Maximilian Stummer, BSc

Ermittlung der thermo-mechanischen Eigenschaften von 30CrNiMo8 für die Schweißprozess-Simulation

MASTERARBEIT

zur Erlangung des akademischen Grades

Diplom-Ingenieur

Masterstudium Advanced Materials Science



Technische Universität Graz

Betreuer:

Assoc.Prof. Dipl.-Ing. Dr.techn Norbert Enzinger

Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik

Graz, Juli 2014



Danksagung

Ich möchte mich bei Institutsvorstand Prof. Sommitsch bedanken, der mir diese Masterarbeit am Institut für Werkstoffkunde und Schweißtechnik ermöglicht hat.

Des Weiteren gebührt mein Dank Assoc. Prof. Dr. Enzinger der mich sehr gut betreute, und mir oft durch die richtigen Fragen neue Blickwinkel bezüglich dieser Masterarbeit eröffnet hat.

Auch meinem direkten Betreuer DI Kemal Mucic möchte ich für die gute Zusammenarbeit danken, der trotz eines vollen Terminplans immer ein offenes Ohr für mich gehabt hat.

Ein großes Dankeschön gebührt auch den Labormitarbeitern des IWS die mich während der experimentellen Untersuchungen tatkräftig unterstützt haben, und ohne die dieser Umfang an technischen Versuchen nicht möglich gewesen wäre.

Ein weiteres Dankeschön gilt Ass. Prof. Dr. Cecila Poletti und DI Dilek Halici die mich besonders im zweiten Teil meiner experimentellen Versuchsreihen mit Hilfe und Ideen zur Seite gestanden haben.

Durch Gespräche mit InstitutskollegInnen bekam ich wertvolle Denkanstöße, die mich beim Lösen verschiedener Aufgaben weitergebracht haben.

Zu guter Letzt möchte ich meiner Familie für die herzliche, finanzielle und menschliche Unterstützung während meiner Studienzeit und meines ganzen Lebens danken. Ohne euch hätte ich es nicht so weit gebracht!





EIDESSTATTLICHE ERKLÄRUNG

AFFIDAVIT

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen/Hilfsmittel nicht benutzt, und die den benutzten Quellen wörtliche und inhaltlich entnommenen Stellen als solche kenntlich gemacht habe. Das in TUGRAZonline hochgeladene Textdokument ist mit der vorliegenden Masterarbeit identisch.

I declare that I have authored this thesis independently, that I have not used other than the declared sources / resources, and that I have explicitly marked all material which has been quoted either literally or by content from the sources used. The text document uploaded to TUGRAZonline is identical to the present master's thesis.

.....

.....

Datum /Date

Unterschrift /Signature



Kurzfassung

Die Werkstoffgruppe der Stähle zeichnet sich in einem breiten Anwendungsspektrum in vielen Bereichen der Industrie und dem täglichem Leben aus. Der Vergütungsstahl 30CrNiMo8 findet im Zuge dieser Arbeit als Kettenwerkstoff Anwendung. Die fertige Kette wird durch ein Vollglied und zwei verschweißten Halbgliedern aufgebaut. Beim Schweißprozess handelt es sich um lineares Reibschweißen.

Der Inhalt dieser Masterarbeit beschreibt die experimentelle Ermittlung von thermo-mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes 30CrNiMo8 für die Schweißprozess-Simulation. Dazu werden mit Hilfe des Gleeble 3800 Umformungssimulators Zugversuche mit drei unterschiedlichen Dehnraten, sowie Temperaturen durchgeführt. Aus den gewonnen Fließkurven werden die Materialkennwerte (Dehngrenze, Zugfestigkeit,...) ermittelt. Des Weiteren wird aus den gewonnenen Messungen die Dehnratenempfindlichkeit bei einer festen Dehnung bestimmt. Für die numerische Simulation der Schweißzone sollen Druckversuche bei einer repräsentativen Dehnrate bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt werden. Diese Daten werden mit den Ergebnissen eines zweiten Versuchsaufbaus verglichen. Zum Abschluss wird eine umfassende metallographische Untersuchung durchgeführt. Dazu zählen Mikrohärtemessungen, eine Gefügeuntersuchung der Fügezonen (GW, HAZ, TMAZ), sowie eine Korngrößenbestimmung aller Druckproben. Abschließend soll ein Vergleich zwischen den experimentellen Ergebnissen und realen Schweißproben hergestellt werden.

Abstract

The material group of steels stands out for its possible usage for a wide range of applications in the industrial field as well as daily life. In this master thesis the quenched and tempered steel 30CrNiMo8 finds its application as chain-material. The finished chain is built up as one full body and two semi-membered parts. For the joining process, linear friction welding was used.

This thesis describes the experimental determination of thermo-mechanical parameters of 30CrNiMo8 for a welding process simulation. For this purpose, experiments are carried out with three different strain rates and temperatures, at the Gleeble 3800 Simulator. The material parameters (yield strength, tensile strength, etc.) are determined by different flow curves. Furthermore, the strain rate sensitivity by using a fixed strain is calculated. Compression tests on a representative strain rate are carried out at various temperatures for numerical simulations of the welding zone. These data are compared with a second experimental set-up. Finally, a comprehensive metallographically investigation is performed. This includes micro hardness tests, a microstructure investigation of welding-zones (bulk material, heat affected zone, thermo-mechanical affected zone), and a particle size determination of all pressure test samples. As the last step, a comparison between the experimental results and the real joint samples are prepared.



Inhaltsverzeichnis

1	Einl	eitung	9
	1.1	Motivation	9
	1.2	Aufgabenstellung 1	.0
2	Lite	ratursichtung1	.1
	2.1	Stahl - 30CrNiMo8	1
	2.1.1	L Allgemeines1	1
	2.1.2	2 Chemische Zusammensetzung1	.1
	2.1.3	3 Physikalische Werkstoffeigenschaften1	.3
	2.1.4	1 Wärmebehandlungen 1	.4
	2.2	Umformungstheorie1	.6
	2.2.1	I Grundlagen der Warmumformung1	.6
	2.2.2	Einachsiger / Mehrachsiger Spannungszustand1	.7
	2.2.3	3 Stoffgesetze zur Beschreibung der Plastizität1	.8
	2.2.4	Schmid'sches Schubspannungsgesetz2	20
	2.2.5	5 Bauschinger Effekt2	21
	2.2.6	5 Fließkurven2	21
	2.2.7	7 Wahre / Technische Spannung2	23
	2.3	Verfestigungmechanismen2	24
	2.3.1	L Mischkristallhärtung2	.4
	2.3.2	2 Versetzungshärtung	:5
	2.3.3	3 Feinkornhärtung2	:5
	2.3.4	4 Ausscheidungshärtung2	.6
	2.4	Entfestigungsmechanismen	.6
	2.4.1	Die funf Gesetze der Rekristallisation	:6
	2.4.2	2 Primare / Sekundare Rekristallisation	:/
	2.4.3	2 Dynamische Rekristallisation	8 0
	2.4.4	+ Enroluing)U)1
	2.4 2 5		, T
	2.J 2.5.1	Schweißnrozess	22
	2.5.2	2 Schweißprozess	2
	2.6	Werkstoffspezifische Schaubilder	34
	2.6.1	I Isothermes ZTU - Schaubild	34
	2.6.2	2 Kontinuierliches ZTU - Schaubild	35
	2.6.3	3 Gefügemengen - Schaubild	86
	2.7	Gleeble 3800	;7
	2.7.1	L Aufbau der Gleeble 3800	8
	2.7.2	2 Heizsystem	39
	2.7.3	3 Temperaturmessung3	9
	2.7.4	4 Messung der Querdehnung4	0



2	.8	Grundlagen zu Härteprüfverfahren	. 41
	2.8.1	Härteprüfung nach Vickers	.41
	2.8.2	Korrelation zwischen Härte und Korngröße	.42
2	.9	Grundlagen der Metallographie	. 43
	2.9.1	Probenvorbereitung	.43
	2.9.2	Lichtmikroskopie	.44
	2.9.3	Rasterelektronenmikroskopie	.45
	2.9.4	Analysetools in der Rasterelektronenmikroskopie	.47
3	Expe	rimenteller Ablauf	50
3	.1	Versuchsaufbau	. 51
3	.2	Einflussparameter der Gleeble Versuche	. 52
3	.3	Überblick über zu ermittelnden Kennwerte	. 54
3	.4	Definition repräsentativer Temperaturzyklen	. 56
3	.5	Versuchsplanung	. 58
	3.5.1	Definition der Versuchs- und Probenanzahl	.58
	3.5.2	Probengeometrie	.58
	3.5.3	Versuchsdokumentation	.60
4	War	mzugversuche	62
4	.1	Vorversuche	. 62
	4.1.1	Vergleich zwischen K - und S - Thermoelementen	.62
	4.1.2	Verhalten der Probe bei Temperaturen über 600°C	.63
	4.1.3	Voruntersuchung hoher Aufheizraten auf den Temperatur - Zeit Verlauf	.63
	4.1.4	Untersuchung des Temperaturgradienten an Zugproben	.64
4	.2	Versuchsdefinition	. 65
4	.3	Ergebnisse	. 65
4	.4	Diskussion	. 67
	4.4.1	Allgemeines	.67
	4.4.2	Bestimmung der Dehnraten aus dem zeitlichen Dehnungsverhalten der Proben	.69
	4.4.3	Multiple Peak Verhalten	.70
5	War	mdruckversuche	, 71
5	.1	Vorversuche	. 71
5	.2	Versuchsdefinition	.71
5	.3	Ergebnisse	. 72
5	.4	– Diskussion	. 73
5	.5	Warmdruckversuche (HydraWedge)	. 75
-	5.5.1	Vorversuche	.75
			-
	5.5.2	Versuchsdefinition	.75
	5.5.2 5.5.3	Versuchsdefinition	.75 .76



6	N	leta	llographie	77
	6.1	F	Probenpräparation	77
	6.2	ſ	Aetallographie der Schweißprobe	
	6.	2.1	Korngrößenbestimmung der realen Schweißproben	79
	6.	2.2	Gefügeuntersuchung	81
	6.3	ſ	Netallographie der Gleebleproben	
	6.	3.1	Korngrößenbestimmung der Druckproben	84
	6.	3.2	Gefügeuntersuchung	85
7	н	ärte	emessungen	
	7.1	ł	lärtemessung der Schweißprobe Nr.9	
	7.2	ł	lärtemessung der Druckproben	
8	D	iskı	ission	
	8.1	١	/ergleich der experimentellen Fließkurven mit JMatPro	
	8.2	١	/ergleich von Gleeble Druckproben mit realen Schweißproben	
	8.3	E	influss der Prüfeinrichtung	
	8.4	ſ	Dehnratenempfindlichkeit	
9	Zı	usai	nmenfassung der Ergebnisse	
	_			
1(D	Au	sblick	
1	1	Lit	eraturverzeichnis	
12	2	Ab	bildungsverzeichnis	101
13	3	Tal	pellenverzeichnis	103
14	4	Fo	melverzeichnis	104
A	nhar	۱g		



Abkürzungsverzeichnis

BM	Grundwerkstoff
HAZ	Wärmeeinflusszone
TMAZ	Thermo-mechanische Zone
WZ	Schweißzone
ROI	Bereich von Interesse (Region of Interest)
EDX	Energie dispersive Röntgenspektroskopie
WDX	Wellenlängen dispersive Röntgenspektroskopie
EELS	Energie Verlust Spektroskopie



1 Einleitung

Der Werkstoff Stahl findet schon seit vielen Jahren als Funktions- und Konstruktionswerkstoff seine Anwendungsgebiete. Heutzutage gibt es über 3500 verschiedene Stahlsorten die sich in den verschiedensten technischen Anwendungsbereichen etabliert haben. Anhand einer im Jahr 2005 erstellten Studie der Firma Böhler Edelstahl werden mehr als 1,2 Mrd. Tonnen Stahl jährlich hergestellt und verarbeitet. [1]

Durch die Nutzung von Legierungselementen und/oder Wärmebehandlungen können die Werkstoffeigenschaften stark variiert werden. Dadurch ist Stahl einer der wichtigsten Werkstoffe im Maschinenbau, im Bauingenieurwesen oder in der Energie- und Kraftwerktechnik. Durch die modernen und zahlreichen Verarbeitungsmöglichkeiten und durch sehr gute Formgebungseigenschaften ist Stahl jetzt und auch in Zukunft ein Wegbereiter für innovative, zukunftsweisende Projekte. Ein weiterer wichtiger Punkt ist die gute Schweißbarkeit zahlreicher Eisenlegierungen die zum Beispiel durch Legierungselemente wie Kohlenstoff gemindert wird.

So wie sich das Material stetig weiterentwickelt hat, so gab es auch große Fortschritte in der Analyse- und Simulationstechnik. Die modernen Mikro- und Nanoanalytik- Verfahren unterstützen den Metallurgen bei der Gefügebestimmung. Mächtige Tools der Elektronenmikroskopie wie EDX, WDX oder EELS können Legierungsbestandteile einer unbekannten Probe charakterisieren oder Fremdstoffe detektieren. Aus Maschinen, wie der Gleeble 3800, können mit Hilfe elektrisch leitender Proben mechanische oder thermo-mechanische Parameter bestimmt werden. Diese so erlangten Kennwerte können für verschiedene mathematische Simulationen (z.B. Finite Elemente Simulationen) verwendet werden. Diese Datensätze sind von großem Wert für die Weiterentwicklung, dem Verständnis und auch der richtigen Anwendung des Werkstoffes und des Fertigungsverfahrens.

Zusammenfassend lässt sich ohne Zweifel sagen, das Stahl in allen nur erdenklichen Variationen, das heutige als auch das zukünftige Leben prägen wird, und sich die Forschung weiterhin auf die stetige Verbesserung und Weiterentwicklung des Systems Eisen - Kohlenstoff weiter konzentrieren wird.

1.1 Motivation

Diese Arbeit beschäftigt sich mit der experimentellen Ermittlung thermo-mechanischer Kennwerte die für die numerische Simulation verwendet werden. Durch Warmzugversuche werden Materialkennwerte gewonnen, die für Finite Elemente Berechnungen relevant sind. Zu den Kennwerten zählen unter anderem Spannungen, Dehnungen und Korngrößen.

Mit Hilfe von Druckversuchen lässt sich das Werkstoffverhalten bei einer bestimmten Temperatur und einer definierten Dehnrate vorhersagen. Des Weiteren werden thermisch aktivierte Prozesse, die während des Umformvorganges/Schweißprozesses stattfinden, aufgedeckt und beschrieben. Dies ist im speziellen Falle bei der Simulation eines linearen Reibschweißprozesses von großem Wert, um die Hauptprozessparameter des Schweißprozesses zu optimieren.





1.2 Aufgabenstellung

Leistungsstarke FE-Programme versetzen uns in die Lage immer komplexere Modelle zu generieren und aufwendige Schweißprozesssimulationen durchzuführen. Dabei ist es von entscheidender Wichtigkeit die Werkstoffeigenschaften genau zu beschreiben.

Das Ziel dieser Diplomarbeit ist die experimentelle Ermittlung von thermo-mechanischen Materialkennwerten für den Werkstoff 30CrNiMo8 (1.6580). Diese Parameter werden unter Berücksichtigung des erstellten Versuchsplans, und mit definierter Probengeometrie, mit Hilfe des Umformungssimulators Gleeble 3800 ermittelt und ausgewertet.

Folgende Aktivitäten sind bei der Masterarbeit zu berücksichtigen:

- Literaturrecherche: 30CrNiMo8
- Auswahl repräsentativer Schweißtemperaturzyklen.
- Durchführung und Dokumentation von Warmzugversuchen bei verschiedenen Temperaturen und Dehnraten mit der Gleeble 3800
- Metallographische Untersuchungen (LIMI) an ausgewählten Proben
- Erstellung der Diplomarbeit und Präsentation am IWS (inkl. Veröffentlichung)



2 Literatursichtung

2.1 Stahl - 30CrNiMo8

2.1.1 Allgemeines

Bei dem Stahl 30CrNiMo8 (1.6580) beziehungsweise Böhler V145 laut betriebsinterner Bezeichnung, handelt es sich um einen Vergütungsstahl mit den Legierungselementen Chrom, Nickel und Molybdän. Er zeichnet sich durch hohe Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften bei großen Vergütungsquerschnitten aus. Durch den Molybdängehalt ist der Böhler V145 unempfindlich gegen wird dieser Werkstoff großen Anlassversprödung. Verwendet bei Bauteilen mit Vergütungsquerschnitten und bei sehr hohen Beanspruchungen wie zum Beispiel im Flugzeugbau, Schwerfahrzeugbau oder Maschinenbau. Beispiele hierfür sind Kurbelwellen, Pleuelstangen, Propellerwellen oder Teile für Fahrgestelle. Des Weiteren findet der 30CrNiMo8 bei Schmiedestücken wie Scheiben, Rotoren oder Profilen seine Anwendung. Der wirtschaftliche Einsatz ist allerdings nur unter Berücksichtigung der Belastungsart in Kombination mit der Gestaltfestigkeit gewährleistet. Diese muss bereits im Planungs- und Konstruktionsstadium berücksichtigt werden. Die Warmformgebung sollte laut Werkstoffdatenblatt bei Temperaturen zwischen 850°C und 1050°C erfolgen. [2] Im Falle dieses Projektes handelt es sich um ein geschmiedetes Kettenvollglied, dass mit Hilfe zweier verschweißter Halbglieder eine Kette aufbaut.

2.1.2 Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung eines Werkstoffes wird durch seine Legierungselemente bestimmt. Das Zusammenspiel zwischen diesen Elementen, den Wärmebehandlungen, sowie der Verarbeitung geben dem Werkstoff seine individuellen Eigenschaften wie Zähigkeit, Festigkeit, Härte, korrosive Eigenschaften, Wärme- oder elektrische Leitfähigkeit, magnetische Eigenschaften, um nur einige zu nennen.

Im Falle des 30CrNiMo8 werden auf die in der Tabelle 2-1 vorkommenden Legierungselemente eingegangen. [3]

Chemische Zusammensetzung (Anhaltswerte in %)					
С	Si	Mn	Cr	Мо	Ni
0,30	0,30	0,50	2,00	0,35	2,00

Tabelle 2-1 - Chemische Zusammensetzung 30CrNiMo8 [2]



Kohlenstoff:

Um einen metallischen Werkstoff als Stahl zu deklarieren muss der Kohlenstoffanteil zwischen 0,1 und 2% Kohlenstoff liegen. Unterhalb dieses Bereiches spricht man von reinem Eisen (0-0,1% Kohlenstoff), oberhalb spricht man von Gusseisen (2,06-6,67% Kohlenstoff). Interessant und vor allem charakterisierend für die mechanischen Eigenschaften ist der Gehalt des Kohlenstoffs im Stahl. Ein niedriger Anteil an Kohlenstoff verbessert die Verformbarkeit, Dehnbarkeit, Schweißbarkeit und Bearbeitbarkeit. Ein höherer Anteil an C erhöht die Festigkeit und Härte. Der Kohlenstoffanteil bestimmt und beeinflusst die Stahleigenschaften am stärksten. [3]

Silizium:

Silizium wirkt desoxydierend, engt den Austenit-Bereich ein und begünstigt die Graphitausscheidung. Es steigert die Festigkeit, die Elastizitätsgrenze und die Verschleißfestigkeit. Bei hohen Gehalten an Silizium verbessert sich die Zunder- und Säurebeständigkeit. Die Gehälter sind allerdings aufgrund der begrenzten Warm- und Kaltverformbarkeit sehr begrenzt. [3]

Mangan:

Mangan bindet Schwefel als Mangan-Sulfide und verringert dadurch den ungünstigen Einfluss von Eisen-Sulfiden. Dies ist besonders bei Automatenstählen wichtig, damit die Rotbruchgefahr verringert wird.

Das Legierungselement Mn setzt die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit markant herab und erhöht die Härtbarkeit. Die Streckgrenze sowie die Festigkeit werden durch zulegieren gesteigert. Des Weiteren erhöht sich durch Mangan der Wärmeausdehnungskoeffizient, während die wärme- und elektrische Leitfähigkeit sinkt. [3]

Chrom:

Chrom macht den Stahl öl- beziehungsweise lufthärtbar. Durch die Herabsetzung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit wird die Härtbarkeit, die Zugfestigkeit, als auch die Vergütbarkeit deutlich verbessert. Ein hoher Chromgehalt wirkt sich allerdings negativ auf die Schweißbarkeit und die Kerbschlagzähigkeit aus. Warmfestigkeit sowie Druckwasserstoff-Beständigkeit werden ebenfalls durch Chrom begünstigt.

Chrom ist ein Karbidbildner. Diese Chromkarbide behindern die Versetzungsbewegungen und erhöhen die Verschleiß- und die Warmfestigkeit. Des Weiteren erhöht Chrom die Zunderbeständigkeit, und erhöht die Korrosionsbeständigkeit. Hierfür muss allerdings ein Mindestgehalt von etwa 13% Chrom im Werkstoff vorhanden sein. Das Element Chrom schnürt das Austenit-Gebiet ab und erweitert dadurch den Ferrit Bereich.

Sowohl die Wärmeleitfähigkeit als auch die elektrische Leitfähigkeit wird durch das Zulegieren von Chrom verringert. [3]



Molybdän:

Molybdän verringert die kritische Abkühlungsgeschwindigkeit und verbessert somit die Härtbarkeit des Werkstoffs. Das Legierungselement begünstigt eine Feinkornbildung und wirkt sich positiv auf die Schweißbarkeit, Streckgrenze und Festigkeit aus. Dadurch wird allerdings die Trennbarkeit erschwert. Des Weiteren wird weitgehend die Anlasssprödigkeit bei Cr-, Ni-, Mn-legierten Stählen verringert.

Es gehört zu jenen Elementen die Korrosionsbeständigkeit erhöhen, und besonders bei Lochfrasskorossion gute Ergebnisse erzielen. [3]

Nickel:

Nickel erhöht die Streckgrenze und die Kerbschlagzähigkeit in Stählen, und wird besonders bei Einsatzstählen und Vergütungsstählen zur Erhöhung der Zähigkeit (im Tieftemperaturbereich) verwendet. Das Element erweitert bei einem Legierungsgehalt von 7% das Austenit-Gebiet und bewirkt bei chemisch beständigen Stählen Austenitstruktur bei Temperaturen unterhalb der Raumtempertatur. Weiters verringert Nickel den Wärmeausdehnungskoeffizienten.

Austenitische Stähle haben oberhalb der 600°C eine höhere Warmfestigkeit, da ihre Rekristallisationstemperatur hoch ist. Die Wärmeleitfähigkeit sowie die elektrische Leitfähigkeit werden stark vermindert. [3]

2.1.3 Physikalische Werkstoffeigenschaften

Die physikalischen Materialeigenschaften sind in Tabelle 2-2 angegeben. Die Werte beziehen sich alle auf Raumtemperatur.

Tabelle 2-2 - Physikalische Werkstoffeigenschaften [2]

Physikalische Werkstoffeigenschaften (bei 20°C)	Wert	Einheit
Dichte	7,85	kg/dm³
Wärmeleitfähigkeit	42,0	W/m*K
Spezifische Wärme	460	J/kg*K
Spezifische elektrische Widerstand	0,19	Ω*mm²/m
Elastizitätsmodul	210000	N/mm²



2.1.4 Wärmebehandlungen

Wärmebehandlungen sind gezielte Verfahren oder Verfahrensschritte, um in einem Werkstück nach oder während der Fertigung, Schweißung oder Formgebung bestimmte Werkstoffeigenschaften zu erzielen. Hierbei werden genau definierte, werkstoffspezifische Temperatur – Zeit Verläufe gewählt die laut DIN EN 17022-2 genormt sind.

Ziel dieser Behandlungen ist es optimale Gebrauchseigenschaften des Produktes zu erreichen. Dies kann durch thermische Einwirkung, aber auch durch thermisch-mechanische oder thermischchemische Behandlungen erreicht werden. Unterschieden werden diese Verfahren grob in zwei Kategorien, nämlich jene die das gesamte Volumen beeinflussen (z.B. Glühen, Härten), und jene die nur an der Oberfläche des Werkstücks eine Veränderung verursachen (z.B. Einsatzhärten). Eine weitere gängige Gliederungsmöglichkeit ist in Abbildung 2-2 angeführt. In der folgenden Abbildung sieht man die Temperaturbereiche die im Falle eines unlegierten Stahls eigehalten werden müssen. [5]



Abbildung 2-1 – Temperatur – Zeit Verlauf verschiedener Wärmebehandlungen [4]

Im Zuge der Werkstoffbeschreibung des Vergütungsstahls 30CrNiMo8 soll auf die Kombination von Härten und Anlassen genauer eingegangen werden.







