

**Montanuniversität Leoben**

**Untersuchung des Einflusses von Walzparametern eines  
Duo Walzgerüsts auf die mechanischen Eigenschaften  
ausgewählter Stahlqualitäten**



Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit Böhler Bleche GmbH & Co KG durchgeführt.

**Leoben, September 2015**

### **EIDESSTÄTLICHE ERKLÄRUNG**

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

### **AFFIDAVIT**

I declare in lieu of oath, that I wrote this thesis and performed the associated research myself, using only literature cited in this volume.

---

Datum

---

Unterschrift

## Danksagung

Zu Beginn möchte ich mich bei der Firma Böhler Bleche, vor allem beim Geschäftsführer Herrn Dipl.-Ing. Wolfgang Pototschnig und dem Leiter für Personalmanagement und -entwicklung Herrn Ing. Martin Friesenbichler bedanken, dass sie mir vor einigen Jahren die Möglichkeit gegeben haben, als Werksstudent im Betrieb arbeiten zu dürfen. Aus dieser Zusammenarbeit hat sich auch meine Diplomarbeit ergeben.

Weiters möchte ich mich beim Vorstand des Lehrstuhls für Umformtechnik, Herrn Univ.Prof. Dipl.-Ing Dr. mont. Bruno Buchmayr für die gute und fachlich kompetente Betreuung, sowie der Förderung, selbstständig Dinge zu erarbeiten, bedanken.

Bei meinem Betreuer seitens Böhler Bleche, Herrn Dipl.-Ing. Harald Lehofer möchte ich mich ebenfalls für die kompetente und harmonische Zusammenarbeit bedanken. Die ruhige und gewissenhafte Art, Dinge anzugehen haben mir gezeigt, Vorhaben besser und genauer zu planen.

Weiters bedanken möchte ich mich bei meinen Kollegen im Geschäftsfeld Luftfahrt und hier vor allem bei der Leiterin Frau Dipl.-Ing Dr. Claudia Kerschenbauer für die fachliche, mentale Unterstützung und der ständig positiven Einstellung in schwierigeren Momenten.

Herzlichen Dank auch an Herrn Christian Stöckl für die sehr nette und rasche Durchführung der Versuche am Umformsimulator.

Mein Dank gilt auch der gesamten Walzmannschaft am Duo-Walzgerüst und hier vor allem dem Betriebsleiter Herrn Dipl.-Ing Andreas Zink für die Einplanung und Durchführung der Walzversuche.

Bedanken möchte ich mich auch beim gesamten Team der Metallografie, sowie bei Frau Christine Staberhofer und Herrn Manfred Schweighofer für die Unterstützung bei der Einplanung, Anfertigung und Auswertung der Erprobungen.

Zu guter Letzt möchte ich mich noch bei denen bedanken, ohne die mein Studium erst gar nicht zustande gekommen wäre, nämlich bei meinen Eltern und meiner Freundin Michaela. Danke für das Verständnis und den ständigen Rückhalt und danke Michaela für deine stets positive Art und Motivation.

## Zusammenfassung

Im Interesse einer ständigen Verbesserung ihrer Produkte und einer gleichzeitigen Erhöhung der Durchsatzmenge hat die Böhler Bleche GmbH und Co KG 2013 ihr bestehendes Duo-Walzgerüst modifiziert. Auf Grund der damit verbundenen neuen Walztechnologie müssen stabile Umformparameter gefunden werden, um des Weiteren eine Prozesssicherheit gewährleisten zu können. Daher werden für zwei ausgewählte Werkstoffe einerseits interne Versuche am Walzgerüst durchgeführt, andererseits versucht man an einem servohydraulischen Umformsimulator stabile Umformparameter zu finden und diese dann in die Standardfertigung zu integrieren. Bei den beiden Werkstoffen handelt es sich um einen Vergütungsstahl und einen Super-Duplex-Stahl. Auf Grund der unterschiedlichen chemischen Zusammensetzung und Gefügeausbildung, zeigen beide Werkstoffe ein völlig unterschiedliches Umformverhalten.

Nach Analyse und Auswertung einiger Bleche und weiters mittels Literaturrecherchen und sogenannten „Processing Maps“ wurde versucht, stabile Umformparameter am Umformsimulator zu finden. Stabile Bereiche zeichnen sich durch das Auftreten von Entfestigungsvorgängen, wie Erholung und Rekristallisation aus. Es hat sich herausgestellt, dass höhere Temperaturen und geringere Umformgeschwindigkeiten ( $\dot{\varphi}$ ) für beide Werkstoffe stabile Umformbedingungen ergeben. Weiters hat sich gezeigt, die Austenitisierungstemperatur beim Vergütungsstahl auf über 880 °C zu erhöhen, um eine Umformung im Einphasengebiet zu ermöglichen. Zudem wurden gute Erkenntnisse in Bezug auf die ständig auftretende Entkohlung erreicht, die auf Grund der hohen Versetzungsdichte im Randbereich zurückzuführen ist. Für den Super-Duplex-Stahl wären grundsätzlich Umformtemperaturen ( $T_U$ ) von größer 900 °C zu bevorzugen. Dabei kommt es im Werkstoff zu dynamischer Erholung (DRV), die auf Grund zeitabhängiger Vorgänge bevorzugt bei niedriger Umformgeschwindigkeit auftritt und zu dynamischer Rekristallisation (DRX), die auf Grund der höheren Versetzungsdichte bevorzugt bei höheren Umformgeschwindigkeiten zu finden ist. Dennoch ist man am Walzgerüst an gewisse Parameter gebunden. Daher kann man nur versuchen, in Richtung dieser stabilen Bereiche zu kommen. Solche Parameter wurden dann anhand weiterer Walzversuche am realen Fertigungsprozess getestet. Für beide Werkstoffe konnten gute Walzparameter und damit ein positiver Einfluss auf die Gefügeausbildung gefunden werden.

## Abstract

In the interest of a constant improvement of their products and a concurrent rise of the throughput the Böhler Bleche GmbH and Co. KG has modified their existing rolling mill in 2013. Due to the new rolling technology stable rolling parameters shall be found to guarantee a constant process security. Hence, internal trials on the rolling mill and additional tests on a servohydraulic forming simulator were carried out for two chosen materials to find stable deformation parameters to integrate these then into the standard manufacturing route. The materials are a heat treatable steel and a Super-Duplex-Steel. Because of the different chemical composition and structure education, both materials show an absolutely different formability.

After the analysis and evaluation of some sheets and additional literature review and so-called "Processing Maps", it was tried to find stable deformation parameters at the forming simulator. Stable areas are characterized by the appearance of softening processes, like recovery and recrystallization. It has turned out that higher temperatures and lower strain rates ( $\dot{\varphi}$ ) provide stable deformation conditions for both materials. Furthermore, the austenitising temperature should be raised to more than 880 °C for the heat treatable steel to allow a deformation in the single phase area. Besides, good knowledge was reached concerning the constantly appearing decarburization in the edge area because of the high dislocation density. Higher deformation temperatures of above 900 °C would be preferred basically for the Super-Duplex-Steel. Thereby, on the one hand, dynamic recovery (DRV) appears at preferentially lower strain rate because of time dependent processes, and, on the other hand, dynamic recrystallization (DRX) which is to be found because of the higher dislocation density preferentially at higher strain rate. However some of the parameters at the rolling mill cannot be changed. Hence, in practice it is only possible to converge to the optimal parameters. Subsequently, such parameters were tested in additional rolling trials in the real manufacturing process. For both materials proper rolling parameters could be found, which lead to a positive influence on the microstructure.

# Inhaltsverzeichnis

<b>1</b>	<b>Einleitung</b> .....	<b>1</b>
<b>2</b>	<b>Aufgabenstellung</b> .....	<b>1</b>
<b>3</b>	<b>Umformtechnische Grundlagen und Beschreibung des Duo-Walzgerüsts</b> .....	<b>2</b>
3.1	Grundlagen der Formänderung.....	2
3.1.1	Umformgrad (logarithmische Formänderung) .....	3
3.1.2	Umformgeschwindigkeit.....	4
3.1.3	Umformtemperatur.....	5
3.1.4	Einfluss der Stapelfehlerenergie.....	6
3.1.5	Zener-Hollomon-Parameter .....	7
3.1.6	Näherungsweise Berechnung der Abkühlrate beim Walzprozess .....	7
3.1.7	Das Duo- Walzgerüst .....	9
<b>4</b>	<b>Verformungsmechanismen und Gefügeänderung bei Warm- und Halbwarmumformung.</b>	<b>11</b>
4.1	Einfluss des Werkstoffes.....	11
4.2	Entfestigungsvorgänge während der Warmumformung .....	12
4.2.1	Erholung.....	13
4.2.2	Rekristallisation.....	14
4.2.3	Metadynamische Rekristallisation (MDRX) .....	18
4.2.4	Korngrößenentwicklung während und nach der Umformung.....	19
4.2.5	Deformation Mechanism Maps.....	22
4.2.6	Processing Maps .....	26
<b>5</b>	<b>Ausgewählte Stahlqualitäten</b> .....	<b>29</b>

5.1	Super-Duplex-Stahl (Böhler A911SA, X2CrNiMoCuWN25-7-4) .....	29
5.1.1	Normbezeichnung .....	29
5.1.2	Chemische Zusammensetzung .....	29
5.1.3	Mechanische Eigenschaften: [20].....	29
5.1.4	Erkenntnisse zu Gefügeentwicklung und Umformeigenschaften aus der Literatur ..	30
5.2	Vergütungsstahl (Böhler V354MG, DIN 14CrMoV6-9) .....	34
5.2.1	Normbezeichnung .....	35
5.2.2	Chemische Zusammensetzung .....	35
5.2.3	Mechanische Eigenschaften: .....	35
5.2.4	Erkenntnisse zu Gefügeentwicklung und Umformeigenschaften aus der Literatur ..	35
<b>6</b>	<b>Experimentelle Laboruntersuchungen .....</b>	<b>40</b>
6.1	Stauchversuche am servohydraulischen Umformsimulator .....	40
6.1.1	Beurteilung der Fließkurven des Super-Duplex-Stahls.....	41
6.1.2	Beurteilung der Fließkurven des Vergütungsstahls (14CrMoV6-9).....	44
6.1.3	Gefügebrauchung des Super-Duplex-Stahls .....	47
6.1.4	Gefügebrauchung des Vergütungsstahls.....	50
<b>7</b>	<b>Erprobung und Auswertung der Walzversuche .....</b>	<b>54</b>
7.1	Stichplan und Gefügebrauchung des Super-Duplex-Stahls nach Standardfertigung .....	54
7.2	Stichplan und Gefügebrauchung des Super-Duplex-Stahls gewalzt mit modifizierten Parametern .....	57
7.3	Stichplan und Gefügebrauchung des Vergütungsstahls nach Standardfertigung .....	58
7.4	Stichplan und Gefügebrauchung des Vergütungsstahls hergestellt mit den modifizierten Parametern .....	62

<b>8 Diskussion .....</b>	<b>66</b>
8.1 Diskussion über die Ergebnisse des Vergütungsstahls .....	66
8.2 Diskussion über die Ergebnisse des Super-Duplex-Stahls .....	68
<b>9 Ausblick zur betrieblichen Umsetzung der Erkenntnisse .....</b>	<b>70</b>
<b>Literaturverzeichnis .....</b>	<b>71</b>
<b>Abbildungsverzeichnis .....</b>	<b>75</b>
<b>Tabellenverzeichnis .....</b>	<b>80</b>



# 1 Einleitung

Die Böhler Bleche GmbH und Co KG ist seit Jahrzehnten führend in der Herstellung kreuzgewalzter Edelstahlbleche und von Blechzuschnitten. Der Betrieb ist in zwei Standorte aufgeteilt. In Hönigsberg befindet sich das Walzwerk, wo die gesamte Warmumformung erfolgt. Dafür stehen drei Walzgerüste zur Verfügung. Ein Trio- und ein zwei Duo-Walzgerüste, auf denen die Bleche vor- und fertiggewalzt werden. Der zweite Standort ist in Mürzzuschlag, wo neben der Wärmebehandlung die gesamte Endfertigung erfolgt.

2013 ist ein bestehendes Duo-Walzgerüst erneuert worden. Die neue Anlage kann im Reversierbetrieb gefahren werden, was zugleich eine Änderung der Walztechnologie gegenüber früher bedeutet. Der Walzprozess ist ein wichtiger Teil bei der Herstellung von Blechen, da er neben der Wärmebehandlung Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften hat. Besonders wichtig ist es, eine gute Abstimmung zwischen dem Walzprozess und der Wärmebehandlung zu finden. Daher ist im ersten Schritt wichtig, dass Umformverhalten der Werkstoffe und die Auswirkungen der Umformparameter auf die Gefügeentwicklung zu verstehen.

Bei den beiden ausgewählten Werkstoffen handelt es sich um einen Vergütungsstahl und einen Super-Duplex-Stahl. Zwei Werkstoffe die völlig verschiedene Gefüge aufweisen und sich daher auch gänzlich im Umformverhalten unterscheiden. Beide werden für kritische Bauteile im Bereich der Luftfahrt oder etwa der Erdöl- und Erdgasindustrie eingesetzt. Daher sind die Anforderungen in Bezug auf das Gefüge und den mechanischen Eigenschaften besonders hoch. Vor allem bei dünnen Blechdicken wird das Walzen, auf Grund der hohen Abkühlrate und den sich dadurch ändernden Umformeigenschaften, zu einer Herausforderung.

## 2 Aufgabenstellung

Ziel dieser Arbeit ist ein besseres Verständnis der Werkstoffe in Bezug auf ihr Umformverhalten zu gewinnen, was im Weiteren zu einer Prozessoptimierung und zur Erhöhung der Fertigungssicherheit führen soll. Da Versuche aus der laufenden Fertigung dafür zu aufwendig und kostspielig sind, werden Stauchversuche im Labor durchgeführt. Dabei soll die Gefügeentwicklung bei unterschiedlichen Umformparametern analysiert werden. Zudem werden Fließkurven aufgezeichnet, um Ver- und Entfestigungsvorgänge zu untersuchen und um die Walzkräfte abschätzen zu können. Als wichtigster Parameter wird hier die Temperatur

betrachtet, da die Variation von Umformgrad und -geschwindigkeit am Walzgerüst nur geringfügig möglich ist. Die Umformgeschwindigkeit beim Walzen ist relativ hoch. Sie hängt eng mit dem Umformgrad zusammen und kann daher auf Grund der Wirtschaftlichkeit und Drehmomentüberlastung nicht zu niedrig und nicht zu hoch gewählt werden. Ein Augenmerk wird auch auf die Umformung bei tieferen Temperaturen gelegt. Der Grund ist die hohe Abkühlrate, vor allem bei dünnen Blechen und die damit verbundene Änderung der Umformkinetik.

Das neue Duo verfügt zudem über ein Datenaufzeichnungssystem, mit dem alle wichtigen Umformparameter ermittelt werden können. Mit diesen Werten sollen verschiedene Walzprozesse am Umformsimulator nachgestellt werden, um die Gefügeentwicklung im Zusammenhang mit den Walzparametern zu verstehen. Als Hilfe dafür gibt es sogenannte „Processing Maps“. Sie zeigen in Abhängigkeit von Dehnrate und Temperatur die Bereiche der stabilen und instabilen Umformung an. Weiters findet man in der Literatur sogenannte „Deformation Mechanism Maps“ (Verformungsmechanismuskarten), aus denen man ebenfalls wichtige Informationen bezüglich Umform- und Kriechprozesse erfahren kann. Generelles Ziel ist es, eine erhöhte Prozesssicherheit durch ein verbessertes Werkstoffverständnis zu erlangen.

Mit den aufgezeichneten Daten der Anlage mittels Literaturrecherchen und Laborversuchen sollen einerseits Erkenntnisse über kritische Walzparameter und andererseits die Auswirkung der Walzparameter auf die Eigenschaften des Werkstoffes gewonnen werden.

## **3 Umformtechnische Grundlagen und Beschreibung des Duo-Walzgerüsts**

### **3.1 Grundlagen der Formänderung**

Eine wichtige Kenngröße in der Umformtechnik ist die Fließspannung oder auch Formänderungsfestigkeit ( $k_f$ ). Sie ist jene Spannung, die zur Einleitung beziehungsweise Aufrechterhaltung einer bleibenden Formänderung im einachsigen Spannungszustand notwendig ist. Das Fließverhalten metallischer Werkstoffe ist von mehreren Faktoren abhängig [1].

$$k_f = f(\varphi, \dot{\varphi}, T, \text{Werkstoff})$$

$\varphi$	Umformgrad (logarithmische Formänderung)
$\dot{\varphi}$	Umformgeschwindigkeit
$T$	Temperatur

Allgemein setzt sich  $k_f$  aus einen thermischen und einen athermischen Anteil zusammen. Ersterer ist thermisch aktivierbar wie zB Peierls-Spannung, Schneidspannung und Quergleitspannung. Zweiterer ist nicht thermisch aktiviert. Er ist bestimmt durch innere Spannungen auf Grund von Spannungsfeldern von Versetzungen [1].

In der Literatur findet man viele verschiedene Ansätze zur Bestimmung der Fließspannung. Eine der ersten Formulierungen erfolgte im Jahre 1909 durch LUDWIK:

$$k_f = C * \varphi^n \quad (1)$$

Sie gilt als gute Näherung für die meisten metallischen Werkstoffe bei Raumtemperatur. Das  $n$  steht für den Verfestigungsexponenten. Er gibt an, wie stark sich ein Werkstoff in Abhängigkeit von der Formänderung verfestigt. Für Stahlwerkstoffe gilt typischerweise ein Bereich zwischen 0,2 und 0,25 [1].  $C$  ist eine Werkstoffkonstante, die sich wie  $n$  mit Hilfe einer doppeltlogarithmischen Darstellung ermitteln lässt, in der die Funktion einer Geraden entspricht [2].

