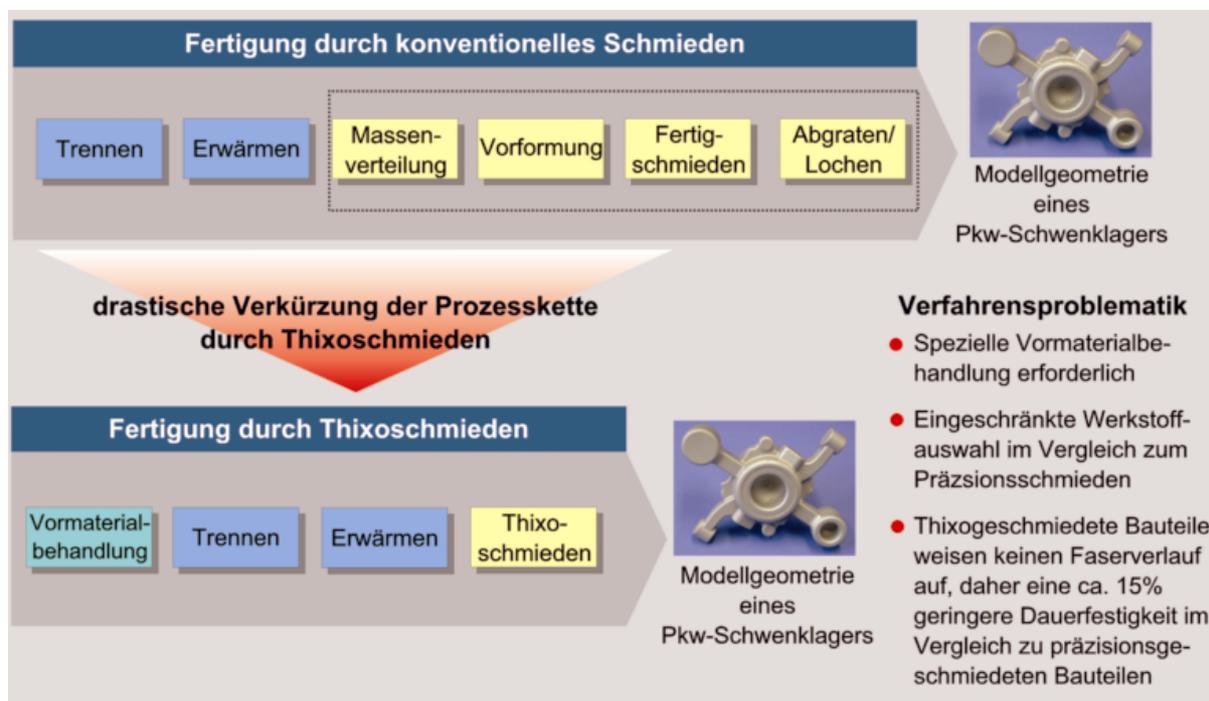


Bild 8.31: Prozesskettenverkürzung durch Thixoschmieden

Das **Bild 8.32** zeigt das untersuchte Schwenklager und das zugehörige Ober- und Unterwerkzeug als CAD-Modell. Im Oberwerkzeug befindet sich zusätzlich ein konturierter Stempel, der die zentrale Bauteilbohrung abbildet. Dieser ist maschinenseitig angeschlossen und nimmt nicht aktiv an der Umformung teil, sondern wird vor der Formgebung in die entsprechende Sollposition gefahren (siehe Bild 8.32). Damit können Volumenschwankungen der Rohteile kompensiert werden.

Das Bauteil weist eine hohe Komplexität auf. Es liegen lange und dünne Bauteilbereiche sowie filigrane Nebenformelemente vor.

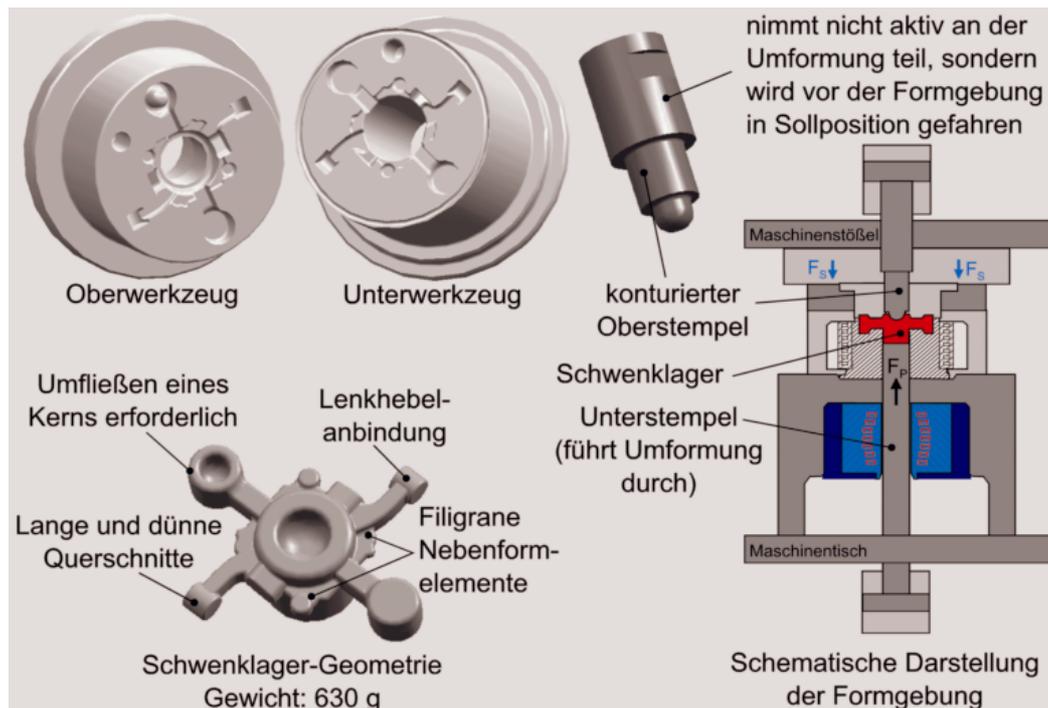


Bild 8.32: Darstellung des Schwenklagers und der zugehörigen Werkzeuge als CAD-Modell sowie schematische Darstellung der Formgebung

8.4.1 Experimentelle und verfahrenstechnische Untersuchungen

Aufbauend auf den in [Abschnitt 8.2.1, Bild 8.7](#) und in [Abschnitt 8.3.1, Bild 8.21](#) beschriebenen Erkenntnissen zum Einfluss der Stempelgeschwindigkeit wurden zum Thixoschmieden des Schwenklagers Stempelgeschwindigkeiten ab 600 mm/s untersucht. Mit der zur Verfügung stehenden Presskraft konnte bei einer Stempelgeschwindigkeit von 600 mm/s keine vollständige Bauteilfüllung erreicht werden. Das Umformvermögen reicht bei diesen Prozessbedingungen nicht aus, um die filigranen Nebenelemente vollständig auszuformen, wie in **Bild 8.33** dargestellt ist. Dies ist auf die bereits erklärten Mechanismen der vorzeitigen Abkühlung des Werkstücks und der geringen eingebrachten Scherrate bei einer zu niedrigen Stempelgeschwindigkeit zurückzuführen.