Abbildung 2-2 - Übersicht der Wärmebehandlungen [3]

Vergüten:

Die Kombination zwischen Härten und anschließendem Anlassen wird als Vergüten bezeichnet.

Das Vergüten ist eine Wärmebehandlung zum Erzielen hoher Zähigkeit bei bestimmter Zugfestigkeit, bei der zuerst gehärtet und dann angelassen wird (vergleiche Abbildung 2-1). Es wird vor allem bei (Bau-) Stählen angewendet wenn ein hohes Streckgrenzenverhältnis als auch gute Zähigkeitseigenschaften angestrebt werden. [3]

Als erster Schritt wird das Bauteil gehärtet. Dazu wird es mit definierter Aufheizrate (ab 5°C/s) auf eine Temperatur von 50°C oberhalb der Austenitisierungstemperatur gebracht, gehalten und anschließend mit Luft, Öl oder Wasser abgekühlt/abgeschreckt. Eine zu hohe Aufheizrate begünstigt hierbei die Verzugs- und Rissbildung. Im Anschluss erfolgt das Anlassen, das bei einer Temperatur unterhalb des Umwandlungspunktes A1 (723°C) stattfindet. Dieser Prozess läuft stufenweise, bezogen auf die aktuelle Temperatur ab. Tabelle 2-3 verschafft einen Überblick über mögliche Anlassstufen bei Stahl.



Tabelle 2-3 – Anlassstufen bei Stahl [4]

Temperatur [°C]	Effekt
>80	Bildung von Kohlstoffreichen Zonen an Gitterfehlern
80 – 200	Martensit geht in Ferrit und ε Karbide über (kubischer Martensit)
200-350	Zerfall von Restaustenit. Bildung von Karbiden und Ferritbereichen
350-520	Einstellen eines Gleichgewichts aus Zementit und Ferrit
520-650	Ausscheidung von Sonderkarbiden (legierungsabhängig)

Die Wärmebehandlungsschritte laufen im konkreten Falle des untersuchten Werkstoffes laut dem Datenblatt der Firma Böhler wie folgt ab:

- Normalglühen bei 850 bis 880°C mit anschließender Luftabkühlung
- Weichglühen bei 650 bis 700°C.
- Langsame Ofenabkühlung, bis der Stahl eine definierte maximale Härte aufweist.
- Spannungsarmglühen bei 30°C bis 50°C unterhalb der Anlasstemperatur
- Härten bei 830 bis 860°C. Abschreckung erfolgt mit Öl
- Anlassen bei 540 bis 660°C mit anschließender Luftabkühlung
- Gas- und Badnitrierung möglich [2]

2.2 Umformungstheorie

Das Umformen ist im Allgemeinen ein Oberbegriff für alle Fertigungsverfahren bei denen spanlos, durch plastische Verformung eine Bauteilgeometrie erzeugt wird. Die Umformungsverfahren sind nach DIN 8580 genormt. Die Warmumformung weist gegenüber der Kaltumformung, die bei niedrigeren Temperaturen (200°C) stattfindet, verschiedene Phänomene wie Rekristallisation und/oder Erholung auf. Die Mikrostruktur wird aufgrund der Umformung, als auch durch den Einfluss der erhöhten Temperaturen und der daraus resultierenden erhöhten Diffusität verändert. Durch nachfolgende Wärmenachbehandlungen kann das gewünschte Gefüge eingestellt werden. [4] Dieses beschriebene Verhalten lässt sich auf den Reibschweißprozess übertragen. Ähnlich wie bei einem Umformprozess gibt es verschiedene Zonen unterschiedlicher Temperaturen und Dehnraten.

2.2.1 Grundlagen der Warmumformung

Warmumformung ist ein formgebendes Verfahren bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur. Thermisch aktivierte Prozesse wie Rekristallisation oder Erholung finden ebenfalls auch in den Warmzug- sowie Warmdruckversuchen bei Temperaturen ab circa 500°C statt. Diese festigkeitsmindernden Phänomene werden in Kapitel 2.4 beschrieben.

Die beschreibenden Charakteristika der Warmumformung sind: [4]

- Arbeitstemperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur
- Gute Umformungseigenschaften
- Geringe Umformkräfte im Vergleich zur Kaltumformung
- Große Änderung der Festigkeit und Bruchdehnung am umgeformten Werkstoff
- Geringere Maß- und Oberflächenqualität im Vergleich zur Kaltumformung
- Mögliche Anisotropie



2.2.2 Einachsiger / Mehrachsiger Spannungszustand

Aufgrund einfacher Modellüberlegungen kann zunächst der Zugversuch als einachsiger Spannungszustand angesehen werden. Grundvoraussetzung ist eine Vernachlässigung individueller Korn oder Porenverteilungen im Material, sowie das Wirken einer Kraft in eine Orientierungsrichtung. Mittels des Zusammenhangs zwischen Kraft und Fläche kann eine Spannung bestimmt werden.

Spannung=
$$\lim_{A \to 0} \frac{\text{Kraft}}{\text{Querschnittsfläche}}$$
 [MPa]



Formel 2-1 - Bestimmung der mechanischen Spannung

Abbildung 2-3 - Mohr'scher Spannungskreis für den einachsigen Zug [4]

Der Mohr'sche Spannungskreis gibt den Zusammenhang zwischen Normalspannungen und Schubspannungen bezogen auf reale Schnittflächen eines Bauteils an. Mit Hilfe einfacher Regeln kann man mechanische Belastungen an einem Bauteil bestimmen. Im einachsigen Fall lassen sich die Spannung relativ trivial bestimmen.

Das eingesetzte einachsige Modell ist allerdings nur bedingt nutzbar. Im Falle des experimentellen Warmzugversuchs wird keine Einachsigkeit erreicht. Probleme hierbei sind die Inhomogenität des Werkstoffes, der Einschnürungsbeginn, sowie der Einfluss der Reibung zwischen Backen und Probe. Es stellt sich ein mehrachsiger Spannungszustand ein.

Mittels Vergleichsspannung, die eine fiktive einachsige Spannung darstellt, kann ein realer dreiachsiger Spannungszustand vereinfacht beschrieben werden. Der Belastungszustand bestehend aus Normal- und Schubspannungen wirkt in alle drei Raumrichtungen. [4]

Beschrieben wird ein solcher mehrachsiger Zustand mittels Tensoren. Ein gängiges Modell wird in Abbildung 2-4 veranschaulicht.



$$\sigma_{ij} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{pmatrix}$$



Abbildung 2-4 - Schnittufer und beispielhafte Vorzeichenregelung [4]

Die Hauptnormalspannungen wirken parallel zu den Achsen des kartesischen Koordinatensystems. Die Schubspannungen je nach Vorzeichenregelung im rechten Winkel dazu. Man spricht des Weiteren von einem positivem Schnittufer und einem um einen infinitesimalen Betrag Δx verschobenen negativen Schnittufer. Durch Integration werden die Spannungen im gesamten Bauteilvolumen beachtet.

2.2.3 Stoffgesetze zur Beschreibung der Plastizität

Für die Beschreibung von mechanischen Eigenschaften von Materialien müssen Werkstoffmodelle angesetzt werden. Diese beschreiben die Zusammenhänge zwischen Spannungen und Verformungen am Werkstück. Um ein solches Modell erstellen und vollständig beschreiben zu können werden drei Parameter benötigt.

Stoffgesetz:

- Fließbedingung, Fließkriterium \rightarrow Wann setzt das Fließen ein?
- Fließgesetz \rightarrow Größe und Richtung der plastischen Formänderung.
- Verfestigungsgesetz → Wie verändern sich die Werkstoffeigenschaften infolge der Verformung?

Diese drei Punkte bilden die Grundlage zur Beschreibung der Plastizität. [4]





2.2.3.1 Fließbedingung nach Mises

Nach der Gestaltänderungshypothese oder Fließhypothese nach von Mises tritt ein Bauteilversagen nur bei der Überschreitung einer kritischen Gestaltänderungsenergie auf. Diese Anschauung wird bei zähen Werkstoffen wie Stahl, sowie bei wechselnder oder ruhender Belastungsart verwendet. Die Summe der räumlichen hydrostatischen Spannungszustände ergibt eine Vergleichsspannung von null. Daraus ergibt sich, dass die hydrostatischen Drücke keinen Einfluss auf eine plastische Verformung, also auf den Fließprozess haben. [4]

$$\sigma_{v} = \sqrt{\sigma_{x}^{2} + \sigma_{y}^{2} + \sigma_{z}^{2} - \sigma_{x}\sigma_{y} - \sigma_{y}\sigma_{z} - \sigma_{x}\sigma_{z} + 3 * (\tau_{xy}^{2} + \tau_{yz}^{2} + \tau_{xz}^{2})}$$

Formel 2-2 - Vergleichspannung nach Mises [4]

2.2.3.2 Fließbedingung nach Tresca

Neben der Beschreibung nach Mises sei noch das Tresca'sche Fließkriterium erwähnt. Diese Hypothese gibt an, dass dann ein Fließen auftritt, wenn eine maximale Hauptschubspannung einen kritischen Fließwert überschreitet. Bestimmt werden kann die zugehörige Fließkurve durch sechs Fälle die sich aus dem Mohr'schen Spannungskreis ergeben. [4]

2.2.3.3 Vergleich von Mises und Tresca

Abbildung 2-5 zeigt eine Fließoberfläche nach Mises und Tresca. Das bedeutet, dass eine plastische Verformung nur auf der Oberfläche stattfinden kann. Bei der Raumdiagonale sind alle Spannungen elastisch.





$$\sigma^{2} = \frac{1}{2} * \left[(\sigma_{I} - \sigma_{II})^{2} + (\sigma_{II} - \sigma_{III})^{2} + (\sigma_{III} - \sigma_{I})^{2} \right]$$





2.2.4 Schmid'sches Schubspannungsgesetz

Gleitsysteme haben bei der plastischen Verformung einen wesentlichen Einfluss. Welches Gleitsystem bei vorherrschender Spannung in einem quasiisotropen Werkstoff aktiviert wird, ist hauptsächlich von der Richtung der maximalen Schubspannung abhängig. Dieser Zusammenhang kann in einem Einkristall, entlang der Achsrichtung gezeigt werden. Das Schmid'sche Gesetz beschreibt die Wechselwirkung zwischen dieser Orientierung (Gleitrichtung) im Kristall und der angelegten Kraft. [4]

Des Weiteren spielt die Korngröße ebenfalls eine wichtige Rolle für dieses Werkstoffgesetz, sowie der Duktilität des Werkstoffes. Durch feineres Korn steigt die Auftretenswahrscheinlichkeit von günstig orientierten Gleitebenen. Somit wird die Gleitwahrscheinlichkeit gesteigert. Dieses Verhalten korreliert mit der Hall - Petch Beziehung (Kapitel 2.8.2).



Abbildung 2-6 - Schmid'sche Gesetz in der Einkristallprobe [4]

Mathematisch wird die winkelabhängige Schubspannung (τ) bei angelegter Zugbelastung beschrieben. Aus den Winkeln θ , λ ergibt sich der Schmid – Faktor (m_s) mit dem die kritische Scherspannung, die plastische Dehnung, und die totale Dehnrate bestimmt werden.

$$\sigma_{1} = \sigma_{0} * \frac{s_{0}}{S_{1}} = \sigma_{0} * \sin \chi$$
$$\tau = \sigma_{0} * \sin \theta * \sin \lambda = \sigma_{0} * m_{s}$$



2.2.5 Bauschinger Effekt

Der Bauschinger Effekt beschreibt den Zusammenhang zwischen dem Beginn einer plastischen Verformung und der Werkstückvorgeschichte. Wenn die Probe mittels Druckkraft belastet wurde, so kommt es zu einem vorzeitigen Einsetzen der plastischen Verformung bei nachfolgender Zugbeanspruchung. Es stellt sich eine Art Hysterese - Funktion bei steigender Zug und Druckbelastung ein. Dies ist auf gespeicherte Eigenspannungen im inneren des Bauteils zurückzuführen. [4]



Abbildung 2-7 - Beschreibung des Bauschinger Effektes [4]

Aus der bekannten Werkstückvorgeschichte ist im Falle des Kettenglieds kein Bauschinger Effekt zu erwarten.

2.2.6 Fließkurven

Fließkurven sind ein wichtiger Bestandteil der Werkstoffkunde. Man unterscheidet zwischen elastischer (reversibler) und plastischer (irreversibler) Verformung. Der elastische Bereich wird mit Hilfe des linearen Zusammenhangs zwischen Spannung, Dehnung und dem E-Modul beschrieben, und mathematisch im Hooke'sche Gesetz zusammengefasst. Der E-Modul ist direkt von den interatomaren Bindungskräften und somit von der Schmelztemperatur, abhängig. Des Weiteren beschreibt der E-Modul die Steigung des linearen Kurvenabschnittes, und ist einer der fundamentalsten Materialkennwerte bei Stählen im Maschinenbau.

$\sigma = E * \varepsilon$

Formel 2-5 - Hook'sche Gesetz

Ab einem kritischen Punkt, der Streckgrenze, beginnt sich das Material irreversibel zu verformen (plastischer Bereich). In diesem Bereich finden Gleitvorgänge statt. Dazu muss eine kritische Schubspannung innerhalb eines Gitters überwunden werden. Das Abgleiten zwischen zwei Ebenen findet ohne Trennung dieser statt.



Im letzten Bereich des Spannungs – Dehnungs Diagrammes kommt es nach dem Erreichen der Zugfestigkeit zur Einschnürung des Probenquerschnittes. Anschließend kommt es zum Bruch.



Abbildung 2-8 - technische Fließkurve eines duktilen Metalls [8]

Des Weiteren lassen sich Spannungs – Dehnungs Diagramme in jene mit ausgeprägter Streckgrenze und ohne ausgeprägte Streckgrenze unterteilen. Durch Fremdatomwolken (Cottrellwolken), die sich bevorzugt in energetisch günstigen Verzerrungsfeldern um Versetzungen aufhalten, kann es zur Ausbildung einer ausgeprägten Streckgrenze kommen. Man unterscheidet zwischen einer oberen und einer unteren Streckgrenze.



Abbildung 2-9 - Unterschied technischer Spannungs – Dehnungs Diagramme mit ausgeprägter Streckgrenze [8]

Bei Spannungs – Dehnungs Diagrammen ohne ausgeprägte Streckgrenze verwendet man die Dehngrenze als Kennwert zur Beschreibung der plastischen Deformation. Dieser wird durch eine mechanische Spannung bei einer 0,2-%igen Dehnung festgelegt.



2.2.7 Wahre / Technische Spannung

Ein wichtiger Punkt bezüglich der Spannungshypothese ist der Unterschied zwischen wahrer Spannung (true strain) und technischer Spannung (engineering strain).

Während sich die technische Spannung immer auf den Ausgangsquerschnitt bezieht, bezieht sich die wahre Spannung auf den tatsächlichen Querschnitt der Probe aufgrund der Zugkräfte. Mit dem einfachen Zusammenhang $\sigma = \frac{F}{A}$ erkennt man, dass bei Abnahme der Querschnittsfläche die wahre Spannung größer werden muss (A entspricht dem wahren Querschnitt).

Die technischen Spannungen werden direkt im Labor mit Hilfe des Zugversuchs bestimmt. Die wahren Spannungen können durch parallele optische Auswertung bestimmt werden. Der Unterschied wird besonders bei größeren plastischen Verformungen (Einschnürung) tragend.

Bei herkömmlichen Spannungs-Dehnungskurven kann man ein Maximum, die maximale Zugfestigkeit ablesen. Ab diesem kritischen Spannungswert beginnt sich die Probe einzuschnüren. Dieses Verhalten ist von der Dehnungsgeschwindigkeit abhängig.

Neben der wahren und technischen Spannung gibt es auch die wahre und die technische Dehnung. Analog zur technischen Spannung wird die wahre Dehnung bei größeren Verformungen signifikant. Die Gesamtdehnung kann durch Addition der Einzeldehnungen bestimmt werden. Durch geringe Längenänderungen ist der Fehler der Gesamtsumme vernachlässigbar klein (technische Betrachtung). Bei größeren Auslenkungen, wie es bei bestimmten Metallen oder Polymeren vorkommt, muss man auf die wahre Dehnung zurückgreifen, da sich hier der Fehlerwert zu stark auswirken würde.

Durch einfache mathematische Zusammenhänge lassen sich technische in wahre Variablen umrechnen und umgekehrt. Tabelle 2-4 gibt darüber Aufschluss. [6]

Variablen	technisch (Engineering)	wahr (True)
Dehnung	$e = \frac{l_f - l_0}{l_0}$	$\varepsilon = \int_{l_0}^{l_f} \frac{dl}{l} = \ln(\frac{l_f}{l_0})$
Umrechnungsfaktor (Dehnung)	$e = \exp(\varepsilon) - 1$	$\varepsilon = \ln(1+e)$
Spannung	$\sigma_e = \frac{P}{A_0}$	$\sigma_t = \frac{P}{A_0} * \exp(\varepsilon)$
Dehnrate	$\dot{e} = \frac{de}{dt} = \frac{v}{D_0}$	$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{D}$

Tabelle 2-4 - Zusammenhang technischer - wahrer Variablen [6]



e technische Dehnung	σ_e technische Spannung	ė technische Dehnrate
arepsilon wahre Dehnung	σ_t wahre Spannung	$\dot{arepsilon}$ wahre Dehnrate
l_f verformte Länge	P Zugkraft	
l_0 Ausgangslänge	A_0 Ausgangsquerschnitt	

2.3 Verfestigungmechanismen

Bei der Warmumformung (z.B. Warmwalzen, Schmieden,...) werden Verfestigungsprozesse mit Erholungs- und Entfestigungsprozessen überlagert. Dies ist der Grund für das Erreichen höherer Umformungsgrade im Gegensatz zur Kaltumformung.

Eine Erhöhung der Festigkeit eines Werkstoffes ist gleichzusetzen mit einer Behinderung von plastischer Verformung. Dies kann theoretisch durch den Einbau von Fremdatomen (Mischkristallhärtung), durch das Erzeugen zusätzlicher Versetzungen (Versetzungshärtung), durch das Reduzieren der Korngrößen (Kornfeinung) oder durch Ausscheidungen in der Grundmatrix (Ausscheidungshärtung) erreicht werden. Dies bezieht sich hauptsächlich auf die Werkstoffvorgeschichte und weniger auf den Versuch bei höheren Temperaturen. [4]

2.3.1 Mischkristallhärtung

Bei der Mischkristallhärtung unterscheidet man zwischen dem Einbau von Fremdatomen an reguläre Gitterplätzte (Substitionsmischkristall) und den Einbau von Fremdatomen an Zwischengitterplätze (Einlagerungsmischkristall).



Abbildung 2-10 - Substitutionsmischkristall (links) und Einlagerungsmischkristall (rechts) [4]

Durch den Einbau von Atomen unterschiedlicher Größe kommt es zu zusätzlichen inneren interatomaren Spannungen, sogenannten Spannungswolken, die die Diffusionsgeschwindigkeit hemmen und somit eine Festigkeitssteigerung erzielen.





Abbildung 2-11 - Spannungsverteilung aufgrund Fremdatome [4]

Dieser Effekt wirkt sich mit der Quadratwurzel aus der Anzahl der in der Matrix gelösten Atome aus.

 $\Delta \sigma = k_M * \sqrt{c}$

 $\Delta \sigma$... Spannungsanstieg

k_M ... Proportionalitätsfaktor

c ... Konzentration des Legierungselements

2.3.2 Versetzungshärtung

Bei vorhergegangener (Kalt-)Umformung können zusätzliche Versetzungen erzeugt werden, um den Gleitbewegungen entgegenzuwirken. Dies wirkt sich besonders bei Temperaturen bis circa 200°C aus.

Dieser Effekt wirkt sich mit Quadratwurzel der Versetzungsdichte aus.

$$\Delta \sigma = k_v * G * b * \sqrt{\rho}$$

 $\Delta \sigma$... Spannungsanstieg k_v ... Proportionalitätsfaktor

G ... Schubmodul der Matrix b ... Burgersvektor ρ ... Versetzungsdichte

2.3.3 Feinkornhärtung

Korngrenzen bilden Hindernisse für Versetzungsbewegungen. Das bedeutet je kleiner das Korn ist, desto mehr Korngrenzen stehen zur Verfügung. Somit kann eine Festigkeitssteigerung erreicht werden.

Die Festigkeitssteigerung wirkt sich invers der Quadratwurzel des Korngrößendurchmessers aus.

$$\Delta \sigma_y = \frac{k_{KG}}{\sqrt{d}}$$

 $\Delta \sigma_v$... Spannungsanstieg

 k_{KG} ... Proportionalitätsfaktor

d ... Korngröße



2.3.4 Ausscheidungshärtung

Aufgrund unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und Struktur bilden Ausscheidungen (z.B. Karbide, Nitride,...) Hindernisse für die Versetzungsbewegung. Diese bilden eine Art Barriere die von den ankommenden Versetzungen aufgrund ihrer Struktur überwunden werden müssen. Beschrieben wird dieses Phänomen mit dem Orowan Mechanismus. Nach Größe des Ausscheidung kommt es zum Durchschneiden des Partikels (r<rkrit) oder Bildung eines Rings um des Partikels (r>rkrit).

Der Effekt ist von der Konzentration der Ausscheidungen in der Probe und dem mittleren Hindernisabstand abhängig.

$$\Delta \sigma_y = \frac{k_A * \sqrt{f}}{r}$$

 $\Delta \sigma_y$... Spannungsanstieg

f... Hindernisabstand

k_A ... Proportionalitätsfaktor

r ... Radius des Partikels

2.4 Entfestigungsmechanismen

Bei höheren Temperaturen ist die Beweglichkeit der Atome wesentlich erhöht. Aufgrund dieser Tatsache wandern Versetzungen erleichtert, das Quergleiten von Schraubversetzungen und das Klettern und Losreißen von Versetzungen wird möglich. Diese thermischen Prozesse bezeichnet man als Entfestigungsmechanismen und sind auf Diffusionsphänomene zurückzuführen. Dazu gehören die Rekristallisation, sowie die Erholung. Diffusionsabhängige Prozesse sind stark zeitabhängig und werden somit auch von der Verformungsgeschwindigkeit beeinflusst. [4] Triebkraft für solche Entfestigungsprozesse ist das Streben nach einer Minimierung der Korngrenzenenergie.

2.4.1 Die fünf Gesetze der Rekristallisation

Aus vielen Versuchsreihen in den letzten 50 Jahren wurden qualitative Aussagen über das Werkstoffverhalten bei einsetzender Rekristallisation gewonnen. Diese Daten wurden verarbeitet und daraus die fünf Gesetze der Rekristallisation abgeleitet. [13]

(1) Es muss ein minimaler Verformungsgrad (Umformgrad) erreicht werden, um eine zufriedenstellende Keimbildung für das Kornwachstums zu erreichen. [13]

$$\varphi = \pm ln \frac{L_1}{L_0}$$

Formel 2-6 - Verformungsgrad [6]

 φ ... Verformungsgrad L_0 ... Ausgangslänge L_1 ... verformte Länge

± ... Abhängigkeit von der Verformungsrichtung (Zug + und Druck -)

(2) Die Rekristallisationstemperatur sinkt bei steigender Glühdauer. Grund dafür sind thermisch aktivierte Prozesse (Abhängigkeit der Rekristallisationsrate von der Temperatur).



(3) Die Rekristallisationstemperatur sinkt mit zunehmender Dehnung. Die gespeicherte Energie, die die Triebkraft der Rekristallisation darstellt, steigt mit der Dehnung. Somit kann ein Kornwachstum bei höher verformten Materialen schon bei niederen Temperaturen auftreten.

(4) Die Korngröße nach der Rekristallisation ist in erster Linie vom Verformungsgrad abhängig. Eine höhere Verformung bildet mehr Kristallisationskeime pro Flächenregion.

(5) Die Rekristallisationstemperatur wird bei gegebener Verformung gesteigert durch:

Große Ausgangskorngröße: Korngrenzen sind bevorzugte Orte für die Nukleation. Ein Material mit großen Körnern weist eine geringere Anzahl von Korngrenzen auf. Dies hat zur Folge, dass die Rekristallisation langsamer einsetzt, und die Rekristallisationstemperatur steigt.