### 3.1.1 Umformgrad (logarithmische Formänderung)

Der Umformgrad ( $\varphi$ ) wird als Änderung eines Körpermaßes auf das augenblickliche Maß bezeichnet. Für die Dickenänderung eines Körper gilt dann:

$$\varphi = \ln \frac{h_1}{h_0} \quad (2)$$

$h_1$	Dicke nach der Umformung
$h_0$	Dicke vor der Umformung

Laut Definition ist der Zahlenwert der logarithmischen Formänderung positiv bei einer Zunahme und negativ bei einer Abnahme der Abmessung. Da es sich beim Walzen um eine Druckbeanspruchung handelt und somit um eine Dickenabnahme, ist  $\varphi$  ein negativer Wert. Ein Gesamtumformprozess kann oftmals nur in mehreren Schritten durchgeführt werden. Beim

Walzen spricht man hier von einzelnen Stichen. Der Gesamtumformgrad  $\varphi_{ges}$  ist unabhängig von der Anzahl der Umformschritte. Er ergibt sich somit aus: [1] [3]

$$\varphi_{ges} = \sum_{i=1}^n \varphi_i \quad (3)$$

### 3.1.2 Umformgeschwindigkeit

Die Umformgeschwindigkeit ( $\dot{\varphi}$ ) ist die zeitliche Ableitung des Umformgrads und ist folglich definiert als:

$$\dot{\varphi} = \frac{d\varphi}{dt} \quad (4)$$

Mit der Definition für den Umformgrad und der Bedingung, dass dieser beispielsweise beim Druckversuch eine Funktion der Höhe  $h$  und  $h$  wiederum eine Funktion der Zeit  $t$  ist, haben sich verschiedene Ansätze für die Bestimmung der mittleren Umformgeschwindigkeit entwickelt [3]. Bei kleineren Umformgraden, wie es beim Walzen üblich ist, gilt der Ansatz von Dahl und Hoff [4] als gute Basis:

$$\dot{\varphi}_m = \frac{v_u}{l_d} \ln \frac{h_0}{h_1} \quad (5)$$

$\dot{\varphi}_m$  mittlere Umformgeschwindigkeit  
 $v_u$  Umfangsgeschwindigkeit der Walzen  
 $l_d$  gedrückte Länge

Die gedrückte Länge wird mit den geometrischen Verhältnissen, wie in Abbildung 1 gezeigt, berechnet [4].

$$l_d^2 = \frac{\Delta h}{2} * \left(2R - \frac{\Delta h}{2}\right) \quad (6)$$

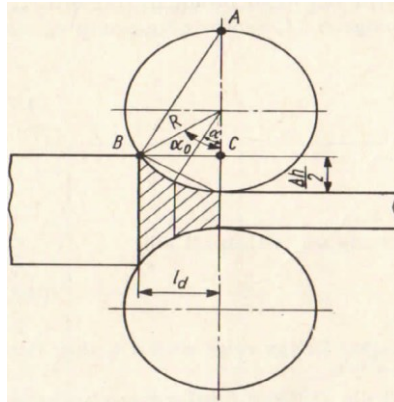


Abbildung 1: Geometrische Verhältnisse zur Bestimmung der gedrückten Länge [4]

### 3.1.3 Umformtemperatur

Ab einer Temperatur von  $T = 0,4 * T_m$  ( $T_m =$  Schmelztemperatur) spricht man von einer Warmumformung. Alle metallischen Werkstoffe zeigen bei steigender Temperatur eine Abnahme der Fließspannung bei konstanter Umformgeschwindigkeit. Das liegt an der höheren Beweglichkeit der Atome sowie der Verbesserung der Diffusionsbedingungen. Bei Stahl gibt es jedoch zwei Temperaturbereiche, bei denen es zu einer Erhöhung der Fließspannung bei steigender Temperatur kommt. Zwischen 200 °C und 300 °C wird die Versetzungsbewegung auf Grund einer thermisch aktivierten Diffusion von Zwischengitteratomen gestört. Diese Atome halten die Versetzungen fest (Cottrell-Verankerungen) und es kommt zu einer Werkstoffversprödung. Im Bereich zwischen 800 °C und 900 °C sind im Werkstoff sowohl krz-, als auch kfz-Phasen vorhanden. Auf Grund der unterschiedlichen Eigenschaften der beiden Phasen und den daraus resultierenden Gitterverzerrungen, kommt es auch in diesem Bereich zu einer Versprödung des Werkstoffes [1] [3].

Abbildung 2 zeigt verschiedene Fließkurven für den Werkstoff 16MnCr5. Sie zeigen den Verlauf der Fließspannung in Abhängigkeit des Umformgrades und der Temperatur bei mittlerer Umformgeschwindigkeit. Die Form und die Steigung der Kurven geben Aufschluss über Ver- oder Entfestigungsvorgänge im Werkstoff. Bei Umformtemperaturen von 20 °C bis 400 °C zeigen die Kurven auf Grund von Kaltverfestigung einen stetigen Anstieg der Fließspannung. Ab ca. 500 °C kommt es zu Entfestigungsvorgängen, beziehungsweise zu Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen im Werkstoff. Rekristallisationsvorgänge zeigen sich, wenn die Fließspannung nach Erreichen eines Spannungspeaks wieder abnimmt. Das kann ab einer

Temperatur von 500 °C beobachtet werden. Stellt sich nach einem Verfestigungsbereich eine konstante Fließspannung ein, so kommt es zu Erholungsvorgängen im Werkstoff, wie man es bei einer Umformtemperatur von 800 °C sehen kann. Daran erkennt man, dass bei der Rekristallisation die Fließspannung stärker abnimmt als bei der Erholung. In Abbildung 3 sieht man zum Vergleich eine Fließkurve desselben Werkstoffes, bei hoher Umformgeschwindigkeit. Daraus lässt sich erkennen, dass  $k_f$  bei höheren  $\dot{\varphi}$  größer ist als bei kleineren [1] [3].

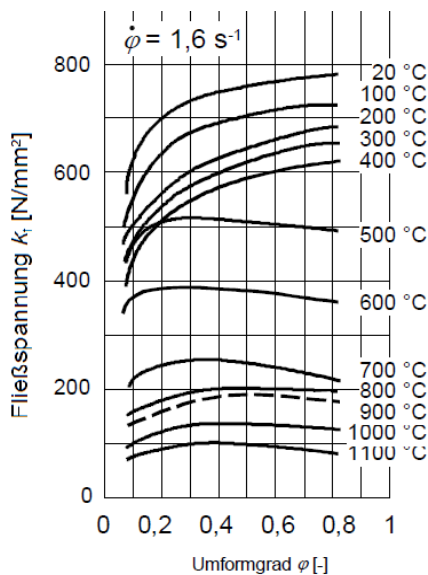


Abbildung 2: Fließkurve bei niedriger Umformgeschwindigkeit [3]

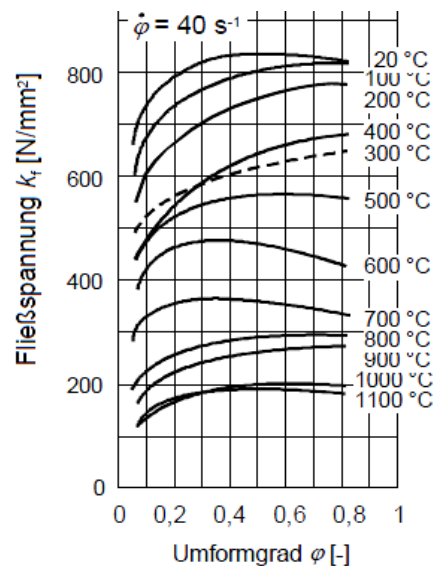


Abbildung 3: Einfluss der Temperatur auf die Fließspannung bei hoher Umformgeschwindigkeit [3]

### 3.1.4 Einfluss der Stapelfehlerenergie

Vergleicht man  $k_f$  von Metalle mit gleichen  $\sigma/E$ -Werten und gleichen Diffusionskoeffizienten  $D$  anhand ihrer Kriechfestigkeit, so werden deutliche Unterschiede sichtbar. Der Grund dafür ist die Stapelfehlerenergie  $\gamma_{SF}$ . Aluminium (Al) zeigt mit ca.  $200 \text{ mJ}/\text{m}^2$  unter normierten Bedingungen hohe Kriechraten, während vergleichsweise Cu, mit ca.  $60 \text{ mJ}/\text{m}^2$ , deutlich darunter liegt. Der Unterschied ist auf die Aufspaltungsweite der Versetzungen zurückzuführen. Werkstoffe mit geringer  $\gamma_{SF}$  haben weit aufgespaltene Versetzungen. Daher werden diese bei ihrer Kletterbewegung behindert, weil sich Teilversetzungen zuerst wieder vereinigen (einschnüren) müssen. Das Warten auf thermische Aktivierung zum Einschnüren des Stapelfehlers führt bei konstanter Spannung zum Absinken der Kriechrate. Aus diesem Grund

werden in Cu höhere Spannungen zum Einschnüren aufgespalteter Versetzungen benötigt, damit diese quergleiten können. Al hat daher auch eine geringere Festigkeit als Cu [5] [6].

Die  $\gamma_{SF}$  ist auch verantwortlich dafür, welche Entfestigungsvorgänge im Werkstoff auftreten. Werkstoffe mit hoher  $\gamma_{SF}$  neigen auf Grund der hohen Versetzungsbewegung zu Erholungsvorgängen, jene mit niedriger  $\gamma_{SF}$  fast ausschließlich zu Rekristallisationsvorgängen. Letztere führen zu einer stärkeren Abnahme der Versetzungsdichte und dadurch auch zu einer Abnahme der Fließspannung während der Verformung [7].

### 3.1.5 Zener-Hollomon-Parameter

Die Abhängigkeit der Fließspannung von der Umformgeschwindigkeit und der Temperatur, kann durch den Zener-Hollomon-Parameter beschrieben werden [1].

$$Z = \dot{\varphi} * e^{\left(\frac{Q}{R*T}\right)} \quad (7)$$

$\dot{\varphi}$	Umformgeschwindigkeit
$Q$	Aktivierungsenergie
$R$	Gaskonstante (8,31 J/K mol)
$T$	Temperatur

Je höher  $Z$ , desto feinkörniger ist das Gefüge. Das heißt, schnelle Umformung und niedrige Temperaturen fördern die Feinkörnigkeit. Jedoch steigt mit  $Z$  auch die Fließspannung ( $k_f$ ), wodurch die benötigte Umformkraft ansteigt [1].

### 3.1.6 Näherungsweise Berechnung der Abkühlrate beim Walzprozess

Der Temperaturverlauf beim Warmwalzen wird durch folgende Faktoren beeinflusst:

- Anwärmtemperatur des Werkstoffes
- Berührungszeit des Werkstückes mit den Walzen
- Walzenkühlung
- Berührungszeit Walzen-Werkstück
- Dauer der Walzpausen (Zeit zum Gerüst, Zeit während den Stichen)

Als erstes wird die Temperaturerhöhung auf Grund der Umformwärme berechnet. Eine Möglichkeit dazu wurde von Siebel entwickelt [4].

$$\Delta\vartheta = \frac{k_{fm} * |\varphi|}{\rho * c_p} \quad (8)$$

- $\Delta\vartheta$  Temperaturerhöhung in °C  
 $k_{fm}$  mittlere Fließspannung in Pa  
 $\rho$  Dichte kg/m<sup>3</sup>  
 $c_p$  Spez. Wärmekapazität in J/kg K

Der Temperaturverlust auf Grund der Walzenkühlung hat den größten Einfluss und ergibt sich aus [4] mit:

$$\Delta\vartheta = \frac{2 * A_d * (\vartheta - \vartheta_w) * t_b \alpha_b}{m * c_p} \quad (9)$$

- $\Delta\vartheta$  Temperaturerhöhung in °C  
 $A_d$  gedrückte Fläche  
 $\vartheta$  Temperatur Walzgut in °C  
 $\vartheta_w$  Temperatur Walze in °C  
 $t_b$  Kontaktzeit aus  $t_b = l_d/v_u$  in s  
 $\alpha_b$  Wärmeübergangswert (ca. 21000 kJ m<sup>-2</sup> h<sup>-1</sup> K<sup>-1</sup>)  
 $m$  Masse des Walzgutes

Zur Berechnung des Wärmeverlustes  $Q_s$  durch Strahlung wird das Gesetz von Stefan-Boltzmann herangezogen. Dieses kann jedoch mit der Beziehung  $Q_s = mc_p \Delta\vartheta$  vereinfacht werden. In [4] wird für die Abkühlung von Stahl der Ansatz

$$\Delta\vartheta = \frac{4tA}{0,166 m} \left[ \left( \frac{T_1}{100} \right)^4 - 74 \right] \quad (10)$$

- $A$  strahlende Fläche  
 $t$  Strahlungsdauer in h  
 $T_1$  Starttemperatur

vorgeschlagen.

Der Wert 74 kommt aus dem 2. Glied des Stefan-Boltzmann-Gesetzes mit der Annahme, dass die Raumtemperatur 20 °C beträgt. Zusätzlich wurde die Emissionszahl verzunderter Oberflächen angenommen mit  $\varepsilon = 0,8$  [4].



### 3.1.7 Das Duo- Walzgerüst

Die gesamte Anlage besteht aus einem Rollenherdofen, dem Walzgerüst, einer Schere, einem Quer- und Rücktransport, einer Abstapelvorrichtung und einer Sprühnebel-Kühlstraße. Abbildung 4 zeigt die gesamte Anlage. Der 2012 neu modifizierte Rollenherdofen erwärmt die Bleche auf die gewünschte Walztemperatur. Ein anschließender Rollgang befördert die Bleche zum Walzgerüst. Nach dem Walzen wird das Blech über einen Quertransport zur Schere gebracht, wo es vorgeschritten werden kann. Im Anschluss wird das Blech über den Rücktransport wieder zum Ofen befördert. Die Anlage wird seit dem Umbau auch als Wärmebehandlungsaggregat genutzt. Aus diesem Grund ist nach dem Walzgerüst eine Sprühnebel-Kühlstraße errichtet worden. Mit dieser kann eine integrierte Wärmebehandlung aus der Walzwärme durchgeführt werden [8].

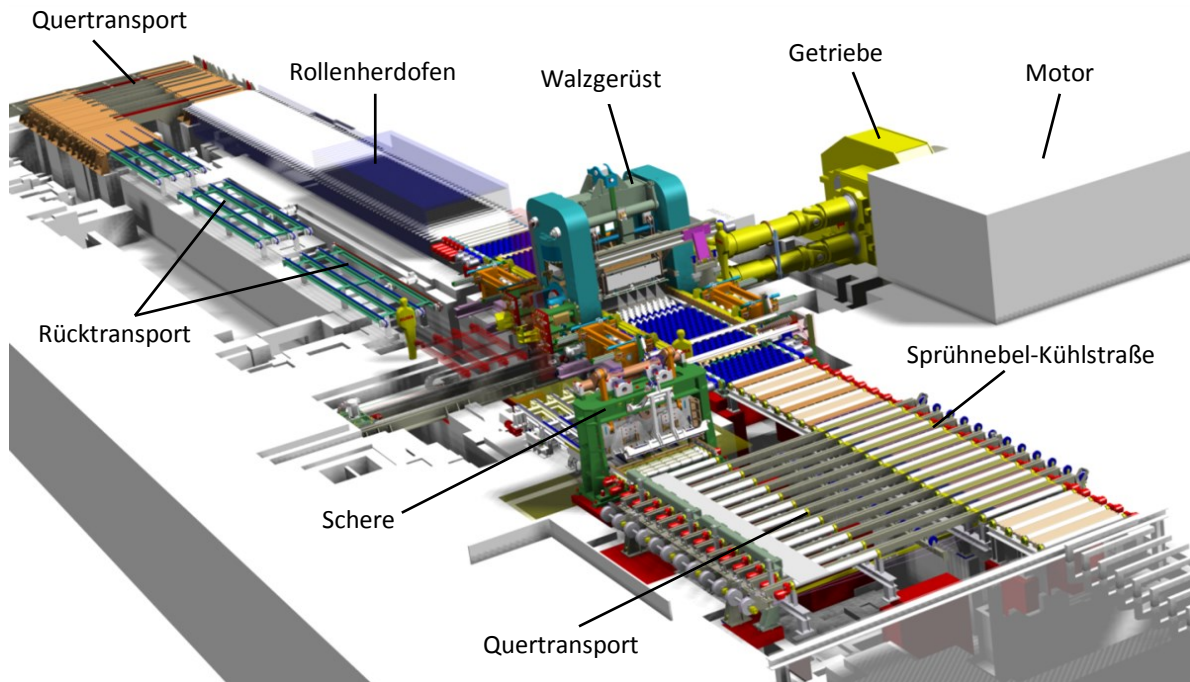


Abbildung 4: Übersicht der Duo Walzstraße [8]

Das neue Walzgerüst arbeitet im Gegensatz zum alten Gerüst im Reversierbetrieb, d.h. die Bleche können von beiden Richtungen gewalzt werden. Dadurch kann die Kapazität der Anlage erhöht und auf einige Nachwärmeschritte verzichtet werden. Das Gerüst wird von einem Hauptmotor angetrieben, der über ein Reduziergetriebe und den Gelenkwellen die Ober- und Unterwalze antreibt [8].

Die Anlage kann im Automatikbetrieb oder im manuellen Betrieb arbeiten. Der Automatikbetrieb fährt dabei einen programmierten Stichplan ab. Der manuelle Betrieb wird durch den Steuermann geregelt.

Da das Blech immer mittig in das Walzgerüst einlaufen muss, sind einlauf- und auslaufseitig sogenannte Verschieber angebracht, welche die Bleche vor jedem Stich zentrieren. Gleichzeitig kann mit dieser Vorrichtung die Blechbreite gemessen werden. Die Dicke kann über eine separate Dickenmeseinrichtung mittels Laser gemessen werden [8].

In Tabelle 1 sind einige Kennzahlen des Walzgerüsts angeführt.

Motorleistung	2.800 kW
Motornendrehzahl	750 U/min
Motordrehzahl max.	1.125 U/min
Motormoment	35 kNm
Walzendurchmesser	930 mm – 1.020 mm
Walzgeschwindigkeit	1 – 2,4 m/s
Reversierzeit	4,6s bei 2,4m/s 3,6s bei 1,6m/s

Tabelle 1: Kennzahlen des neuen Duo Walzgerüsts [8]

Am Gerüst werden S- förmig geschliffene, wassergekühlte Arbeitswalzen verwendet, welche axial verschiebbar sind. Durch dieses gegensinnige Verschieben ergibt sich der Effekt einer kontinuierlich veränderlichen Bombierung. Die Abbildungen 5 bis 7 zeigen die drei möglichen Beispiele der Walzenverschiebung und die daraus resultierende Bombierung.