Bild 8.33: Unzureichende Ausformung der Nebenelemente bei einer Stempelgeschwindigkeit von 600 mm/s (Werkstoff: C38)

Durch eine Steigerung der Stempelgeschwindigkeit konnte eine vollständige Bauteilausformung erreicht werden. Ab einer Stempelgeschwindigkeit von 800 mm/s sind die Nebenformelemente vollständig ausgeformt, wie die Detailansicht in **Bild 8.34** zeigt.

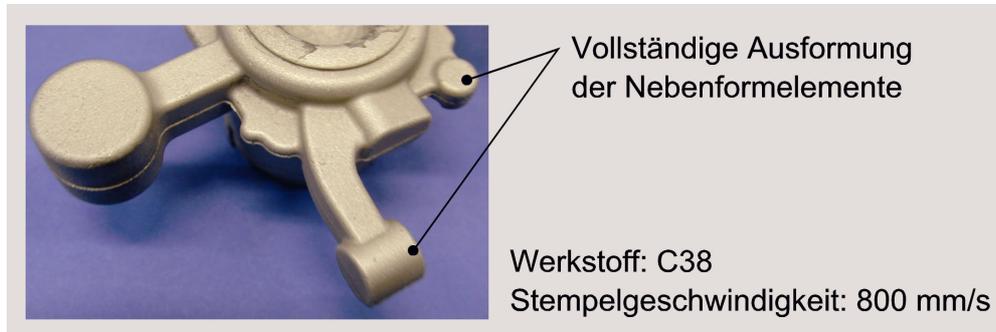


Bild 8.34: Vollständige Ausformung der Nebenformelemente ab einer Stempelgeschwindigkeit von 800 mm/s (Werkstoff: C38)

Die durchgeführten Teilfüllungsversuche haben gezeigt, dass bei dieser Bauteilgeometrie selbst bei sehr hohen Stempelgeschwindigkeiten eine weitgehend laminare Formfüllung mit geschlossener Fließfront vorliegt, wie in **Bild 8.35** anhand einer Stempelgeschwindigkeit von 1000 mm/s beispielhaft gezeigt ist.

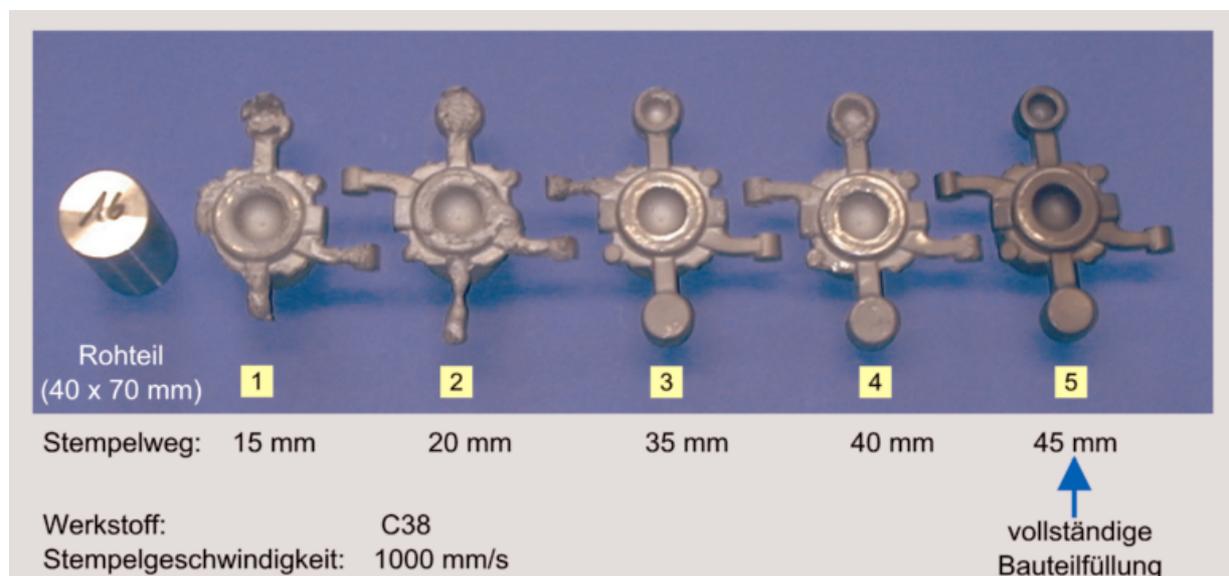


Bild 8.35: Teilfüllungsversuche mit dem Stahl C38 (Stempelgeschwindigkeit: 1000mm/s)

Exemplarisch sind in **Bild 8.36** die gemessenen Prozessgrößen Stempelkraft und Stempelgeschwindigkeit dargestellt. Für eine vollständige Bauteilausformung ist eine Stempelkraft von 400 kN erforderlich. Der Verlauf der mit 800 mm/s konstant vorgegebenen Stempelgeschwindigkeit lässt deutlich die zunehmende Gesenkkfüllung und das anschließende Nachverdichten erkennen.

Durch eine geeignete Wahl der Prozessparameter konnten Bauteile mit einer guten Formfüllung und guter Oberflächenbeschaffenheit thixogeschmiedet werden (Bild 8.37).