Höhere Verformungstemperatur: Bei höheren Verformungstemperaturen treten mehr Erholungsprozesse (dynamische Erholung) auf. Die gespeicherte Energie ist geringer als bei gleicher Dehnung bei geringerer Verformungstemperatur. [13]

2.4.2 Primäre / Sekundäre Rekristallisation

Allgemein ist Rekristallisation von der Umformungsvorgeschichte, der Temperatur, dem Umformgrad und der Glühdauer abhängig. Der Einfluss der Temperatur wiederum ist abhängig von der chemischen Werkstoffzusammensetzung.

$$T_{Rekristallisation} > 0,42 * T_{Schmelz}$$
 in [K]

Wichtig ist, dass es nur zur Rekristallisation kommen kann, wenn ein Mindestumformungsgrad erreicht wurde. Bei der primären Rekristallisation wird das Gefüge nach der Umformung neu gebildet und es stellt sich ein "weicher" Zustand ein. Dies ist auf die Verschiebung der Korngrenzen zurückzuführen. [4] Ein Grund für diese Wanderung der Korngrenzen ist, dass die Körner nach einer Minimierung der Oberflächenenergie streben. Durch Ausscheidungen die sich während der Umformung und den steigenden Temperaturen nicht verändern, kann ein solches Kornwachstum behindert werden. Die Korngrenze "haftet" an der Ausscheidung - man spricht von "pinning".







Das Rekristallisationsschaubild beschreibt die Abhängigkeit der Korngröße vom Verformungsgrad und der Glühtemperatur (Abbildung 2-12).

Der steigende Verformungsgrad senkt die nötige Glühtemperatur. Eine Erhöhung der Glühdauer verringert die Starttemperatur für Rekristallisation. Die Korngröße des kristallisierten Gefüges ist Abhängig von der Wachstumsgeschwindigkeit. Diese ist wiederum abhängig von Anlasstemperatur, Verformungsgrad und Anlasszeit. [5]

Sekundäre Rekristallisation tritt dann auf, wenn die Glühzeiten und die Glühtemperaturen weiter erhöht werden. Es kommt zu einer Änderung (Kornwachstum) im Gefüge. Es existieren relativ große Körner neben kleineren, bis zu jenem Zeitpunkt, ab dem die Körnerzahl durch Übernahme der kleinen Körner sinkt und somit die Werkstoffeigenschaften sogar verschlechtert werden (Versprödung oder raue Oberflächen bei Tiefziehprozessen). Man spricht von abnormalem Kornwachstum. Dieser Vorgang würde theoretisch bis zum Erreichen eines einzelnen großen Korns fortgesetzt werden.

Sekundäre Rekristallisation ist somit nicht erwünscht, mit Ausnahme beim Grobkornglühen, um spanabhebenden Verarbeitungseigenschaften zu verbessern. [4]

2.4.3 Dynamische Rekristallisation

Dynamische Rekristallisation beginnt bei Temperaturen oberhalb der Rekristallisationstemperatur, aber noch während des Verformungsvorganges. Durch diesen Effekt in Kombination mit Erholung ebenfalls sind große Umformungsgrade möglich, welche sich positiv auf die Verarbeitungsmöglichkeiten auswirken. Die notwendige Temperatur zur dynamischen Rekristallisation entspricht mit guter Näherung ebenfalls circa 0,42 * Schmelztemperatur.

Die Nukleationsbereiche der dynamischen Rekristallisation sind nicht zufällig verteilt. Sieht man sich ein einzelnes Korn an beginnt der Kornwachstum vorwiegend an Korngrenzen, Ausscheidungen, Übergangs- oder Scherbändern (Abbildung 2-13). Die Korngröße spielt ebenfalls in Bezug auf die Keimdichte eine Rolle. Kleinere Körner erhöhen die Heterogenität der Keimverteilung. [13]



Abbildung 2-13 - Grad der eintretenden dynamischen Rekristallisation [6]

Mikroskopisch kann dynamische Rekristallisation entweder durch progressive Subkornrotation (Gitterrotation) oder durch Korngrenzenmigration stattfinden. Ersteres entsteht durch eine



Umorientierung eines Korns in Folge einer plastischen Verformung gegenüber einem Altkorn. Dies führt zur Keimbildung eines neuen Korns. [6]

Unter Korngrenzenmigration versteht man einen Korngrenzeneffekt aufgrund der unterschiedlichen Versetzungsdichte und der daraus resultierenden unterschiedlichen gespeicherten Energien benachbarter Körner.



Abbildung 2-14 - Schema der Korngrenzenmigration [13]

In Abbildung 2-14 ist eine solche Korngrenzenmigration dargestellt. Das obere Korn (Grain 2) weist eine höhere Energie gengenüber dem unteren Korn (Grain 1) auf ($E_2 > E_1$).

Aufgrund einer angelegten Zugspannung, und der unterschiedlichen gespeicherten Energien (Versetzungsdichten) beginnt sich der Grenzbereich vom Korn geringerer Energie zum Korn höherer Energie zu verschieben (a). Die Versetzungsstruktur wird in Richtung der Migrationsgrenze gezogen (b). Als nächsten Schritt ist die Migrationsgrenze frei von der Versetzungsstruktur (c). Es entsteht ein einzelnes Subkorn (d). [13]

Zener-Hollomon Faktor:

Der Zener-Hollomon Parameter wird zur Beschreibung der Abhängigkeit zwischen der Dehnrate und der Temperatur genutzt. Er wird auch als temperaturkompensierende Dehngeschwindigkeit bezeichnet. Er ist einer der wichtigsten Faktoren zur Beschreibung der dynamischen Rekristallisation. Die Legierungselemente beeinflussen den Faktor aufgrund der Abhängigkeit der Aktivierungsenergie (Q). Dieser Energiebeitrag ist abhängig von der Selbstdiffusion, der Korngrenzendiffusion im Festkörper sowie der Diffusionseigenschaften der Legierungselemente. Die Dehnrate, sowie die Temperatur beeinflussen den Faktor des Weiteren.

Bei steigendem Zener-Hollomon Parameter ändert sich das Fließverhalten, die sich einstellende Korngröße, sowie der Rekristallisationsgrad. [6]

$$Z = \dot{\varepsilon} * exp\left(\frac{Q}{RT}\right)$$

Formel 2-7 - Zener-Hollomon Faktor [6]



ἑ … Dehnrate [mm/s]

Q ... Aktivierungsenergie [J]

R ... Gaskonstante [J/mol*K]

T ... Temperatur [K]

Charakteristika der dynamischen Rekristallisation:

Wie bei der primären Rekristallisation muss bei einer dynamischen Rekristallisation neben der Temperatur auch ein kritischer Verformungsgrad erreicht werden. Dieser kritische Wert ist wiederum eine Funktion der Korngröße, der Fließspannung und des Zener-Hollomon Faktors.

- Korngröße \rightarrow Konstant nach Erreichen eines Gleichgewichtzustandes
- Fließspannung \rightarrow Funktion der Temperatur und Dehnrate (korngrößenunabhängig)
- Grad der Rekristallisation \rightarrow Funktion des Zener-Hollomon Faktors
- Dynamische Rekristallisation beginnt normalerweise an Korngrenzen oder Zwillingskorngrenzen. [6]

Die Orientierung der rekristallisierten Körner ist nicht zufällig verteilt. Vielmehr stellen sich bevorzugte Orientierungen beziehungsweise eine Texturrichtung ein. Die Körner sind gleichmäßig verteilt und haben die Form von äquiaxialen Polyedern. Dies ist auf einen quasi Gleichgewichtszustand der Oberflächenenergien der Korngrenzen zurückzuführen. Einen wesentlichen Einfluss hat die Verformungsrichtung bezogen auf die Kristallstruktur, und die Form der Körner. [13]

2.4.4 Erholung

Dieser festigkeitsmindernde Prozess kann während der Verformung stattfinden (dynamische Erholung) oder nach dem Umformprozess, nur von der Temperatur abhängig sein (statische Erholung). Die Erholung erfolgt homogen über das gesamte Volumen. Alle Körner nehmen an diesem Prozess teil. Dies geschieht bei Temperaturen zwischen 0,25 - 0,35 * Schmelztemperatur (in [K]). Es stellt sich eine thermisch aktivierte Umstrukturierung der Körner ein, die vorhandene Verfestigungen abbaut. [4]

Diese Umstrukturierung ist auf die Beweglichkeit, das Klettern und das Gleiten von Versetzungen zurückzuführen, die bei erhöhten Temperaturen noch weiter begünstigt werden. Treffen zwei Versetzungen unterschiedlicher Orientierung zusammen kann es zu einer Auslöschung dieser beiden kommen. Mit Hilfe von Simulationen dieser Versetzungsbewegungen kann man feststellen, dass die Versetzungsdichte exponentiell mit der Zeit abnimmt. Man spricht hierbei von Rekombination oder Annihilation von Versetzungen.









2.4.5 Übergang Erholung und Rekristallisation

Abbildung 2-16 - Unterschied zwischen Erholung und Rekristallisation [4]

Durch Erholung (Rekombination von Versetzungen) sinkt die Zugfestigkeit um cirka 20%. (dunkelgrauer Abschnitt, Abbildung 2-16) Bei der Zugfestigkeitskennlinie (Rm) kann man deutlich bei Beginn der Rekristallisationstemperatur einen starken Abfall der Festigkeit erkennen, während die Bruchdehnung ansteigt. Im Übergangsbereich zwischen Erholung und Rekristallisation werden Keime für die Rekristallisation gebildet.

2.5 Lineares Reibschweißen

Der Vergütungsstahl 30CrNiMo8 wird mittels eines speziellen Reibschweißverfahrens verarbeitet. Bei dem Prozess handelt es sich um lineares Reibschweißen, das zum Fügen der Kette verwendet wurde. Dabei werden die beiden Kettengliedhälften unter definierten Parametern linear zueinander bewegt. Die daraus resultierende Wärme in Kombination mit einem definierten Anpressdruck sowie der wechselseitigen Bewegung der Kettenstummel erzeugt eine Schweißverbindung mit einigen Vorteilen gegenüber herkömmlichen Schweißverfahren. [9]

- geringe Wärmeeinflusszone
- Fügetemperatur unterhalb der Schmelztemperatur
- Gute Reproduzierbarkeit und kurze Prozesszeit
- Verschweißung unterschiedlicher Werkstoffe möglich
- Fügen unterschiedlicher Bauteilgeometrie möglich
- Niedriger Energiebedarf
- günstige Patentsituation
- hohe Maschinenkosten

Anwendung findet dieses Verfahren unter anderem in der Flugzeugindustrie zur Verschweißung von Turbinenschaufeln mit dem Rotor.





Abbildung 2-17 - Schema des linearen Reibschweißens [9]

Charakterisierend für diesen Prozess ist die Entstehung eines Schweißgrates an der Schweißstelle. Dieser kann durch Prozessparameter verändert werden.

2.5.1 Schweißprozess

Der Schweißprozess kann nach Vairis und Frost in 4 Prozessteilstufen gegliedert werden (auf andere Prozesseinteilungen wird an dieser Stelle verzichtet). [9]

Anfahrphase:

Die Kettenhälften berühren sich an den Fügeflächen. Druck wird aufgebracht und die Teile bewegen sich mit gegebener Frequenz relativ zueinander. Durch die Reibung entsteht ein örtlicher Temperaturanstieg, wobei die Kontaktfläche durch die Glättung der Oberfläche zu wachsen beginnt. Durch das Zusammenspiel zwischen der Amplitude, der Frequenz und der Reibkraft beginnt die Oberfläche zu erweichen.

Übergangsphase:

In der Übergangsphase berühren sich die Achsschenkel an der Oberfläche vollständig. Die Wärmeeinflusszone wächst. Die verformte Oberflächenschicht kann der Scherkraft nicht länger standhalten, wodurch vereinzelte Partikel herausgerissen werden, und sich ein Schweißgrat bildet. In dieser Phase ist noch keine größere Achsverkürzung vorhanden.

Gleichgewichtsphase:

Hier wird die maximale Temperatur erreicht, wobei diese unterhalb der Schmelztemperatur liegt. Durch die Druckeinwirkung finden Mikrostrukturumwandlungen in Schweißzonennähe statt. Diese sind rein werkstoffabhängig. Nun findet eine signifikante Achsverkürzung an den Kettengliedhälften statt.



Stauchphase:

Nach der Gleichgewichtsphase, nachdem eine gewünschte Achsverkürzung erreicht wurde, werden die beiden Teile gegeneinander positioniert. Mittels eines definierten Stauchdrucks, welcher mindestens dem Reibungsdruck entsprechen sollte, erfolgt der letzte Schritt der Schweißverbindung.

Der Schweißprozess ist abgeschlossen. [9]

2.5.2 Schweißparameter

Der Schweißprozess wird durch Hauptparameter und Nebenparameter definiert. Aus diesen Kennwerten ergeben sich Folgeparameter die das Zusammenspiel zwischen Werkstoff und Prozess wiederspiegeln.

Hauptprozessparameter:

Frequenz [Hz]:	Anzahl der Pendelbewegungen pro Sekunde.
Amplitude [mm]:	Maximale Verschiebung des bewegten Teils gegenüber der Mittellage.
Reibdruck [kN]:	Druck auf die Fügeteile während der Anfahrphase (Anpresskraft pro Fläche).
Axiale Verkürzung [mm]:	Längenänderung der Fügeteile während des Schweißprozesses.
Anfahrzeit [s]:	Jene Zeitdauer in der eine vollständige Pendelbewegung und der gewünschte Reibdruck in der Anfahrphase erzeugt werden.
Ausschwingdauer [s]:	Dauer bis die Pendelbewegung der Fügeteile gestoppt wird.
Stauchdruck [kN]:	Druck zwischen beiden Fügeteilen in der Stauchphase.
Stauchzeit [s]:	Zeitliche Dauer der Stauchphase.

Folgeparameter:

Scherkraft [kN]:	Kraft parallel zu den Fügeflächen.
Abbrandrate [mm/s]:	Rate der axialen Verkürzung.
Schweißzeit [s]:	Gesamtdauer des Schweißprozesses.
Power Input [mW/mm⁴]:	Beschreibt den Zusammenhang zwischen Amplitude, Reibkraft, Frequenz und Querschnittsfläche. [9]



2.6 Werkstoffspezifische Schaubilder

Aufgrund der chemischen Zusammensetzung unterscheiden sich die Gebrauchseigenschaften verschiedener Metalle enorm. Die Bandbreite ist riesig. Um die verschiedenen Werkstoffe charakterisieren zu können haben sich verschiedene Schaubilder etabliert. Phasendiagramme, Phasenmengendiagramme oder Zeit - Temperatur - Umwandlungsschaubilder sind einige der wichtigsten Vertreter dieser Kategorie. Im speziellen Falle der Schweißtechnik spricht man von Schweiß - Zeit - Temperatur - Umwandlungsschaubildern.

Zeit - Temperatur - Umwandlungsschaubilder (ZTU - Schaubilder) beschreiben mögliche Phasenumwandlungen (Austenit, Martensit, Perlit, ...) in Abhängigkeit der Zeit und der Temperatur (Abkühlungsgeschwindigkeit). Grundsätzlich weisen alle ZTU - Schaubilder die Parameter Aufheizgeschwindigkeit, Austenitisierungstemperatur, Haltezeit und die chemische Zusammensetzung auf. Es ergibt sich nur unter diesen Austenitisierungsbedinungungen und der entsprechenden chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs ein solches Schaubild. Am Ende der Kurven werden üblicherweise Härtemesswerte nach Vickers oder Rockwell angegeben.

Neben den Umwandlungsschaubildern sind an dieser Stelle noch die Phasen - Mengen Diagramme zu erwähnen. Diese geben die Existenzbereiche und Grenzen von Phasengleichgewichten in Abhängigkeit der Konzentration und der Temperatur an. Zurückzuführen sind diese Schaubilder auf konzentrationsabhängige Bindungsenergien (Gibb'sche Energien) und deren Minima (Streben nach einem Energieminimum). [20]

2.6.1 Isothermes ZTU - Schaubild

Bei einem isothermen ZTU – Schaubild wird ein Zusammenhang zwischen Haltetemperatur und der Haltedauer nach Ablauf der Austenitumwandlung beschrieben. Dabei wird eine Probe auf Austenitsierungstemperatur gebracht und anschließend schnell auf eine bestimmte Temperatur abgeschreckt. Diese Temperatur wird über eine längere Zeitdauer gehalten. Die Umwandlung des Austeniten geschieht zeitverzögert. Diese Verzögerung, auch Anlaufzeit genannt, ist von der gehaltenen Temperatur abhängig. Der zeitliche Unterschied zwischen Umwandlungsende und Umwandlungsstart wird Umwandlungsgeschwindigkeit genannt und wird entlang der Haltetemperatur abgelesen. Das Hauptanwendungsgebiet isothermer ZTU – Schaubilder ist die Gezielte Umwandlung zu einem bestimmten Gefüge (B=Bainit, F=Ferrit, M=Martensit, P=Perlit, ...). Des Weiteren können die zu erwartenden Härtemesswerte nach Vickers am Ende der Abkühlkurven angegeben werden. Die Phasenbereiche sind stark von den Legierungselementen des Stahls abhängig und weisen charakteristische Formen in Abhängigkeit des Werkstoffes auf.





Abbildung 2-18 - Isothermes ZTU - Schaubild (30CrNiMo8) [2]

Ein isothermes ZTU - Schaubild wird mittels metallographischer Untersuchungen in Kombination mit Dilatometrieversuchen erstellt. Für Ersteres ist eine Reihe von Untersuchungen notwendig. Die gewonnen Daten werden weiterverarbeitet und anschließend für die Erstellung des ZTU -Schaubildes verwendet. Bei der Dilatometrie werden die Längenänderungen, die aufgrund der werkstoffspezifischen Volumenänderungen von einem Kristallsystem in einer anderes (z.B. Übergang von Austenit in Ferrit) hervorgerufen werden, aufgenommen. Dazu wird die Probe in einem Probenhalter eingelegt und einem Temperaturprogramm unterworfen. Der Werkstoff wird erwärmt und durchläuft diverse Phasenübergänge die durch "Knicke" im Kurvenverlauf dargestellt werden.

2.6.2 Kontinuierliches ZTU - Schaubild

Kontinuierliche ZTU - Schaubilder zeigen Abkühlkurven (Abkühlgeschwindigkeit) mit exponentiellem Verlauf und deren Zusammenhang mit dem Ablauf der Austenitumwandlung. Für ein vollständiges Schaubild werden zehn bis zwölf Kurven aufgenommen. Gelesen wird ein solches Diagramm entlang einer Abkühlkurve. Das Gefüge kann, wie im Falle des Martensits einphasig sein, oder aus einem Gemisch mehrerer Phasen bestehen.

Erstellt wird ein kontinuierliches ZTU - Schaubild nicht durch Halten einer konstanten Temperatur, sondern durch Abkühlen mit einer bestimmten Abkühlrate. Das Ende der Kurve beschreibt das Umwandlungsende.

Die kontinuierlichen ZTU – Schaubilder sind von größerer Bedeutung für die Praxis als isotherme ZTU – Schaubilder, da reale Prozesse bei einer kontinuierlichen Abkühlung erfolgen.





Abbildung 2-19 - Kontinuierliches ZTU - Schaubild (30CrNiMo8) [2]

2.6.3 Gefügemengen - Schaubild

Das Gefügemengen - Schaubild, dass aus dem kontinuierlichen ZTU – Diagramm ermittelt werden kann, gibt über alle umwandlungsfähigen und nicht umwandlungsfähigen Gefügebestandteile Auskunft. Jede Abkühlkurve eines kontinuierlichen ZTU – Schaubildes entspricht einer Vertikalen im Gefügemengen - Schaubild (rot). Entlang der Vertikalen können Gefügebestandteile ermittelt werden.



Kühlzeit von 800°C auf 500°C in Sek. / Cooling time in sec. from 800°C to 500°C

Abbildung 2-20 - Phasen Mengen Diagramm (30CrNiMo8) [2]

1 ... Werkstückrand

2 ... Werkstückkern


In Abbildung 2-20 ist das Phasen Mengen Diagramm von 30CrNiMo8 zu sehen. Der Abkühlparameter gibt die Abkühlgeschwindigkeit an. Bei rascher Abkühlung erkennt man einen großen Martensitbereich (λ ~10°). Danach beginnt sich eine Bainitphase auszubilden.

2.7 Gleeble 3800

Das Gleeble 3800 System ist eine thermo-mechanische Maschine für physikalische Simulationen. Sie erlaubt Zug-, Druck- und Torsionsversuche unter Variation unterschiedlicher Parameter. Durch eine Widerstandsheizung können metallische, elektrisch leitende Proben auf bis zu 1700°C (maschinelles Limit) erwärmt werden. Diese hohen Temperaturen erlauben eine Vielzahl von Experimenten unter Variation des Temperaturprogramms und der Kraftbelastung. Es können Materialuntersuchungen wie Warmzug-, Warmstauch-, Schmelz-, (Warm)Ermüdungs-, Dilatometrie-, Kriech- oder Erstarrungsversuche durchgeführt werden.

Mittels Laser- und/oder Dilatometersystemen können Längen und Querdehnungen gemessen werden. Alternativ können zusätzliche Messeinrichtungen wie Querdehnungsaufnehmer oder Längsdehnungsaufnehmer angebracht werden.

Um das System bei solchen speziellen Bedingungen gegen die Atmosphäre zu schützen ist es möglich die Probenkammer zu evakuieren oder mit Gas zu spülen. Hierbei wird vorwiegend das Inertgas Argon verwendet.

Das mechanische System der Gleeble 3800 kann die Probe mit mehr als 20 Tonnen statische Druckkraft, und Rund 10 Tonnen Zugkraft belasten. Ein geschlossener Hydraulikkreislauf erlaubt die präzise Steuerung der wichtigen Variablen.

Die Abkühlungs- und Abschreckungsvorgänge passieren in Luft oder durch Wassereinbringung direkt in der Probenkammer. Neben dem Basic Modul erlauben verschieden Zusatzmodule mehr Flexibilität im Untersuchungsspektrum. Mittels des Moduls "HydraWedge" können mehrstufige Druckversuche bei hohen Dehnraten durchgeführt werden. Die Module können nach Belieben vor dem Versuch getauscht werden.

Das Herzstück der Gleeble 3800 ist das digitale Kontrollsystem (Series 3 Digital Control System). Dieses gewährleistet, dass alle technischen Parameter gleichzeitig verarbeitet werden können. Der Umformungssimulator kann komplett manuell, per Computer oder mittels Kombination aus Beiden gesteuert werden. Durch eine Eingabekonsole können alle wichtigen Parameter wie Aufheizrate, Dehnrate, Temperatur, um nur einige zu nennen, eingestellt werden. Diese Variablen werden in der Maschinensoftware verarbeitet. Die Maschine ist zusätzlich an einen windowsbasierenden Laborcomputer angeschlossen. Hier werden die Messdaten ausgegeben und in entsprechende Dateien verpackt.

Die Auswertung der Daten erfolgt mit einer Analyse-Software. Ähnlich wie in Microsofts Excel werden die Materialparameter im Tabellenformat ausgegeben, die anschließend verarbeitet werden können. Die dazu verwendete Software heißt Origin Version 8.5.



Es kann des Weiteren, neben der Bestimmung der Materialparameter, eine Vielzahl von Prozessen simuliert werden. Dazu gehören Prozesse wie Stranggießen, Warmwalzen, Schmieden, Extrudieren, Wärmebehandlungen, Diffusionsfügen, Schweißen oder Abschrecken. [10]

Tabelle 2-6 - Technische Daten Gleeble 3800 [10]

Spezifikationen	Werte			
Proben	5 - 16mm Durchmesser; Länge bis zu 140mm			
Werkstoffe	alle Metallischen Werkstoffe			
	Widerstandsheizung 3x400V und 200A			
Heizung	max. Aufheizrate: 10000°C/s (theoretischer Wert)			
	max. Probentemperatur: 1700°C			
	Luft und Wasserkühlung			
Kühlungsarten	max. Abkühlrate: 400°C/s			
	Standartkühlrate (Stahl): 70°C/s			
Geschwindigkeit	max. Stempelgeschwindigkeit: 2000mm/s			
Vroft	max. Druckkraft: 20t			
Niait	max. Zugkraft: 10t			
Weg	max. Stempelweg: 100mm			
	Luft			
Atmosphären	Vakuum (10*10-5mbar)			
	Inertgas (z.B. Argon)			
	Laser- und Dilatometriemessungen für Längen und Durchmesseränderung			
zus. Messsysteme	Abtastrate bis 50000 Hz			
	mech. Längsdehnungsaufnehmer, mech. Querdehnungsaufnehmer,			
Coffmano	Windows basierender PC			
Software	Origin - zum Plotten der gewünschten Datensätze			

2.7.1 Aufbau der Gleeble 3800



Abbildung 2-21 - Überblick Gleeble 3800



Die maschinelle Programmsteuerung der Gleeble 3800 erfolgt mithilfe der Software QuikSim2. Dazu werden die einzelnen Programmschritte in Zeilenform abgearbeitet. Neben den Temperaturen, werden die Dehnungsgeschwindigkeiten mittels Zeit und Weg definiert. Weiters können die Messeinrichtungen ausgewählt werden. Die Möglichkeiten des Umformsimulators werden durch die Einschubmodule der Hardware begrenzt. Diese Module sind von der Konfiguration der Anlage (BASIC, HydraWedge, Torsion) abhängig.