Neutrale Bombierung (Abbildung 5) bedeutet, dass der Walzspalt über die gesamte Breite konstant ist. Bei positiver Bombierung werden die obere Walze nach rechts und die untere nach links verschoben (Abbildung 6). Das ergibt eine gleichmäßige Verkleinerung des Leerlaufwalzspaltes vom Rand bis zur Blechmitte. Die negative Bombierung, wie in Abbildung 7 zu sehen, ist genau das Gegenteil der positiven Bombierung. Ziel ist eine konstante Blechdicke über der Breite zu erreichen [9].

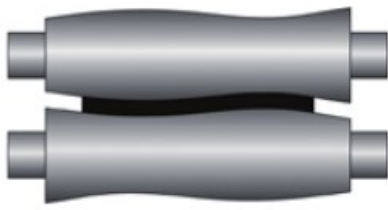


Abbildung 5: Neutrale Bombierung [9]

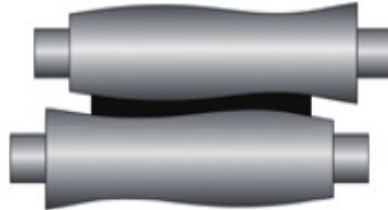


Abbildung 6: Positive Bombierung [9]



Abbildung 7: Negative Bombierung [9]

## 4 Verformungsmechanismen und Gefügeänderung bei Warm- und Halbwarmumformung

Bei der Verformung polykristalliner Werkstoffe sind die einzelnen Kristallite eingeschränkt, da sich der Werkstoff als Ganzes verformen muss. Zudem ist die Orientierung der Körner in einem Vielkristall unterschiedlich. Beim Anlegen einer äußeren Zugspannung werden sich deshalb jene Körner mit günstig orientierten Gleitsystemen (hoher Schmid-Faktor) bereits verformen. Bei Anregung eines Gleitsystems in einem Korn werden auf diesen Versetzungen bewegt und erzeugt. Dabei stellen Korngrenzen bei tiefen Temperaturen unüberwindbare Hindernisse dar und es kommt zum Aufstauen von Versetzungen und in weiterer Folge zu einer Festigkeitssteigerung. Erhöht man die Temperatur, sinkt bekanntlich  $k_f$ . Der Grund sind zeitabhängige Vorgänge die diffusions- und versetzungskontrolliert ablaufen können (Kriechen, Erholung, Rekristallisation). Bei Stahl spricht man ab einer Temperatur von ca. 900 °C von einer Warmumformung [6].

Zusätzlich zu der Warmumformung gibt es noch die Halbwarmumformung, die für Stahl in einem Temperaturbereich von ca. 600 °C – 900 °C, je nach Werkstoffzusammensetzung erfolgt. Das hat den Vorteil einer höheren Oberflächengüte, geringerer Verzunderung und höherer Genauigkeit. Der Nachteil ist eine höhere Fließspannung und ein geringeres Formänderungsvermögen im Vergleich zur Warmumformung [1].

### 4.1 Einfluss des Werkstoffes

- Chemische Zusammensetzung: Die unterschiedlichen Legierungselemente und deren Auswirkungen auf die Eigenschaften beeinflussen stark die Umformbarkeit eines Werkstückes. Bei niedriglegierten Kohlenstoffstählen zeigen Nickel (Ni) und Chrom (Cr) geringen, Mangan (Mn) und Molybdän (Mo) größeren Einfluss auf die Umformfestigkeit

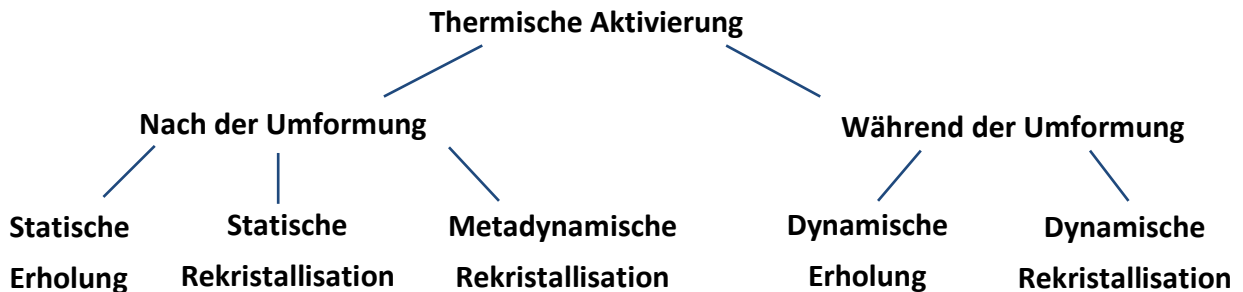
in einem Temperaturbereich von 900 bis 1250 °C. Bei höher legierten Stählen beeinflussen vor allem die unterschiedlichen Verfestigungsmechanismen, wie Mischkristallverfestigung oder Ausscheidungshärtung, die Versetzungsbewegung und damit auch die Umformbarkeit. [4]. Je nach Struktur, Härte und Größe der Ausscheidungen können Versetzungen diese nur durch Schneiden oder Umgehen überwinden. [3].

- Kristallstruktur: Die Umformbarkeit ist abhängig von der Anzahl an Gleitrichtungen. Kubisch-raumzentrierte Gitter (krz) sind schwerer verformbar als kubisch-flächenzentrierte Gitter (kfz). Der Grund liegt darin, dass die beiden zwar gleich viele Gleitsysteme (12) besitzen, kfz-Gitter aber nur zwei Gleitrichtungen pro Gleitebene haben. Krz-Gitter hingegen besitzen drei Gleitrichtungen pro Ebene. Zudem ist das kfz-Gitter dichter gepackt, was schlussendlich den zu überwindenden Gitterabstand zweier Atomebenen verringert. Daher ist weniger Schubspannung zum Verschieben einer Atomebene nötig [3].
- Phasenaufbau: Er hat im Vergleich zur Kristallstruktur einen viel größeren Einfluss auf die Umformbarkeit. Das liegt in erster Linie im unterschiedlichen Verfestigungsverhalten der einzelnen Phasen. Bildet sich während der Erwärmung eine duktile Phase, verbessert sich die Umformbarkeit bei steigender Temperatur. Bilden die Legierungselemente beim Erwärmen unlösliche Verbindungen, so sinkt die Umformbarkeit [4] [1]. Die unterschiedlichen Eigenschaften von Austenit und Ferrit spielen bei der Umformung ebenfalls eine große Rolle. Ferrit (krz) hat grundsätzlich eine geringe  $\gamma_{SF}$  und entfestigt während der Verformung hauptsächlich auf Grund von dynamischer Erholung. Austenit hingegen (kfz) hat eine hohe  $\gamma_{SF}$ . Hier ist dynamische Rekristallisation der entscheidende Entfestigungsmechanismus. Wann diese Vorgänge auftreten, ist jedoch von den Umformparametern abhängig [10].
- Ausgangsgefüge: Die Umformfestigkeit von Werkstücken im Gusszustand im Vergleich zu bereits vorgeformten Werkstücken unterscheidet sich zum Teil erheblich. Der Grund dafür sind unterschiedliche Korngrößen und Kornstrukturen, sowie auch die Lage der Probe im Gussblock [4].

## 4.2 Entfestigungsvorgänge während der Warmumformung

Die Verfestigung führt zu einer Speicherung der Versetzungen während einer plastischen Verformung. Hingegen kommt es bei der Entfestigung zur Umordnung oder Beseitigung der

Versetzungen. Man spricht von sogenannten Erholungs- und Rekristallisationsvorgängen. Bei diesen wird dahingehend unterschieden, ob der Prozess während, oder nach der Umformung, erfolgt [6]:



#### 4.2.1 Erholung

Bei der Erholung kommt es zum Klettern von Stufenversetzungen oder Quergleiten von Schraubenversetzungen. Daher können diese die Gleitebene wechseln, energetisch günstigere Plätze einnehmen, sich auslösen oder aber auch den Kristall verlassen. In jedem Fall führt dieser Vorgang zur Verringerung der Versetzungsdichte. Es entstehen spezielle Versetzungsmuster (Kleinwinkelkorngrenzen). Die Erholung beruht auf der Wechselwirkung der Versetzungen miteinander auf Grund ihres langreichweitigen Spannungsfeldes [6].

Befinden sich zwei Versetzungen mit gleichem Vorzeichen (parallele Versetzungen) auf einer Gleitebene, stoßen sie sich gegenseitig ab. Es kommt jedoch zu einer erheblichen Energieverringerng, wenn sich viele Versetzungen übereinander anordnen. Der Grund dafür ist die Verringerung des Spannungsfeldes auf Grund von Versetzungswechselwirkungen. Schraubenversetzungen, Stufenversetzungen und gemischte Versetzungen können damit ein geschlossenes Netzwerk aus vielen Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) aufbauen, das eine viel geringere Energie hat, als wenn die Versetzungen regellos im Kristall verteilt sind. Bei entgegengesetzten Vorzeichen (antiparallele Versetzungen) ist die Wechselwirkungskraft negativ, die Versetzungen vereinigen sich und löschen sich aus (Annihilation). Dieser Vorgang führt zu einer Verringerung der Versetzungsdichte. Befinden sich antiparallele Versetzungen nicht auf derselben Gleitebene, bildet sich ein Versetzungsdipol. Dieser hat eine geringere Energie als die beiden Einzelversetzungen. Ein Auslösen ist dennoch durch das Klettern von Versetzungen möglich. Das Klettern ist ein diffusionsgesteuerter Prozess und daher auch abhängig von der Zeit und der Temperatur [5] [6].

Erholung ist also ein Vorgang der durch das Klettern und Quergleiten von Versetzungen gesteuert wird. Beide Prozesse hängen stark von der Stapelfehlerenergie  $\gamma_{FS}$  ab, da diese die entscheidende Materialgröße für die Aufspaltungsweite von Versetzungen ist. Versetzungen spalten umso weiter auf, je kleiner  $\gamma_{FS}$  ist. Das Klettern und Quergleiten wird daher bei steigender  $\gamma_{FS}$  begünstigt. Daher neigen krz Metalle im Gegensatz zu kfz eher zu Erholung [6].

Vor, zwischen, oder nach einer Verformung, das heißt ohne Einwirkung einer äußeren Kraft spricht man von statischer Erholung (SRV). Tritt sie während einer Verformung auf, spricht man von dynamischer Erholung (DRV). Sie zeigt sich durch Abnahme der Verfestigungsrate und ist verantwortlich für die Anordnung der Versetzungen an den Zellwänden oder bei starker Erholung in Subkorn Grenzen. Das Ausmaß der Erholung ist dabei abhängig von der ursprünglichen Anordnung der Versetzungen [6].

Allgemein führen Erholungsvorgänge zu ähnlichen Eigenschaftsänderungen, wie bei der Rekristallisation, doch sind es oft auch jene Vorgänge, die zur Keimbildung für eine darauffolgende Rekristallisation nötig sind [6].

#### **4.2.2 Rekristallisation**

Unter Rekristallisation versteht man eine Gefügeneubildung, die entweder während oder nach der Verformung auftreten kann. Der Grund ist die Bewegung und Entstehung von Großwinkelkorngrenzen (GWKG) unter Beseitigung der Verformungsstruktur. Wie bei der Erholung unterscheidet man zwischen dynamischer (DRX) und statischer Rekristallisation (SRX). Die statische Rekristallisation (SRX) unterscheidet sich von der dynamischen in dem Sinn, dass gespeicherte Energie durch thermische Aktivierung in Form von Korngrenzenbewegung und Versetzungsumordnung frei wird. Es ist ein rein kinetischer Prozess. Bei der dynamischen Rekristallisation (DRX) wird Korngröße und Homogenität durch die Anzahl der Keimstellen, in Abhängigkeit von der Kornwachstumsrate, bei gegebener Temperatur und Dehnrates bestimmt. DRX bewirkt einen konstanten und stabilen Materialfluss durch Entfestigung des Materials und gleichzeitiger Kornneubildung. Daher wird beim Warmwalzen der Bereich der dynamischen Rekristallisation angestrebt [11].

Wird ein Werkstoff für längere Zeit auf hohen Temperaturen gehalten, kann es sein, dass die Korngröße noch weiter zunimmt. Man unterscheidet zwischen zwei Erscheinungsformen. Erstens durch Kornwachstum, wo der mittlere Korndurchmesser des Gefüges gleichmäßig

zunimmt. Zweitens die sekundäre Rekristallisation, bei der nur gewisse Körner wachsen, andere hingegen überhaupt nicht [6].

Der energetische Grund für das Auftreten der Rekristallisation ist die treibende Kraft auf die Korngrenzen, wenn sich durch ihre Bewegung die freie Enthalpie  $G$  (13) vermindert. Bei Verschiebung eines Flächenelementes  $dA$  einer Korngrenze um die Strecke  $dx$ , ändert sich der Betrag der freien Enthalpie:

$$dG = -pdAdx = -pdV \quad (11)$$

$dV$  ist dabei das von der Korngrenze überstrichene Volumen. Die Größe

$$p = -\frac{dG}{dV} \quad (12)$$

wird dabei als die treibende Kraft bezeichnet. Sie ist die pro Volumeneinheit gewonnene freie Enthalpie ( $J/m^3$ ).

Die treibende Kraft für die primäre Rekristallisation, ist die in den Versetzungen gespeicherte Verformungsenergie. Beim Hineinwachsen eines Kornes in das verformte Gefüge, lässt die bewegte Korngrenze ein Gebiet mit niedriger Versetzungsdichte zurück. Mit der Energie einer Versetzung pro Längeneinheit

$$E_v = \frac{1}{2}Gb^2 \quad (13)$$

b Burgersvektor in m

ergibt sich die treibende Kraft der primären Rekristallisation ( $p$ ) bei der Versetzungsdichte  $\rho$  (unter Vernachlässigung der zurückbleibenden Versetzungsdichte).

$$p = \rho E_v = \frac{1}{2}\rho Gb^2 \quad (14)$$

Damit Rekristallisation auftritt, müssen in Bezug auf die Keimbildung einige Bedingungen erfüllt sein. Diese werden auch als Instabilitätsbedingungen bezeichnet und sind in Abbildung 8 schematisch gezeigt [6].

Thermodynamische Instabilität: Der Keimradius muss mindestens eine kritische Größe besitzen. Sie ergibt sich daraus, dass sich die freie Enthalpie bei Vergrößerung des Keimes verringern muss. Der kritische Keimradius  $r_c$  ergibt sich mit:

$$r_c = \frac{2\gamma}{p} = \frac{4\gamma}{\rho G b^2} \quad (15)$$

Auf Grund der geringen treibenden Kraft, bedingt durch thermische Fluktuation, ist die Keimbildungsrate zu gering, um Rekristallisation auszulösen. Daher muss man davon ausgehen, dass bereits im verformten Gefüge, Keime mit überkritischer Größe (präexistente Keime) vorhanden sind [6].

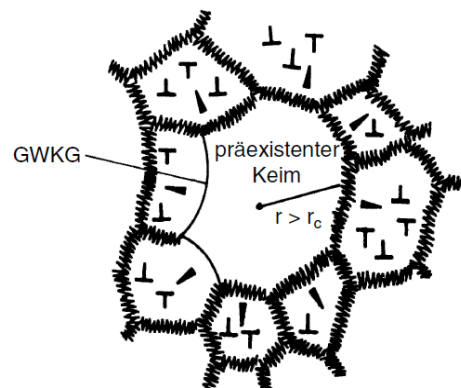


Abbildung 8: Wachstumsfähiger Rekristallisationskeim in einem verformten Gefüge [6]

Mechanische Instabilität: Diese kann durch eine inhomogene Versetzungsverteilung, oder durch lokale Subkörner erfüllt werden, wie sie bei Erholungsvorgängen entwickelt werden. Daraus ergeben sich ein lokales Ungleichgewicht der treibenden Kraft und damit eine definierte Bewegungsrichtung der Korngrenze [6].

Kinetische Instabilität: Die Grenzfläche des Keims muss beweglich sein, was nur bei Großwinkelkorngrenzen (GWKG) möglich ist. Als schwierigster Schritt der Rekristallisationskeimbildung aus einem verformten Gefüge ist die Erzeugung einer beweglichen GWKG. Hierfür gibt es mehrere Möglichkeiten, wie diskontinuierliches Subkornwachstum, Keimbildung an vorhandenen Korngrenzen, Verformungsinhomogenitäten oder große Partikel, etc. [6].

Die Größe der einzelnen Phasen in Legierungen hat großen Einfluss auf die Rekristallisation. Sie können diese beschleunigen, aber auch völlig unterdrücken. Rekristallisation wird durch grobe



Teilchen gefördert, durch feine, gleichmäßig verteilte Teilchen dagegen stark behindert. Das liegt an dem Einfluss dieser Teilchen auf die Versetzungsstruktur, sowie auch auf Erholung oder Keimbildung und schließlich Korngrenzenbewegung. Bei harten Teilchen bildet sich um diese eine inhomogene Versetzungsstruktur aus. Dadurch kann bei groben Teilchen ( $> 1 \mu\text{m}$ ) die Keimbildung erleichtert werden. Dieses Phänomen wird Teilchen (Partikel) stimulierter Keimbildung („particle stimulated nucleation“, PSN) genannt. Kleine Partikel haben ungünstigen Einfluss auf die Keimbildung, behindern stark die Versetzungsbewegung (Erholung) und Korngrenzenwanderung. Letztere wird bestimmt durch die Zener-Kraft ( $p_z$ ). Sie ist jene Kraft, die zum Ablösen eines Teilchens aufgebracht werden muss [6] [12].

$$p_z = -\frac{3}{2}\gamma\frac{f}{r_p} \quad (16)$$

- $\gamma$     Korngrenzenenergie
- $r_p$     Radius der Teilchen
- $f$     Volumenbruch der Teilchen

Bei fein verteilten Teilchen kann die rücktreibende Kraft so groß werden, dass die Rekristallisation stark behindert wird. Daher sind für eine technische Anwendung Partikel zur Stabilisierung der Korngröße wichtig, weil dadurch die Kornvergrößerung stark beeinflusst bis ganz unterdrückt werden kann [6].