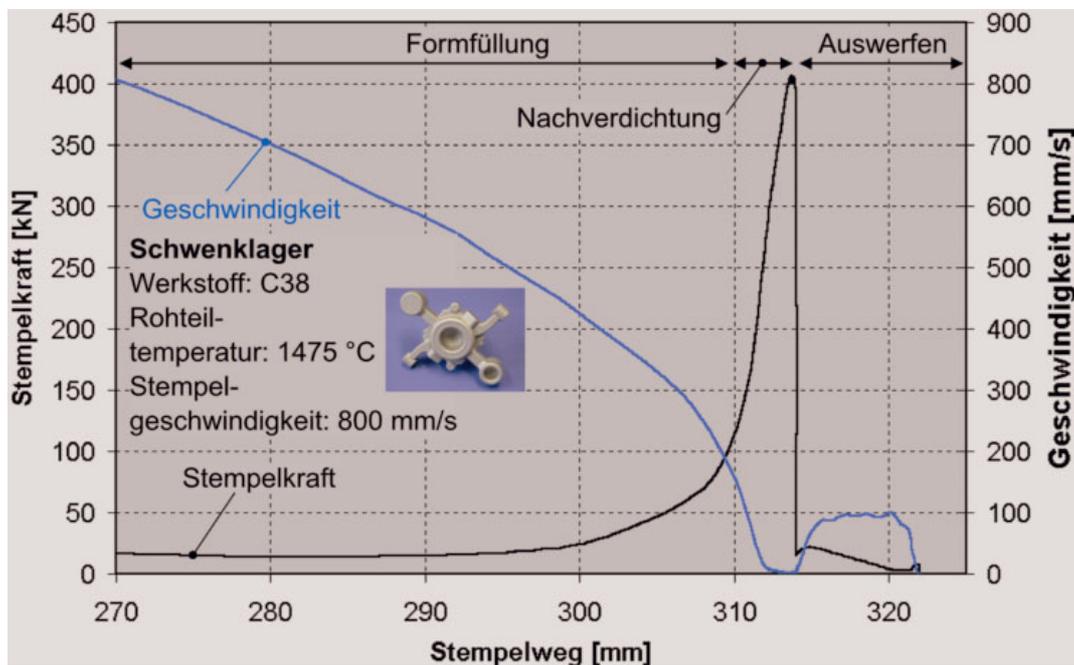
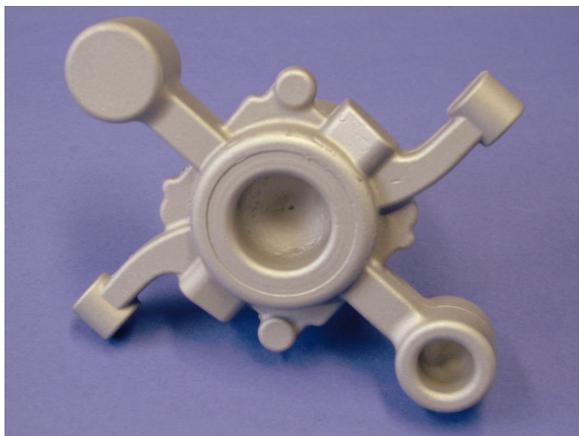


Bild 8.36: Aufgenommene Prozessgrößen beim Thixoschmieden des Schwenklagers (Werkstoff: C38)



Randbedingungen	
Werkstoff:	C38
Rohteiltemperatur:	1475 °C
Flüssiganteil:	30 %
Rohteilmasse:	630 g
Stempelgeschwindigkeit:	800 mm/s

Bild 8.37: Thixogeschmiedetes Schwenklager aus C38

8.4.2 Diskussion und Zusammenfassung der Ergebnisse

Die vorgestellten Ergebnisse zeigen, dass sich komplexe Bauteilgeometrien mit beliebig angeordneten Nebenformelementen durch das Thixoschmieden einstufig herstellen lassen. Bei einer geeigneten Prozessparameterkombination lässt sich eine hervorragende Formfüllung erzielen. Die Stempelgeschwindigkeit wurde auch bei dieser Bauteilgeometrie als die entscheidende Einflussgröße identifiziert. Durch die

drastische Verkürzung der Prozesskette sowie der möglichen Erweiterung des Bauteilspektrums eröffnet sich ein enormer wirtschaftlicher Nutzen. Anwendungen im Bereich komplexer Bauteile oder sicherheitsrelevanter Massenbauteile für die Automobilindustrie sind denkbar.

Allerdings hat das Thixoschmieden gegenüber dem Präzisionsschmieden auch einige Nachteile. So ist für eine erfolgreiche Formgebung im teilflüssigen Zustand eine spezielle Vorbehandlung des Werkstoffs zur Erzeugung eines globulitischen Gefüges erforderlich. Außerdem sind nur Werkstoffe mit einem ausgeprägten Erstarrungsintervall thixoschmiedbar (siehe [Abschnitt 5.3](#)). Des Weiteren weisen thixogeschmiedete Bauteile keinen Faserverlauf auf (siehe [Abschnitt 8.2.2](#)) und haben daher eine ca. 15 % geringere Dauerfestigkeit als präzisionsgeschmiedete Bauteile.

9 Betrachtungen zum Werkzeugverschleiß und Maßnahmen zur Erhöhung der Werkzeugstandzeit

Durch die beim Thixoschmieden von Stahl auftretenden prozessspezifischen, hohen Verarbeitungstemperaturen von über 1400 °C sind die Werkzeuge hohen thermischen und tribologischen Belastungen ausgesetzt. Die mechanischen Belastungen sind im Vergleich zum konventionellen Schmieden gering (etwa 10-15 %), müssen aber dennoch im Zusammenspiel mit dem vorliegenden Belastungskollektiv berücksichtigt werden. Die an der Werkzeugoberfläche angreifenden Kräfte erzeugen aufgrund der thermisch bedingten Erweichung des Werkzeuges einen Materialabtrag, der letztlich zu einer begrenzten Lebensdauer des Werkzeuges führt /Rom97, Lug99/. Zusätzlich zu der hohen thermischen Belastung der Werkzeuge ist insbesondere die Temperaturwechselbeanspruchung für ein vorzeitiges Versagen der Werkzeuge beim Thixoschmieden verantwortlich.

Die beim Thixoschmieden vorliegenden Verschleißmechanismen können nicht isoliert voneinander betrachtet werden, da sich die beim Formgebungsprozess auftretenden Belastungskollektive gegenseitig beeinflussen, wie in **Bild 9.1** gezeigt ist.