2.7.2 Heizsystem

Das Heizsystem der Gleeble 3800 basiert auf dem Widerstandsprinzip und kann Proben mit Heizraten bis zu 10000°C/s erwärmen, oder die Temperatur im Gleichgewichtszustand halten. Letzteres kann mit einer Genauigkeit von ±1°C erfolgen. Durch die Proben wird ein vom System geregelter elektrischer Stromfluss geleitet, und erwärmt über den inneren Widerstand der Probe das Werkstück lokal. Die Proben sind mit Hilfe von Kupferbacken mit einer hohen thermischen und elektrischen Leitfähigkeit eingespannt. Das System regelt hierbei über die eingebrachte elektrische Leistung die Temperatur. Zwischen den Backen stellt sich ein Bereich höherer Temperatur ein. Grund dafür ist ein Temperaturgradient in der Probenkammer, der aufgrund der Kupferbacken erzeugt wird. Dieser Gradient ist allerdings stark von der Probengeometrie und vom Probenwerkstoff und der freien Einspannlänge abhängig.



Abbildung 2-22 – schematischer Temperaturgradient in der Probe

Optional kann die Probe auch mit Hilfe von Wasser oder Öl abgeschreckt werden. Die Abkühlraten sind von der Größe, der Form, der Temperatur und der chemischen Zusammensetzung der Probe abhängig. Aufgrund der hohen Aufheiz- und Abkühlraten sind die Versuchsdauern bis zu viermal kürzer als mit herkömmlichen Untersuchungsmethoden. [14]

2.7.3 Temperaturmessung

Die Temperaturmessung erfolgt mittels Thermoelemente die an der Probenoberfläche angeschweißt werden. Eine andere Möglichkeit würden Infrarot Pyrometer darstellen. Für die Messung mittels Thermoelemente können die verschiedensten Thermoelementpaarungen verwendet werden. (z.B. K-Elemente oder S-Elemente)



- K-Elemente: Nickel-Chrom/Nickel Paarung für Temperaturen von -270°C bis 1372°C
- S-Elemente: Platin-Rhodium/Platin Paarung für Temperaturen von 0°C bis 1600°C [14]

Die häufiger verwendeten Elemente sind die K-Elemente. Diese können gut mit einer Vielzahl von Stählen problemlos verschweißt werden. Mit Hilfe eines Widerstandschweißgerätes der Firme DSI werden die Drähte mit einer Schweißspannung von 32V an die Probe angeschweißt. Die Anzahl der Thermoelemente ist von der Geometrie und den Abmessungen der Probe abhängig.

2.7.4 Messung der Querdehnung

Die Messung der Querschnittsänderung wird bei den experimentellen Untersuchungen mit einem Querdehnungsaufnehmer durchgeführt. Dieser besteht aus zwei Quarzglasstäben. Der abgewinkelte Stab dient als fester Anschlag für den zweiten Quarzstab der mittels einer Feder auf das eingespannte Werkstück drückt. Diese Klemmkraft ist sehr gering und stark vom Werkstückdurchmesser und der Qualität des Aufnehmers abhängig. Mit Hilfe einer Spule wird die Wärmeausdehnung, sowie die Breitung oder die Einschnürung quer zur Werkstückachse gemessen. Die Messeinrichtung wird mittels Druckluft gekühlt.



Abbildung 2-23 - Prinzipskizze des Querdehnungsaufnehmers

Eine präzise Ausrichtung ist vor Versuchsbeginn sehr wichtig. Die experimentell gemessene Querdehnung kann mittels mathematischer Beziehung zur einer Dehnung in Längsrichtung (aufgrund der Volumenkonstanz) umgerechnet werden.

Bedingung: Volumenkonstanz $\Delta V = 0$

$$\Delta V = 0 = \hat{l}_1 * \hat{l}_2 * \hat{l}_3 - l_1 * l_2 * l_3$$
$$1 = \frac{\hat{l}_1 * \hat{l}_2 * \hat{l}_3}{l_1 * l_2 * l_3}$$
$$\ln(1) = \varepsilon_1 + \varepsilon_2 + \varepsilon_3$$
$$0 = \varepsilon_1 + \frac{\Delta d}{d} + \frac{\Delta d}{d}$$
$$\varepsilon_1 = -2 * \frac{\Delta d}{d}$$

Formel 2-8 - Bestimmung der Dehnung in x-Richtung durch Messung der Querdehnung



2.8 Grundlagen zu Härteprüfverfahren

Härteprüfverfahren gehören zu den statischen, bedingt zerstörenden Prüfverfahren. Bedingt deswegen, da ein Oberflächeneindruck an einem Werkstück nicht immer dessen Anwendungszweck beeinträchtigt (z.B. Gusswerkstück). Das Verfahren ermittelt die Härte an im Oberflächenbereich des Werkstücks, gibt Hinweise über die Verschleißfestigkeit und lässt bedingt Schlüsse über die Zugfestigkeit zu.

Nachdem keine absolute Härte definiert werden kann, gelten die gemessenen Härtewerte der Probe nur zum Vergleich zu anderen Materialien. Definiert ist Härte als der Widerstand des Stoffs gegenüber eines anderen härteren Körpers bei einem Zusammentreffen beider. Der Härtewert gibt an, wie weit ein Prüfkörper bei einer vorgegebenen Kraft in den Probenwerkstoff eindringen kann. Je nach dem verwendeten Prüfkörper haben sich verschiedene Verfahren über die Zeit etabliert.

- Vickers Härteverfahren
- Brinell Härteverfahren
- Rockwell-C, Rockwell-B Verfahren
- Shore und Knoop Härteverfahren, Ritzhärte nach Mohs

Tabelle 2-7 - Unterschied der wichtigsten Härteverfahren [16]

	Brinellhärte (HB) Vickershärte (HV)		Rockwell - C (HRC)
Anwendungsbereich	< 400 Stahlkugeln < 600 Hartmetall bis > 4000 HV		20 HRC - 68 HRC
gekrümmte Oberflächen	- +		+
einsatzgehärtete oder nitrierte Stähle	-	+	Schichtdicken > 0,7mm, +
galvanische Schichten	-	+	-
Hinweise	ebene Prüffläche erforderlich; Prüfkraft mit Härte korrelieren; kostengünstig	besonders Gute Oberflächen notwendig; Prüfkörper unempfindlich, aber teuer; geringe Oberflächen- beschädigung	auch für raue Oberflächen möglich; leicht automatisierbar; relativ ungenau

Jedes Härteverfahren hat seine individuelle Notation (Tabelle 2-7), sodass das Verfahren eindeutig durch das Ergebnis gekennzeichnet ist. [16] Bei dieser Masterarbeit wurden ausschließlich Härteprüfungen nach Vickers durchgeführt.

2.8.1 Härteprüfung nach Vickers

Weiche, sowie sehr harte Materialien, die mit der Härtemessung nach Brinell nicht gemessen werden können, werden mit dem Vickers - Härteverfahren bestimmt. Als Prüfkörper dient ein pyramidenförmig geschliffener Diamant. Ein Nachteil gegenüber der Stahlkugel anderer Härteverfahren ist der vergleichbar hohe Prüfkörperkostenfaktor. [16]



Anwendung findet das Verfahren unter anderem in der Bestimmung von Härteverläufen über Schweißnähte (Grundmaterial - WEZ - Schweißzone). [17]



Abbildung 2-24 - Vickershärteprüfung [16]

Gemessen wird die am Prüfabdruck (Abbildung 2-24) der mit Hilfe eines Mikroskops vergrößert wird um eine exakte Messung durchführen zu können. Die Eindruckfläche wird über den Mittelwert der Diagonalen d1 und d2 bestimmt.

$$HV = 0,189 * \frac{F}{d^2}$$

Formel 2-9 - Bestimmung der Vickershärte

F ... Prüfkraft [N]

d... Mittelwert der Diagonalen [mm]

Der Faktor 0,189 ergibt sich aus Umrechnung von Newton auf Kilopond und dem Miteinbezug des Spitzenwinkels der Pyramide. [16] Bei Prüflasten bis etwa 50 N kann die Vickershärte ohne Probleme bestimmt werden. Für kleinere Prüflasten beginnen die elastischen Anteile zu steigen und verfälschen die Härtemessung. Ein örtlicher Härteanstieg, aufgrund des kleiner werdenden plastischzu-elastisch Verformungsverhältnisses, ist die Folge.

Ein weiterer Vorteil des Vickers - Härteverfahrens ist die gute Vergleichbarkeit der gemessenen Werte mit den Messwerten des Brinell - Verfahrens. Diese Vergleiche lassen sich gut bis Härten von 300 HB durchführen. Des Weiteren ist das Vickers - Härteverfahren auch für dünnwandige Bauteile aufgrund der kleinen Pyramideneindrücke sehr gut geeignet. [17]

2.8.2 Korrelation zwischen Härte und Korngröße

Eine mögliche Korrelation zwischen Härte beziehungsweise Zugfestigkeit zur Korngröße ist die sogenannte Hall - Petch Beziehung. Dieser Zusammenhang zeigt, dass mit kleiner werdender Korngröße die Festigkeit steigt (Kornfeinung). Mathematisch wird dieser Zusammenhang wie folgt beschrieben.



$$HV = \frac{K}{\sqrt{d}}$$

Formel 2-10 - vereinfachte Hall - Petch Beziehung

HV ... Vickershärte

K ... Korngrenzenwiderstand

d ... Korndurchmesser [µm]

Dies bedeutet: je kleiner das Korn, desto mehr Korngrenzen findet man im Gefüge. Je mehr Korngrenzen zu verzeichnen sind, desto höher die Härte der Probe.

2.9 Grundlagen der Metallographie

Metallographie ist ein wichtiger Bereich der Werkstoffkunde und beschäftigt sich mit der Analyse von Werkstoffen im mikroskopischen Bereich. Ziel ist es das Gefüge einer metallischen Probe qualitativ und quantitativ zu beschreiben. Dazu stehen verschiedene Gerätschaften der Bildgebung zur Verfügung.

Diese unterscheiden sich neben dem technischen Aufbau ebenfalls durch ihre unterschiedlich genutzten physikalischen Methoden. Bevor allerdings Bilder erzeugt werden können müssen die Proben vorbereitet werden. Dazu durchlaufen sie eine genormte Anzahl von Verfahrensschritten mechanischer und chemischer/elektrochemischer Natur.

2.9.1 Probenvorbereitung

Sowohl für die Lichtmikroskopie als auch für die Rasterelektronenmikroskopie (REM) müssen für die Untersuchung relevante Proben entnommen werden. Dies ist im Vergleich zu anderen Mikroskopie - Techniken (z.B. Transelektronenmikroskopie) relativ einfach.

Aus der Probe werden repräsentative Querschnitte entnommen. Die Abmessungen liegen im Millimeterbereich. Der Trennvorgang kann zum Beispiel mit einer Diamantsäge erfolgen. Die Probenoberfläche, also die Schnittfläche weist eine nicht zufriedenstellende Rauigkeit auf. Die Probe muss im ersten Schritt geschliffen werden. Dies wird mit SiC Nassschleifpapier mit schrittweise abnehmender Korngröße realisiert. Anschließend wird die Probenoberfläche poliert und mit Hilfe von Säuren chemisch behandelt. Mit Hilfe von spezieller Lösungen (z.B. NiTal 3%ig) werden verschiedene Gefügebereiche (z.B. Korngrenzen) unterschiedlich stark angegriffen und es ergibt sich ein typisches Gefügebild, das mit einem Lichtmikroskop im Mikrometerbereich analysiert werden kann.

Für eine Untersuchung mit dem REM muss die Probe elektrisch leitend sein. Stahl ist in diesem Fall bestens geeignet. Bei biologischen, keramischen oder Kunststoffproben muss eine Bedampfung mit Kohlenstoff durchgeführt werden.

Auf den exakten Probenvorbereitungsprozess des Kettenwerkstoffs für die optische Untersuchung wird in Kapitel 6.1 eingegangen.



2.9.2 Lichtmikroskopie

Lichtmikroskope werden schon lange für die schnelle und einfache Analyse von Werkstücken verwendet. Die Probenvergrößerung erfolgt im Gegensatz zur Rasterelektronenmikroskopie durch ein optisches Linsensystem durch Kombination optischer Linsen, Okularen und Objektiven.

Die gängigen Arten von Lichtmikroskopen sind:

- Auflichtmikroskope
- Stereomikroskope
- Strichmikroskope
- Operationsmikroskope

Besonders wichtig für den experimentellen Teil diese Masterarbeit sind inverse metallurgische Mikroskope. Dabei wird die eingebettete Probe mit der Schliffseite nach unten auf den Mikroskop - Tisch gelegt und von der Unterseite beleuchtet. Hier ist zu beachten, dass das angezeigte Bild spiegelverkehrt ist und erst nach dem Speichervorgang gedreht wird.

Durch die Lichtmikroskopie können Auflösungen bis wenige Mikrometer erreicht werden. Die Auflösung ist aufgrund der Wellenstruktur des Lichts jedoch beschränkt. Dies lässt sich mit dem Raleigh - Kriterium für Lichtmikroskope zeigen.

$$\delta = \frac{0.61 * \lambda}{\mu * \sin \beta}$$

Formel 2-10 - Raleigh - Kriterium [18]

- δ ... Abstand zwischen zwei getrennt wahrnehmbaren Punkten (Auflösung) [μ m]
- λ ... Wellenlänge des Lichts [Å]
- μ ... Brechungsindex [/]
- β ... Halbwinkel der optischen Linse [°]

Eine Lichtquelle mit bestimmter Intensität und Orientierung beleuchtet einen Probenhalter mit der eingespannten Probe. Die Lichtstrahlen passieren verschiedene konvexe und konkave Linsen die die Strahlen bündeln. Mit Hilfe des Fein- und dem Grobtriebes kann die Brennweite eingestellt, und somit ein scharfes Bild erzeugt werden. Da Linsen im Normalfall fehlerbehaftet sind, beinhaltet das Mikroskop eine Reihe von Aperturen und Blenden. Solche Linsenfehler, wie sphärische Aberration oder Astigmatismus wirken sich stark auf das erzeugte Bild aus.

An der Oberseite des Mikroskops befindet sich in vielen Fällen eine Digitalkamera um Momentanaufnahmen für die Dokumentation bei eingestellter Auflösung und Bildausschnitt zu erzeugen.





2.9.3 Rasterelektronenmikroskopie

Wie bereits erwähnt ist die Auflösung eines klassischen Lichtmikroskops aufgrund der Wellenlänge von Licht stark limitiert. Um höhere Auflösungen zu erreichen muss man sich eines anderen Energiemediums bedienen.

Mithilfe von Elektronen kann man Proben mit einer hohen lateralen Auflösung betrachten. Bei der Wechselwirkung dieses Elektronenstrahls mit fester Materie gelten andere physikalische Gesetze als in der Lichtmikroskopie. Die Interpretation solcher REM-Bilder ist deswegen nicht so trivial, wie bei Aufnahmen mittels Lichtmikroskop.

Bei der Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit einem Festkörper treten aus der Probe verschiedene Elektronen heraus, wobei der Rest der Strahlenergie vom Bauteil absorbiert wird. Zu den austretenden Größen gehören Sekundärelektronen, Rückstreuelektronen, Auger-Elektronen und Röntgenstrahlen. [18]

2.9.3.1 Das Rasterelektronenmikroskop im Detail

Beschrieben wird ein Rasterelektronenmikroskop am einfachsten von dem elektronenstrahlerzeugenden oberen Bereich der Kathode nach unten zur Probenkammer.



Abbildung 2-25 - Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops [19]

Eine Kathode aus gebogenem Wolframdraht oder Feldemissionskathoden emittiert unter angelegter Hochspannung die Elektronen und beschleunigt diese in Richtung einer Anode. Durch einen Wehnelt Zylinder wird der Elektronenstrom gebündelt und es stellt sich ein Crossover (Kreuzungspunkt des





Elektronenstrahls) ein. Die Größe des Kreuzungspunktes ist ein wichtiges Qualitätsmerkmal für Elektronenmikroskope.

Mittels mehrerer Kondensorlinsen wird der Durchmesser des Beleuchtungsflecks gesteuert. Mittels eines Sets elektromagnetischer Linsen wird der Strahl verfeinert und rasterförmig über die massive Probe geführt.

Die Probe befindet sich unter (Ultra-)Hochvakuum in der Probenkammer, unterhalb der gesamten Apparatur. Das Vakuum wird durch verschiedene Pumpen (mechanische Pumpe, Öldiffusionspumpen,...) realisiert. [18] Dies ist deshalb so wichtig damit der Strahl nicht mit Luftmolekülen wechselwirkt.

Der Primärstrahl dringt in die Probe ein. Der entstehende Streuprozess (Mehrfachstreuung = elastische + inelastische Streuung) wirkt mehrere Mikrometer in die Tiefe des Werkstücks. Einige Elektronen treten aus der Oberfläche heraus. Es entstehen die oben geschilderten Signale wie Sekundärelektronen (SE), Auger-Elektronen (AE), Rückstreuelektronen (BSE), usw. die mittels verschiedener Detektoren erfasst werden können und wesentlich für die Bildgenerierung verantwortlich sind, als auch für Analysezwecke (z. B. EDX) genutzt werden. [19]



Abbildung 2-26 - Wechselwirkungsvolumen eines Festkörpers [19]

2.9.3.2 Detektoren und Bildentstehung im REM

Sekundärelektronen:

SE bilden die wichtigsten Signale bei der Rasterelektronenmikroskopie. Sie sind leicht detektierbar und liefern das beste Auflösungsvermögen. Sie erzeugen den Topographiekontrast. Die Auflösung ist vom Strahldurchmesser und dem Probenmaterial abhängig. Auflösungen im Nanometer Bereich sind möglich. Die Ausbeute der SE hängen von der Neigung des Detektors zur Probenoberfläche ab (Schatteneffekt). Diese Art von Elektronen werden üblicherweise mittels eines Everhart - Thornley Detektors detektiert. Dazu werden mittels positiver Saugspannung die Elektronen gesammelt und mittels Lichtleiter in einen Photoverstärker (Photomultiplier) eingebracht und somit ein Signal erzeugt, dass im Anschluss weiterverarbeitet werden kann.





Abbildung 2-27 - Everhart - Thornley Detektor zur Aufnahme der SE [18]

Rückstreuelektronen:

Diese Art von Elektronen ist wichtig für den Materialkontrast, also die Ordnungsabhängigkeit verschiedener Elemente an einer Probe. Bildlich gesprochen weisen somit Proben gleicher Zusammensetzung gleiche Grauschattierungen auf. Die Auflösung ist aufgrund des größeren Wechselwirkungsvolumens (größere Eindringtiefe) etwas schlechter als bei Sekundärelektronen. Detektiert werden diese Elektronen mittels eines Halbleiterdetektors, der oberhalb der Probe sitzt. Eintreffende Rückstreuelektronen erzeugen in Abhängigkeit ihrer Energie eine gewisse Anzahl von Elektronenlochpaaren, welche als Signal weiterverarbeitet wird. [19]



Abbildung 2-28 - Halbleiterringdetektor zum Detektieren der BSE [18]

2.9.4 Analysetools in der Rasterelektronenmikroskopie

Durch die Wechselwirkung des Elektronenstrahls mit dem Grundwerkstoff wird, wie oben beschrieben, eine Reihe von Größen frei. Eine dieser Größen ist Röntgenstrahlung. Diese charakteristische Röntgenstrahlung lässt sich, durch den Rasterelektronenmikroskop zugeschalteten Meßeinrichtungen, relativ einfach detektieren. Nach der Messung erhält man ein elementspezifisches Spektrum mit charakteristischen Peaks nach Moseley's Gesetz und einem uncharakteristischen Untergrund, der sogenannten Bremsstrahlung. [18]



Energiedispersive Röntgenspektroskopie (EDXS):

Bei der energiedispersiven Röntgenspektroskopie (EDXS) werden Atome durch den Elektronenstrahl angeregt und ihre Elektronen auf diskrete Energieniveaus angehoben. Das somit entstandene Loch der inneren Schale wird mit einem Elektron einer äußeren Schale aufgefüllt. Die entstandene quantifizierte Differenzenergie ist messbar und eindeutig auf ein Element zurückzuführen (charakteristische Röntgenstrahlung). [18]

Der Detektor besteht aus einem Kollimator. An der Stirnseite befindet sich eine magnetische Elektronenfalle und ein Röntgenfenster, das mit den Röntgenstrahlen nicht wechselwirkt. Ein mit Gold beschichteter und mit Lithium dotierter Siliziumkristall wird unter Hochspannung gesetzt (500-1000V) bildet das Herzstück der Messeinrichtung. Im Kristall bilden sich bei Bestrahlung Elektronenlochpaare. Die Anzahl der Elektronenlochpaare ist direkt proportional zur Energie des angeregten Elektrons. Das Signal durchläuft danach einige Schritte und wird zu Letzt als Spektrum an einem PC angezeigt. Das Spektrum wird durch einen Multichannel Analyzer erzeugt.



Abbildung 2-29 - EDX Detektorschema [22]

Aus dem EDX Spektrum können Elementverteilungskarten erstellt werden. Dazu wird die Probenoberfläche vom Elektronenstrahl abgefahren und kontinuierlich Röntgenstrahlen detektiert. So können über einen bestimmten Bereich der Probe Elemente in Falschfarbenbilder dargestellt werden.

Die räumliche Auflösung dieses Verfahrens ist abhängig von der Energie des Primärstrahls, sowie der Ordnungszahl des Elements (Z). [18]

Wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie (WDX):

Für die wellenlängendispersive Röntgenspektroskopie wird mittels Beugungsexperiment an Kristallen mit unterschiedlichen Netzebenenabständen (d) durchgeführt. Grundlage hierfür bildet das Bragg'sche Gesetz. Im Spektrometer wird eine bestimmte Wellenlänge eingestellt, der Winkelbereich (~15-65°) abgefahren und mittels Proportionalitätszähler die Signale erfasst. Obwohl das Verfahren langsamer gegenüber einer Messung mittels EDX ist, weist es eine höhere Energieauflösung und bessere Detektionslimits auf. So können auch Elemente niedriger Ordnungszahl detektiert werden, die mittels EDX Analyse nicht aufgelöst werden konnten. [18]





Abbildung 2-30 - WDX - Beispiel einer Detektionsanordnung [22]



3 Experimenteller Ablauf

Der folgende Ablaufplan gibt eine Übersicht über die experimentelle Aufgabenstellung dieser Masterarbeit.



Abbildung 3-1 - Versuchsablaufplan



3.1 Versuchsaufbau

Der Versuchsaufbau am BASIC Modul der Gleeble 3800 ist bei allen Versuchen ähnlich. In Abbildung 3-2 ist der Versuchsaufbau eines Warmzugversuchs gezeigt. Der bewegliche Teil verfährt bei dem Zugversuch mit einer bestimmten Geschwindigkeit linear nach links. Die rechte Einspannvorrichtung ist unbeweglich. Mit Hilfe von Kupferbacken wird die Probe geführt und ein geregelter Stromfluss gewährleistet. Bei diesem Versuchsaufbau ist es möglich bis zu vier Thermoelemente anzuschließen. Da keine Längsdehnung am Gleeble 3800 BASIC Modul mitgemessen wird, ist ein Querdehnungsaufnehmer in der Mitte der Probe angebracht. Dieser wird mittels Druckluft gekühlt. Die Probe wird mittels Muttern gegen axiales Verschieben gesichert.

Bei Druckversuchen werden keine Muttern als Sicherungselemente benötigt. Vielmehr werden beim BASIC Modul Stahlstempel benutzt.



Abbildung 3-2 – Versuchsaufbau

Bei Versuchen am HydraWedge Modul werden die Proben zwischen zwei Keramikstempeln gespannt und anschließend verformt. Im Vergleich zu Experimenten auf dem BASIC Modul wird hier die Dehnung direkt über den Stempelweg bestimmt.



3.2 Einflussparameter der Gleeble Versuche

Aufheizrate:

Die Aufheizrate hat einen erheblichen Einfluss auf das Gefüge des Werkstoffes. Bei geringer Heizrate gibt man dem Werkstoff mehr Zeit für den Ablauf thermisch aktivierter Prozesse. Im Falle dieser Masterarbeit werden Aufheizraten bis 200 °C/s verwendet. Dieser Wert wurde aufgrund des Schweißprozesses gewählt. Durch eine Limitierung der Aufheizrate des HydraWedge Moduls der Gleeble 3800 ist diese, während der Druckversuche durch die HydraWedge, auf 5°C/s beschränkt.