Rekristallisation kann, wie schon erwähnt, auch während der Verformung auftreten. In der Fließkurve zeigt sich das durch Auftreten von einer oder mehreren Fließspannungsmaxima. Wann DRX einsetzt, hängt stark vom Material und den Verformungsbedingungen ab. Grundsätzlich nimmt  $k_f$  mit steigender Temperatur und sinkender Dehngeschwindigkeit ab, was große Auswirkung auf die Warmformgebung hat. Außerdem korreliert die dynamisch rekristallisierte Korngröße direkt mit der Fließspannung, dass mit steigender  $k_f$  die Korngröße abnimmt, wie in Abbildung 9 zu sehen ist. Konzentrierte Legierungen und dispersionsgehärtete Werkstoffe rekristallisieren nicht dynamisch [6].

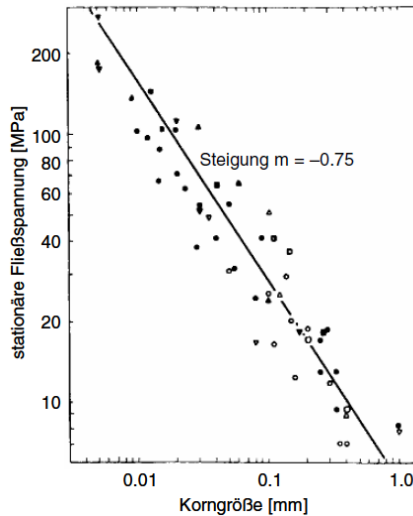


Abbildung 9: Dynamisch rekristallisierte Korngröße in Abhängigkeit von der Fließspannung für Cu-Al Legierungen [6]

### 4.2.3 Metadynamische Rekristallisation (MDRX)

Wenn DRX während der Verformung auftritt und diese Körner nach Wegnahme der Kraft weiterwachsen, so wird dieses Phänomen metadynamische Rekristallisation (MDRX) genannt. Die Kinetik funktioniert sehr rasch und braucht keine Inkubationszeit. Dennoch ist die quantitative Bestimmung der Kinetik wichtig für die Kontrolle der Mikrostruktur, vor allem bei Walzprozessen und deren kurzen Durchlaufzeiten. Der Unterschied zwischen statischer, dynamischer und metadynamischer Rekristallisation wird durch die Abhängigkeit der Rekristallisationsrate von den Umformparametern ersichtlich. SRX hängt stark von der Dehnung und der Temperatur ab, jedoch weniger von  $\dot{\phi}$ . DRX und MDRX hängt stark von  $\dot{\phi}$  und  $T$  ab und weniger von der Dehnung [13].

Abbildung 10 zeigt ein  $\sigma$ - $\varepsilon$ -Diagramm für einen mikrolegierten Stahl bei  $\dot{\phi} = 0,1s^{-1}$  und einer Temperatur von 1050 °C, erhalten aus einem zweifachen Stauchversuch. Man erkennt, dass die Spannung bei der zweiten Stauchung geringer ist, je länger die Pause zwischen den Stauchungen dauert. Wenn der unbelastete Zeitraum kurz ist erfolgt nur geringe Entfestigung, was bei zweiter Stauchung zu geringer Verfestigung führt, um den DRX-peak zu erreichen. Bei längeren unbelasteten Zeiten tritt MDRX auf, was zu einer steigenden Verfestigung bei zweiter Belastung führt. Man sieht, dass der Spannungspeak auf Grund der Kornverfeinerung abnimmt, die während DRX aufgetreten ist. Die höhere Anzahl der Korngrenzflächen pro Volumen erhöht die Keimbildungsrate, was zu geringeren wahren Spannungen führt [13].

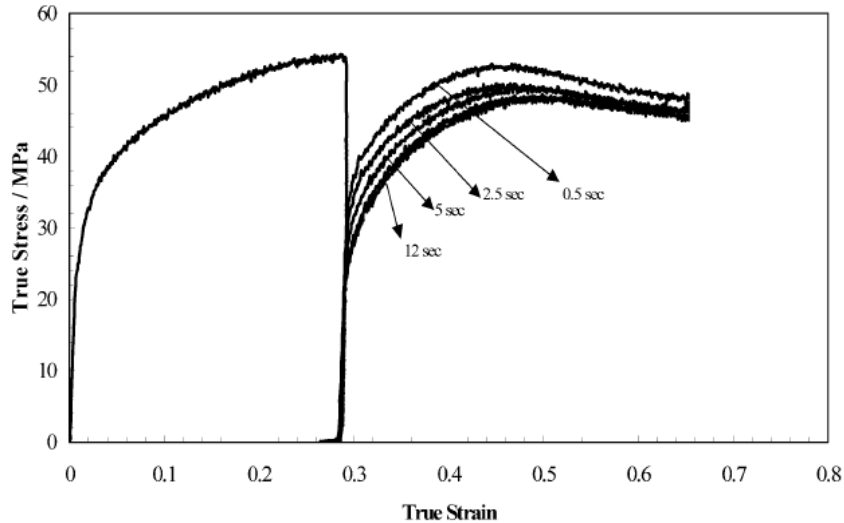


Abbildung 10: Spannungs-Dehnungskurve mit einer Entfestigung bei 1050 °C und  $0,1s^{-1}$  für verschiedene Entlastungszeiten [13]

#### 4.2.4 Korngrößenentwicklung während und nach der Umformung

Nach der primären Rekristallisation, wenn rekristallisierte Körner aneinanderstoßen und das ganze verformte Gefüge aufgezehrt haben, ist eine neue spannungsfreie Struktur mit wesentlich geringerer freier Energie entstanden. Eine modellhafte Darstellung eines idealen Gleichgewichtsgefüges erhält man durch regelmäßiges Anordnen sechseckiger Körner mit einem Innenwinkel von  $120^\circ$ . An jedem Korneckpunkt ergibt sich ein Kräftegleichgewicht. Bei mehrphasigen Legierungen können jedoch die Abweichungen von  $120^\circ$  auf Grund der unterschiedlichen Oberflächenspannungen der verschiedenen Phasen beträchtlich sein. Um das Gleichgewicht am Korneckpunkt jedoch aufrecht zu erhalten, kommt es zum Auftreten von gekrümmten Korngrenzen. Da bei dieser aber eine Kraft in Richtung des Mittelpunktes der Korngrenze wirkt, verschiebt sie sich, was zu einer Änderung des Innenwinkels führt. Dazu müssen sich, um das Gleichgewicht wieder herzustellen, auch die anderen beteiligten Korngrenzen bewegen. Große Körner haben gewöhnlich mehr als 6 Ecken, kleinere hingegen weniger. Auf Grund der Tatsache, dass gekrümmte Korngrenzen sich in Richtung ihres Krümmungsmittelpunktes bewegen, um die Korngrenzfläche zu verringern, wachsen große Körner während kleine Körner aufgezehrt werden [6].

Wenn die DRX abgeschlossen ist, kommt es bei ausreichend hohen Temperaturen zum Weiterwachsen von Körnern. Die Kinetik der SRX und MDRX wird grundsätzlich mit der Avrami-Gleichung bestimmt.  $X_{DRX}$  gibt dabei den rekristallisierten Volumenanteil nach der Zeit  $t$  an [14].

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[ -0,693 \left( \frac{t}{t_{0,5}} \right)^k \right] \quad (17)$$

$t_{0,5}$  ist dabei die Zeit für 50% Rekristallisation. Sie ändert sich um Größenordnungen bei unterschiedlichen Umformtemperaturen. Daher ist es wichtig, einen genauen Wert für die Zeit zu errechnen. Dafür wurden werkstoffabhängige empirische Funktionen entwickelt [14]. Eine allgemeine Form zeigt [15] in Gleichung (18):

$$t_{0,5} = A d_0^{-p} \varepsilon^{-m} Z^{-u} * \exp \left[ \frac{Q_{DRX}}{RT} \right] \quad (18)$$

$k$  Zeitexponent (liegt im Allgemeinen zw. 1-2)

$A$  Materialkonstante

$p, m, u$  Exponenten (ändern sich merklich bei Änderung des DRX-Mechanismus)

$Q_{DRX}$  Aktivierungsenergie für das Auftreten von DRX

$d_0$  Korngröße zum Zeitpunkt  $t=0$

Auch bei der Bestimmung der rekristallisierten Korngröße ( $d_{DRX}$ ) werden empirische Formeln verwendet.  $d_{DRX}$  ist eine Potenzfunktion (Potenzgesetz) des Zener-Hollomon-Parameters. Eine mögliche Beziehung zeigt [16]:

$$d_{DRX} = 5,2 * 10^3 Z^{-0,17} \quad (19)$$

Abbildung 11 zeigt die Abhängigkeit von  $d_{DRX}$  und  $Z$ . Man erkennt eine Abweichung des linearen Zusammenhangs bei hohen  $Z$ -Werten. Das Potenzgesetz verliert dabei seine Gültigkeit. Der Grund sind versetzungskontrollierte Kriechvorgänge [16].

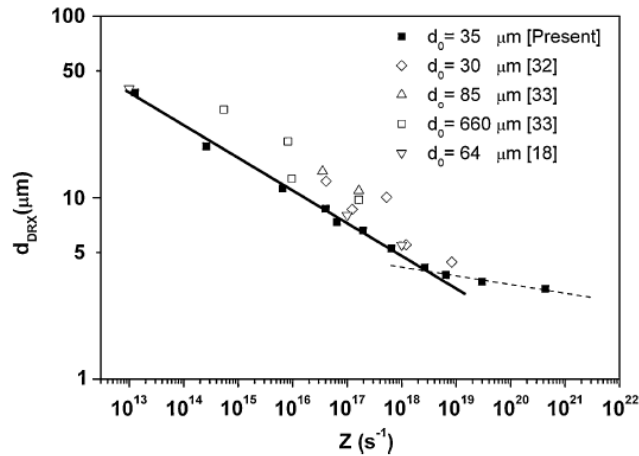


Abbildung 11: DRX Korngröße in Abhängigkeit von Z [16]

Bei der Warmumformung kommt es häufig zum Weiterwachsen der Körner. Das Phänomen wird sogar in den kurzen Zeiten zwischen den einzelnen Stichen beim Walzen beobachtet. Die Zeit, in Abhängigkeit vom Kornwachstum, kann mit folgender Gleichung ausgedrückt werden [14]:

$$d^n = d_{DRX}^n + k * \exp\left[-\frac{Q_{DRX}}{RT}\right] * (t - t_{95}) \quad (20)$$

Der Exponent  $n$  ist materialabhängig und liegt bei Stahl üblicherweise in einem Bereich von 2-3. Für einen mikrolegierten Stahl liegt er bei ca. 10. Diese hohe Zahl ist ein Indiz für abnehmende Korngrenzenbeweglichkeit mit sinkender Zeit und Abstand, was wiederum für kurze Zeiten zwischen den Walzstichen und damit auch für thermomechanische Verformungen wichtig ist.  $k$  ist eine Materialkonstante und  $t_{95}$  die Zeit, bei der 95% der DRX erfolgt ist. Mit Formel ( 18 ) und ( 20 ) kann man die Entwicklung der Korngröße über die Zeit darstellen (Abbildung 12). Man erkennt eine stetige Kornverfeinerung mit einer kurzen Vergrößerung vor jedem Stich [14].

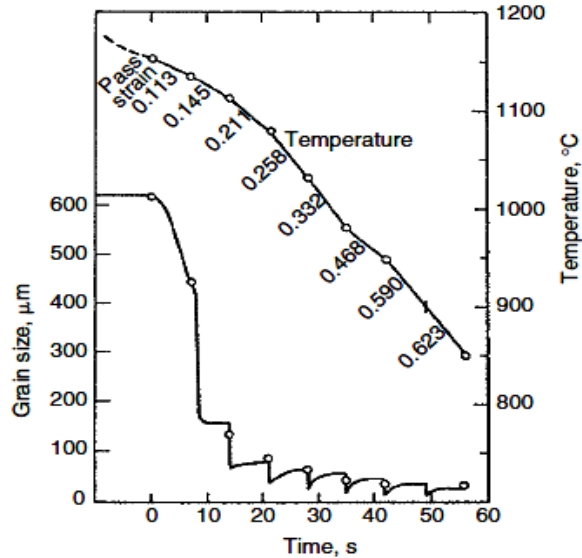
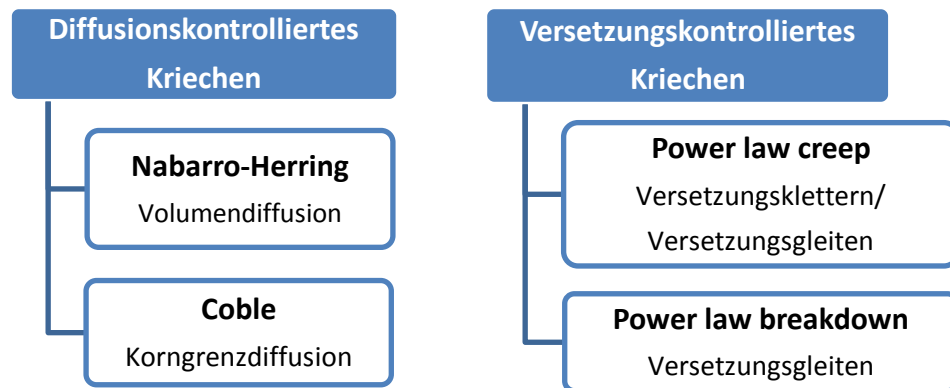


Abbildung 12: Korngrößenentwicklung beim Flachwalzen eines C-Mn-Stahls [14]

#### 4.2.5 Deformation Mechanism Maps

Verformt man bei hohen Temperaturen, kommt es zum Auftreten von zeitabhängigen, mikrostrukturellen Änderungen im Material. Dafür wurden „Deformation Mechanism Maps“ (Verformungsmechanismuskarten) entwickelt. Sie beschreiben die Abhängigkeit der Spannung von der Temperatur und zeigen jene Bereiche, wo und welcher Fließmechanismus dominiert. Überlagert sind auch Konturen mit konstanter Umformgeschwindigkeit angegeben. Somit bekommt man einen groben Überblick über die Abhängigkeit der  $\dot{\phi}$  vom jeweiligen Fließmechanismus [17].

Kriechprozesse werden im Allgemeinen in zwei Mechanismen eingeteilt [5]:



Diffusionsgesteuertes Kriechen läuft im Allgemeinen bei hohen Temperaturen und geringen Spannungen ab [5]. Daher ist dieser Mechanismus für Warmwalzprozesse nicht relevant.

Die Mechanismen des versetzungskontrollierten Kriechens sind Klettern und Quergleiten von Versetzungen. Ein wichtiger Teilschritt ist der vorher erwähnte Erholungsvorgang. Daher ist auch die Diffusion der grundlegende Faktor beim Versetzungsklettern, da Atome vom unteren Ende einer Halbebene nach oben diffundieren. Der Vorgang wird von der angelegten Spannung, der Verformungstemperatur, vom Diffusionskoeffizienten und von der Stapelfehlerenergie bestimmt. Grundsätzlich lässt sich die stationäre Kriechgeschwindigkeit mit der Dorn-Gleichung berechnen. Man spricht auch vom Potenzgesetz-Kriechen (power law creep) [18] [5].

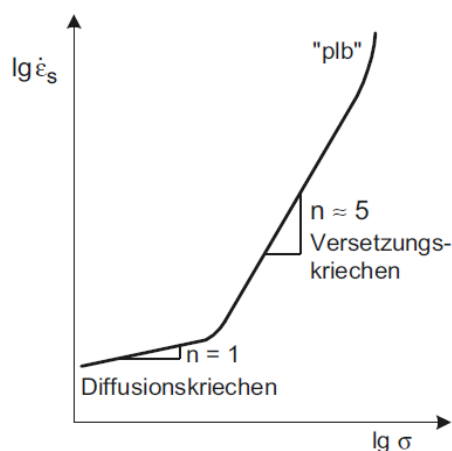
$$\dot{\epsilon}_c = A \left( \frac{\sigma}{G} \right)^n \exp \left( - \frac{Q}{kT} \right) \quad (21)$$

$A$  Konstante =  $f(T, \text{Werkstoff, Werkstoffzustand})$

$G$  Schubmodul

$n$  Spannungsexponent ( $n = 3 - 8$ )

Bei sehr hohen Spannungen, welche für kriechbeanspruchte Bauteile uninteressant sind, jedoch für die Warmumformung eine Rolle spielen, verliert das Potenzgesetz seine Gültigkeit (power law breakdown). In diesem Bereich kommt es zusätzlich zum Quergleiten von Versetzungen. Dieser Vorgang ist im Gegensatz zum Klettern kein zeitabhängiger Prozess, wodurch die Kriechgeschwindigkeit und auch der Spannungsexponent enorm ansteigen [5].



**Abbildung 13: Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechrate für einphasige Metalle und Legierungen [5]**

Abbildung 13 zeigt die Abhängigkeit der Spannung von der Kriechrate. [5] Diffusionskriechen ist ein langsamer Prozess, die Kriechrate ist somit gering. Hier gilt  $\dot{\epsilon} \propto \sigma$ . Beim Versetzungskriechen ist  $\dot{\epsilon}$  und auch  $n$  höher, es gilt  $\dot{\epsilon} \propto \sigma^n$ . Bei sehr hohen Spannungen beginnt dann Versetzungsgleiten und es kommt zum power law breakdown (plb). Hier gilt  $\dot{\epsilon} \propto \sinh \sigma^n$  [18].

Weiters hat  $\dot{\epsilon}$  Ähnlichkeit mit  $\dot{\phi}$  (Analogon):

$$\dot{\epsilon} \sim \sigma^n * \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (22)$$

$$\dot{\phi} \sim k_f^n * \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (23)$$

Durch Umformen der Gleichung (23) folgt dann:

$$k_f = \left(\dot{\phi} * \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)\right)^{\frac{1}{n}} = Z \quad (24)$$

Aus Gleichung (22) erkennt man, je größer  $n$  desto höher ist  $\dot{\epsilon}$ , was auch in Abbildung 13 zu sehen ist. Weiters gilt, je größer  $n$  desto geringer ist  $k_f$ , was mit Gleichung (24) erklärt werden kann. Daraus kann geschlossen werden, dass bei steigender Kriechrate die Fließspannung abnimmt [1].