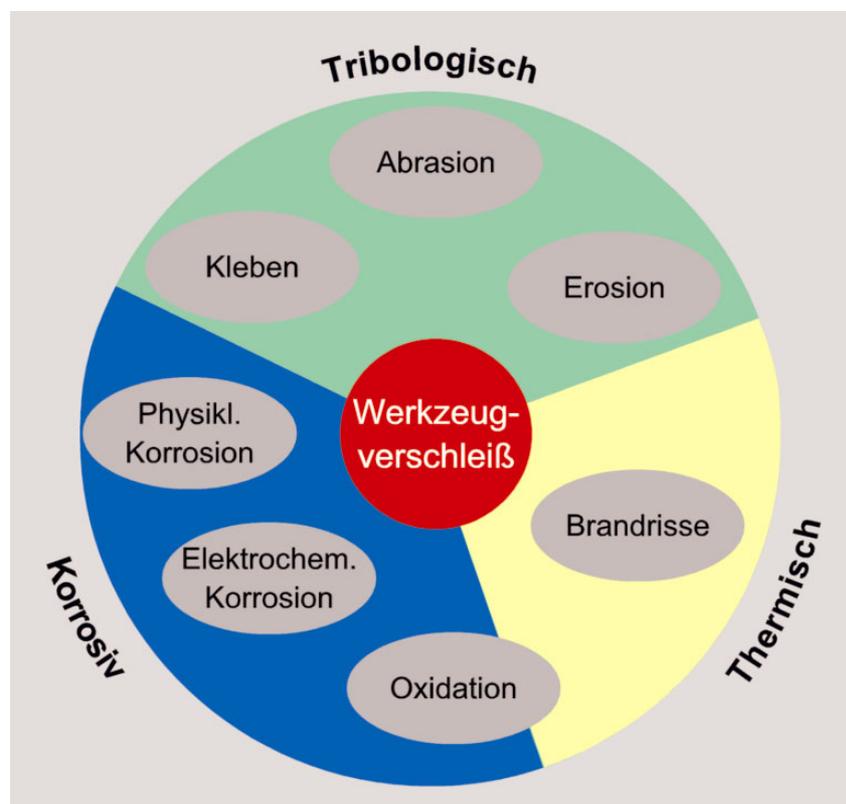


Bild 9.1: Verschleißmechanismen und deren Wechselwirkungen beim Thixoschmieden (nach /Lug99/)

Die im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten formgebenden Komponenten des Werkzeuges sind aus dem Warmarbeitsstahl X38CrMoV 5 1 (1.2343) gefertigt und auf eine Härte von HRC50 nach ROCKWELL vergütet. Bei Betrachtung des zugehörigen Anlassschaubildes /Ewk02/ (**Bild 9.2**), zeigt sich, dass eine Festigkeitssenkung durch die beim Thixoschmieden vorliegenden hohen Temperaturen zu erwarten ist. Bei dem hier verwendeten Warmarbeitsstahl kommt es oberhalb von 550 °C zur anlassbedingten Festigkeitssenkung.

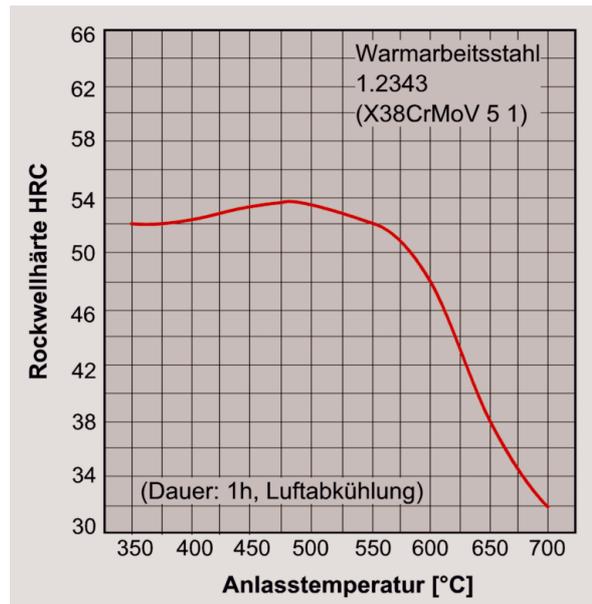


Bild 9.2: Anlassschaubild des Warmarbeitsstahls 1.2343 (X38CrMoV 5 1)

Bei den durchgeführten Verschleißuntersuchungen und Messungen der Werkzeugoberflächentemperatur unmittelbar nach der Entformung des Bauteils zeigte sich, dass bereits nach einem Formgebungszyklus Temperaturen von etwa 700 °C vorliegen. Dies ist auf die hohe Verarbeitungstemperatur in Kombination mit einer Haltezeit von 2 Sekunden zurückzuführen. Damit lässt sich der in **Bild 9.3** gezeigte Verschleiß des Gesenkes nach 100 Bauteilen folgendermaßen erklären:

- Aufgrund der hohen Temperaturen an der Werkzeugoberfläche kommt es zur Überschreitung der Anlasstemperatur und zum Erweichen des Werkstoffes sowie zur Änderung des Randschichtgefüges.
- Durch den Werkstofffluss und den herrschenden hohen Temperaturen ergibt sich eine plastischen Deformation.
- Aufgrund der starken Temperaturwechsel und den daraus resultierenden wechselnden Zug- und Druckbeanspruchung kommt es bei Überschreitung der Werkstofffestigkeit in den oberflächennahen Bereichen zur thermisch induzierten Rissbildung (Brandrisse). Bei weiteren Temperaturwechseln wachsen diese Risse infolge der Kerbwirkung in das Werkzeug hinein.