Dehnungsgeschwindigkeit:

Die Geschwindigkeit lässt sich mathematisch in eine Dehnrate überführen. Während es bei dem BASIC Modul der Gleeble 3800 nicht möglich ist eine bestimmte Dehnrate einzustellen, kann diese bei dem HydraWedge Modul direkt eingestellt werden.

Während eines Einzelversuchs wird die Umformgeschwindigkeit als konstant angenommen. Dieser Zustand kann allerdings nur als grobe Annährung angesehen werden.

Mit steigender Umformungsgeschwindigkeit werden mehr Versetzungen durch plastische Verformung gebildet und somit die Festigkeit des Stahls erhöht. [7]

Aufgrund der Schwankung der ermittelnden Dehnraten bezogen auf die Umformgeschwindigkeit wird der arithmetische Mittelwert aller Dehnraten für die Versuchsdehnrate gewählt. Da es nur geringe Schwankung im vollen Dehnratenspektrum gibt, ist diese definierte Dehnrate zufriedenstellend.



Abbildung 3-3 - Streckgrenzenabhängigkeit bezogen auf die Dehnrate [11]

Abbildung 3-3 zeigt einen signifikanten Festigkeitsanstieg bei einer Dehnungsgeschwindigkeit von rund 4 s⁻¹.

Die Querhauptgeschwindigkeit, also jene Geschwindigkeit mit der der bewegliche Teil gegenüber dem feststehenden Teil des Gleeble Moduls verfährt, wird nach Gleichung 3-11 berechnet. [7]



$$\dot{\varepsilon} = \frac{v}{l_0} \to v = l_0 * \dot{\varepsilon}$$

Formel 3-11 - Querhauptgeschwindigkeit [11]

Kraft:

Die Umformkraft ist jene zur Verformung erforderliche Kraft die von der Umformungsmaschine aufgebracht werden muss. Die erforderliche Kraft ist neben der Probengeometrie ebenfalls von der Temperatur abhängig. Die Berechnung der Umformkraft ist eine relativ komplexe Aufgabe und kann durch Gleichung 3-12 abgeschätzt werden.

$$F_{ges} = F_{id} + F_r + F_{sch} + F_B$$

Formel 3-12 - Umformkraft [4]

F_{ges} ... resultierende Umformkraft

F_{id} ... ideelle Umformkraft

 F_r ... Reibungsanteil (Backen)

F_{sch} ... Schiebungsanteil

 F_B ... Biegeanteil

Aus der Summe dieser Kraftkomponenten bezogen auf n infinitesimale Quadern über die Verformungslänge kann die ideelle Umformarbeit bestimmt werden. [4] Allerdings ist die Kraftermittlung beziehungsweise die Krafteinleitung durch den Versuchsaufbau vordefiniert. Im Falle der Gleeble 3800 ergibt sich die Kraft aus der Umformgeschwindigkeit, der Temperatur, der Probengeometrie und dem Werkstoff. Limitiert werden die maximalen Kräfte von der Maschine selbst. So beträgt die maximale Zugkraft 100KN und die maximale Druckkraft 200KN. Diese Grenzwerte spielen bei niedrigeren Temperaturen (200°C, 300°C) eine größere Rolle. Die Kraft wird mittels Kraftmessdose direkt von der Maschine mitgemessen.

Zeit:

Aufgrund der vordefinierten Anzahl der Versuche unter verschiedenen Parametern ist die Zeit ein ökonomisch wichtiger Faktor. Die benötigte Zeit wird im Versuchsplan im Vorhinein abgeschätzt.

Neben der eigentlichen Versuchszeit, in der ein Warmzugversuch durchgeführt wird, müssen auch Rüstzeiten (z.B. Einbau eines neuen Moduls, Anschweißen von Thermoelementen, Aufbringen eines Lubrikants bei Druckversuchen, …) beachtet werden. Auf verschiedene sinnvoll gewählte Aufheizund Haltezeiten ist zu achten. Die Haltezeit der Temperatur wird während dieser Experimente mit 2,5 Sekunden festgelegt. Die Versuchsdauern variieren bezogen auf die Unterschiedlichen Umformungsgeschwindigkeiten zwischen fünf Minuten und zwei Stunden.



Atmosphäre:

Metalle sind bei höheren Temperaturen im Allgemeinen sehr reaktiv mit der Umgebungsluft. Um Oxidation unter solchen Bedingungen zu vermeiden wird Probenkammer ab einer Versuchstemperatur von 600°C mit Argon gespült.

3.3 Überblick über zu ermittelnden Kennwerte

Dieses Kapitel gibt einen kurzen Überblick über die für den Versuch relevanten und zu bestimmenden Kennwerte und deren Zusammenhang in einem Spannungs-Dehnungsdiagramm bzw. Fließkurve (Abbildung 3-4). In Tabelle 3-1 werden die zu bestimmenden Materialkennwerte zusammengefasst.

Tabelle 3-1 - Parameterübersicht

Parameter	Abkürzung	Einheit
Zugfestigkeit	Rm	N/mm²
Dehngrenze	Rp0,2	N/mm²
Gleichmaßdehnung	Egl	%
Einschnürung	Z	%
Dehnratenempfindlichkeit	m	-
Streckgrenzenverhältnis	Rp0,2/Rm	-



Abbildung 3-4 - technisches Spannungs-Dehnungs Diagramm einer Flachzugprobe im Bezug zur Fließkurve [4]

Zugfestigkeit:

Unter Zugfestigkeit versteht man die maximale Belastung die ein Bauteil aufnehmen kann, bevor ein Versagen auftritt. Es gilt hierbei zu beachten, dass bereits vor Erreichen der Zugfestigkeit eine



plastische Verformung eintritt. Dieser Wert ist besonders für die technische Auslegung von Bauteilen und für Festigkeitsberechnungen relevant. [5]

Dehngrenze:

Im Allgemeinen spricht man von einer Elastizitätsgrenze wenn das Ende des elastischen, Hooke'schen Bereichs erreicht wird, und plastische Verformung eintritt. Dies geschieht bei einer charakteristischen mechanischen Spannung. Unter der Dehngrenze Rp0,2 versteht man jenen Punkt des Spannungs-Dehnungsdiagramms bei dem nach Entlastung einer aufgebrachten Spannung eine plastische Dehnung von 0,2% zurückbleibt.

Gleichmaßdehnung:

Die Gleichmaßdehnung gibt die plastische Dehnung bei Erreichen der Zugfestigkeit an. Bis zu diesem Punkt dehnt sich die Probe gleichmäßig. Nach Überschreiten der Gleichmaßdehnung beginnt sich die Probe einzuschnüren.

Einschnürung:

Die Einschnürung gibt die Änderung des Querschnitts im Bezug zum Ausgangsquerschnitt bei Zugversuchen an.

Dehnratenempfindlichkeit:

Die Dehnratenempfindlichkeit beschreibt ein dynamisches Materialverhalten. Sie zeigt eine "gleichgerichtete" Reaktion der Fließspannung auf einen Wechsel der Dehnrate (Anstieg der Dehnrate bewirkt eine Erhöhung der Fließspannung) und wird üblicherweise mit dem Parameter m angegeben. Sie ist stark abhängig von der plastischen Verformung (Werkstoffgefüge), der Temperatur und der Dehnung. So nimmt die Dehnratenempfindlichkeit mit steigender plastischer Dehnung ab, und steigt bei niedrigen Temperaturen und höheren Dehnraten. [6]

Bestimmt wird die Dehnratenempfindlichkeit mit dem mathematischen Zusammenhang:

$$\sigma = C * \dot{\varepsilon}^m$$
$$m = \frac{\ln(\frac{\sigma}{C})}{\ln(\dot{\varepsilon})}$$

Formel 3-13 - Dehnratenempfindlichkeit [6]

C ... Materialkonstante, abhängig von der Mikrostruktur, der Temperatur und der Defektverteilung der Probe

- m ... Dehnratenempfindlichkeitsparameter
- $\dot{\varepsilon}$... Dehnrate [s⁻¹]



Streckgrenzenverhältnis:

Als Streckgrenzenverhältnis bezeichnet man das Verhältnis aus Streckgrenze zur Zugfestigkeit. Beide Größen können mittels Warmzugversuch ermittelt werden. Diese Größe gibt Aufschluss über den Abstand zwischen dem Eintritt einer plastischen Verformung und dem Bauteilversagen. Bei Werkstoffen ohne ausgeprägter Streckgrenze wird anstelle der Streckgrenze die Dehngrenze R_{p0,2} verwendet. [4]

$$\frac{R_e}{R_m}$$

Formel 3-14 - Streckgrenzenverhältnis

3.4 Definition repräsentativer Temperaturzyklen

Die Temperaturen werden aufgrund des angewendeten Schweißverfahrens unterhalb der Schmelztemperatur gewählt. Beginnend bei einem Zugversuch bei 200°C wird die maximale Temperatur in 100°C Schritten bis zu einer Spitzentemperatur von 1300°C erhöht. Der Temperaturverlauf wird in allen verschiedenen Zugversuchsreihen gleich definiert.

Tabelle 3-2 - Definition der Temperaturzyklen für die Zugversuche

Temperaturbereich der Zugversuche			
Probennummer	Temperatur [°C]		
1	200		
2	300		
3	400		
4	500		
5	600		
6	700		
7	800		
8	900		
9	1000		
10	1100		
11	1200		
12	1300		

Die Temperaturen für die Druckversuche werden ab einer Temperatur von 200°C in 100°C Schritten auf eine Maximimaltemperatur von 900°C festgelegt.



Temperaturbereich der Druckversuche			
Probennummer	Temperatur [°C]		
37	200		
38	300		
39	400		
40	500		
41	600		
42	700		
43	800		
44	900		



Abbildung 3-5 - Temperatur- und Programmverlauf eines Zugversuches bei einer Maximialtemperatur von 600°C und hoher Dehnrate

Der Temperatur – Zeit Verlauf steht repräsentativ für alle experimentellen Gleeble 3800 Untersuchungen.

Bei den Zusatzversuchen (Versuchsreihe 6) mit dem HydraWedge Modul der Gleeble 3800 müssen die Temperaturen zuerst in Vorversuchen ermittelt werden.



3.5 Versuchsplanung

Für einen zufriedenstellenden Versuchsablauf ist eine Versuchsplanung sehr wichtig. Um einen guten Überblick und eine exakte Protokollierung zu gewehrleisten wird ein Versuchsplan definiert. Hierbei wird die Probenreihenfolge, der Temperaturverlauf, der Versuchsumfang, die Probengeometrie und andere Einflussgrößen protokolliert. Genormte Probengrößen sind bei Gleeble-Versuchen nicht vorgesehen. [7]

Folgende allgemeine Punkte sind für die Probenauswahl zu beachten:

- Es muss eine repräsentative Probenentnahmestelle definiert werden.
- Im Falle von Flachzugproben und zylindrischen Proben ist auf das Dicken/Durchmesser-zur-Länge-Verhältnis zu achten.
- Die Probenabmessungen sind mit der Probenkammer abzustimmen.
- Die Bearbeitbarkeit für die Probenherstellung aus dem Grundmaterial muss gegeben sein.
- Die Art der Einspannung bei Zug- und Druckversuchen ist sehr wichtig.
- Für die maximale Belastung an der Probe muss der Querschnitt angepasst werden.
- Im Falle von Flachzugproben ist auf eine ausreichende Dicke zu achten.
- Die Probenlänge spielt ebenfalls bei diversen Messeinrichtungen (Querdehnungsmessung) eine wichtige Rolle.

3.5.1 Definition der Versuchs- und Probenanzahl

Die benötigte Probenanzahl wird an die einzelnen Temperaturintervalle der Versuchsreihen angepasst. Zu einer Mindestprobenanzahl kommen noch Reserveproben, die bei unvorhergesehenen Problemen im experimentellen Ablauf aufgebraucht werden.

Tabelle 3 - 4 - Definition der Probenanzahl

	Mindestprobenanzahl
Zugversuche (3 Versuchsreihen)	36
Druckversuche (2 Versuchsreihen)	10
Druckversuche (HydraWedge)	4
(1 Versuchsreihe)	
Summe der Proben	50

Um alle Versuche durchführen zu können werden mindestens 50 Proben benötigt. Um die Experimente problemlos durchführen zu können wurden 100 Proben bei Fa. pewag bestellt.

3.5.2 Probengeometrie

Standardproben sind aufgrund der Längenbegrenzung des Kettenglieds nicht möglich.

Aufgrund fertigungstechnischer Überlegungen wurden zylindrische Rundstahlproben mit Ø10mm ohne Verjüngung den Flachzugproben vorgezogen und für die Vorversuche gewählt.

Bei einer Temperatur von 300°C, sowie 200°C wird in die Rundstahlprobe eine Querschnittsminderung auf sechs Millimeter Durchmesser eingedreht. An beiden Enden der



Zugprobe befindet sich ein Gewinde für die axiale Sicherung mittels Muttern während des Versuchs. Der Probendurchmesser beträgt 10mm, die Länge 110mm. Mit diesen Abmessungen können problemlos vier Proben mittels Drahterosionsverfahren aus einem Kettenglied entnommen werden.



Abbildung 3-6 - Probenentnahmestellen aus dem Kettenglied

Abbildung 3-6 zeigt die Probeentnahmestellen im Kettenglied. Durch den symmetrischen Aufbau ist es möglich zwei Proben pro Schenkel zu entnehmen. Nachdem die Grundkörper fertiggestellt wurden, werden sie an der Zentralwerkstätte nachbearbeitet. Dieser Schritt beinhaltet die Erzeugung von Fasen auf beiden Seiten, sowie das Schneiden beider Gewinde laut Werkstattzeichnung.



Abbildung 3-7 - Zugproben Werkstattzeichnung (Standardausführung)

Für die sechs Zugproben im Temperaturintervall zwischen 200°C und 300°C wurden die Abmessungen wie in Abbildung 3-8 dargestellt ausgewählt. Der Übergangsradius (R1) wurde an den Spitzenradius des Drehmeißels angepasst und hat keinen Einfluss auf das Ergebnis des Zugversuches.





Abbildung 3-8 - Zugproben Werkstattzeichnung für 200°C und 300°C

Geometrie der Druckproben am BASIC Modul:

Für die Geometrie der Druckproben wird beidseitig der Gewindebereich der Standardproben entfernt. Die zylindrische Probe misst einen Durchmesser von 10mm bei einer Länge von 79mm.



Abbildung 3-9 - Druckproben Werkstattzeichnung

Geometrie der Druckproben am HydraWedge Modul:

Die Geometrie der HydraWedge Proben wird mit einem Durchmesser von 10mm und einer Länge von 15mm festgelegt. Die Proben werden mittels Trennschleifmaschine aus den BASIC Druckproben gefertigt. Aus einer Druckprobe können vier HydraWedge Proben entnommen werden.



Abbildung 3-10- Druckproben (HydraWedge) Werkstattzeichnung

3.5.3 Versuchsdokumentation

Mit Hilfe der vorher definierten Größen (Probenanzahl, Geometrie und Temperatur) kann ein Versuchsplan erstellt werden. Dieser gibt einen ersten Überblick über den Versuchsumfang und den gewählten Einstellungen.

Die Versuchsreihen geben einen Aufschluss über den tatsächlichen Versuchsablauf und dienen für die Dokumentation der durchgeführten Experimente.



Die Summe aus Versuchsplan und Versuchsreihen bildet den Grundstein für eine zufriedenstellende Versuchsdokumentation.

Versuchsplan:

Der Versuchsplan soll eine Übersicht über die verwendeten Einstellungen, wie Umformgeschwindigkeit und Temperaturbereiche, geben.

Tabelle 3-5 - Versuchsplan

	Planung	Einstellungen			Notizen
Versuchs- reihe	Probenanzahl	Dehnrate [s ⁻¹]	Tmin [°C]	Tmax [°C]	
1	12	0,015	200	1300	BASIC Zug
2	12	0,0015	200	1300	BASIC Zug
3	12	0,00015	200	1300	BASIC Zug
4	8	0,0015			BASIC Druck
5	8	8,75	800	800	BASIC Druck
6	4	0,1;0,01;8,75	800	900	HydraWedge

Versuchsreihen:

Eine Versuchsreihe gibt detailliert die Probenbezeichnung, die gewählten mechanischen sowie thermischen Einstellungen, den Erfolg eines Versuchs (Brauchbarkeit der Ergebnisse), sowie Dateinamen und Zusatzinformationen an. Die jeweilige Probenbezeichnung muss auch an der Probe für Archivierungszwecke kenntlich gemacht werden. Spezielle Vorkommnisse während der Versuchsdurchführung werden in Notizenfeld festgehalten.

Für die Versuchsreihen der Druckversuche muss zusätzlich der Verfahrweg des linken Backens (I*) definiert werden.

Die detaillierten Versuchsreihen sind in Anhang A zu finden.





4 Warmzugversuche

Ziele:

- Ermittlung der Materialkennwerte aus den Fließkurven
- Vergleich der der experimentellen Fließkurven mit JMatPro

4.1 Vorversuche

4.1.1 Vergleich zwischen K - und S - Thermoelementen

Gerade bei den hohen Versuchstemperaturen (1300°C) werden besondere Anforderungen an die verschweißten Thermoelemente gestellt. Die Auswirkung der hohen Temperatur in Verbindung mit der benötigten Haltezeit soll in diesem Vorversuch untersucht werden. Die Frage ob der ungestörte Versuchsablauf mit K-Thermoelementen gewehrleistet ist, soll wie folgt behandelt werden.

An einer Dummyprobe (unbekannter Werkstoff – Stahl) mit den Abmessungen Ø8x100mm werden S-Thermoelemente und unter einem Winkel von 90° versetzt K-Thermoelemente angebracht und ein Temperaturprogramm durchgeführt. Dazu wird ab einer Temperatur von 100°C in 100°C Schritten bis zu einer Spitzentemperatur von 1300°C manuell verfahren. Die Haltezeiten auf den Referenztemperaturen betragen rund 5 Sekunden. Im Bereich zwischen 1000°C und 1300°C sollen mehrere Messungen durchgeführt werden. Das S-Thermoelement liefert den Referenzwert.



Abbildung 4-1 - Prinzipskizze des S-Thermoelement Vorversuchs



Abbildung 4-2 - Temperaturmessung mittels S- und K-Thermoelementen





Die absolute Temperaturabweichung zwischen den Messungen der beiden Thermoelemente ist im niedrigeren Temperaturbereich mit einem Offset von rund 17° C etwas höher als im Hochtemperaturbereich (1000°C - 1300°C). Bei längerer Glühdauer (25sec) hält das S-Thermoelement besser an der Werkstückoberfläche. Dies ist vor allem bei niedrigen Dehnraten (0,0015 s⁻¹; 0,015 s⁻¹) eine positive Eigenschaft.

4.1.2 Verhalten der Probe bei Temperaturen über 600°C

Die Voruntersuchungen haben ergeben, dass ab einer Temperatur von 600°C eine Verzunderung der Werkstückoberfläche eintritt. Dies wirkt sich negativ auf die Schweißstelle und somit auf die Temperaturmessung aus. Neben der Temperaturmessung gibt es auch Probleme mit der Schweißverbindung zwischen Thermoelement und Probe bei höheren Temperaturen. Durch die Oxidschicht beginnt sich das Thermoelement abzulösen. Aus diesen Gründen wird bei allen Versuchen über 600°C Argon als Schutzgas verwendet.

Aufgrund der großen Probenkammer werden die Strömungsparameter mit 5l/min während des Versuchsablaufes, und vor dem Beginn des Versuchs mit 20 Minuten bei 5l/min festgelegt. Trotz dieser eingestellten Schutzgasparameter hat während aller Versuche mit höheren Temperaturen (ab 600°C) Oxidation stattgefunden. Auch eine Variation der Vorversuchsflutzeit kann keine Verbesserung des Ergebnisses erzielen.

Abhilfe könnte hier ein Vorvakuum und anschließendes Fluten mit Argon schaffen. Aufgrund der zeitlichen Begrenzung und der trotzdem brauchbaren Ergebnisse wurde jedoch davon abgesehen.

4.1.3 Voruntersuchung hoher Aufheizraten auf den Temperatur - Zeit Verlauf

Durch die sehr hohe Aufheizrate wird die Schweißung der Thermoelemente stark beansprucht. Auffallend ist, dass sich bei höheren Heizraten (200°C/s) die eingestellte Maximaltemperatur einschwingen muss. Im Falle von 1300°C beträgt das Übersteuern der Temperatur 40°C. Um diesen Temperaturpeak zu umgehen beziehungsweise klein zu halten wird bei Temperaturen ab 800°C eine Änderung im Temperaturprogramm vorgenommen. Bis kurz vor dem Erreichen der Temperatur wird mit der Standardheizrate von 200°C/s aufgeheizt. Danach wird die Endtemperatur mit einer langsameren Aufheizrate (100°C/s) fertiggefahren. Somit kann das Überschwingen deutlich reduziert werden.



Abbildung 4-3 - Vorversuch: Temperatur - Zeit Charakteristik bei 1100°C



In Bereich 1 von Abbildung 4-3 ist ein solcher Temperaturüberschwung von circa 30°C zu beobachten. Im Bereich 2 schwankt das Temperaturprofil aufgrund der Bildung des Einschnürungsbereiches.

4.1.4 Untersuchung des Temperaturgradienten an Zugproben

Zur Ermittlung eines möglichen Temperaturgradienten werden an einer Standardzugprobe drei Thermoelemente (K-Elemente) in einem Abstand von 5mm geschweißt und anschließend ein Temperaturprogramm ausgesetzt.



Abbildung 4-4 - Versuchsaufbau zur Ermittlung eines Temperaturgradienten

Als Referenzelement wird das mittlere Thermoelement TC1 verwendet. Abbildung 4-5 zeigt einen Temperaturunterschied zwischen TC2 und TC3 bezogen auf die Referenz.



Abbildung 4-5 - Temperaturunterschied der freien Zugprobenlänge

Bei einer Temperatur von 500°C misst der Temperaturunterschied zwischen TC1 und TC2/3 10°C. Bei der Spitzentemperatur von 1000°C beträgt der Temperaturgradient 30°C.



4.2 Versuchsdefinition

Anhand der in den Vorversuchen gewonnenen Informationen können die Versuchsparameter definiert werden.

Tabelle 4-1 - Zugversuch - Prozessparameter

Parameter	Einheit	Versuchsreihe 1	Versuchsreihe 2	Versuchsreihe 3
Temperaturbereich	°C	200-1300	200-1300	200-1300
Umformungsgeschw.	mm/s	0,1	0,01	0,001

Für die Messung der Dehnung wird bei allen Versuchen ein Querdehnungsaufnehmer verwendet. Die Temperaturmessungen bis zu Temperaturen von 1000°C werden mit K-Thermoelementen durchgeführt. Ab einer Temperatur von 1100°C werden S-Thermoelemente verwendet. Argon findet als Schutzgas ab einer Temperatur von 600°C Anwendung. Die Aufheizrate ist mit 200°C/s festgelegt. Um den Temperaturüberschlag zu verringern wird ab einer Temperatur von >1100°C die Aufheizrate bis 1000°C mit 200°C/s erwärmt. Für verbleibenden Temperaturunterschied, bis zum Erreichen der Spitzentemperatur, wird die Heizrate auf 100°C/s reduziert. Die Haltezeit der Spitzentemperatur ist mit 2,5 Sekunden gewählt.

4.3 Ergebnisse

Mit Hilfe der angeführten Prozessparameter werden die Warmzugversuche am BASIC Modul der Gleeble 3800 durchgeführt. Fließkurven die bei unterschiedlichen Temperaturen und gleicher Umformungsgeschwindigkeit aufgenommen werden, werden in einem Schaubild zusammengefasst.



Abbildung 4-6 – Versuchsreihe 1: wahre Fließkurven bei v=0,1mm/s





Abbildung 4-7 - Versuchsreihe 2: wahre Fließkurven bei v=0,01mm/s



Abbildung 4-8 - Versuchsreihe 3: wahre Fließkurven bei v=0,001mm/s



4.4 Diskussion

4.4.1 Allgemeines

In allen Versuchsreihen zeigt sich ein ähnliches Verhalten (bezogen auf die Festigkeit) der Zugproben. So kann bei niedrigen Temperaturen (200°C, 300°C) die höchste Spannung erreicht werden. Dem gegenüber steht die geringere Dehnung die im Vergleich zu höheren Temperaturen zu verzeichnen ist. Bei einer Umformgeschwindigkeit von 0,001 mm/s können mehr diffusionsbedingte Prozesse stattfinden. Ebenfalls treten bei diesen geringen Dehnraten, ab einer Temperatur von 1000°C, Fließkurven mit mehreren Spannungsmaxima auf die auf dynamische Rekristallisation hinweisen können. Um dies allerdings mit Sicherheit zu bestätigen muss in weiterer Folge eine umfassende metallographische Untersuchung durchgeführt werden. Abbildung 4-9 zeigt, dass bei höheren Umformgeschwindigkeiten (v=0,1mm/s) höhere Spannungen erreicht werden konnten. Dies zeigt sich besonders im Temperaturintervall zwischen 500°C und 900°C. Die Spannungsunterschiede zwischen diesen drei Versuchsreihen sind in diesem Bereich am höchsten.