Beeinflusst wird  $\dot{\epsilon}$  vom Diffusionskoeffizient, vom E-Modul, von der Stapelfehlerenergie, aber auch von der Teilchenhärtung. Es hat sich gezeigt, dass der Diffusionskoeffizient bei den meisten technischen Werkstoffen bei gleicher homologer Temperatur in etwa den gleichen Wert annimmt:  $D(T/T_s) \approx const.$  [5].

Die Abhängigkeit vom E-Modul ist in Abbildung 14 gezeigt. Mit steigendem E-Modul (aber auch G-Modul) sinkt die Versetzungsdichte, wodurch die Gleitebenenabstände vergrößert werden und somit auch die durch Klettern zu überwindenden Wege. Das führt wiederum zu einer geringeren Erholungsrate und somit zum Absenken der Kriechrate. Der Einfluss der Stapelfehlerenergie ist in Abbildung 15 zu sehen. Bei kleiner  $\gamma_{SF}$  sind die Stufenversetzungen weit aufgespaltet, was wiederum ihre Kletterbewegung behindert, da Teilversetzungen zunächst rekombinieren müssen. Das ist ein zeitabhängiger Prozess, der bei gegebener Spannung erst durch thermische Aktivierung stattfinden kann.  $\dot{\epsilon}$  nimmt somit mit sinkender  $\gamma_{SF}$  ab. Die Abhängigkeit der Kriechrate von der Teilchenhärtung sieht schematisch Abbildung 14



sehr ähnlich. Teilchengehärtete Werkstoffe sind kriechbeständiger, da die Versetzungsbewegung behindert wird [5] [18].

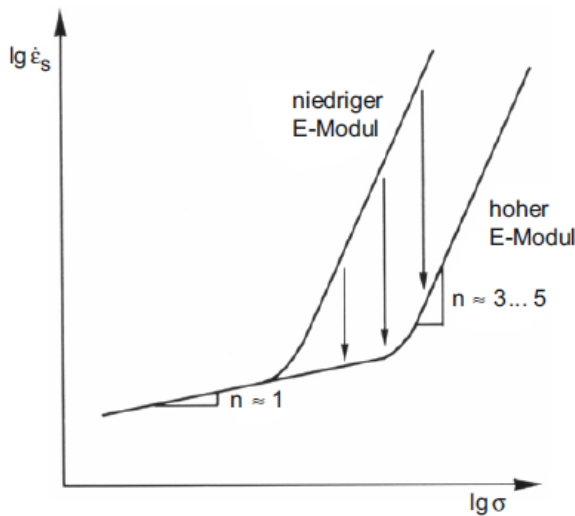


Abbildung 14: Einfluss des E-Moduls auf die stationäre Kriechrate [5]

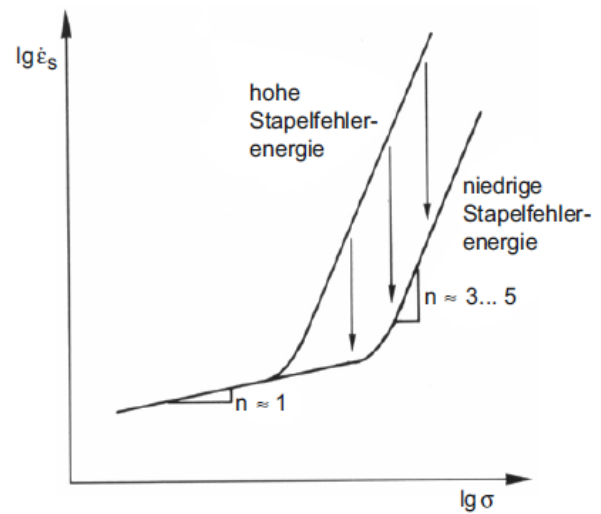


Abbildung 15: Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die stationäre Kriechrate [5]

Die Verformungsmechanismuskarten setzen sich nun aus diesen oben genannten Mechanismen zusammen. Als horizontale Achse wird die homologe Temperatur ( $T/T_m$ ) und als vertikale Achse die normierte Spannung ( $\tau/G$ ) verwendet, um für vergleichbare Materialien ähnliche Schaubilder zu erhalten. Zum Erstellen der Karten werden nur stationäre Verformungszustände, also keine zeit- oder verformungsabhängige Effekte, verwendet. Die Korngröße wird jedoch als wichtiger und einstellbarer Faktor genannt. In Abbildung 16 ist eine Karte für reines Eisen mit einer Korngröße von  $100\mu\text{m}$  gegeben. Für die drei allotropen Zustände des Eisens sind die jeweiligen Kriechmechanismen angeführt. Die horizontalen Linien in den jeweiligen Bereichen unterteilen nach der Art des Kriechens (diffusions- oder versetzungskontrolliert), die strichlierten Linien unterteilen jeweils in Niedrig- und Hochtemperaturkriechen. Die austenitische Phase zeigt folgende Bereiche [5]:

- a. Diffusionskriechen (Coble-Kriechen)
- b. Diffusionskriechen (Nabarro-Herring-Kriechen)
- c. Versetzungskriechen (Volumsdiffusion)
- d. Versetzungskriechen (Versetzungskerndiffusion)
- e. Versetzungsgleiten (konventionelle plastische Verformung)

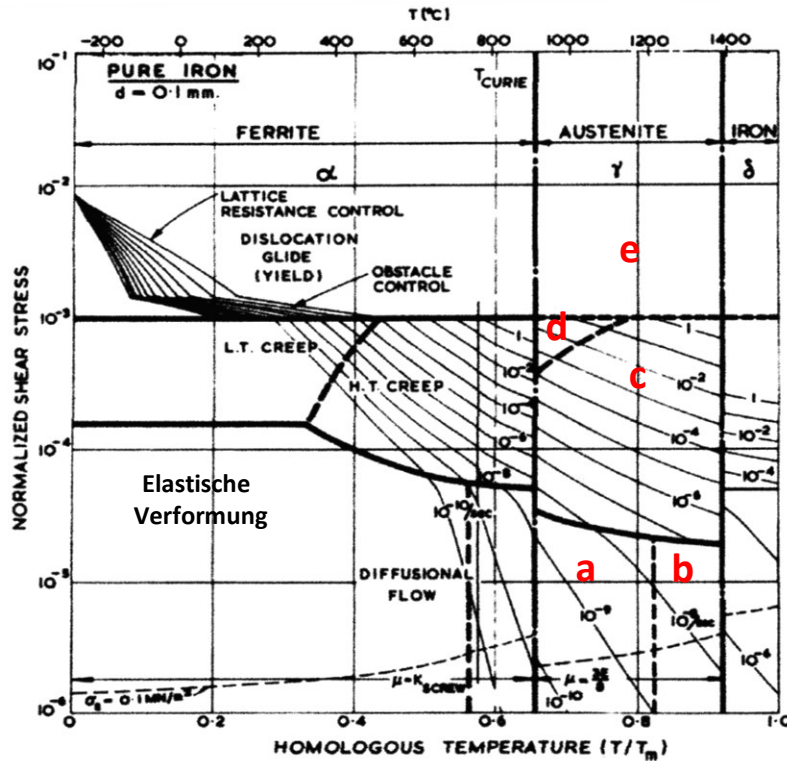


Abbildung 16: Verformungsmechanismuskarte für reines Eisen mit Korngröße 100µm [17]

#### 4.2.6 Processing Maps

Die Parameter bei der Warmumformung sind für die Herstellung von Werkstoffen von enormer Wichtigkeit. Sie entscheiden darüber, wie gut sich ein Werkstoff plastisch verformen lässt, ohne dass Schädigungen auftreten. Eine anschauliche Möglichkeit dafür sind sogenannte „Processing Maps“. Sie zeigen den Zusammenhang von der Dehnrates und der Temperatur und geben daraus stabile und instabile Umformbereiche an. Erstellt werden sie durch Überlagerung einer „Power Dissipation Map“ (Effizienzkarte) mit einer „Instability Map“ (Instabilitätskarte) [11].

Die Power Dissipation Maps eines Nimonic AP1 kann man in Abbildung 17 sehen. Das linke Bild zeigt eine 3 dimensionale Darstellung mit  $\dot{\epsilon}$ ,  $T$  und dem dimensionslosen Parameter  $\eta$ , der die Effizienz der Verlustleistung angibt. Hohe Werte für  $\eta$  bedeuten das Auftreten von DRX, DRV und Phasenumwandlungen während der Umformung. Daher werden auch hohe Werte angestrebt, die man durch feines Korn, niedrige Umformgeschwindigkeiten und hohe homologe Temperaturen erreicht. Das rechte Bild ist die 2-dimensionale Darstellung. Hier sind die Wirkungsgrade in % an den verschiedenen Konturen angegeben [11].

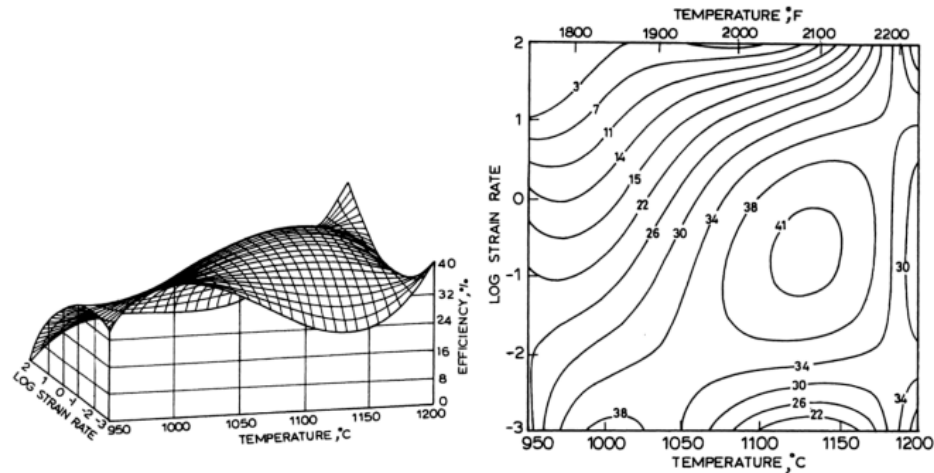


Abbildung 17: Power Dissipation Map für Nimonic AP-1 in 3-dimensionaler und 2-dimensionaler Darstellung [11]

Instability Maps zeigen Bereiche in denen der Materialfluss auf Grund von adiabatischen Scherbändern, dynamischer Reckalterung (Lüderbänder), flow localization und mechanischer Zwillingsbildung instabil ist. Hierfür wird ein dimensionsloser Wert  $\xi(\dot{\epsilon})$  ermittelt. Bei einem negativen Wert ist der Materialfluss instabil, bei Werten größer Null stabil. Abbildung 18 zeigt die Darstellung einer Instability Map für Nimonic AP-1. Von Bereich A-H ist  $\xi(\dot{\epsilon})$  negativ und somit instabil. Diese Bereiche sollen daher bei der Warmumformung vermieden werden [11].

Berechnet werden  $\eta$  und auch  $\xi(\dot{\epsilon})$  mit dem Geschwindigkeitsexponenten (Dehnratenempfindlichkeit)  $m$ . Er beschreibt die Abhängigkeit der Dehnratenrate (Umformgeschwindigkeit) auf die Fließspannung während der Umformung. Diese steigt bekanntlich mit steigender Dehnratenrate. Betrachtet man das an einem doppellogarithmischen Diagramm, ergibt sich eine lineare Abhängigkeit. Die Steigung dieser Geraden entspricht  $m$ . Weiters führt auch eine Temperaturerhöhung zu einem Anstieg von  $m$ . Somit hat die Dehnratenrate in diesem Temperaturbereich einen größeren Einfluss auf die Fließspannung, als bei tieferen Temperaturen [19].

Abbildung 19 zeigt ein Processing Map für den Nimonic AP-1. Durch die Überlagerung der Instability Map und der Power Dissipation Map sieht man darin jene Bereiche, die bei der Warmumformung anzustreben sind. Das bedeutet möglichst hohe Werte für  $\eta$  und keine negativen Werte für  $\xi$  (grauer Bereich) [11].

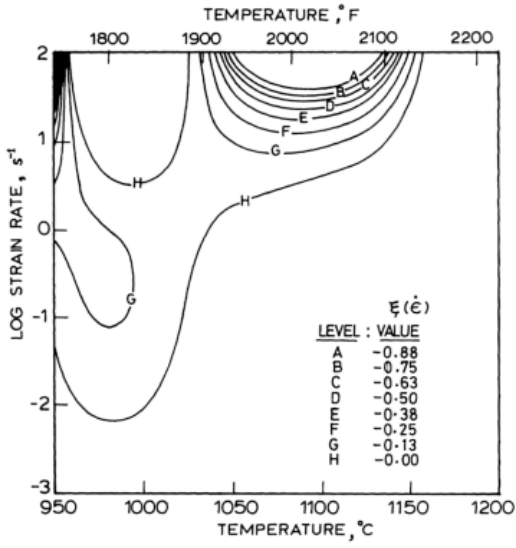


Abbildung 18: Instability Map für Nimonic AP1 [11]

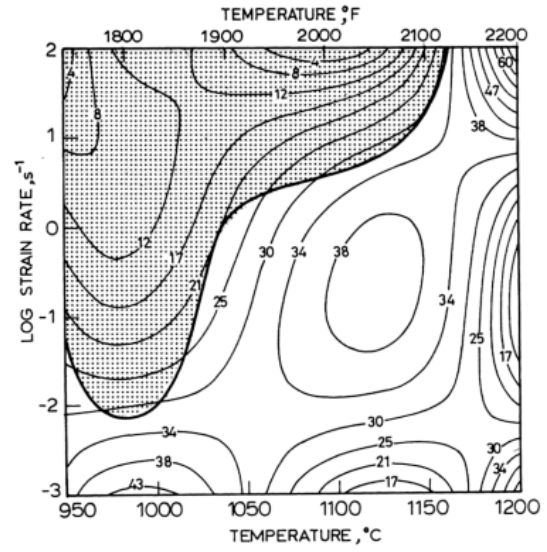


Abbildung 19: Processing Map für Nimonic AP-1 [11]

## 5 Ausgewählte Stahlqualitäten

Für die Untersuchungen wurden zwei Stahlqualitäten, ein Vergütungs- und ein Duplexstahl, ausgewählt. Auf Grund der sehr unterschiedlichen Legierungszusammensetzungen sind größere Unterschiede im Gefüge, Umformverhalten und den resultierenden mechanischen Eigenschaften zu erwarten.

### 5.1 Super-Duplex-Stahl (Böhler A911SA, X2CrNiMoCuWN25-7-4)

Der X2CrNiMoCuWN25-7-4 ist ein Super-Duplex-Stahl mit ferritisch- und austenitischen Gefüge. Auf Grund seiner Zusammensetzung ist er höchst resistent gegen jegliche Art der Korrosion. Weiters besitzt er eine hohe Festigkeit und Zähigkeit. Der Grund dafür ist die Legierungszusammensetzung und die damit verbundene komplizierte Ausscheidungscharakteristik. Anwendung findet der Super-Duplex-Stahl für Bauteile, welche bei rauen Bedingungen eingesetzt werden wie meerwasserbeaufschlagte Bauteile, Teile für Chemie und Abwasseranlagen sowie bei der Erdöl- und Erdgasförderung [20].

#### 5.1.1 Normbezeichnung

EN 1.4501     DIN X2CrNiMoCuWN 25-7-4 [20]

#### 5.1.2 Chemische Zusammensetzung

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	W	Cu	N
0,02	0,25	0,55	25,20	3,70	7,00	0,65	0,60	0,22

#### 5.1.3 Mechanische Eigenschaften: [20]

Elastizitätsmodul:	E	200000 N/mm <sup>2</sup>
Dehngrenze: bei RT	Rp0.2	≥ 530 N/mm <sup>2</sup>
Dehngrenze: bei T= 250°C	Rp0.2	≥ 380 N/mm <sup>2</sup>
Zugfestigkeit:	Rm	730 – 930 N/mm <sup>2</sup>
Bruchdehnung:	A <sub>5</sub>	≥ 25 %
Kerbschlagarbeit: ISO-V, Dicke > 10mm	W	≥ 90 J (längs)
	W	≥ 60 J (quer)

## 5.1.4 Erkenntnisse zu Gefügeentwicklung und Umformeigenschaften aus der Literatur

Die Temperatur und die chemische Zusammensetzung bestimmen die Volumenanteile von Ferrit und Austenit. Abbildung 20 zeigt schematisch, wie sich dieser Anteil unter dem Einfluss der Temperatur und der Legierungselemente ändert. Chrom, Molybdän aber auch Silizium sind Ferritstabilisierer und senken daher den Volumenanteil des Austenits bei steigenden Temperaturen. Nickel, Mangan, Kohlenstoff und Stickstoff sind Austenitstabilisatoren und erhöhen den Anteil an Austenit im Gefüge. Die Umformtemperatur für den A911 liegt laut dem Böhler Datenblatt zwischen 1000 °C – 1200 °C. Das ist auch genau jener Bereich, in dem bei rascher Abkühlung nur Austenit und Ferrit gebildet wird. Die Abbildung zeigt weiters, dass der Austenitanteil mit steigender Temperatur abnimmt, was ebenfalls Auswirkung auf das Umformverhalten, vor allem bei sehr hohen Temperaturen, hat [6] [10].