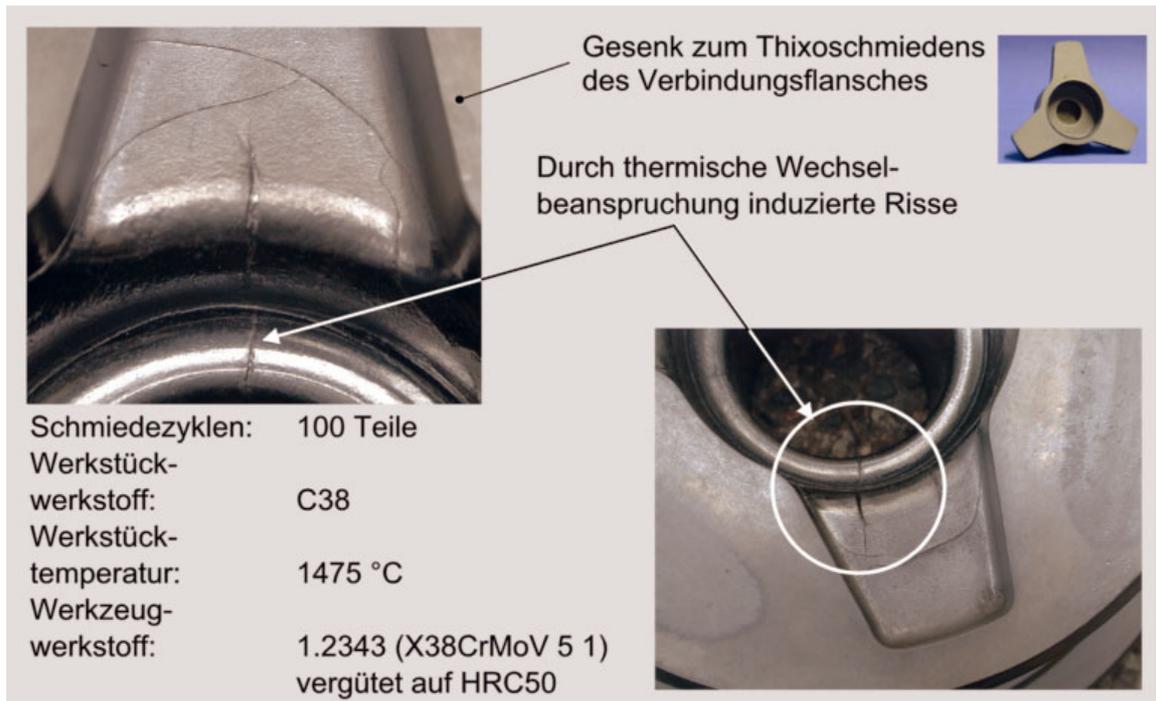


Bild 9.3: Verschleiß des Gesenkes zum Thixoschmiedens des Verbindungsflansches nach 100 Bauteilen (Werkstückwerkstoff: C38)

Für das Thixoschmieden von Stahl geeigneteren Werkzeugwerkstoffe müssen in der Lage sein die auftretenden Temperaturen und Temperaturwechsel zu ertragen. Denkbare Werkzeugwerkstoffe hierfür sind z.B. Keramiken, da diese grundsätzlich eine hohe thermische Belastbarkeit in Kombination mit einer hohen Härte aufweisen /Bre98b/.

Das dokumentierte Verschleißverhalten zeigt, dass insbesondere die unzureichende Temperaturwechselbeständigkeit (TWB) des Warmarbeitsstahls zum progressiven Verschleiß führt.

Die Temperaturwechselbeständigkeit wird nach folgender Gleichung 9.1 berechnet /Doe98/:

$$TWB = \frac{R_m \cdot \lambda}{E \cdot \alpha} \quad (9.1)$$

mit R_m : Bruchfestigkeit
 λ : Wärmeleitfähigkeit
 E : Elastizitätsmodul
 α : Wärmeausdehnungskoeffizient

Der Vergleich der Temperaturwechselbeständigkeit des verwendeten Warmarbeitsstahl 1.2343 mit Keramiken, z.B. Siliziumnitrid (SiN), zeigt, dass sich eine bis

zu Faktor drei höhere Temperaturwechselbeständigkeit und damit ein deutlicher Vorteil für den keramischen Werkstoff ergibt:

$$TWB_{1,2343} = \frac{1200\text{MPa} \cdot 48\text{W / mK}}{210\text{GPa} \cdot 11,8 \cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}} \approx 23245 \frac{\text{W}}{\text{m}} \quad (9.2)$$

$$TWB_{SiN} = \frac{2800\text{MPa} \cdot 22\text{W / mK}}{300\text{GPa} \cdot 3,4 \cdot 10^{-6}\text{K}^{-1}} \approx 60392 \frac{\text{W}}{\text{m}} \quad (9.3)$$

Aufgrund der geringen Zugfestigkeit der keramischen Werkstoffe müssen Werkzeuge mit Keramikeinsätzen besonders armiert werden. Dazu sind die unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Warmarbeitsstahl und Keramik zu berücksichtigen, um auch noch bei erhöhten Werkzeugtemperaturen eine ausreichende Armierungswirkung des Keramik-Stahl-Verbundes zu gewährleisten /Doe02/.

Die bereits beim konventionellen Schmieden erreichte Verschleißminderung durch keramische Einsätze, lässt eine Anwendung beim Thixoschmieden sehr sinnvoll und erfolgsversprechend erscheinen, besonders wegen der beim Thixoschmieden geringeren mechanischen Belastung.

10 Zusammenfassung und Ausblick

Die klassischen Grenzen zwischen dem besonders hochwertigen aber oft teuren Schmiedeteil und dem preiswerten Gussteil mit oft komplexer Geometrie, jedoch geringen Festigkeitseigenschaften, verschwinden zusehends unter dem Einfluss verfahrenstechnischer Weiterentwicklungen. So können heute manche Schmiedeteile auf vollautomatisierten Schmiedestraßen fast zu Gusspreisen hergestellt werden. Andererseits erlauben Vakuum-Druckguss und andere Verfahren die Herstellung von Gussteilen mit zum Teil ausgezeichneten mechanischen Eigenschaften. Neben diesen Weiterentwicklungen bekannter Verfahren bietet aber insbesondere die direkte Kombination von Ur- und Umformverfahren ein erhebliches technisches und wirtschaftliches Potenzial.

Hierzu hat die vorliegende Arbeit einen Beitrag geleistet, indem Untersuchungen zum Thixoschmieden von komplexen Stahlbauteilen im geschlossenen Gesenk durchgeführt wurden. Dazu erfolgte eine ganzheitliche Betrachtung der Prozesskette. Der Schwerpunkt der Betrachtungen lag bei den zentralen Prozessschritten induktive Erwärmung und Formgebung.

Die induktive Erwärmung der Rohteile ins Zweiphasengebiet Fest-Flüssig ist ein komplexer physikalischer Prozess, bei dem elektromagnetische und thermische Vorgänge miteinander gekoppelt sind. Die Rohteile müssen homogen und möglichst schnell auf die Zieltemperatur von über 1400 °C aufgeheizt werden. Das Aufheizergebnis hängt dabei von unterschiedlichen Einflussgrößen ab. Aus diesem Grunde wurde mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung ein empirisches Regressionsmodell 2. Ordnung entwickelt, das eine Bewertung der Wechselwirkungen der Einflussgrößen und relevanten Prozessparameter im Hinblick auf die Optimierung des Aufheizprozesses erlaubt. Mit Hilfe des kommerziell verfügbaren Programms STATISTICA wurden optimale Parameterkombinationen für den Aufheizprozess anhand von vorher festgelegten Zielgrößen bestimmt. Der Vergleich des optimierten Heizzyklus mit dem Ausgangszyklus stellt deutlich den Vorteil des optimierten Heizzyklus heraus. Die Aufheizzeit und die radiale Temperaturdifferenz konnte deutlich reduziert werden.

Zur Herstellung der in **Bild 10.1** gezeigten Bauteile wurde ein modulares Werkzeugsystem zum Thixoschmieden im geschlossenen Gesenk entwickelt.