Abbildung 4-9 - Abhängigkeit von Rm zur Temperatur

Ähnlich wie die Zugfestigkeit zeigt die Streckgrenze ein dehnratenabhängiges Verhalten. Bei geringer Dehnrate bzw. Umformgeschwindigkeit werden geringere Spannungswerte erreicht.



Abbildung 4-10 – Abhängigkeit von Rp0,2 zur Temperatur



Bei Temperaturen um 200°C bis 300°C ist Brucheinschnürung ($Z = \Delta S / S_0$) sehr gering. Bei einer Temperatur von 1000°C werden bei der Versuchsreihe mit der niedrigsten Dehnungsrate die größten Querschnittsänderungen erzielt. Es zeigt sich ein globaler Trend höherer Einschnürungswerte in Richtung höherer Temperaturen. Des Weiteren hat die Dehnungsrate einen weiteren Einfluss für den Verlauf.



Abbildung 4-11 – Abhängigkeit der Querschnittsminderung zur Temperatur

Während der Versuchsdurchführung ist ein nicht unwesentliches Problem aufgetreten. Da die Erwärmung der Proben nach dem Widerstandsprinzip erfolgt, wird zum Erreichen höherer Temperaturen (z.B. 1300°C) mehr Strom durch das Werkstück geleitet. Bei beginnender Materialtrennung kann es dabei zu einem Funkenschlag zwischen den beiden Bruchflächen kommen und den Werkstoff örtlich aufschmelzen. Ein möglicher Ansatz dieses Problem zu vermeiden wäre das Abbrechen des Zugversuches bei beginnender Einschnürung.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die Steuerung und die Regelung der Temperaturen bei den Warmzugversuchen an der Gleeble einen kritischen Einfluss auf die Ergebnisse der Experimente haben. Hier gibt es allerdings noch viel Optimierungspotential im Temperaturprogramm, in der Temperaturverteilung und im gesamten Versuchsablauf.



4.4.2 Bestimmung der Dehnraten aus dem zeitlichen Dehnungsverhalten der Proben

Bei den Versuchen am Gleeble BASIC Modul kann die Dehnrate nur indirekt vorgegeben werden. Sie wird durch die Längsgeschwindigkeit des beweglichen Backens definiert. Mittels linearer Anpassung der Dehnungs - Zeit Kurve kann die Dehnungsrate vereinfacht rechnerisch bestimmt werden. Die Idee dahinter ist die Steigung der zeitlichen Dehnungsänderung zu bestimmen. Dazu werden die Dehnungs - Zeit Verläufe aller Zugproben mittels Origin geplottet. Das Ergebnis sind Bereiche niedriger Verformung und ein Mittelbereich mit großer Verformung (annähernd konstante Dehnung über einen bestimmten Zeitbereich). Die Randbereiche die weniger Verformung erfahren, haben kaum Einfluss auf die reale Dehnrate, und werden deshalb nicht weiter beachtet. Sie können digital "weggeschnitten" (maskiert) werden. Als letzter Schritt wird der gewählte Bereich mittels Geradengleichung gefittet. Die Steigung entspricht der aktuellen Dehnrate des Zugversuchs.

Da der Betrag der Dehnraten in allen Versuchen streut wird eine arithmetisch gemittelte Dehnrate festgelegt.



Abbildung 4-12 - Ermittlung der Dehnrate über den Dehnungs - Zeit Verlauf bei 800°C und v=0,01mm/s



4.4.3 Multiple Peak Verhalten

Bei gewöhnlichen Fließkurven mit einem Spannungsmaximum ist nach Erreichen der Gleichmaßdehnung eine maximale Zugfestigkeit zu verzeichnen. Man spricht von stationären Verhalten.

Fließkurven mit mehreren Spannungsmaxima (Multiple Peak Fließkurven, Abbildung 4-13) weisen vor dem Erreichen des stationären Bereiches eine Art von oszillatorischem Verhalten auf. Wie in den Gesetzen der Rekristallisation beschrieben, muss zum erreichen dynamischer Rekristallisation eine kritische Dehnung erreicht werden. Am Fließspannungsmaximum sind Verfestigungs- und Entfestigungseffekte im Gleichgewicht. [23]



Abbildung 4-13 - Beispiel für Multiple Peak Verhalten bei v=0,1mm/s und T=1100°C



5 Warmdruckversuche

Ziele:

- Ermittlung der Materialkennwerte aus den Druck-Fließkurven
- Ermittlung der maximalen Druckspannung bezogen auf die Temperatur
- Vergleich der Gleebleproben mit realen Schweißproben

Mit dem Gleeble 3800 BASIC können ebenfalls Druckversuche durchgeführt werden. Dazu wird die Einspannvorrichtung verändert. Anstatt der axialen Sicherung mit Muttern werden die Proben zwischen zwei Druckplatten gespannt und mit den Kupferbacken geführt. Genau wie beim Zugversuch werden die Kraft, die Temperatur und die Querdehnung gemessen. Der neue Parameter I* (Verfahrweg des beweglichen Backens) wird zusätzlich eingeführt und mit 6mm als konstant angenommen.

5.1 Vorversuche

Die aus den Zugversuchen gewonnen Erkenntnisse lassen sich ausnahmslos auf die Druckversuchsreihe am BASIC Modul überführen. Es sind keine weiteren Voruntersuchungen notwendig. Lediglich wird das geänderte Programm (negativer Vorschub) ohne Probe durchlaufen und das Temperaturprogramm, sowie der Stroke - Verlauf beobachtet.

5.2 Versuchsdefinition

Auch bei den Druckversuchen wird die Breitung mittels Querdehnungsaufnehmer gemessen. Für alle Temperaturmessungen werden K-Thermoelemente verwendet. Ab einer Temperatur von 600°C wird des Weiteren Argon als Schutzgas verwendet. Die Aufheizrate beträgt, wie auch im Zugversuch, 200°C/s. Die Haltezeit der Spitzentemperatur beträgt 2,5 Sekunden.

Tabelle 5-1 - Druckversuch -	Prozessparameter
------------------------------	------------------

Parameter	Einheit	Versuchsreihe 4	Versuchsreihe 5
Temperaturbereich	°C	200-900	200-900
Umformungsgeschw.	mm/s	0,01	8,75





5.3 Ergebnisse

Die Druckversuche der Versuchsreihe 4 wurden unter einer konstanten Umformgeschwindigkeit von 0,01mm/s beziehungsweise einer Dehnrate von 0,0015 s⁻¹ durchgeführt.



Abbildung 5-1 - Versuchsreihe 4: wahre Druck-Fließkurven bei v=0,01mm/s

Für den letzten Versuch mit dem BASIC Modul (Versuchsreihe 5) soll eine vergleichsweise hohe Umformungsgeschwindigkeit von 8,75mm/s verwendet werden. Da Dehnraten über 1 s⁻¹ normalerweise nicht mit dem BASIC Modul verwendet werden, wird der Versuch zuerst bei einer Temperatur von 800°C durchgeführt.



Abbildung 5-2 - Versuchsreihe 5: wahre Druck-Fließkurven bei v=8,75mm/s


Da die Gleebleproben mit einer Trennschleifmaschine abgelängt wurden, kann es vorkommen, dass die Stirnflächen nicht exakt parallel ausgeführt werden. Dies kann sich negativ auf das Versuchsergebnis auswirken.

Aufgrund dieser Tatsache, sowie der im Werkstoff herrschenden Walztextur, kommt es bei einer Umformgeschwindigkeit von 8,75mm/s zu einer starken Deformierung ohne symmetrische Bauchung. Es stellt sich ein Winkelfehler ein der durch eine schlechte Führung der langen Druckprobe begünstigt wird. Von weiteren Versuchen wird abgesehen. Das Ergebnis wird nicht für die Parametermatrix herangezogen.



Abbildung 5-3 - Druckversuch mit v=8,75mm/s

5.4 Diskussion

Aus den Verläufen der Versuchsreihe 4 zeigt sich, dass bei steigender Temperatur die Festigkeit sinkt, aber die Verformbarkeit erhöht wird. Bei 200°C beziehungsweise 300°C kann man einen thermisch bedingten Entfestigungsprozess ausschließen. Bei einer Temperatur von circa 500°C kann man dynamische Erholung erkennen.







Ab einer Temperatur von 600°C lässt sich aus dem Kurvenverlauf eine Entfestigung durch Rekristallisation erkennen. Dies wird durch das Absinken der Spannung nach Erreichen eines Maximalwertes erkennbar.

Der Verlauf der Streckgrenze bezogen auf die Temperatur ist dem Verlauf der Druckfestigkeit ähnlich. Bei einer Temperatur von 200°C konnte hier ebenfalls der höchste Spannungswert erreicht werden.



Abbildung 5-5 – Abhängigkeit von Rp0,2 zur Temperatur

Im Vergleich zu den Spannungen erhöht sich die Verformbarkeit bei steigender Temperatur. So konnte bei einer Temperatur von 900°C eine 75%ige Steigerung des Ausgangsquerschnittes erreicht werden. Im Temperaturbereich zwischen 200-300°C tritt eine kaum merkbare Durchmesseränderung auf.



Abbildung 5-6 – Abhängigkeit von Aq zur Temperatur

Es hat sich gezeigt, dass mit dem Gleeble 3800 BASIC Modul nur Druckversuche bis zu einer Dehnraten bis $\varepsilon = 1s^{-1}$ sinnvoll durchgeführt werden können. Diese Aussage bezieht sich allerdings nur auf den Werkstoff 30CrNiMo8.

Da sich der Versuchsaufbau nur unwesentlich von den Zugversuchen unterscheidet, treten ähnliche Probleme wieder auf.





5.5 Warmdruckversuche (HydraWedge)

Ziele:

- Ermittlung der Materialkennwerte aus den Druck-Fließkurven
- Ermittlung von drei Fließkurven mit unterschiedlichen Dehnraten für die Bestimmung der Dehnratenempfindlichkeit
- Untersuchung des Einflusses des Versuchsaufbaus

Um die Dehnratenempfindlichkeit des Werkstoffes im Druckbereich zu bestimmen müssen drei weitere Fließkurven (drei Dehnraten und konstante Temperatur) aufgenommen werden. Mittels HydraWedge Modul können Versuche mit höheren Dehnraten (>1s⁻¹) durchgeführt werden.

5.5.1 Vorversuche

Die Aufheizrate des HydraWedge Moduls ist mit 5°C/s maschinell limitiert. Deshalb wurde dieser maximale Wert für den Vorversuch übernommen. Für den ersten Vorversuch wurde eine Dehnrate mit 8,75 s⁻¹ und eine Starttemperatur von 200°C gewählt. Aufgrund der hohen Festigkeit des Grundwerkstoffes wurden beide keramischen Stempel zerstört. Erst ab einer Temperatur von 800°C gab es keine beobachtbaren Änderungen am Stempel.

5.5.2 Versuchsdefinition

Die Dehnung wird bei Versuchen am HydraWedge Modul direkt über den Stroke mitgemessen. Des Weiteren kann die Dehnrate direkt als Prozessparameter eingegeben werden. Es ist keine Umrechnung aus der Umformungsgeschwindigkeit notwendig. Die Aufheizrate ist mit 5°C/s, die Haltezeit mit 2,5 Sekunden und das Schutzgas Argon (51/min) für den Versuchsablauf definiert.

Tabelle 5-2 – Druckversuch (HydraWedge) - Prozessparameter

Parameter	Einheit	Versuchsreihe 6	
Temperatur	°C	800	
Dehnrate	S ⁻¹	0,01; 0,1; 8,75	



5.5.3 Ergebnisse

Die Druckversuche der Versuchsreihe 6 werden bei einer konstanten Temperatur von 800°C unter Variation der Dehnraten durchgeführt.



Abbildung 5-7 – Versuchsreihe 6: wahre Druck - Fließkurven bei T=800°C

5.5.4 Diskussion

Die maximale Druckspannung dieser Versuchsreihe ist mit den Druckversuchen am BASIC Modul vergleichbar. Bei der Fließkurve mit einer Dehnrate von $0,001s^{-1}$ kann man den Beginn von Rekristallisation erkennen. Aufgrund des längeren zeitlichen Versuchsvorganges (niedrigere Dehnraten) können die Entfestigungsprozesse stärker einsetzen. Bei der einer Dehnrate von 8,75 s⁻¹ und 0,1 s⁻¹ stellt sich ein Erholungsprozess ein.

Der Vergleich zwischen Druckproben, Zugproben und HydraWedge Druckproben wird in Kapitel 8.2 diskutiert.





6 Metallographie

Nach der definierten Probenpräparation werden zuerst die Schweißproben analysiert. Dazu werden sie mit einem Auflichtmikroskop untersucht und von allen Schweißzonen ein Bild erzeugt. Des Weiteren wird die Korngröße in Abhängigkeit der Schweißzone bestimmt. Im Anschluss werden die Gleeble Druckproben untersucht. Ein Punkt im Mittelbereich der Probe, der durch seine individuelle Peaktemperatur (TPeak) bestimmt ist, wird als "Region of Interest" (ROI) gekennzeichnet und analysiert. Das Gefüge dieses kleinen Bereiches kann mit der Mikrostruktur einer realen Schweißprobe punktuell verglichen werden.

Durch den realen Schweißprozess ergeben sich drei charakteristische Zonen. Die Schweißzone (WZ), die thermo-mechanische Zone (TMAZ) und die Wärmeeinflusszone (HAZ).



Abbildung 6-1 - Übersicht der Schweißzonen

6.1 Probenpräparation

Die Probenpräparationsroute läuft im Allgemeinen wie folgt ab:

- Herausarbeiten der Probenbereiche (Stauchzone) durch zwei Querschnitte und einem Längsschnitt entlang der Probenachse
- Warmeinbetten der Proben
- Schleifen der Proben
- Polieren der Proben
- Feinpolieren der Proben
- Ätzen der Proben



Ätzmittel:

Aufgrund des martensitischen Gefüges reicht eine Ätzung mit NiTal (3%ig) für eine Korngrößenuntersuchung nicht aus. Nach Vorversuchen wurde ein Ätzmittelgemisch mit folgender Zusammensetzung gewählt:

- 80ml Ethanol 96%ig
- 10ml Salpetersäure 65%ig
- 10ml Salzsäure 32%ig
- 1g Pikrinsäure 32%ig

Für die Bestimmung der Korngrenzen des Grundwerkstoffes und der Wärmeeinflusszone reicht bereits eine Ätzdauer von 3 bis 5 Sekunden aus. Für die Korngrößenbestimmung des thermomechanischen Bereichs wurde die Probenschnittfläche bei einer Dauer von circa einer Minute "überätzt". Somit konnten gute Ergebnisse erzielt werden. Der Name dieser Mischung wird als "Spezialätzmittel" festgelegt.

6.2 Metallographie der Schweißprobe

Bei der verwendeten Probe handelt es sich um eine Schweißprobe eines Kettenglieds die mit Hilfe des linearen Reibschweißens gefügt wurde. Die Bildentnahmestellen entsprechen unterschiedlichen Gefügezonen. Diese, durch das Ätzen sichtbar gemachten Zonen, werden in eine Wärmeeinflusszone (HAZ), eine thermo-mechanische Zone (TMAZ), sowie in eine Schweißzone (WZ) unterteilt. Im Bereich des Grundwerkstoffes (BM) wurde unter der Annahme, dass sich der Grundwerkstoff durch die geringe thermische Einwirkung im Randbereich nicht verändert, lediglich eine Aufnahme durchgeführt.

Aus der Dissertation "Innovative Kettenfertigung" [24] wurden fünf verschiedene Schweißproben mit den Parametern Frequenz, Amplitude, Anpressdruck, und Reibkraft für diese Masterarbeit ausgewählt. Die Proben unterscheiden sich durch die unterschiedliche Reibkraft. Die verwendeten Proben lieferten sehr gute Ergebnisse bezogen auf Festigkeit und Gratgeometrie.

Tabelle 6-1 - Übersicht der realen Schweißproben (Frequenz 70Hz; Amplitude 2,5mm; Anpressdruck 88kN)

Nr.	Bezeichnung	Reibkraft [kN]
1	Probe 9	64
2	Probe 16	16
3	Probe 18	32
4	Probe 20	80
5	Probe 24	100

Für die weitere Untersuchung wurde die Probe Nr. 9 verwendet, da hier die besten Ergebnisse (Schweißzone und Gratgeometrie) erzielt werden konnten.





Abbildung 6-2 - Übersicht der Bildentnahmestellen (Probe 9)

6.2.1 Korngrößenbestimmung der realen Schweißproben

Die Korngrößenbestimmung wird mittels Software durchgeführt. Mit Hilfe des Softwarepakets AKornASTEM_1_1, einer Zusatzfunktion der AxioVision Software, können mittels definierter Normkorngitter Korngrößen gut abgeschätzt werden. Dazu wird eine repräsentative Mikroskopaufnahme geladen. Anhand verschieden feiner Normgitter, sowie den im Bild gespeicherten Informationen (Vergrößerung), berechnet das Programm automatisch die durchschnittliche Korngröße, sowie die mittlere Kornanzahl pro Quadratmillimeter. Die Daten werden in Tabellenform ausgegeben. Die Feinheit des Gitters lässt sich stufenweise von 00 (grob) bis 10 (sehr fein) einstellen. Man vergleicht optisch die Anzahl der großen, sowie sehr kleinen Körner des Werkstoffes und passt das Normgitter dem Gefüge an.

Für die Korngrößenbestimmung werden fünf unterschiedliche Schweißproben untersucht. Jede dieser Proben unterscheidet sich durch die verwendeten Schweißparameter. In der In Tabelle 6-2 werden die Korngrößen, die mittels Software bestimmt wurden, aufgelistet.



Nr.:	ASTM Nr	Dateiname	dm Korn [mm]	Korn/mm ²	Kommentar
1	5,5	join2_3_14b0257.jpg	0,0526	362	KORNGR; PR20; HAZ
2	6,5	join2_3_14b0263.jpg	0,0372	724	KORNGR; PR9; HAZ
3	6	join2_3_14b0266.jpg	0,0442	512	KORNGR; PR18; HAZ
4	6,5	join2_3_14b0272.jpg	0,0372	724	KORNGR; PR24; HAZ
5	7	join2_3_14b0269.jpg	0,0313	1024	KORNGR; PR16; HAZ
6	7	join2_3_14b0258.jpg	0,0313	1024	KORNGR; PR20; TMAZ
7	7	join2_3_14b0264.jpg	0,0313	1024	KORNGR; PR9; TMAZ
8	7,5	join2_3_14b0267.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR18; TMAZ
9	7,5	join2_3_14b0270.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR16; TMAZ
10	7,5	join2_3_14b0270.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR16; TMAZ
11	7,5	join2_3_14b0259.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR20; WZ
12	8	join2_3_14b0265.jpg	0,0221	2048	KORNGR; PR9; WZ
13	7,5	join2_3_14b0268.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR18; WZ
14	7,5	join2_3_14b0274.jpg	0,0263	1448	KORNGR; PR24; WZ
15	6,5	join2_3_14b0271.jpg	0,0372	724	KORNGR; PR16; WZ
16	8	join2_3_14b0275.jpg	0,0526	362	KORNGR; PR16; BM

Tabelle 6-2- Korngrößenbestimmung der realen Schweißproben

Nachdem die Korngrößen der fünf Schweißproben bestimmt wurden, soll ein Überblick der durchschnittlichen Korngröße mit einer Standardabweichung bestimmt werden. Für die Bestimmung der Standardabweichung wird die Funktion aus einer Grundgesamtheit an Proben verwendet.

Taballa C 2	Ilharaiaht dar	durahaahnittiahan	Karnarä0a und	Ctondordohungiahung
Tabelle b-3 -	Upersignt der	ourcosconimicoen	Nornaroise una	Stanoaroaoweichuno
			itering. else ana	etallaa aas noisiang

Zone	Durchschnittliche Korngröße [µm]	Standardabweichung [µm]	
HAZ	40,5	±7,1	
TMAZ	28,3	±2,8	
WZ	27,6	±5,3	

In Abbildung 6-3 ist ein solches Normgitter über die Mikroskopaufnahme des Grundwerkstoffes gelegt. Durch Wahl einer geeigneten Vergrößerung werden große sowie kleine Körner mit dem Gitter verglichen. Die ASTEM Nr. aus Tabelle 6-2 entspricht der Feinheit des Netzes.



Abbildung 6-3 - Normgitter (grün) Überlagerung mit Schweißprobe (GW)



Aus der Korngrößenbestimmung der Schweißzonen, kann ein Korngrößenverlauf abgeschätzt werden. Im Anhang C finden sich die Korngrößenverläufe aller fünf Schweißproben.



Abbildung 6-4 - Korngrößenverlauf reale Schweißprobe Nr. 9

6.2.2 Gefügeuntersuchung

Bei der Untersuchung der Mikrostruktur der Schweißproben sollen zwei Gefügebestandteile besprochen werden – Martensit und Zwischenstufengefüge (Bainit).

Unter Martensit versteht man ein sehr hartes Gefüge, das durch ausreichende Unterkühlung aus einer Austenitphase entstehen kann. Dabei klappt das kubisch-flächenzentrierte Gitter des Austenits in ein tetragonal verzerrtes Raumgitter mit hoher Geschwindigkeit (Schallgeschwindigkeit) um. Die Gitterverzerrung ist auf die behinderte Kohlenstoffdiffusion zurückzuführen. Die Umwandlung ist beim Erreichen der Martinsitfinishtemperatur beendet.

Bainit oder Zwischenstufengefüge entsteht durch eine Kopplung von Diffusion von Kohlenstoff und langsames Umklappen des Austeniten. Dieser Prozess ist abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit, dem Kohlenstoffgehalt und den Legierungselementen. Das Zwischenstufengefüge zeigt eine nadelartige Struktur. Des Weiteren wird zwischen oberen und unteren Bainit unterschieden.

Grundwerkstoff (GW):

Die Struktur des Grundwerkstoffes sowie die mittlere Korngröße der realen Schweißprobe sind ident zum Grundwerkstoff der Gleebleproben.



Abbildung 6-5 - Grundwerkstoff 200fache Vergrößerung, Spezialätzmittel





Wie in Abbildung 6-5 zu sehen bildet sich das Gefüge aus Martensitkörnern (hellgrau) und Zwischenstufengefüge. Typisch hierfür ist ein Ferritbereich mit eingelagerten Zementitnadeln (dunkelgrau).



Abbildung 6-6 - Grundwerkstoff 100fache Vergrößerung, NiTal 3%ig

Bei Ätzungen mit NiTal ist es sehr schwierige einzelne Körner zu identifizieren. Bei den grauen, schleierartigen Linien in horizontaler Richtung handelt es sich um die Walztextur.

Wärmeeinflusszone (HAZ):

Hier können Martensitinseln (hellgrau) und Zwischenstufengefüge (dunkelgrau) identifiziert werden. In der Wärmeeinflusszone ist keine plastische Verformung der Körner auszumachen. Der Temperaturpeak liegt in diesem Bereich bei circa 500°C.



Abbildung 6-7 - Wärmeeinflusszone 200fache Vergrößerung, Spezialätzmittel

Thermo-mechanische Zone (TMAZ):

Bei Abbildung 6-8 lässt sich der Übergang zwischen der grobkörnigen Wärmeeinflusszone und der feinkörnigeren thermo-mechanischen Zone erkennen. Die Identifikation des Gefüges wird aufgrund der sehr kleinen Korngröße (~20µm) mit dem Lichtmikroskop sehr schwierig. Auch die Ätzung ist hier nicht ideal, da kaum Korngrenzen sichtbar gemacht werden. Der Temperaturpeak liegt in dieser Zone bei circa 900°C.





Abbildung 6-8 - Thermo-mechanische Zone 200fache Vergrößerung, Spezialätzmittel

Schweißzone (WZ):

Im mittleren Bereich der Probe findet man die Schweißzone. Diese Zone weist ein feinkörniges Gefüge auf (~39µm). Die Korngröße ist hier im Allgemeinen nur schwer zu bestimmen. Auch durch eine Variation des Ätzmittels (NiTal 3%ig), sowie eine Änderung der Ätzdauer von 30 Sekunden auf zwei Minuten machen das Gefügebild nicht besser identifizierbar.