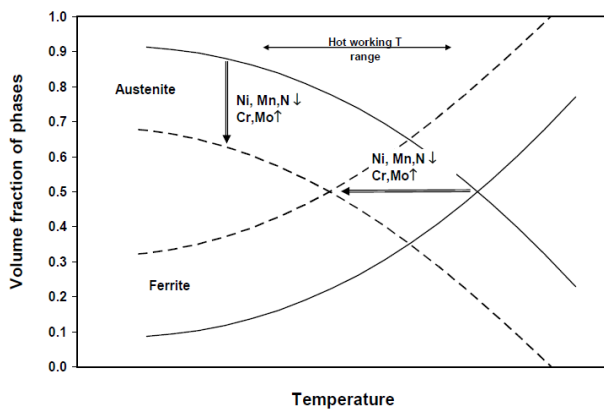


Abbildung 20: Veränderung des Volumenanteiles von Austenit und Ferrit [10]

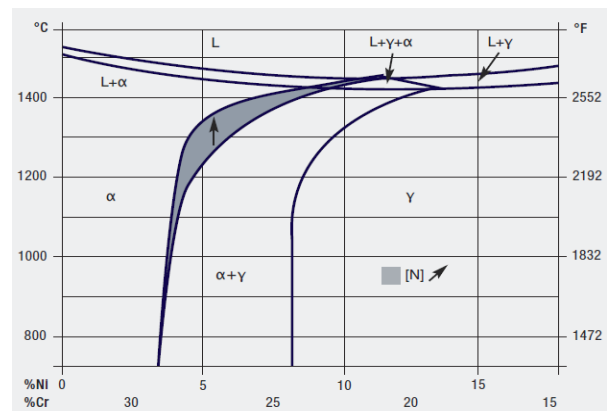


Abbildung 21: Ausschnitt eines ternären Phasendiagrammes einer Fe-Ni-Cr-Legierung [21]

Abbildung 21 zeigt einen Ausschnitt des ternären Fe-Cr-Ni-Phasendiagramms bei einem Fe-Anteil von 68 %. Auf Grund der Zusammensetzung erstarrt der Stahl im ferritischen Bereich. Der Austenit scheidet sich erst im Laufe der Abkühlung aus. Wann dies erfolgt, ist stark vom Ni- und Cr-Gehalt abhängig, aber auch N und Mo haben wesentlichen Anteil. Im Phasendiagramm erkennt man, dass bei steigendem N-Gehalt die Ausscheidung des Austenits bei höheren Temperaturen beginnt, auf Grund der stabilisierenden Wirkung von N auf den Austenit [21].

Die Ausscheidungscharakteristik in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur kann wiederum aus ZTU-Schaubildern entnommen werden. In Abbildung 22 sind einige Super-Duplex-Stähle angeführt, wobei alloy 2507 der amerikanische Handelsname für den A911SA ist. Hier zeigt sich, dass es schon nach wenigen Minuten zur Bildung intermetallischer Phasen kommt. Die Sigma-

und Chi-Phasen müssen vermieden werden, da sie die Eigenschaften des Werkstoffes verschlechtern. Chromkarbide und Nitride scheiden sich nach 1-2 Minuten aus, was vergleichsweise langsam ist zu hochlegierten austenitischen Werkstoffen. Grund dafür ist die gute Löslichkeit von C und N in der nickelarmen Austenitphase und auch die verzögernde Wirkung von N auf die Karbidbildung. Das ist auch der Grund für die geringe Sensibilisierung während der Abkühlung. Bei Temperaturen um 475 °C scheidet sich die Phase  $\alpha'$  im Ferrit aus und führt zur Versprödung. Beim Walzen spielt sie jedoch keine Rolle, da sie auf Grund der schnelleren Abkühlung nicht erreicht wird. Sie bewirkt eine Versprödung, stellt aber im Allgemeinen keine Probleme während der Verarbeitung dar, weil sie sich nur langsam einstellt [21].

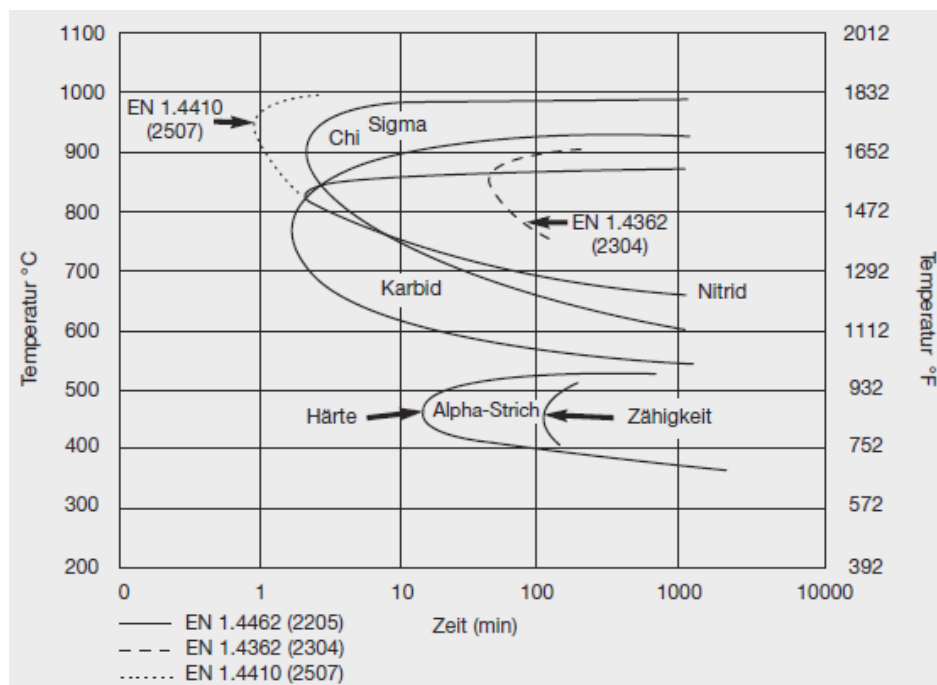


Abbildung 22: ZTU-Schaubild einiger Super-Duplex-Stähle wobei der alloy 2507 den A911SA entspricht. [21]

Die Schwierigkeit bei der Umformung von Duplexstählen liegt an den unterschiedlichen Rekristallisations- und Fließverhalten von Austenit und Ferrit. Ein Grund dafür ist die Stapelfehlerenergie. Während bei der Warmumformung der Austenit mit geringer Stapelfehlerenergie eher zu DDRX neigt, zeigt der Ferrit mit hoher Stapelfehlerenergie eine stark dynamische Erholung oder DRX. Weiters zeigt sich, dass die Aktivierungsenergie bei der Warmumformung für Austenit (390-500 kJ/mol) höher ist, als jene für den Ferrit (270-400 kJ/mol). Daraus folgt, dass die Fließspannung des Austenits mehr von der Temperatur abhängig

ist, als jene des Ferrits. Allgemein wird bei geringeren Dehnraten im gesamten Temperaturbereich die Dehnung vom weicheren Ferrit aufgenommen. Bei höheren Dehnraten und mittleren Temperaturen kann diese auch vom Austenit aufgenommen werden. Der Grund dafür sind zeitabhängige Erholungsprozesse im Ferrit. Das Umformen bei niedrigen Temperaturen führt dazu noch zum Ansteigen der Versetzungsdichte und somit zu einer Festigkeitssteigerung im Werkstoff [22] [23].

Der Einfluss von tiefen Umformtemperaturen und dem Umformgrad ist am Gefüge gut zu erkennen. Bei steigender Verformung bildet sich immer mehr das typische bandförmige Gefüge mit jeweils übereinander angeordneten, langgestreckten Ferrit- und Austenitkörnern. Bei einer Verformung von 40 % und 425 °C zeigt das Gefüge zum Teil große und breite langgestreckte Körner. Bei 625 °C und gleicher Verformung sind die langgestreckten Körner schon um einiges schmaler. Bei 425 °C und einer Verformung von 90 % kommt es zu einem Zusammenbruch der lamellaren Anordnung. Es bilden sich zum Teil große Ferritkörner, die regelmäßig im Gefüge neben der typischen lamellaren Anordnung zu sehen sind (Abbildung 23). Einige dieser großen Körner zeigen keine GWKG sondern nur KWKG, was wiederum bedeutet, dass es hier nur zu DRV kommt. Weiter findet man bei 425 °C eine geringere Austenitlamellendicke im Gegensatz zum Ferrit, was zeigt, dass die Verformung vom Austenit aufgenommen wird. Verantwortlich dafür ist das Auftreten von dynamischer Reckalterung im Ferrit. Als Unterschied dazu findet man bei 625 °C eine nahezu perfekte lamellare Anordnung, wie in Abbildung 24 gezeigt ist [24].

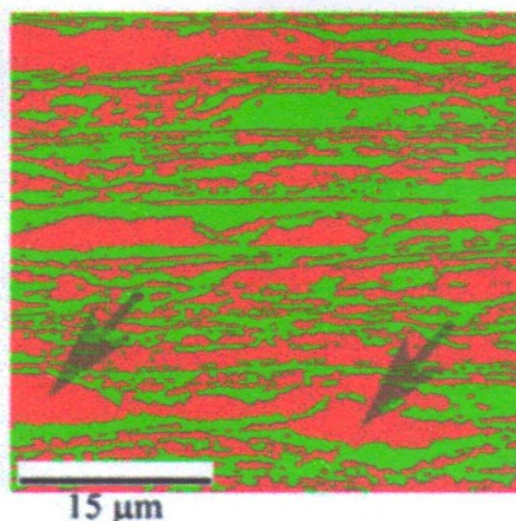


Abbildung 23: Gefügebild eines Duplex-Stahls mit 90 % Verformung bei 425 °C (rot=Ferrit; grün=Austenit) [24]

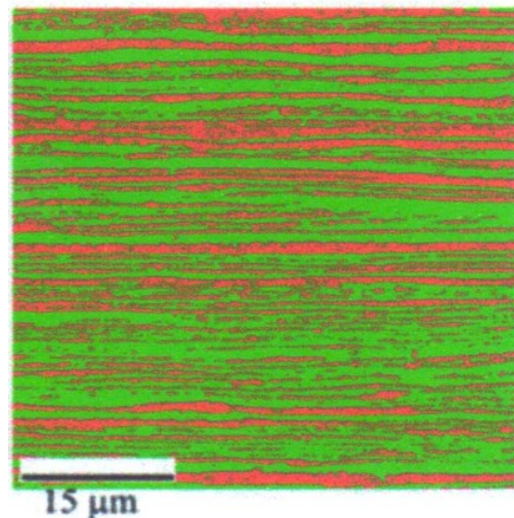


Abbildung 24: Gefügebild eines Duplex-Stahls mit 90 % Verformung bei 625 °C (rot=Ferrit; grün=Austenit) [24]



Bei höheren Temperaturen kommt es zum Auftreten von Entfestigungsvorgängen. Abbildung 25 zeigt eine Processing Map des Super-Duplex-Stahls alloy 2205. Er weicht von der chemischen Zusammensetzung nur geringfügig vom A911SA ab. Die grauen Bereiche zeigen instabiles Verhalten des Werkstoffes. Hier kann es zur Bildung von Rissen kommen. Sie bilden sich häufig an den Ferrit/Austenit Grenzen und wachsen dann in den weicheren Ferrit. Weiters kann es zur Ausbildung von „flow localizations“ und unregelmäßigen, gezackten Zwillingen kommen. Bei Temperaturen über 1000 °C und Umformgeschwindigkeiten von kleiner  $0,3 \text{ s}^{-1}$  sind ausschließlich stabile Bereiche zu finden. Abbildung 26 zeigt das Gefügebild eines Duplex Stahls, der bei hoher Temperatur und kleinem Umformgrad verformt wurde. Der Austenit (weiß) ist in der ferritischen Matrix gleichmäßig verteilt. Die Korngrenzen im Ferrit zeigen das Auftreten von DRV mit anschließender DRX und somit die Bildung feinerer Körner [25].

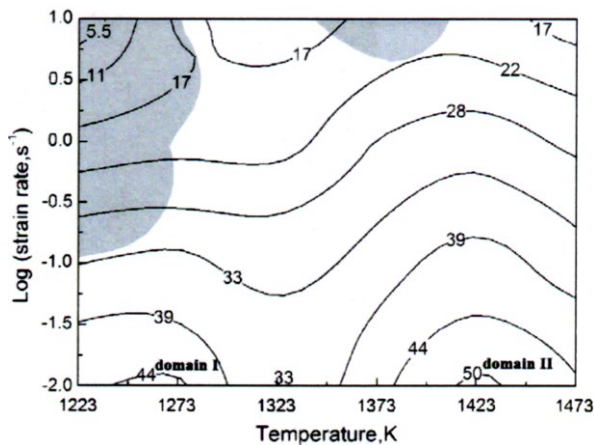


Abbildung 25: Processing Map eines Super-Duplex-Stahls alloy 2205 [25]

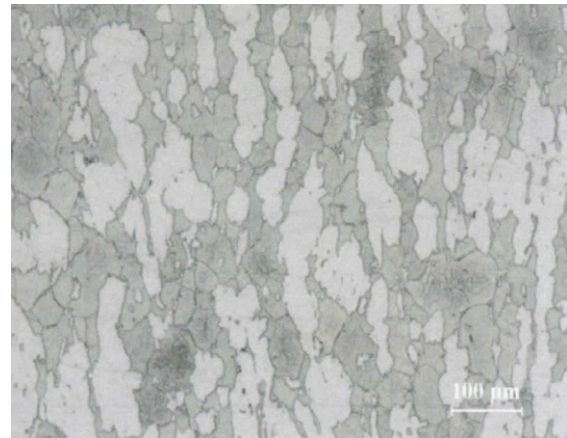


Abbildung 26: Gefügebild eines alloy 2205 Super-Duplex-Stahls verformt bei 1150 °C mit Dehnrate  $0,01 \text{ s}^{-1}$  [25]

In einem Temperaturbereich von ca. 600 °C - 1000 °C kann es bei Super-Duplex-Stählen zur Bildung unerwünschter intermetallischer Phasen kommen. Die  $\sigma$ -Phase und die  $\chi$ -Phase (tcp-Phasen= topologically close-packed) sind harte, Cr- und Mo-reiche Phasen, die zu Versprödung und Korrosion des Werkstoffes führen. Sie bilden sich hauptsächlich zwischen Ferrit/Austenit Grenzflächen und wachsen dann in den Ferrit. Die  $\sigma$ -Phase bildet sich auf Grund der eutektoiden Umwandlung  $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$  (Abbildung 28). Es ist aber auch möglich, dass sie zwischen Ferrit/Ferrit-Korngrenzen aus  $\alpha \rightarrow \sigma$  direkt gebildet wird. Wie im ZTU-Schaubild Abbildung 22 zu sehen ist, scheidet sich die  $\chi$ -Phase etwas früher aus als die  $\sigma$ -Phase und ist im Größenverhältnis deutlich kleiner. Jedoch ist sie eine metastabile Phase und wandelt sich bei längeren Haltezeiten in die stabilere  $\sigma$ -Phase um [26] [27].

Abbildung 27 zeigt ein Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm für einen Super-Duplex einmal nach dem Lösungsglühen (—■—) und nach 20 % Kaltverformung (alle anderen Linien). Man erkennt, dass die Bildung der  $\sigma$ -Phase mit einer vorhergehenden Verformung früher beginnt. Weiters erkennt man bei der Rekristallisationsstartkurve von Ferrit und Austenit einen leichten Knick nahe dem Beginn der  $\sigma$ -Phasen Bildung. Das deutet auf eine Wechselwirkung zwischen den intermetallischen Ausscheidungen und der Rekristallisation hin. Genauer gesagt, wird die Kinetik der Rekristallisation im Ferrit und im Austenit durch die Phasenbildung gestört. Der Grund ist die bevorzugte Bildung der intermetallischen Phasen zwischen Ferrit/Austenit-Grenzen. Dadurch wird die Keimbildung für die Rekristallisation des Austenits erschwert, da diese im Austenit nur schwer, auf Grund der niedrigen  $\gamma_{SP}$  möglich ist [27].

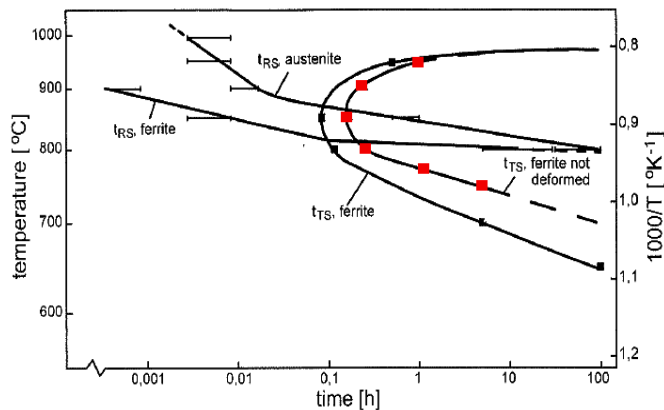


Abbildung 27: Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm nach dem Lösungsglühen und nach 20 % Verformung mittels Kaltwalzen ( $t_{TS}$ = Start der Umwandlung:  $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma$ ;  $t_{RS}$ = Start der Rekristallisation) [27]

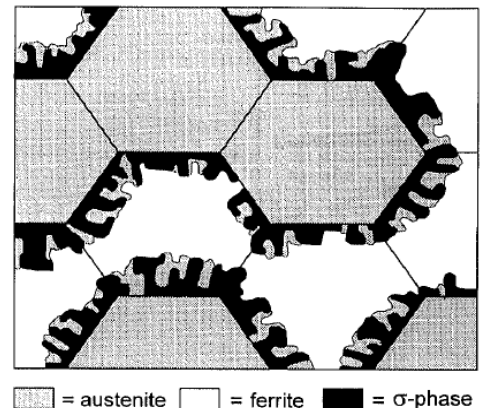


Abbildung 28: Sigma Phasenbildung während der eutektischen Umwandlung [27]

## 5.2 Vergütungsstahl (Böhler V354MG, DIN 14CrMoV6-9)

Böhler V354MG ist ein chrom-, molybdän- und vanadiumlegierter Vergütungsstahl mit hoher Vergütungs- und Warmfestigkeit. Er ist sehr gut schweiß- und gasnitrierbar. Je nach Bedarf und Reinheit wird der V354MG konventionell erschmolzen oder mit dem Elektroschlack-Umschmelzverfahren produziert. Der 14CrMoV6-9 wird vor allem in der Luftfahrt auf Grund der hohen Vergütefestigkeit und guter Schweißbarkeit angewendet. Die Betriebstemperaturen reichen von -75 °C bis 500 °C. Zudem wird er für Schnecken und Zylinder bei Extruder-Werkzeugen verwendet [28].