Die durchgeführten Formgebungsuntersuchungen zeigten, dass es trotz der hohen Prozessanforderungen bei der Formgebung von Stahl im teilflüssigen Zustand möglich ist, geometrisch anspruchsvolle Bauteile aus hochschmelzenden und industriell relevanten Schmiedestählen endkonturnah herzustellen. Der Einfluss der

Ausgangsgefügestruktur auf die Bauteileigenschaften wurde aufgezeigt. Es wurde herausgestellt, dass für eine erfolgreiche Formgebung im teilflüssigen Zustand eine globulitische Gefügestruktur erforderlich ist. Weiterhin wurde dargestellt, dass die Stempelgeschwindigkeit in Abhängigkeit der jeweiligen Bauteilgeometrie einen maßgeblichen Einfluss auf die Formfüllung und erreichbare Qualität hat.

Da die Vorgänge bei der Formgebung von Stahl im teilflüssigen Zustand von vielen unterschiedlichen Faktoren bestimmt werden, ist der Einsatz der numerischen Simulation sehr hilfreich. Dazu müssen allerdings zukünftig Materialdaten zur Beschreibung des Fließverhaltens von Stahl im teilflüssigen Zustand ermittelt sowie zweiphasige, rheologische Modelle entwickelt werden.

Die ermittelten mechanischen Festigkeitswerte der thixogeschmiedeten Bauteile liegen auf einem ähnlich hohen Niveau wie die Kennwerte von konventionell geschmiedeten Bauteilen und zeigen das hohe Potenzial dieser Technologie auf. Durch eine weitere Optimierung der Prozesskette (Vormaterial, Erwärmung, Formgebung) ist eine Verbesserung der Zähigkeitswerte durch eine Minimierung von Poren oder Mikrolunker zu erwarten.

Die Untersuchungen zum Werkzeugverschleiß haben die Notwendigkeit der Entwicklung von geeigneten Werkzeugwerkstoffen für eine industrielle Umsetzung des Thixoschmiedens von Stahl aufgezeigt. Hier verspricht die Verwendung von keramischen Werkzeugeinsätzen eine Steigerung der Werkzeugstandzeit. Ein weiterer denkbarer Ansatz besteht in der legierungstechnischen Weiterentwicklung von Warmarbeitsstählen zur Erhöhung der Anlasstemperatur, die somit zu einer Verringerung des Festigkeitsverlusts führt bzw. die Herabsetzung der Umwandlungstemperatur (A_{c1b}), so dass im Thixoschmiedeprozess ein Neuhärtung der Gesenkooberfläche unterstützt wird /Wal99/.

Durch die einstufige und endkonturnahe Fertigung komplexer Stahlbauteile eröffnet sich ein enormer technischer und wirtschaftlicher Nutzen, der zur Stärkung der Wettbewerbsfähigkeit der hiesigen Schmiedeindustrie führen kann. Anwendungen im Bereich komplexer Bauteile oder sicherheitsrelevanter Massenbauteile für die Automobilindustrie sind denkbar.

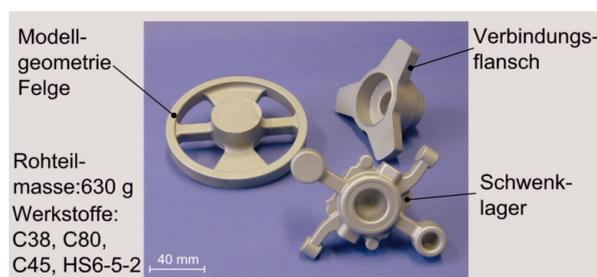


Bild 10.1: Im Rahmen der vorliegenden Arbeit thixogeschmiedete Stahlbauteile

11 Literatur

- /Abs99/ N.N.: Abschlussbericht: Untersuchungen zum Thixoforming als Alternative zur Herstellung komplex geformter Stahlbauteile, P322, Studiengesellschaft Stahlanwendung e.V., 1999
- /Abs99b/ Abschlussbericht: Forschergruppe Do190/92 „Präzisionsumformung von schrägverzahnten Zahnrädern, Herstellung, Wärmebehandlung und Prüfung, Universität Hannover, 1999
- /Abs00b/ N.N.: Abschlussbericht: Simultane Entwicklung und Integration von Thixoformingtechnologie für Leichtbauteile (Thixotec), 2000
- /Adl98/ Adlof, W.: Substitution mit Schmiedeteilen, VDI-Berichte Nr. 1382, 1998, S. 161-181
- /Bar88/ Bargel, H.J., Schulze, G.: Werkstoffkunde, 5. Auflage, Düsseldorf VDI-Verlag, 1998
- /Ben98/ Bennecker, H.: Deutsche Schmieden stellen sich dem globalen Wettbewerb, Schmiedejournal, März 1998, S.40
- /Ben01/ Bennecker, H.: Deutsche Gesenkschmiedeindustrie: Geschäftserwartungen für das Jahr 2001 weiterhin zuversichtlich, Schmiedejournal, März 2001, S.36
- /Bre98/ Breuer, H.-W.: Leichtbau mit Stahl: Im Pkw-Fahrwerk Leichtbau oder Wunschdenken, Schmiedejournal, September 1998, S.6-8
- /Bre98b/ Brevier, Technische Keramik, Verband der keramischen Industrie, Fahner Verlag, 1998
- /Bri99 N.N.: Abschlussbericht: Adjustment and Deformation Analysis of Thixotropic Microstructures of Steels, EU-Projekt BRPR-CT97-0504, 1999
- /Bri01/ N.N.: Abschlussbericht: Thixoforging of Steels for Mass Production, EU-Projekt BRPR-CT98-0632, 2001
- /Bsi75/ British Standards Institution, Glossary of Rheological Terms, BS 5168, 1975
- /Dah96/ Dahl, W.: Werkstoffkunde der Stähle A und B, Vorlesungsskript, RWTH-Aachen, 1996
- /DIN1342/ Deutsches Institut für Normung: DIN1342, Teil 1: Viskosität, Rheologische Begriffe, Ausgabe Oktober 1973