Abbildung 6-9 - Schweißzone 200fache Vergrößerung, Spezialätzmittel

Die Breite der verschiedenen Schweißzonen wird durch die Schweißparameter Frequenz, Anpresskraft und Amplitude bestimmt. Bei allen realen Schweißproben wurden unterschiedliche Schweißparameter getestet. Neben der Breite der Schweißzonen spiegelt sich diese Variation auch durch die verschiedenartige Ausbildung des Schweißwulstes der Proben wieder (siehe Anhang D). So ist bei einer höheren Frequenz der ausgebildete Schweißwulst größer.

6.3 Metallographie der Gleebleproben

Nun sollen die durch die Gleeble Simulation entstandenen Proben untersucht werden. Dabei wird eine Gefügeuntersuchung im Mittelbereich der Druckprobe durchgeführt. Dieser Bereich (ROI) weist eine bestimmte Peaktemperatur (T_{Peak}) auf, die mit der Temperatur eines Punktes in der Schweißzone vergleichbar ist. Die Dehnrate, die bei allen Gleeble Druckversuchen als konstant angenommen wurde ($\dot{\epsilon}_{Gleeble} = 0,015 \text{ s}^{-1}$), ist allerdings nicht mit der Umformungsrate der realen Schweißversuche vergleichbar, da während des Schweißprozesses unterschiedliche Dehnraten vorherrschen.





Abbildung 6-10 – Bereich von Interesse einer Gleeble Druckprobe (900°C)

Die Tabelle 6-4 gibt einen kurzen Überblick über die zu untersuchenden Druckproben.

••			
I Shalla 6-/I - I Indreicht	nar (÷laania Liriicknranar	(RON (IImtormiindede	echwindidkoit II 1mm/ei
			SCHWINNINKEIL V. HIIIII/SI
			J , ,

Probenbezeichnung	TPeak [°C]
p_BASIC_0.1_200	200
p_BASIC_0.1_300	300
p_BASIC_0.1_400	400
p_BASIC_0.1_500	500
p_BASIC_0.1_600	600
p_BASIC_0.1_700	700
p_BASIC_0.1_800	800
p_BASIC_0.1_900	900

6.3.1 Korngrößenbestimmung der Druckproben

Analog zu den realen Schweißproben wird als erster Schritt die Korngröße mittels Software bestimmt. Dies wird bei allen Druckproben durchgeführt, die mit dem Gleeble 3800 BASIC Modul umgeformt wurden. Die Korngröße wird im repräsentativen Bereich ROI (Abbildung 6-3) gemessen.

Tabelle 6-5 - Korngrößenbestimmung der Gleebleproben

Nr.:	ASTM Nr	Dateiname	dm Korn [mm]	Korn/mm ²	Kommentar
1	7,5	join2_3_14b0228.jpg	0,0263	1448	KORNGR, 900C, ROI
2	9	join2_3_14b0232.jpg	0,0156	4096	KORNGR, 800C, ROI
3	8,5	join2_3_14b0236.jpg	0,0186	2896	KORNGR, 700C, ROI
4	9	join2_3_14b0240.jpg	0,0156	4096	KORNGR, 600C, ROI
5	6	join2_3_14b0244.jpg	0,0442	512	KORNGR, 500C, ROI
6	5,5	join2_3_14b0248.jpg	0,0386	362	KORNGR, 400C, ROI
7	6,5	join2_3_14b0252.jpg	0,0456	724	KORNGR, 300C, ROI
8	6,5	join2_3_14b0256.jpg	0,0466	724	KORNGR, 200C, ROI





Abbildung 6-11 - Mittlere Korngröße in Abhängigkeit der Temperatur der Gleeble Druckproben

6.3.2 Gefügeuntersuchung

Eine Gefügeuntersuchung wird bei allen Druckproben durchgeführt. Dabei werden alle Druckproben, die mit dem Gleeble BASIC Modul umgeformt wurden, anhand des Gefüges sowie der Korngröße analysiert. Repräsentativ werden zwei unterschiedliche Temperaturbereiche betrachtet, da sich das Gefüge im Bereich zwischen 200-500°C visuell nicht wesentlich unterscheidet. Ab einer Temperatur von 600°C beginnen Erholungsprozesse einzusetzen. In weiterer Folge beginnt bei höheren Temperaturen Rekristallisation einzusetzen.

ROI TPeak = 900°C:

Im Vergleich zu Proben mit niedrigerer Peaktemperatur sinkt ab Temperaturen von 600°C-900°C die durchschnittliche Korngröße ab.



Abbildung 6-12 - Gleeble Druckprobe ROI 900°C



ROI TPeak = 300°C, ROI TPeak = 200°C:

Das Gefügebild bei einer Peaktemperatur von 300°C bzw. 200°C ist mit dem Grundwerkstoff vergleichbar. Auch die Korngröße beider Druckproben stimmt in diesem Bereich gut überein.



Abbildung 6-13 - Gleeble Druckprobe ROI 200°C(links) und 300°C (rechts)





7 Härtemessungen

Im Anschluss zu den metallographischen Untersuchungen sollen Härtemessungen durchgeführt werden. Diese Messungen werden nach dem Vickersverfahren (HV10) durchgeführt.

7.1 Härtemessung der Schweißprobe Nr.9

Im Zuge der Dissertation "innovative Kettenfertigung" [24] wurde die Härtelinie für die Schweißprobe Nr.9 aufgenommen.



Abbildung 7-1 - Härtelinie entlang Schweißprobe Nr.9 [24]

Den Bereich größter Härte kann man in der Schweißzone, sowie in der thermo-mechanischen Zone erkennen (~560HV10). Im Bereich der Wärmeeinflusszone sinkt die Härte auf circa 360HV10.

Tabelle 7-1 - Härtemessung der Schweißproben

Druckprobe	Durchschnittliche Vickershärte [HV10]		
BM	439		
HAZ	381		
TMAZ	562		
WZ	554		





7.2 Härtemessung der Druckproben

Bei allen Druckproben wurden Härtemessungen mittels Vickersverfahren (HV10) im Bereich der ROI durchgeführt. Dazu wird probenmittig eine Messung durchgeführt. Aus einem Vorversuch hat sich ergeben, dass der Härteunterschied entlang einer vertikalen Achse vernachlässigbar klein ist. Somit reicht eine Härtemessung aus dem ROI.



Abbildung 7-2 - Bereich der Härtemessung der Druckproben

Die gemessenen Härtewerte der verschiedenen Druckproben wurden in Tabelle 7-2 zusammengefasst.

Druckprobe	Vickershärte [HV10]	
ROI 900°C	574	
ROI 800°C	554	
ROI 700°C	296	
ROI 600°C	320	
ROI 500°C	455	
ROI 400°C	436	
ROI 300°C	459	
ROI 200°C	442	





Abbildung 7-3 – Härtemessungen in Abhängigkeit der Temperatur der Gleeble Druckproben



8 Diskussion

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der experimentellen Untersuchungen zusammengefasst und diskutiert. Dazu zählt der Vergleich der experimentell ermittelnden Fließkurven mit der durchgeführten JMatPro Simulation, der Vergleich einer realen Schweißprobe mit der Gleeble Druckversuchreihe, der Einfluss der Prüfeinrichtung auf das Ergebnis einer Fließkurve, sowie der Ermittlung der Dehnratenempfindlichkeit.

8.1 Vergleich der experimentellen Fließkurven mit JMatPro

Aus der Dissertation "Innovative Kettenfertigung" [24] sind mit JMatPro simulierte Fließkurven bei unterschiedlichen Dehnraten und Temperaturen aufgenommen worden. Diese Kurven sollen mit den Fließkurven der Gleeble Versuche verglichen werden. In Anhang B werden alle Vergleichsschaubilder aufgelistet.



Abbildung 8-1 - Vergleich experimentelle Fließkurve mit einer JMatPro Simulation (800°C) unter Variation der Dehnraten

Die Übereinstimmung der Fließkurven und deren Spannungswerte (Abbildung 8-1) bei einer Dehnrate von 0,015 s⁻¹ sind bei niedrigen Dehnungen (ϵ =0,02) brauchbar.

Im Temperaturbereich zwischen 700°C bist 1000°C zeigt sich eine bessere Übereinstimmung der Experimente mit JMatPro (vgl. Anhang B). Allerdings gelten diese Übereinstimmungen ebenfalls nur bei geringen Dehnungen. Bei Temperaturen unter 700°C sinkt die Qualität der Vergleichswerte stetig. Bei 300°C stellen sich im Vergleich zu den JMatPro Ergebnissen, größere Spannungen ein (Abbildung 8-2).



Abbildung 8-2 - Vergleich experimentelle Fließkurve mit einer JMatPro Simulation (300°C) unter Variation der Dehnraten

Im Allgemeinen zeigt sich eine schlechte Übereinstimmung der experimentell ermittelten Fließkurven mit den Fließkurven die in JMatPro ermittelt wurden.



8.2 Vergleich von Gleeble Druckproben mit realen Schweißproben

Für die Temperaturbestimmung in der Schweißzone wird ein K-Thermoelement verwendet. Dieses wird mit einem Abstand von 3,6mm von der Fügekante angebracht. Die Prinzip - Skizze (Abbildung 8-3) zeigt den Messaufbau zum Zeitpunkt t=0s und t=2s.



Abbildung 8-3 – Messaufbau: Bestimmung des Temperaturverlaufs

Durch den Schweißprozess setzt eine zeit- und temperaturabhängige axiale Verkürzung ein. Demzufolge wird der Abstand zwischen Fügezone und Temperaturmesspunkt geringer. Mit Hilfe des Zusammenhangs in Abbildung 8-4 kann ein Temperaturverlauf an der Schweißprobe erstellt werden.



Abbildung 8-4 - Zusammenhang zwischen axialer Verkürzung und Temperatur [24]

Die axiale Verkürzung wird von dem Temperatur - Messpunktabstand (3,6mm) subtrahiert, und somit die axiale Position des Temperaturpunktes bestimmt.







Abbildung 8-5 – Vergleich reale Schweißprobe (Nr.9) mit Gleebleproben

Nun sollen die Druckproben mit den realen Schweißzonen verglichen werden. Jeder Gleeble Druckprobe repräsentiert einen bestimmten Temperaturpunkt in der Realprobe. Dieser Vergleich gilt jedoch lediglich als grobe Annäherung. Die Dehnraten der realen Schweißprobe und den Druckproben sind unterschiedlich. Auch der Unterschied der Dehnraten in den drei Gefügezonen (HAZ, TMAZ, WZ) wurde ebenfalls vernachlässigt. Tabelle 8-1 zeigt eine Gegenüberstellung zwischen einer realen Schweißprobe (Nr.9) und den Proben aus der Gleeble Simulation.

Aus der axialen Verkürzung und der gemessenen Temperatur der Schweißprobe, kann man auf die Position der simulierten Probe schließen. Somit kann jede Gleebleprobe mit einem Punkt einer Werkstoffzone in Zusammenhang gebracht werden.

Tabelle 8-1 - Gegenüberstellung Simulation zur Schweißprobe

Simulation (v=0,01mm/s)			Reale Schweißprobe			
Probe	Werkstoff-	Korngröße	Härte	Schweißprobe	Korngröße	Härte
	zone	[µm]	[HV10]	(Nr.9)	[µm]	[HV10]
/	WZ	/	/	WZ	27,6	554
ROI 900°C	TMAZ	26,3	574	TMAZ	28,3	562
ROI 800°C	TMAZ	15,6	554			
ROI 700°C	TMAZ*	18,6	296			
ROI 600°C	TMAZ*	15,6	320			
ROI 500°C	HAZ	44,2	455	HAZ	40,5	381
ROI 400°C	BM	38,6	436			
ROI 300°C	BM	45,6	459	BM	47,8	439
ROI 200°C	BM	46,6	440			

* Übergang HAZ zu TMAZ

Die Härte sowie die Korngröße der Realprobe passen mit der Simulation gut zusammen. Vergleicht man z.B. die Geebleprobe bei 900°C mit der thermo-mechanischen Zone der realen Schweißprobe so decken sich Korngröße und Härte mit einem Fehler von circa 2%. Die Gleebleprobe bei 200°C und 300°C lässt sich gut mit dem Grundmaterial des Werkstoffes 30CrNiMo8 vergleichen. Auch hier passen die Korngröße, sowie die Vickershärte mit einem Fehler von rund 2,5% zusammen. Bei einem Übergang von einer Zone in eine andere ist die Härtemessung ausschlaggebend. Gefüge und Korngröße ist hier sehr schwer vergleichbar.

Rein visuell gibt es eine gute Übereinstimmung der Gleebleproben mit den verschiedenen Zonen (BM, HAZ, TMAZ) der realen Schweißprobe.



8.3 Einfluss der Prüfeinrichtung

Anhand der Abbildung 8-9 soll der Einfluss der Prüfeinrichtung und der Probengeometrie diskutiert werden. Dazu werden zwei HydraWedge- und ein BASIC Druckversuch gegenübergestellt. Die Zahl neben dem Modulnamen entspricht der Dehnrate in s⁻¹. Die Spannungsspitzen bei einer Stauchung unter 0,002 sind auf die wärmebedingte Längenausdehnung zurückzuführen - das Material wird gegen die Backen gedrückt.



Abbildung 8-6 - Vergleich wahre Druck – Fließkurven bei 800°C

Bei dem Vergleich zwischen Druckversuchen mit dem BASIC- und dem HydraWedge Modul zeichnen sich große Unterschiede der Fließkurven ab. Dies liegt einerseits an den unterschiedlichen maximalen Heizraten und an den unterschiedlichen Dehnraten. Der Einfluss von langsamen Dehnsowie Heizraten gibt dem Werkstoff mehr Zeit um thermischen Prozesse wirken zu lassen. Beim Vergleich zwischen HydraWedge Versuch bei einer Dehnrate von 8,75s⁻¹ mit dem Versuch bei 0,01s⁻¹ stellt sich bei langsamerer Dehnungsrate eine deutliche Erweichung des Gefüges ein. Dies ist auf dynamische Rekristallisation zurückzuführen.

Die unterschiedliche Geometrie nach der Stauchung ist einerseits auf die Prozessführung der Module zurückzuführen.

Des Weiteren werden bei Versuchen mit dem BASIC Modul nicht auf die Wärmeausdehnung nach Erwärmung des Materials eingegangen. Dies erklärt den markanten Kurvenunterschied im Bereich zwischen einer Stauchung von 0 und 0,05. Bei den Versuchen mit dem HydraWedge Modul wurde der Wärmeausdehnungskoeffizient berücksichtigt und in das Versuchsprogramm implementiert.





8.4 Dehnratenempfindlichkeit

Bei der Dehnratenempfindlichkeit handelt es sich um einen dynamischen Werkstoffparameter. Anhand einer fixierten Dehnung (ϵ =0,3) wird die Dehnratenempfindlichkeit des Werkstoffes 30CrNiMo8 bestimmt. Da alle Versuche eine Dehnung von 0,3 erreicht haben, wurde dieser Wert als Referenz verwendet.

Zur Bestimmung der Dehnratenempfindlichkeit werden die logarithmischen Spannungswerte gegen die logarithmische Dehnungsrate aufgetragen. Es soll der Einfluss der Dehnrate bei den Zugversuchen (BASIC) und Druckversuchen (HydraWedge) untersucht werden. Da bei den Druckversuchen mit dem BASIC Modul nur eine Dehnrate untersucht wurde, eignet sich die Gleelbe Probe bei 800°C lediglich als Vergleichswert. Für die vollständige Ermittlung einer solchen Kurve müssen mindestens drei Punkte aufgenommen werden, um eine Gerade zu definieren.



Abbildung 8-7 - Dehnratenempfindlichkeit bei ɛ=0,3 und T= 800°C

Aus den Verläufen erkennt man einen linearen Zusammen zwischen der Erhöhung der Dehnrate mit den Spannungen. Die Steigung einer Kurve ergibt die Dehnratenempfindlichkeitsparameter m. Aufgrund der niedrigen Heizrate von 5°C/s (Abbildung 8-7 – rote Gerade) beim HydraWedge Druckversuch können mehr thermische Prozesse wie Diffusion oder Umwandlungsvorgänge stattfinden. Der Parameter m entspricht, nach dem entsprechenden Temperaturprogramm, einem Wert von m=0,056. Im Vergleich dazu ist der Dehnratenempfindlichkeitsparameter aus dem BASIC Druckversuchen höher und misst m=0,08. Somit ist die Dehnratenempfindlichkeit bei höherer Heizrate kritischer.



9 Zusammenfassung der Ergebnisse

- Aus den Gleeble Versuchen (Zugversuch und Druckversuch) konnten Materialkennwerte für die Simulation in Abhängigkeit von Temperatur und Dehnrate ermittelt werden.
- Mit Hilfe der unterschiedlichen Dehnraten von Zugversuchen (BASIC) und Druckversuchen (HydraWedge) konnte eine Dehnratenempfindlichkeit für den Werkstoff gezeigt werden. Die entsprechenden Dehnratenempfindlichkeitsparameter messen m=0,08 bei einer Heizrate von 200°C, und 0,056 bei einer Heizrate von 5°C/s.
- Die durch die Zugversuche erzeugten Fließkurven konnten mit den in JMatPro simulierten Fließkurven verglichen werden. Die Ergebnisse sind bei sehr geringen Dehnungen (ε~0,01) zufriedenstellend. Bei höheren Dehnungen sind die Vergleichsergebnisse unbrauchbar.
- Aus dem Druckversuch konnte ein temperaturabhängiger Verlauf der maximalen Druckspannung gefunden, und der Einfluss der Temperatur gezeigt werden.
- Durch einen Vergleich von Ergebnissen, die mittels HydraWedge beziehungsweise mittels BASIC Moduls der Gleeble 3800 erzielt wurden, konnte ein Einfluss des Versuchsaufbaus auf die experimentell ermittelten Fließkurven gezeigt werden. Aufgrund der unterschiedlichen Probengeometrien, den Dehnraten sowie den Temperaturverteilungen sind die Ergebnisse kaum vergleichbar.
- Aus der Metallographie der Druckproben, sowie der realen Schweißproben konnten die Korngrößen und die Korngrößenverläufe bestimmt, sowie eine Gefügebestimmung durchgeführt werden.
- Es wurden die Druckproben, mit einer bestimmten Peaktemperatur, punktweise mit realen Schweißproben verglichen. Die Vergleichskriterien waren die Korngröße, die Mikrostruktur, sowie die Vickershärte.



10 Ausblick

- Für den besseren Vergleich von Gleebleproben mit realen Schweißproben müssen weitere Druckproben bei höheren Temperaturen (bis circa TPeak=1100°C) durchgeführt werden. Des Weiteren sollten, dem linaren Reibschweißprozess mehr entsprechende Dehnraten untersucht werden.
- Ermittlung der Kerbschlagzähigkeiten unter Variation der Wärmebehandlung der Probe. Bruchflächenuntersuchung der Proben. Ziel ist die Zähigkeit des Werkstoffes 30CrNiMo8 in Abhängigkeit der Temperatur zu ermitteln.
- Erstellung eines Phasendiagrammes mit Hilfe von Dilatometrieversuchen. Es soll ein Vergleich mit dem Phasendiagramm hergestellt werden, dass in JMatPro simuliert wurde.
- Um das Rekristallisationsverhalten des Werkstoffes nach Umformung zu erklären, soll eine zusätzliche metallographische Untersuchung durchgeführt werden. Dazu sollen REM Aufnahmen vor, nach Erreichen der Peaktemperatur, sowie nach dem Versuch durchgeführt werden.
- Bestimmung des Wärmeausdehnungskoeffizienten in Abhängigkeit der Temperatur. Dieser Parameter ist für zukünftige Gleeble Simulationen als Randbedingung (input parameter) für das QuickSim Programm wichtig.



11 Literaturverzeichnis

- [1] Böhler Edelstahl, "Böhler Edelstahl Handbuch," Böhler Edelstahl, Kapfenberg, 2005.
- [2] Böhler, "Datenblatt Böhler V145," Böhler, Kapfenberg, 2013.
- [3] Kulmburg, A., Werkstoffkunde Stahl (303.012), TU Graz, WS 2009.
- [4] Döge, E. und Behrens. BA., Handbuch der Umformtechnik, Hannover: Springer, 2010.
- [5] TU. Graz, "Werkstoffkunde," TU Graz, Graz, WS 2009.
- [6] Poletti, C. und Weiß. W., "Plasticity, Forming and Moulding Processes", TU Graz, 2012.
- [7] Kicin, M., "Experimentelle Ermittlung thermisch-mechanischer Eigenschaften von verzinktem DP1000 Stahl als Input Dateien f
 ür die Simulation des Widerstandspunktschweißens," TU Graz, 2011.
- [8] Macherauch. E., Praktikum in Werkstoffkunde, Bd. 10. Auflage, Braunschweig: Vieweg Verlag, Juni 2002.
- [9] Löffelmann, J., "Systematische Untersuchung der Schweißparameter beim linearen Reibschweißen," TU Graz, Graz, 2012.
- [10] Dynamic Systems Inc. (DSI), "Gleeble Systems," 2013. [Online]. Available: http://www.gleeble.com/index.php/products/gleeble-3800.html. [Zugriff am 17 September 2013].
- [11] Hütter, A., "Ermittlung von Materialkennwerten zur Simulation von Schweißeigenspannungen," TU Graz, Graz, 2008.
- [12] esocaet, "www.esocaet.com," 27 Juli 2013. [Online]. Available: http://www.esocaet.com/wikiplus/index.php/Umwandlungsplastizität. [Zugriff am 10 September 2013].
- [13] H. M. Humphreys FJ., Recrystallisation and Related Annealing Phenomena, Oxford: Elsevier, 2004.
- [14] Lehrstuhl für Umformtechnik Montanuniversität, "metalforming.at," 10 September 2013.
 [Online]. Available: http://www.metalforming.at/index.php/de/institut/ausstattung/item/thermomechanischespruefsystem-gleeble-3800. [Zugriff am 10 September 2013].
- [15] Ross, E. und Maile, K., Werkstoffkunde für Ingenieure, Bd. 3. Auflage, Berling Heidlberg: Springer Verlag, 2008.
- [16] Rumpler, E.; Gobrecht, J., Werkstofftechnik Metalle, Bd. 2. Auflage, München: Oldenbourg Verlag, 2006.



- [17] Dilthey U, Schweißtechnische Fertigungsverfahren 2: Verhalten der Werkstoffe beim Schweißen, Bd. 3. Auflage, Berlin Heidlberg: Springer Verlag, 2005.
- [18] Hofer, F., "Materials Characterization II Microscopical Methods," TU Graz, 2011.
- [19] Mitsche, S, "Grundlagen REM Labor," TU Graz, 2012.
- [20] Sonderegger, B., "Laborübungen Phasen Mengen Diagramme," TU Graz, 2012.
- [21] Zwick und Roell, "Prüfmaschinenen und Prüfsysteme für Metalle".
- [22] FELMI ZfE TU Graz, "Metalle und Keramiken REM," TU Graz, 2012.