### 5.2.1 Normbezeichnung

EN 1.7735 (DIN 14CrMoV6-9)

### 5.2.2 Chemische Zusammensetzung

C	Si	Mn	Cr	Mo	V
0,17	≤ 0,20	0,95	1,40	0,90	0,25

### 5.2.3 Mechanische Eigenschaften:

Zustand	Rp <sub>0.2</sub> [N/mm <sup>2</sup> ]	Rm [N/mm <sup>2</sup> ]	A <sub>5</sub> [%]	Z [%]	W [J]
geglüht		max. 600			
luftvergütet	≥ 785	980 - 1130	≥ 10	≥ 55	≥ 34
ölgütet	≥ 930	1080 - 1250	≥ 10	≥ 55	≥ 34
ölgütet Dicke >100 und ≤160 mm	≥ 735	930 – 1080	≥ 11	≥ 55	≥ 34
ölgütet Dicke >160 und ≤250 mm	≥ 635	830 – 960	≥ 12	≥ 60	≥ 34

### 5.2.4 Erkenntnisse zu Gefügeentwicklung und Umformeigenschaften aus der Literatur

14CrMoV6-9 ist ein lufthärtbarer Vergütungsstahl mit sehr guten Umformeigenschaften. [29] Bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,15 % liegt die Ac<sub>3</sub>-Temperatur bei 880 °C. Das bedeutet über dieser Temperatur liegt rein austenitisches Gefüge vor. Bei sehr langsamer Abkühlung beginnt sich unterhalb ca. 800 °C Ferrit auszuscheiden. Kühlt man weiter sehr langsam ab, kommt es bei ca. 723 °C zur Bildung von Ferrit und Perlit [30].

Abbildung 29 zeigt ein kontinuierliches ZTU-Schaubild für den 14CrMoV6-9. Die kleinen Zahlen an den Kurven stehen für den prozentualen Anteil der gebildeten Phase. Die eingerahmten Werte am Ende der Abkühlkurve stehen für die Härte nach Vickers. Im Schaubild ist zu erkennen, dass bei einer vorhergehenden Austenitisierung von 980 °C und einer Abkühlrate von

ca. 1°C/s der Ferrit-Perlit-Bereich nicht erreicht wird. Darum wird der 14CrMoV6-9 auch als Lufthärter bezeichnet. Vor allem bei schmalen Werkstücken (dünne Bleche) ist die Abkühlrate sehr hoch, was zur Bildung von bainitischen oder martensitischen Gefügen führt [31].

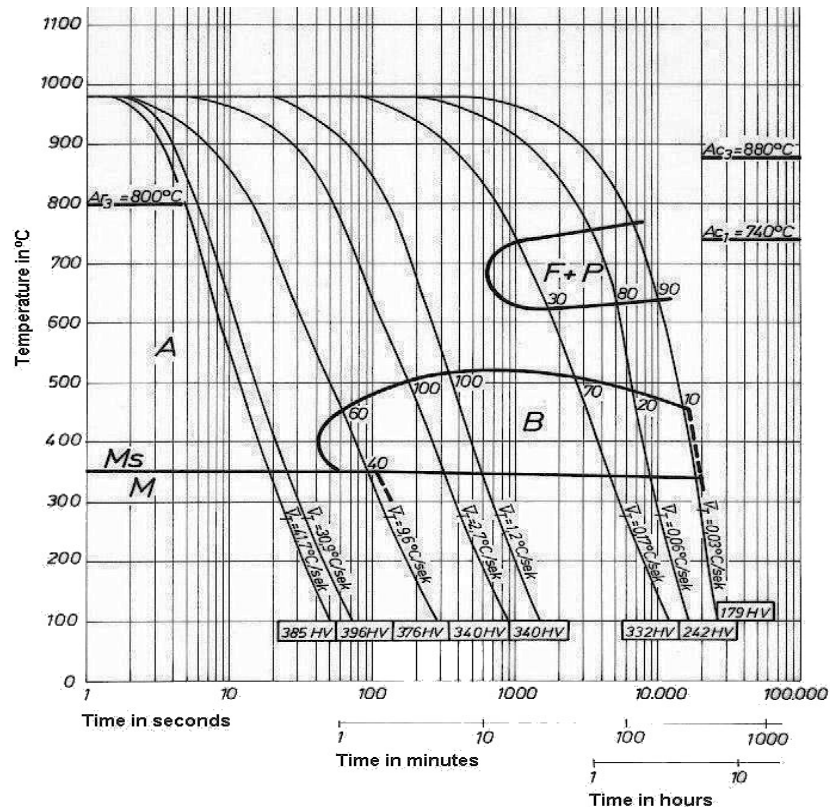


Abbildung 29: ZTU-Schaubild 14CrMoV6-9 [31]

Die Verformungsmechanismen werden von mehreren Faktoren beeinflusst. Ein wichtiger Prozess ist die Umwandlung von  $\gamma \rightarrow \alpha$ . Das Absinken der Temperatur während der Verformung bewirkt einen Anstieg der Umwandlungstemperatur. Das Phänomen kann mit Hilfe von drei Effekten erklärt werden. Einerseits der Anstieg der Gibbs-Energie im Austenit auf Grund der plastischen Deformation. Weiters führt eine hohe Versetzungsdichte zu einem Anstieg der heterogenen Keimbildung im Ferrit, was einerseits die Kinetik der Umwandlung ändert, andererseits die Diffusion des Kohlenstoffs beschleunigt. Als drittes Phänomen tritt Kornfeinung im Austenit, auf Grund von DRX auf, was wiederum zu einem Anstieg der Keimbildungsrate führt. Überlagert man diese drei Phänomene, so kann die Beschleunigung der diffusionsgesteuerten Ferritumwandlung erklärt werden [32].

Ein weiterer Vorgang ist die verformungsinduzierte Ferritumwandlung, häufig bezeichnet als DIFT (deformation induced ferrite transformation). Dabei wird die während der Umformung

gespeicherte Energie zur treibenden Kraft der Phasenumwandlung. Es ist im Gegensatz zur diffusionsgesteuerten Ferritumwandlung während des Abkühlens ein auf Keimbildung basierender Prozess der zusätzlich zur Kornfeinung beiträgt. DIFT tritt bei geringen Temperaturen und kleinen Dehnraten auf [23]. Bereits bei 750 °C kann sein Auftreten im Gefüge beobachtet werden. Nach der Verformung bildet sich Ferrit als Funktion von der Austenitkorngröße und der gespeicherten Energie, die während der Umformung entstanden ist. Kleine Austenitkörner, die sich auf Grund von DRX gebildet haben, verschieben die „Ferritnase“ im ZTU-Schaubild nach links, weshalb sich beim Abkühlen des Stahls Ferrit bilden kann. Das führt während der Verformung und bei tieferen Temperaturen zum Absinken der Fließspannung. Daraus ergeben sich hohe Werte für  $m$  und  $\eta$  und somit stabile Bedingungen während der Umformung auf Grund von DRV und einer damit verbundenen Subkornbildung im Ferrit. [32]

Eine Processing Map eines AISI 1016 ist in Abbildung 30 zu sehen. Das ist ein Vergütungsstahl welcher mit der chemischen Zusammensetzung des 14CrMoV6-9 vergleichbar ist. Es zeigt große Instabilitätsbereiche bei Umformgeschwindigkeiten von  $1 - 10 \text{ s}^{-1}$ . Hohe Werte für  $\eta$  zeigen sich erst bei sehr langsamen Umformgeschwindigkeiten beinahe im gesamten Temperaturbereich. [32].

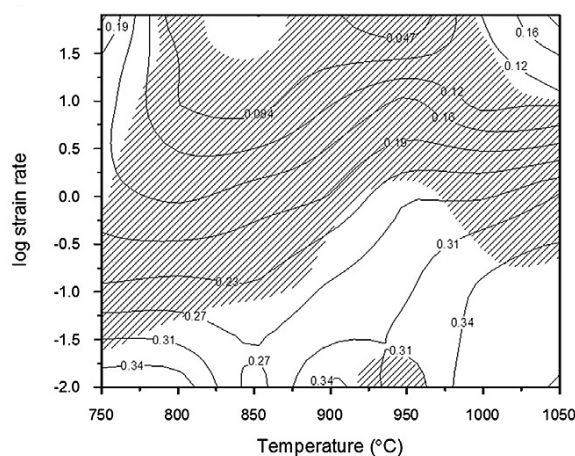


Abbildung 30: Processing Map eines AISI 1016 Stahls bei einer Verformung von 30 % [32]

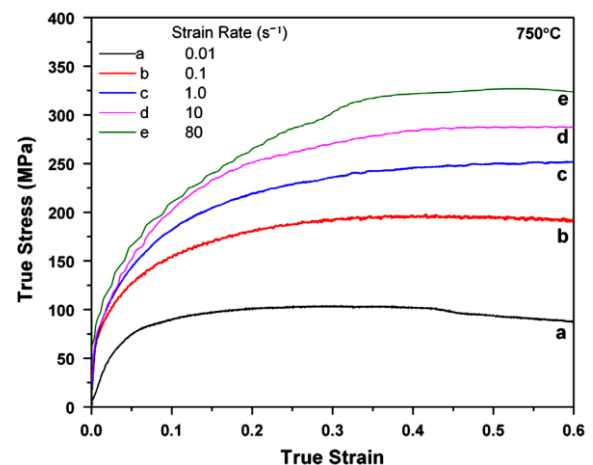


Abbildung 31: Fließkurven eines AISI 1016 mit 5min. Austenitisieren bei 1050 °C und einer Umformtemperatur von 750 °C. [32]

Bei der Warmumformung steigt der Verformungswiderstand mit steigender Umformgeschwindigkeit und sinkender Temperatur. Das kann aus den Fließkurven von Abbildung 31 entnommen werden. Bei Temperaturen um 750 °C ist bis zu einer  $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$  eine stetige Verfestigung auf Grund des Anstieges der Versetzungsdichte zu erkennen. Nur bei sehr

geringeren  $\dot{\varphi}$  kommt es zu einem stabilen Fließbereich auf Grund von DRV im Ferrit, aber auch DRX im Austenit. Abbildung 32 zeigt dazu ein Gefügebild, bestehend aus Ferrit und Martensit. Die Korngrenzen im Ferrit sind gut zu erkennen, was auf eine gute Umformbarkeit auf Grund von DRV hinweist. Bei ca. 900 °C kann DRV schon bei  $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$  auftreten. Erhöht man die Temperatur auf 1050 °C, so zeigt sich bei Dehnraten bis  $1 \text{ s}^{-1}$  ein Spannungspeak, gefolgt von einer Entfestigung bis hin zu einem stabilen Spannungsniveau. Daraus kann man schließen, dass DRX im Austenit bei hohen Temperaturen und kleineren Dehnraten auftritt. Abbildung 33 zeigt dazu ein martensitisches Gefüge und kleinen Mengen Ferrit, gebildet an den Korngrenzen. Bei tieferen Temperaturen hingegen kommt es auf Grund der geringen Diffusionsrate zum Aufbrechen der Austenitkörner. Zuletzt können bei sehr hohen Dehnraten und tiefen Temperaturen, Poren zwischen den Ferrit/Austenit Grenzen entstehen, aber auch bei hohen Temperaturen ist ein Abfall der Fließspannung zu erkennen. Der Grund ist aber nicht DRX, sondern ein Aufbrechen der Körner auf Grund der hohen Umformgeschwindigkeit und der damit verbundenen geringen Diffusionszeit [32].

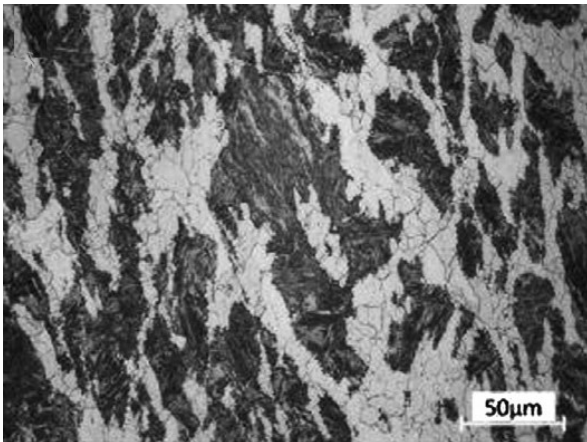


Abbildung 32: Gefügebild eines AISI 1016 Stahls, der bei 1050 °C, 5 min austenitisiert und bei 750 °C mit einer Dehnrates  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und wahre Dehnung 0,7 umgeformt wurde [32].

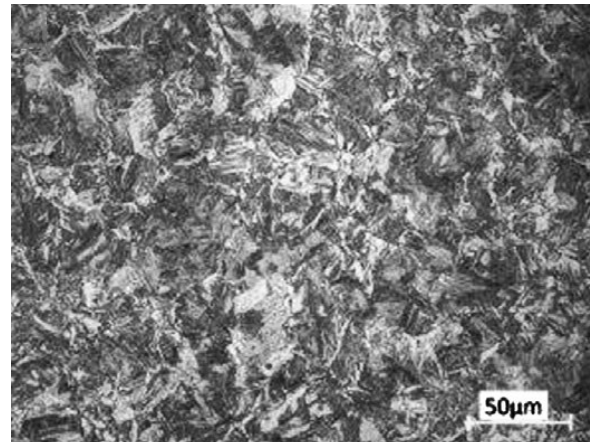


Abbildung 33: Gefügebild eines AISI 1016 Stahls der bei 1050 °C, 5 min austenitisiert und mit einer Dehnrates  $0,01 \text{ s}^{-1}$  und wahre Dehnung 0,7 umgeformt wurde [32].

Eine steigende Umformgeschwindigkeit führt zur Bildung immer feinerer Körner. Das kann dadurch erklärt werden, dass bei größeren Umformgraden die Versetzungsdichte und dadurch auch die gespeicherte Energie im Korn ansteigt, was im Weiteren wieder zu DRX führt [33].

Stabile Umformbereiche können also bei niedrigeren Umformgeschwindigkeiten und höheren Temperaturen erreicht werden. Wichtig ist auch ein vorhergehendes Austenitisieren, um eine Umformung im Einphasengebiet zu ermöglichen und Schädigungen auf Grund der unterschiedlichen Verformungseigenschaften von Ferrit und Austenit zu vermeiden.

Der 14CrMoV6-9 neigt zu Entkohlung an der Randschicht der Bleche auf Grund der hohen Affinität von Sauerstoff und Kohlenstoff. Der dafür benötigte Sauerstoff kann einerseits durch Luft, aber auch durch Wasser aufgebracht werden. Zudem beschleunigt Wasser den Effekt der Entkohlung zusätzlich, da es die Reaktionskinetik positiv beeinflusst. Die mechanischen Eigenschaften und das Umformverhalten werden durch diese weichere Ferritschicht negativ beeinflusst [34].

## 6 Experimentelle Laboruntersuchungen

Um das Umformverhalten der Werkstoffe besser zu verstehen, werden Stauchversuche am servohydraulischen Umformsimulator durchgeführt. Damit lassen sich Umformparameter beliebig variieren, was die Suche stabiler Walzbedingungen erleichtert.

### 6.1 Stauchversuche am servohydraulischen Umformsimulator

Der servohydraulische Umformsimulator (Abbildung 34) ermöglicht neben der Aufnahme von Kalt- und Warmfließkurven auch die Abbildung von komplexen Temperatur- und Umformprofilen. Daraus kann zum Beispiel die Auswirkung eines Umformprozesses auf die Mikrostruktur des Werkstoffes dargestellt werden. Verschiedene Aufheiz-, Halte-, Abkühl-, und Umformschritte können praktisch beliebig kombiniert werden [35].

Das Aufheizen der Proben erfolgt induktiv, abgekühlt wird, wie bei den Standardwalzprozessen, an Luft. Die Versuche werden mit sogenannten „Rastegaev-Proben“ durchgeführt. Das sind Zylinderproben mit speziellen Schmiertaschen an den Stirnseiten, um die Reibung zwischen Stempel und Probe zu verringern. Zum Messen der Temperatur wird ein Thermoelement in eine kleine Bohrung der Probe gesteckt. Abbildung 35 zeigt den Greifarm, der die Probe fixiert. Dieser bringt sie dann in die erste Zone, wo sie induktiv erwärmt wird und im Anschluss weiter in den Ofen, wo auch die Stauchung erfolgt.



Abbildung 34: Gesamtaufnahme des servohydraulischen Umformsimulators am Lehrstuhl für Umformtechnik



Abbildung 35: Probenhalterung am Manipulator der Servotest-Anlage



Das System zeichnet dabei für jeden Versuch eine Fließkurve und den genauen Verlauf der Temperatur auf. Die Proben werden dann jeweils längs und quer zur Stauchrichtung geschnitten und eingebettet. Im Anschluss folgt das Schleifen und Polieren. Geätzt wird je nach Werkstoff mit 1%iger  $\text{HNO}_3$  für den Vergütungsstahl und mit V2A für den Super-Duplex-Stahl.

### 6.1.1 Beurteilung der Fließkurven des Super-Duplex-Stahls

Die erste Versuchsreihe des Super-Duplex-Stahls wurde wieder ohne Vorerwärmung durchgeführt. Die Umformparameter wurden mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10\text{s}^{-1}$  gewählt. Die Haltezeit auf Umformtemperatur beträgt jeweils zwei Minuten. Nach der Stauchung wurden alle Proben an Luft abgekühlt. Die Kurven in Abbildung 36 zeigen einen Spannungsppeak mit einem darauffolgenden Spannungsabfall. Das deutet bei allen Temperaturen auf DRV und DRX im Ferrit und DRX im Austenit hin. Bei 950 °C und 1050 °C ist dieser Abfall etwas geringer als bei den anderen Versuchen, weil Entfestigungsvorgänge hier hauptsächlich im Ferrit stattfinden. Bei tieferen Temperaturen und der hohen  $\dot{\varphi}$  wird mehr Dehnung vom Austenit aufgenommen. Der Grund ist die hohe Versetzungsdichte im Austenit und das damit verbundene bevorzugte Auftreten von DRX. Die zeitabhängige DRV kann auf Grund der hohen  $\dot{\varphi}$  nur bedingt ablaufen.