- /DIN13342/ Deutsches Institut für Normung: DIN13342: Nicht-Newtonsche Flüssigkeiten, Begriffe, Stoffgesetze, Ausgabe Juni 1976
- /DIN51005/ Deutsches Institut für Normung: DIN51005: Thermische Analyse, Ausgabe August 1993
- /Doe98/ Doege, E., Besdo, D., Haferkamp, H., Tönshoff, H.K., Wiendahl, H.-P.: Werkzeuge und Werkzeugsysteme der Metallbearbeitung, Abschlussbericht Sonderforschungsbereich (SFB) 300, 1998, S. 89
- /Doe01/ Doege, E., Abdelfattah, S.: Thixoforming von hochschmelzenden Stahlwerkstoffen, UTF-Science, Heft II/2001, S. 18-24
- /Doe02/ Doege, E., et. al. : Praxisnahe Entwicklungen am IFUM – mittelfristig umsetzbar, 17. Umformtechnisches Kolloquium Hannover (UKH), 2002, S. 63-100
- /Dub98/ Beitz, W., Küttner, K.H.: Dubbel – Taschenbuch für den Maschinenbau, Springer Verlag, München, Heidelberg, New York, 17. Ausgabe, 1998
- /Dul98/ Dular, P., Geuzaine, F., A General Environment for the Treatment of Discrete Problems (GETDP), IEEE, Vol. 34, September, 1998
- /Dul98b/ Dular, P., Rassili, A., Meys, B., et. al : A software environment for the treatment of discrete coupled problems and its application to magneto-thermal coupling, Proceedings of the 4th International Workshop on Electric and Magnetic Fields, EMF'98, Marseille, Frankreich, Mai 1998
- /Eng00/ Engler S., Hartmann D., Niedick I.: Alloy Development for Automotive Applications, 6th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites, Turin, Italien, September 2000
- /Ewk02/ N.N.: Firmenbroschüre, Edelstahl Witten-Krefeld, 2002
- /Fle71/ Flemings, M.C.: Behaviour of Metal Alloys in the Semi-Solid State. Metallurgical Transactions, 22A, 1971, S. 957-981
- /Gab96/ Gabathuler, J.P.: Thixoforming – Ein neues Verfahren für die Produktion von Near-Net-Shape Formteilen, Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Stuttgart, 1996
- /Grä99/ Gräf, T., Jürgens, R.: Sichere Prozessführung beim Thixoforming, Giesserei 86, 1999, Nr.1, S. 84-87
- /Han90/ Hansen, P.N.: Grundlagen der Wärmeflussberechnung mit Hilfe der Finiten-Differenzen-Methode zur rechnergestützten Erstarrungssimulation, Vorlesungsskript RWTH-Aachen, 1990

- /Heu96/ Heußen, J.M.M.: Untersuchungen zum Materialverhalten von Metallen im Bereich der Solidustemperatur, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (IBF), 1996
- /Hem89/ Hemmiger, W.F., Cammenga, H.K.: Methoden der thermischen Analyse, Springer Verlag, 1989
- /Hir93/ Hirt, G., Kopp, R.: Thixoforming: Welche Möglichkeiten bietet die Formgebung im Solidus/Liquidus-Intervall, Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Stuttgart, 1993
- /Hir94/ Hirt, G., Sahm, P.R., Kopp, R.: Thixoforming: Welche Möglichkeiten bietet die Formgebung im Solidus/Liquidus-Intervall?, EFU-Mitteilungen 1, 1994
- /Hir95/ Hirt, G., Cremer, R., Winkelmann, A., Witulski, T., Zillgen, M.: Thixoforming – ein Verfahren mit Zukunft, Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Stuttgart, 1995
- /Hir97/ Hirt, G., Cremer, R., Witulski, T.: Neuere Entwicklungen beim Thixogießen, VDI-Berichte 1324, 1997
- /Hir98/ Hirt G., Witulski T.: Herstellung komplexer Leichtbauteile durch Thixoforming: Bauteilbeispiele, Verfahrenstechnik und Anlagen, Automobil-Arbeitskreis Innenhochdruck- und Thixoumformen, Bad Nauheim, Februar 1998, S. 169-191
- /Kap93/ Kapranos, P., Kirkwood, D. H., Sellars, C. M.: Semi-solid processing of aluminium and high melting point alloys, Journal of Engineering Manufacturing, Vol. 207, 1993, S. 1-8
- /Kap95/ Kapranos, P., Cabeza, M.M., Kirkwood, D.H., Verdeja, J.I.: Microstructure of thixoformed M2 Tool Steel and Stellite 21, Conference Proceedings of the 4th International Conference on Advanced Materials and Processes, EUROMAT 1995, Padua, Italy, 1995, S. 83-93
- /Kap96/ Kapranos, P., Kirkwood, D.H., Sellars, C.M.: Thixoforming high melting point alloys into non-metallic dies, Conference Proceedings of 4th International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, 1996, Sheffield, England, S. 306-311
- /Kat67/ Kattamis, T.Z., Coughlin, J., Flemings, M.C.: Influence of Coarsing on Dendritic Arm Spacing of Aluminium-Copper Alloys, Transactions Metallurgical Society of AIME, Vol. 239, 1967, S.1504-1511

- /Kir96/ Kirkwood, D.H.: Semi-solid processing of high melting point alloys, Conference Proceedings of 4th Int. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, 1996, Sheffield, England, S. 320-325
- /Kle98/ Kleppmann, W.: Taschenbuch Versuchsplanung: Produkte und Prozesse optimieren, Carl Hanser Verlag, München, 1998
- /Kok01/ Koke, J.: Rheologie teilerstarrter Metalllegierungen, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Verfahrenstechnik (IVT), 2001
- /Kop93/ Kopp, R., Hirt, G., et. al.: Thixoforming – Welche Möglichkeiten bietet die Formgebung im Solidus/Liquidus-Intervall, Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Stuttgart, 1993
- /Kop96/ Kopp, R., Breuer, T., Mertens, H.-P., Heußen, J.M.M.: Thixoschmieden, Tagungsband Aachener Stahlkolloquium (ASK) 1996, Aachen
- /Kop98/ Kopp, R., Mertens, H.-P., Wimmer, M., Winning, G., Witulski, T.: Thixextrusion of Aluminium Wrought Alloys, 5th International Conference on Semi Solid Processing of Alloys and Composites, Colorado School of Mines in Golden, Colorado, June, 1998, S. 420-427
- /Kop99/ Kopp, R., Kallweit, J.: Thixoforming – Formgebung im teilerstarrten Zustand, THERMPROCESS Symposium 14.Juni 1999, Düsseldorf
- /Kop99b/ Kopp, R., Möller, T., Winning, G.: Thixoforging of Aluminium Alloys, metec, Düsseldorf, 1999
- /Kop00/ Kopp, R.: Broschüre des Instituts für Bildsame Formgebung (IBF) der RWTH-Aachen, 2000
- /Krö01/ Kröff, A.: Numerische Untersuchung und Optimierung des Ziehens von hoch kohlenstoffhaltigen Stahldrähten, Dissertation Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM), 2001
- /Lug99/ Lugscheider, E., Hornig, Th.: Verschleiß und Verschleißreduzierung an Werkzeugen für das Thixoforming, Automobil Arbeitskreis Innenhochdruck- und Thixoumformen, Bad Nauheim, 1999, S. 52-65
- /Mer99/ Mertens, H.-P.: Untersuchungen zum Thixostrangpressen von schwer pressbaren Aluminiumlegierungen, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (IBF), 1999
- /Meß01/ Meßmer, G.: Simulation des Thixoschmiedens von Aluminiumlegierungen mit FLOW-3D, Neuere Entwicklungen in der Massivumformung, Stuttgart, 2001