[23] Moritz, M.; Frommert, "Dynamische Rekristallisation unter konstanten und transienten Umformbedingungen," Cuvillier Verlag, 2008

[24] Mucic, K.; "innovative Kettenfertigung," TU Graz, 2014



12 Abbildungsverzeichnis

ABBILDUNG 2-1 – TEMPERATUR – ZEIT VERLAUF VERSCHIEDENER WÄRMEBEHANDLUNGEN [4]	. 14
Abbildung 2-2 - Übersicht der Wärmebehandlungen [3]	. 15
ABBILDUNG 2-3 - MOHR'SCHER SPANNUNGSKREIS FÜR DEN EINACHSIGEN ZUG [4]	. 17
ABBILDUNG 2-4 - SCHNITTUFER UND BEISPIELHAFTE VORZEICHENREGELUNG [4]	. 18
ABBILDUNG 2-5 - UNTERSCHIED DER V. MISES UND TRESCA BETRACHTUNG [4]	. 19
ABBILDUNG 2-6 - SCHMID'SCHE GESETZ IN DER EINKRISTALLPROBE [4]	. 20
Abbildung 2-7 - Beschreibung des Bauschinger Effektes [4]	21
ABBILDUNG 2-8 - TECHNISCHE FLIEßKURVE EINES DUKTILEN METALLS [8]	. 22
ABBILDUNG 2-9 - UNTERSCHIED TECHNISCHER SPANNUNGS – DEHNUNGS DIAGRAMME MIT AUSGEPRÄGTER STRECKGRENZE [8].	. 22
ABBILDUNG 2-10 - SUBSTITUTIONSMISCHKRISTALL (LINKS) UND EINLAGERUNGSMISCHKRISTALL (RECHTS) [4]	24
ABBILDUNG 2-11 - SPANNUNGSVERTEILUNG AUFGRUND FREMDATOME [4]	. 25
ABBILDUNG 2-12 - REKRISTALLISATIONSSCHAUBILD BEZOGEN AUF DIE KORNGRÖßE UND DEN UMFORMGRAD [4]	27
ABBILDUNG 2-13 - GRAD DER EINTRETENDEN DYNAMISCHEN REKRISTALLISATION [6]	28
ABBILDUNG 2-14 - SCHEMA DER KORNGRENZENMIGRATION [13]	29
ABBILDUNG 2-15 - BEISPIEL FÜR STATISCHE ERHOLUNG DURCH GLÜHVORGANG NACH VERFORMUNG [15]	
ABBILDUNG 2-16 - UNTERSCHIED ZWISCHEN ERHOLUNG UND REKRISTALLISATION [4]	
Abbildung 2-17 - Schema des Linearen Reibschweißens [9]	.32
ABBILDUNG 2-18 - ISOTHERMES ZTU - SCHAUBUD (30CRNIMO8) [2]	.35
ABBILDUNG 2-19 - KONTINUIERUCHES ZTU - SCHAUBILD (30CRNIMO8) [2]	36
ABBILDUNG 2-20 - PHASEN MENGEN DIAGRAMM (30CRNIMO8) [2]	36
ABBILDUNG 2-21 - ÜBERRIJCK GIFERIE 3800	38
ABBILDUNG 2-22 – SCHEMATISCHER TEMPERATI IRGRADIENT IN DER PROBE	39
ABBILDUNG 2-22 - SCHEMARISCHER FEMILERRORGIGEDEN IN DERT ROBE	40
	40
ABBILDUNG 2-25 - ALIEBALLEINES RASTERELEKTRONENMIKROSKOPS [19]	45
ABBILDUNG 2-26 - WECHSEI WIRKLINGSVOLLIMEN FINES FESTKÖRPERS [19]	46
ABBILDUNG 2-27 - EVERHART - THORNIEV DETEKTOR ZUR ALIENAHME DER SE [18]	.40
ABBILDUNG 2-28 - HALBI EITERRINGDETEKTOR ZUM DETEKTIEREN DER BSE [18]	47
ABBILDUNG 2-29 - FDX DETEKTORSCHEMA [22]	48
ABBILDUNG 2-30 - WDX - BEISPIELEINER DETEKTIONSANORDNUNG [22]	49
ARRIDLING 3-1 - VERSLICHSARI ALIEDIAN	50
ABBILDUNG 3-2 – VERSUCHSALIERALI	51
ABBILDUNG 3-2 - VERSCHIJAGI DAG	52
ABBILDUNG 3-4 - TECHNISCHES SPANNLINGS-DEHNLINGS DIAGRAMM FINER FLACHZLIGPROBE IM BEZLIG ZUR FLIERKLIRVE [4]	54
ABBILDUNG 4-1 - PRINZIPSKIZZE DES S-THERMOFLEMENT VORVERSLICHS	62
ABBILDUNG 4-2 - TEMPERATURMESSING MITTELS S- UND K-THERMOELEMENTEN	62
ARRIDUNG 4-2 - VORVERSUCH: TEMPERATUR - ZEIT CHARAKTERISTIK REI 1100°C	63
Abbiedong 4.5 Volvelisoen. Temi enator 2en characteristik del 1100 composition $A-4$ - Versuchsauerali zur Ermittlung eines Temperaturgradienten	.05
ABBILDUNG 4-5 - TEMPERATURI INTERSCHIED DER EREIEN ZUGPROBENI ÄNGE	64
ARRITOLING 4-6 - VERSUCHSREIHE 1: WARRE FLIERKLIRVEN BEI V=0.1 MM/S	65
ABBILDUNG 4-7 - VERSICHSREIHE 1. WARNE FLIEßKORVEN BEI V=0,1000/5	66
ABBILDUNG 4-8 - VERSUCHSREIHE 2: WARRE FLERKURVEN BELV=0.001mm/s	66
ABBILDUNG 4-9 - ABHÄNGIGKEIT VON RM ZUB TEMPERATUR	67
ARRILDUNG 4-10 – ARHÄNGIGKEIT VON NIM ZOR TEIMI ENATOR	67
Δ RRILDUNG 4-10 – ARHÄNGIGKEIT VON KLOSZ ZOK TEIMI EKTÖK	68
ABBILDUNG 4-12 - FRMITTUNG DER DEHNRATE ÜBER DEN DEHNINGS - ZEIT VERLAUE BEI 800°C UND V=0.01mm/s	69
ABBILDUNG 4-13 - BEISPIELEUR MULTIPLE PEAK VERHALTEN BELVEN 1MM/S LIND T=1100°C	70
ABBILDUNG 5-1 - VERSLICHSREIHE 4' WAHRE DRUCK-FLIERKLIRVEN BEI V=0,1100 010 1-1100 0100000000000000000000	72
ABBILDUNG 6-1 - ÜBERSICHT DER SCHWEIRZONEN	77
ABRILDUNG 6-2 - ÜBERSICHT DER BILDENTNAHMESTELLEN (PRORE 9)	.,, 79
ABBILDUNG 6-3 - NORMGITTER (GRÜN) ÜBERLAGERLING SCHWEIRRORF (GW)	80





Abbildung 6-4 - Korngrößenverlauf reale Schweißprobe Nr. 16	81
Abbildung 6-5 - Grundwerkstoff 200 Fache Vergrößerung, Spezialätzmittel	81
Abbildung 6-6 - Grundwerkstoff 100fache Vergrößerung, NITal 3%ig	82
Abbildung 6-7 - Wärmeeinflusszone 200 fache Vergrößerung, Spezialätzmittel	82
ABBILDUNG 6-8 - THERMO-MECHANISCHE ZONE 200FACHE VERGRÖßERUNG, SPEZIALÄTZMITTEL	83
Abbildung 6-9 - Schweißzone 200 Fache Vergößerung, Spezialätzmittel	83
Abbildung 6-10 -Bereich von Interesse einer Gleeble Druckprobe (900°C)	84
ABBILDUNG 6-11 - MITTLERE KORNGRÖßE IN ABHÄNGIGKEIT DER TEMPERATUR DER GLEEBLE DRUCKPROBEN	85
Abbildung 6-12 - Gleeble Druckprobe ROI 900°C	85
ABBILDUNG 6-13 - GLEEBLE DRUCKPROBE ROI 200°C (LINKS) UND 300°C (RECHTS)	85
Abbildung 7-1 - Härtelinie entlang Schweißprobe Nr.9 [24]	87
Abbildung 7-2 - Bereich der Härtemessung der Druckproben	88
Abbildung 7-3 – Härtemessungen in Abhängigkeit der Temperatur der Gleeble Druckproben	89
ABBILDUNG 8-1 - VERGLEICH EXPERIMENTELLE FLIEßKURVE MIT EINER JMATPRO SIMULATION (800°C) UNTER VARIATION	I DER
Dehnraten	90
ABBILDUNG 8-2 - VERGLEICH EXPERIMENTELLE FLIEßKURVE MIT EINER JMATPRO SIMULATION (300°C) UNTER VARIATION	I DER
Dehnraten	91
Abbildung 8-3 – Messaufbau: Bestimmung des Temperaturverlaufs	92
ABBILDUNG 8-4 - ZUSAMMENHANG ZWISCHEN AXIALER VERKÜRZUNG UND TEMPERATUR [24]	92
Abbildung 8-5 – Vergleich reale Schweißprobe (Nr.9) mit Gleebleproben	93
Abbildung 8-6 - Vergleich wahre Druck – Fließkurven bei 800°C	95
ABBILDUNG 8-7 - DEHNRATENEMPFINDLICHKEIT BEI E=0,3 UND T= 800°C	96



13 Tabellenverzeichnis

TABELLE 2-1 - CHEMISCHE ZUSAMMENSETZUNG 30CrNiMo8 [2]	11
TABELLE 2-2 - PHYSIKALISCHE WERKSTOFFEIGENSCHAFTEN [2]	13
Tabelle 2-3 – Anlassstufen bei Stahl [4]	16
TABELLE 2-4 - ZUSAMMENHANG TECHNISCHER - WAHRER VARIABLEN [6]	23
TABELLE 2-5 - TECHNISCHE DATEN GLEEBLE 3800 [10]	38
TABELLE 2-6 - UNTERSCHIED DER WICHTIGSTEN HÄRTEVERFAHREN [16]	41
TABELLE 3-1 – PARAMETERÜBERSICHT	54
TABELLE 3-2 - DEFINITION DER TEMPERATURZYKLEN FÜR DIE ZUGVERSUCHE	56
TABELLE 3-3 - DEFINITION DER TEMPERATURZYKLEN FÜR DIE DRUCKVERSUCHE	57
TABELLE 3-4 - DEFINITION DER PROBENANZAHL	58
TABELLE 3-5 – VERSUCHSPLAN	61
TABELLE 4-1 - ZUGVERSUCH – PROZESSPARAMETER	65
TABELLE 5-1 - DRUCKVERSUCH – PROZESSPARAMETER	71
Tabelle 5-2 – Druckversuch (HydraWedge) – Prozessparameter	75
TABELLE 6-1 - ÜBERSICHT DER REALEN SCHWEIßPROBEN	78
Tabelle 6-2- Korngrößenbestimmung der realen Schweißproben	80
Tabelle 6-3 - Übersicht der durchschnittlichen Korngröße und Standardabweichung	80
TABELLE 6-4 - ÜBERSICHT DER GLEEBLE DRUCKPROBEN (ROI)	84
TABELLE 6-5 - KORNGRÖßENBESTIMMUNG DER GLEEBLEPROBEN	84
Tabelle 7-1 - Härtemessung der Schweißproben	86
TABELLE 7-2 - HÄRTEMESSUNG DER DRUCKPROBEN	87
TABELLE 8-1 - GEGENÜBERSTELLUNG SIMULATION ZUR SCHWEIßPROBE	93



14 Formelverzeichnis

FORMEL 2-1 - BESTIMMUNG DER MECHANISCHEN SPANNUNG	
FORMEL 2-2 - VERGLEICHSPANNUNG NACH MISES [4]	
FORMEL 2-3 - EFFEKTIVE, ÄQUIVALENTE SPANNUNG FÜR DEN ZUGVERSUCH NACH MISES [4]	
Formel 2-4 - Schmid'sches Schubspannungsgesetz [4]	
Formel 2-5 - Hook'sche Gesetz	21
Formel 2-6 - Verformungsgrad [6]	
Formel 2-7 - Zener-Hollomon Faktor [6]	
FORMEL 2-8 - BESTIMMUNG DER DEHNUNG IN X-RICHTUNG DURCH MESSUNG DER QUERDEHNUNG	
Formel 2-9 - Bestimmung der Vickershärte	
FORMEL 2-10 - VEREINFACHTE HALL - PETCH BEZIEHUNG	43
Formel 2-11 - Raleigh - Kriterium [18]	
Formel 3-1 - Querhauptgeschwindigkeit [11]	
Formel 3-2 - Umformkraft [4]	
FORMEL 3-3 - DEHNRATENEMPFINDLICHKEIT [6]	
Formel 3-4 - Streckgrenzenverhältnis	



Anhang ANHANG A - Versuchsreihen

Versuchsreihe 1 (Dehnungsgeschwindigkeit 0,1mm/s; Haltezeit 2,5s):

BASIC ZUG	Eir	nstellungen		Er	folg?	Datum	Zus	satzinformationen
Bez.:	Aufheizrate [°C/s]	max. Temperatur [°C]	Hublänge [mm]	ја	nein		QuickSim File Name	Notizen
1.1	200	1000	30		Х	17.1.14	1000_01.d1	TE gebrochen
1.2	200	1000	30	Х		17.1.14	1000_01.d2	30min Argon; 51/min
1.3	200	800	15		Х	17.1.14	800_01.d1	TE gebrochen
1.4	200	800	15	Х		17.1.14	800_01.d2	30min Argon; 5l/min
1.5	200	700	15	Х		20.1.14	700_01.d1	30min Argon; 51/min
1.6	100	900	15		Х	20.1.14	900_01.d1	TE gebrochen
1.7	200	900	15	Х		20.1.14	900_01.d2	30min Argon; 51/min
1.8	200	600	15	Х		20.1.14	600_01.d1	30min Argon; 51/min
1.9	200	600	15	Х		20.1.14	600_01.d2	30min Argon; 51/min
1.10	200	1000	15		Х	20.1.14	1000_01.d3	TE gebrochen
1.11	200	1000	15		Х	20.1.14	1000_01.d4	TE gebrochen / 30 min Argon
1.12	200	1000	15	Х		20.1.14	1000_01.d05	30min Argon; 5l/min
1.13	200	1100	15		Х	20.1.14	1100_01.d01	TE gebrochen
1.14	200	1100	15		Х	20.1.14	1100_01.d02	TE gebrochen
1.15	200	1100	15	Х		20.1.14	1100_01.d03	30min Argon; 5l/min
1.16	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	15		Х	20.1.14	1200_01.d01	TE gebrochen / 30 min Argon
1.17	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	15		Х	20.1.14	1200_01.d02	TE gebrochen / 30 min Argon
1.18	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	15		Х	21.1.14	1200_01.d03	TE gebrochen / 30 min Argon
1.19	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	15	х		21.1.14	1200_01.d04	30 min Argon; 5I/min /S-TE
1.20	200	400	15	Х		20.1.14	400_01.d01	
1.21	200	500	15	Х		20.1.14	500_01.d01	
1.22	200	300	15	х		6.2.14	300_01.d01	Veränderte Probengeometrie
1.23	200	200	15	Х		6.2.14	200_01.d01	Veränderte Probengeometrie
1.24	200 bis 1000°C 100 bis 3200°C	1300	15	х		6.2.14	1300_01.d01	30 min Argon; 5I/min /S-TE



BASIC ZUG	Einstellungen			Er	folg?	Datum	Zusat	zinformationen
Bez.:	Aufheizrate [°C/s]	max. Temperatur [°C]	Hublänge [mm]	ja	nein		QuickSim File Name	Notizen
2.1	200	900	15		Х	21.1.14	900_001.d01	TE gebrochen
2.2	200	900	15		Х	21.1.14	900_001.d02	TE gebrochen
2.3	200	900	15		Х	21.1.14	900_001.d03	TE gebrochen
2.4	200	900	9	Х		21.1.14	900_001.d04	
2.5	200	900	9	Х		21.1.14	900_001.d05	30min Argon; 51/min
2.6	200	800	9	Х		21.1.14	800_001.d01	30min Argon; 51/min
2.7	200	700	6	Х		21.1.14	700_001.d01	30min Argon; 51/min
2.8	200 bis 900°C 100 bis 1000°C	1000	6		х	21.1.14	1000_001.d01	Kein Bruch
2.9	200 bis 900°C 100 bis 1000°C	1000	9	х		21.1.14	1000_001.d02	30min Argon; 5l/min
2.10	200 bis 1000°C 100 bis 1100°C	1100	9		Х	21.1.14	1100_001.d01	TE gebrochen
2.11	200 bis 1000°C 100 bis 1100°C	1100	9	х		21.1.14	1100_001.d02	30min Argon; 5l/min
2.12	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	9	Х		21.1.14	1200_001.d01	30 min Argon; 5I/min /S-TE
2.13	200	600	9	Х		21.1.14	600_001.d01	
2.14	200 bis 1000°C 100 bis 1300°C	1300	9	Х		21.1.14	1300_001.d01	30 min Argon; 5I/min /S-TE
2.15	200	500	6		Х	24.1.14	500_001.d01	TE gebrochen
2.16	200	500	6	Х		24.1.14	500_001.d02	
2.17	200	400	9		Х	24.1.14	400_001.d01	TE gebrochen
2.18	200	400	9	Х		24.1.14	400_001.d02	
2.19	200	200	12	х		6.2.14	200_001.d01	Veränderte Probengeometrie
2.20	200	300	12	Х		6.2.14	300_001.d01	Veränderte Probengeometrie

Versuchsreihe 2 (Dehnungsgeschwindigkeit 0,01mm/s; Haltezeit 2,5s):

Versuchsreihe 3 (Dehnungsgeschwindigkeit 0,001mm/s; Haltezeit 2,5s):

BASIC ZUG	Eir	Er	Erfolg? Datum Zusatzinformation			zinformationen		
Bez.:	Aufheizrate [°C/s]	max. Temperatur [°C]	Hublänge [mm]	ја	nein		QuickSim File Name	Notizen
3.1	200	800	9	Х		23.1.14	800_0001.d01	30min Argon; 51/min
3.2	200 bis 1000°C 100 bis 1100°C	1100	9		Х	23.1.14	1100_0001.d01	TE gebrochen
3.3	200	700	9	Х		23.1.14	700_0001.d01	30min Argon; 51/min
3.4	200 bis 1000°C 100 bis 1100°C	1100	9	Х		23.1.14	1100_0001.d02	30 min Argon; 5I/min /S-TE
3.5	200 bis 1000°C 100 bis 1200°C	1200	9	х		23.1.14	1200_0001.d01	30 min Argon; 5I/min /S-TE
3.6	200	600	15	Х		23.1.14	600_0001.d01	
3.7	200	500	15	Х		23.1.14	500_0001.d01	
3.8	200	400	15	Х		23.1.14	400_0001.d01	
3.9	200 bis 1000°C 100 bis 1300°C	1300	9	х		23.1.14	1300_0001.d01	30 min Argon; 5I/min /S-TE
3.10	200	900	9	Х		23.1.14	900_0001.d01	30min Argon; 51/min
3.11	200	1000	9	Х		23.1.14	1000_0001.d01	30min Argon; 51/min
3.12	200	200	12	Х		6.2.14	200_0001.d01	Veränderte Probengeometrie
3.13	200	300	12	х		6.2.14	300_0001.d01	Veränderte Probengeometrie



BASIC DRUCK	Einstell	ungen	Er	folg?	Datum	Zusatzinformationen	
Bez.:	max. Temperatur [°C]	Verfahrweg (I*) [mm]	ja	nein		QuickSim File Name	Notizen
4.1	500	-5		Х	29.1.14	P500_001.d01	Programmeinstellung fehlerhaft
4.2	500	-5		Х	29.1.14	P500_001.d01	Programmeinstellung fehlerhaft
4.3	500	-10		Х	29.1.14	P500_001.d01	Programmeinstellung fehlerhaft
4.4	500			Х	29.1.14	P500_001.d01	Programmeinstellung fehlerhaft
4.5	500	-6		Х	29.1.14	P500_001.d01	Programmeinstellung fehlerhaft
4.6	500	-6	Х		3.2.14	P500_001.d01	
4.7	400	-6	Х		3.2.14	P400_001.d01	
4.8	300	-6		Х	3.2.14	P300_001.d01	TE gebrochen
4.9	300	-6	Х		3.2.14	P300_001.d01	
4.10	900	-6	Х		3.2.14	P900_001.d01	30min Argon; 51/min
4.11	200	-6	Х		3.2.14	P200_001.d01	
4.12	600	-6		Х	3.2.14	P600_001.d01	TE gebrochen
4.13	700	-6	Х		3.2.14	P700_001.d01	30min Argon; 51/min
4.14	800	-6	Х		3.2.14	P800_001.d01	30min Argon; 51/min
4.15	600	-6	Х		3.2.14	P600_001.d01	Zusatzversuch
4.16	600	-6	Х		5.2.14	P600_001.d01	Zusatzversuch
4.17	200	-6	Х		5.2.14	P200_001.d01	Zusatzversuch

Versuchsreihe 4 (Dehnungsgeschwindigkeit 0,01mm/s; Aufheizrate 200°C/s; Haltezeit 2,5s):

Versuchsreihe 5 (Dehnungsgeschwindigkeit 8,75mm/s; Aufheizrate 200°C/s; Haltezeit 2,5s):

BASIC DRUCK	Einstell	ungen	Er	folg?	Datum	Zusatzinformationen	
Bez.:	max. Temperatur [°C]	Verfahrweg (I*) [mm]	ja	nein		QuickSim File Name	Notizen
5.1	600	-6		Х	5.2.14	P600_875.d01	Starker Versatz
5.2	800	-6		Х	5.2.14	P800_875.d01	Beschädigung des Backens

Versuchsreihe 6 (Aufheizrate 5°C/s; Haltezeit 2,5s; Verfahrweg 5mm):

Hydra Wedge	Eins	stellungen	Er	folg?	Datum	Zusatzi	nformationen
Bez.:	Dehnrate [s ⁻¹]	max. Temperatur [°C]	ja	nein		QuickSim File Name	Notizen
6.1	7,75	500		Х	26.2.14	HW500_001.d01	Stempel gebrochen
6.2	8,75	600		Х	26.2.14	HW600_001.d01	Stempel gebrochen
6.3	8,75	700		Х	26.2.14	HW700_875.d01	Stempel gebrochen
6.4	8,75	800	Х		26.2.14	HW800_875.d01	
6.5	0,001	800	Х		26.2.14	HW800_0001.d01	
6.6	0,01	800	Х		26.2.14	HW800_001.d01	



ANHANG B - Vergleich der Gleeble Simulation mit JMatPro Daten



Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 200°C

Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 300°C




Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 400°C



Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 500°C







Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 600°C

Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 700°C







Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 800°C

Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 900°C







Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 1000°C

Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 1100°C







Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 1200°C

Vergleich JMatPro mit Gleebleversuchsdaten - 1300°C





Anhang C - Korngrößenbestimmung realer Schweißproben

Korngrößenverlauf Schweißprobe Nr. 9





Korngrößenverlauf Schweißprobe Nr. 16



Korngrößenverlauf Schweißprobe Nr. 18



Korngrößenverlauf Schweißprobe Nr. 20





Korngrößenverlauf Schweißprobe Nr. 24





Anhang D - Materialkennwerte

Kennwerte des Grundwerkstoffs

	Härte [HV5]	durchschn. Korngröße [µm]
Grundwerkstoff (Simulation)	440	46,6
Grundwerkstoff (Schweißprobe Nr.9)	439	47,8

Kennwerte aus Warmzugversuchen

Versuchsreihe 1 - $\epsilon^*=0,015$ [1/s]

T [°C]	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	Rp0,2/Rm [/]	ε _{gl} [/]	Z [/]
200	1498	1269	0,38	0,01	0,03
300	1339	1253	0,94	0,11	0,11
400	1159	951	0,40	0,1	0,11
500	959	943	0,98	0,07	0,163
600	740	691	0,93	0,075	0,244
700	329	309	0,94	0,048	0,097
800	154	75,6	0,49	0,12	0,195
900	88	75	0,85	0,24	0,41
1000	65,4	48,8	0,75	0,21	0,38
1100	40	21,1	0,53	0,135	0,23
1200	28,1	21,8	0,78	0,1	0,19
1300	22,1	17,9	0,81	0,18	0,324

Versuchsreihe 2 - $\epsilon^*=0,0015$ [1/s]

T [°C]	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	Rp0,2/Rm [/]	Egl [/]	Z [/]
200	1423	747	0,40	0,045	0,091
300	1384	657	0,32	0,054	0,1
400	1147	662	0,57	0,092	0,172
500	925	266	0,28	0,07	0,137
600	631	205	0,32	0,1	0,19
700	234	66,1	0,28	0,12	0,338
800	134	33,7	0,25	0,032	0,055
900	65,9	19,8	0,30	0,18	0,316
1000	41,9	31,1	0,74	0,15	0,28
1100	26,5	18,8	0,71	0,12	0,23
1200	21,1	12,6	0,60	0,118	0,225
1300	12,9	9,4	0,73	0,08	0,16



Versuchsreihe 3 - ε*=0,00015 [1/s]

T [°C]	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	Rp0,2/Rm [/]	ε _{gl} [%]	z [/]
200	1413	1014	0,71	0,029	0,053
300	1406	524	0,37	0,12	0,228
400	1146	600	0,52	0,07	0,154
500	911	250	0,27	0,1	0,144
600	464	202	0,43	0,29	0,49
700	113	43,5	0,39	0,21	0,37
800	86,7	29,7	0,34	0,22	0,384
900	36,8	22,6	0,61	0,09	0,172
1000	38,6	23,7	0,61	0,31	0,62
1100	14,8	5,3	0,35	0,12	0,23
1200	12,1	8,8	0,73	0,18	0,34
1300	7,4	1,8	0,24	0,17	0,32

Kennwerte aus Warmdruckversuchen

Versuchsreihe 4 - ε*=0,015 [1/s]

Т	Rm	Rp0,2	εq
[°C]	[MPa]	[MPa]	[%]
200	1545	1386	102
300	1598	1321	102
400	1250	1180	120
500	701	623	132
600	689	602	140
700	237	207	158
800	195	118	170
900	78,8	59	175

Versuchsreihe 6 - ε*=0,015 [1/s]

Dehnrate [s ⁻¹]	Rm [MPa]	Rp0,2 [MPa]	ε _q [%]
0,001	187	119	132
0,01	201,4	138	130
8,75	297,33	182	125