- /Mey00/ Meyer, St.: Untersuchungsmethodik zur Gefügecharakterisierung für das Thixoforming von Aluminium und Stahl, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Eisenhüttenkunde (IEHK), 2000
- /Mid92/ Midson, S. P, Nicholas, N.H., et. al.: Semi-solid forming high temperature alloys, Conference Proceedings of the 2nd International Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, 1992, Cambridge, USA, S. 140-148
- /Näg91/ Nägele, H.: Simulation des Herstellungsprozesses präzisionsgeschmiedeter Zahnräder mit der Finite-Element Methode, Dissertation Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM), 1994
- /Neu01/ Neudenberger, D.: Rheologische Untersuchungen und Einflüsse auf das Prozessfenster beim Thixoschmieden und Thixoquerfließpressen, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (IBF), 2001
- /Ped99/ Peddinghaus, J.: Geschmiedete Fahrwerksbauteile, Konkurrenzsituation und Entwicklungspotenziale, WB Werkstatt und Betrieb, Jahrgang 132 (1996), 6, S. 16-18
- /Pet92/ Petersen, H.: Grundlagen der Statistik und der statistischen Versuchsplanung, Ecomed Verlagsgesellschaft mbH, Landsberg, 1991
- /Ric83/ Richter, F.: Physikalische Eigenschaften von Stählen und ihre Temperaturabhängigkeit, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1983
- /Rom97/ Romanowski, C., Verschleißminderung an Schmiedegesenken mittels keramischer Werkstoffe, Dissertation, Universität Hannover, Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen (IFUM), 1997
- /Sch42/ Scheil, E.: Bemerkungen zur Schichtkristallbildung, Zeitschrift für Metallkunde, Band 23, 1931, S. 70-72
- /Sch72/ Schultze, D.: Differentialthermoanalyse, Verlag Chemie GmbH-VEB Deutscher Verlag der Wissenschaften, Berlin, 1972
- /Sch97/ Scheffler, E.: Statistische Versuchsplanung und –auswertung: Eine Einführung für Praktiker, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 3. Auflage, 1997
- /Sfb01/ Arbeits- und Ergebnisbericht 1999-2001, Sonderforschungsbereich SFB289: Formgebung metallischer Werkstoffe im teilerstarrten Zustand und deren Eigenschaften, RWTH-Aachen, 2001

- /Spe72/ Spencer, D.B., Mehrabian, R., Flemings, M.C.: Rheological behaviour of Sn-15-Pb in the crystallization range, Metallurgical Transactions, 3, 1972
- /Spe91/ Spenhoff, E.: Prozesssicherheit durch statistische Versuchsplanung in Forschung, Entwicklung und Produktion, Gesellschaft für Management und Technologie-Verlags KG, München, 1991
- /Sta97/ N.N.: STATISTICA Benutzerhandbuch für das Betriebssystem Windows, StaSoft, Inc, Tulsa, USA, 1997
- /Sta01/ Stahlschlüssel 2001, 19. vollständig neu bearbeitet und erweiterte Auflage, 2001, Verlag Stahlschlüssel Wegst GmbH, Marbach
- /Vdi91/ VDI-Wärmeatlas: Berechnungsblätter für den Wärmeübergang, VDI-Gesellschaft Verfahrenstechnik und Chemieingenieurwesen (Hrsg.), 6. erweiterte Auflage, 1991
- /Vie98/ Vieregge, K.: Die deutsche Schmiedeindustrie im Wettbewerb, in: Fortschritt mit Schmiedeteilen '98, VDI-Gesellschaft Produktionstechnik, VDI-Berichte 1382, 1998
- /Wal99/ Walter, S.: Beitrag zu den Werkstoffversagensmechanismen beim Gesenkschmieden, Dissertation Universität Hannover, Institut für Werkstoffkunde (IW), 1999
- /Wan93/ Wan, G., Witulski, T.: Thixoforming of aluminium alloys used modified chemical grain refinement for billet production, International conference on aluminium alloys new process technologies, Marina de Ravenna, Italien, 1993
- /Wit98/ Witulski, Th.: Ein Beitrag zur Beschreibung der Prozessparameter beim Thixoforming von Aluminiumlegierungen, Dissertation RWTH-Aachen, Institut für Bildsame Formgebung (IBF), 1998
- /Wit98b/ Witulski, Th., Morjan, U., Niedick, I., Hirt, G.: The Thixoformability of Aluminium Alloys, 5th Int. Conference on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, Colorado School of Mines, Colorado, June, 1998, S. 353-361
- /You79/ Young, K.P., Riek, R.G., Fleming, M. C.: Structure and Properties of Thixocast Steels, Metals technology 130, April, 1979, S. 130-137
- /Zil97/ Zillgen, M.; Rheogießen, Dissertation RWTH-Aachen, Gießerei-Institut (GI), 1997

Lebenslauf

Persönliche Daten

Name: Samer Abdelfattah
Geboren am: 10.11.1971
Geburtsort: Brilon (Hochsauerland)
Familienstand: ledig

Schulbildung

1978-1982 Grundschule Altenbüren

1982-1991 Gymnasium Petrinum, Brilon
Abschluss: Abitur

Zivildienst

07/91 – 09/92 „Inselwerkstatt“ e.V., Marsberg (Hochsauerland)

Studium

10/92 – 04/98 Studium der Metallurgie und Werkstofftechnik
an der RWTH-Aachen
Fachrichtung: Umformtechnik
Abschluss: Diplom-Ingenieur

05/95 – 04/98 wissenschaftliche Hilfskraft am Lehrstuhl für Technologie
der Fertigungsverfahren des Werkzeugmaschinenlabors (WZL)
der RWTH-Aachen

Beruf

seit 06/98 wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Abteilung „Schmieden“ am
Institut für Umformtechnik und Umformmaschinen der
Universität Hannover (Leitung: Prof. Dr.-Ing. E. Doege)

seit 01/00 stellvertretender Abteilungsleiter der Abteilung „Schmieden“