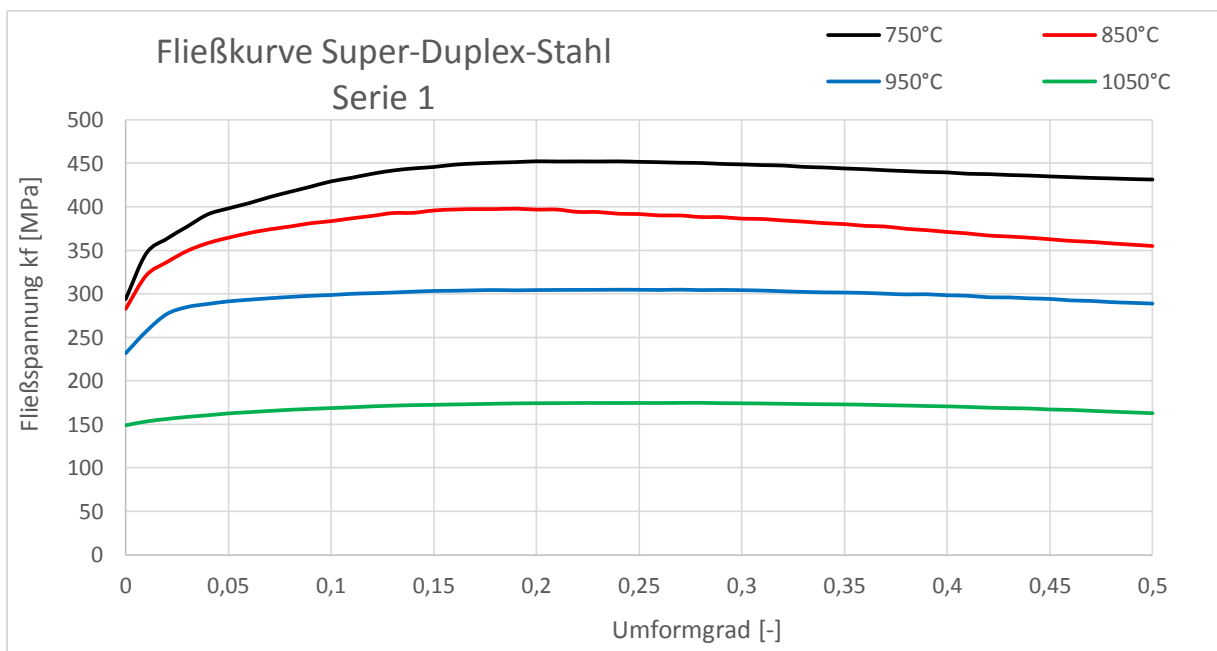
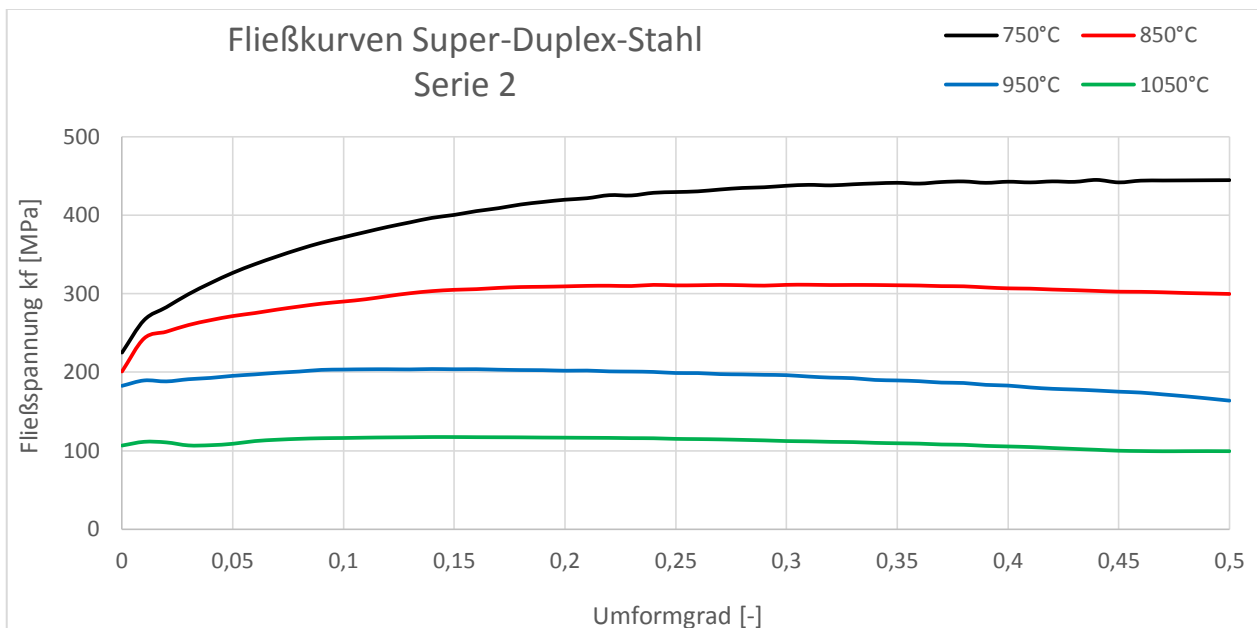


Abbildung 36: Fließkurven des Super-Duplex-Stahls aus Versuchsserie 1 der Stauchversuche ohne Vorerwärmung mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10\text{s}^{-1}$ .

Für die zweite Versuchsreihe sind diverse Parameter geändert worden. Vor der Verformung wurden die Proben auf 1060 °C erwärmt und für 5 Minuten auf Temperatur gehalten. Der Umformgrad blieb mit  $\varphi = 0,5$  gleich und die Umformgeschwindigkeit wurde, auf Grund von Erkenntnissen aus der Literatur, auf  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  gesenkt. Abgekühlt wurden die Proben nach der Stauchung wiederum an Luft. Die Fließkurven sind in Abbildung 37 zu sehen. Bei Temperaturen ab 950 °C ist von Beginn an keine nennenswerte Verfestigung zu erkennen, was auf stabile Umformbedingungen hindeutet. Bei tieferen Temperaturen stellt sich nach einem Verfestigungsbereich eine relativ stabile Gleichgewichtsspannung ein. DRV im Ferrit ist der bestimmende Entfestigungsmechanismus. Bei 850 °C und 950 °C ist auch DRX zu erkennen, die jedoch auf Grund der geringeren  $\dot{\varphi}$  nicht so stark wie bei vorigen Versuchen auftritt.



**Abbildung 37: Fließkurven des Super-Duplex-Stahls aus Versuchsserie 2 der Stauchversuche mit Vorerwärmung auf 1060 °C. Umformparameter:  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ .**

Bei der dritten Serie wurde versucht, eine Walzung anhand von Parametern aus der Standardfertigung der Bleche zu simulieren. Diese Parameter für beide Versuche sind in Tabelle 2 angeführt. Für Versuch 2 wurden, bis auf die Umformgeschwindigkeit mit  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ , dieselben Parameter verwendet. Die Abkühlrate der Proben zwischen den Stauchungen beträgt ca. 8°C/s. Um das zu erreichen wurde der Ofen, in dem die Stauchung erfolgt abgeschaltet. Nach dem Versuch wurde an Luft bis auf Raumtemperatur weiter abgekühlt.

Versuch 1				Versuch 2
Temperatur	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_{1m}$ [s <sup>-1</sup> ]	$\dot{\varphi}_{2m}$ [s <sup>-1</sup> ]
Start: 1060 °C/5min				
1000	-0,104	-0,38	8,3	1
930	-0,084		8	1
870	-0,060		7	1
810	-0,053		6,5	1
750	-0,033		5,5	1
690	-0,032		5,5	1
650	-0,017		4	1
Erwärmen: 1060 °C/5min				
1000	-0,097	-0,26	10	1
940	-0,064		8,3	1
880	-0,043		7	1
820	-0,034		6	1
760	-0,022		5	1
Erwärmen: 1060 °C/5min				
1000	-0,13	-0,13	10	1

**Tabelle 2: Umformparameter, für die Simulation einer Walzung des Super-Duplex-Stahls, aus der Standardfertigung 3 mm dicker Bleche.**

Auf Grund der zum Teil sehr geringen Umformgrade sind einige Messungenauigkeiten entstanden. Die Fließkurve von Versuch 1 zeigt gut die gemessenen Werte, bei Versuch 2 hinkt der Umformgrad etwas hinterher (Abbildung 38). Zusätzlich wurde eine Umformung nach der zweiten Erwärmung nicht gemessen. Dennoch kann man wichtige Erkenntnisse aus der Fließkurve ziehen. Bei höheren Temperaturen und niedrigen Umformgeschwindigkeiten ist eine geringere Fließspannung zu erkennen. Diese erhöht sich jedoch viel stärker, als jene bei höherer  $\dot{\varphi}$ , was dazu führt, dass ab ca. 900 °C eine höhere Fließspannung bei Versuch 2 zu finden ist. Es kann daran liegen, dass die Dehnung in diesem Temperaturbereich und dieser hohen  $\dot{\varphi}$  vom Austenit aufgenommen wird, da die Erholungsprozesse im Ferrit zeitabhängig sind. Bei höherer Umformtemperatur und geringerer  $\dot{\varphi}$  ist, wie schon vorher erwähnt, DRV im Ferrit der entscheidende Entfestigungsmechanismus.

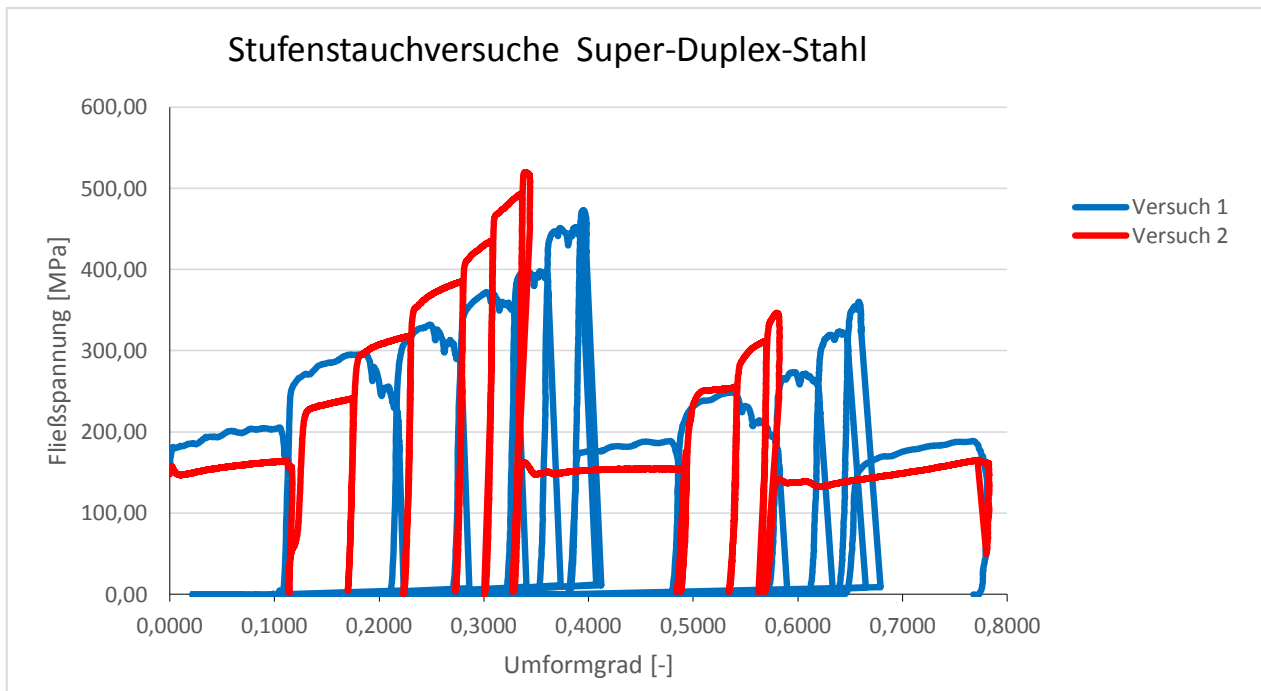


Abbildung 38: Fließkurven der Stufenstauchversuche des Super-Duplex-Stahls nach Standardfertigung 3 mm dicker Bleche und einer Vorerwärmung auf 1060 °C. Die Umformgeschwindigkeit beträgt  $\dot{\varphi}$  nach Tabelle 2 (blau) und  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  (rot).

### 6.1.2 Beurteilung der Fließkurven des Vergütungsstahls (14CrMoV6-9)

Bei der ersten Versuchsreihe des 14CrMoV6-9 wurden vier Proben bei verschiedenen Temperaturen umgeformt, wobei die Haltezeit auf Umformtemperatur zwei Minuten beträgt. Zum direkten Vergleich wurde zusätzlich eine Probe bei 1000 °C für 2 Minuten austenitisiert und anschließend umgeformt. Die Umformparameter wurden bei allen 5 Versuchen mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  gewählt. Die aufgezeichneten Fließkurven sind in Abbildung 39 dargestellt. Bei tiefen Temperaturen bis 750 °C ist ein Spannungspeak zu erkennen, dem eine permanente Entfestigung folgt. Das ist für diesen Temperaturbereich untypisch und auch in der Praxis werden Verformungen bei solchen niedrigen Temperaturen nicht angewendet, ohne vorher zu Austenitisieren. Die beiden Kurven bei 850 °C und 950 °C zeigen einen gewöhnlichen Verlauf der Fließspannung, wie man ihn auch in der Literatur findet. Dabei ist eine stetige Verfestigung zu erkennen. Jedoch erfolgt nur bei 950 °C eine Verformung im Einphasenbereich. Besonders gut erkennt man den Unterschied der beiden Kurven bei einer Umformtemperatur von 650 °C. Ohne einer vorhergehenden Austenitisierung ist, wie schon erwähnt, nach dem Peak ein permanenter Abfall der Fließspannung zu erkennen. Austenitisiert man die Probe vorher für 2 Minuten bei 1000 °C, ist eine stetige Verfestigung zu beobachten, die bei  $\varphi = 0,4$  in einen Gleichgewichtszustand übergeht. Vergleicht man dazu noch zusätzlich die Fließkurve

bei 750 °C, erkennt man schon die Wichtigkeit einer vorhergehenden Austenitisierung in Bezug auf stabile Verformung und  $k_f$ .

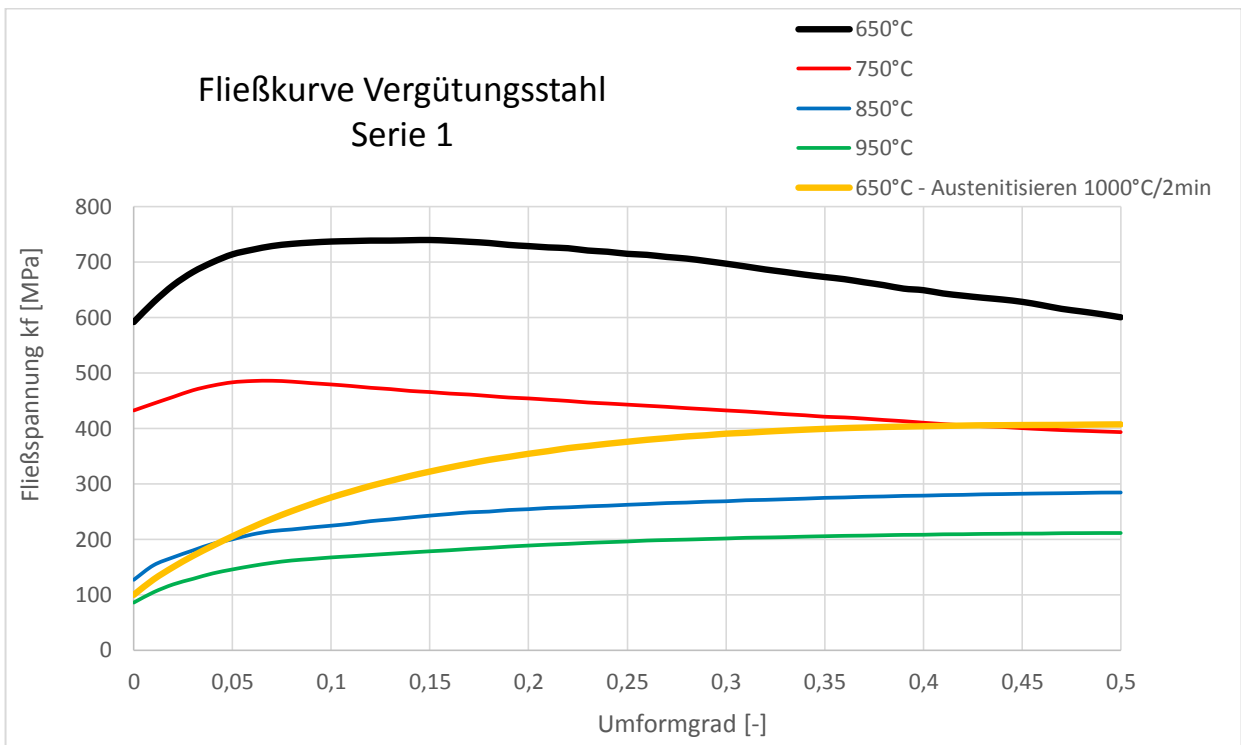


Abbildung 39: Fließkurve des Vergütungsstahls ohne Austenitisierung und einer Vergleichsprobe mit Austenitisierung bei 1000 °C für 2 Minuten. Die Umformparameter sind mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  bei allen Versuchen gleich.

Für die zweite Versuchsreihe wurden die Umformparameter gleich belassen, jedoch erfolgte bei jedem Stauchversuch eine vorhergehende Austenitisierung für 5 Minuten bei 1000 °C. Zudem wurden die Umformtemperaturen jeweils um 50 °C nach unten verschoben. Die Abkühlung von der Austenitisierungs- auf die Umformtemperatur erfolgte an Luft. Die Abkühlrate der Proben beträgt dabei ca. 9 °C/s. Daher kann versichert werden, dass die Verformung im Einphasenbereich ( $\gamma$ -Phase) erfolgt. Die Kurven in Abbildung 40 zeigen einen typischen Verlauf für Vergütungsstähle bei hoher Dehnrage. Bei 600 °C und 700 °C ist eine stetige Verfestigung zu erkennen. Die Fließkurven bei höheren Temperaturen sind ähnlich wie jene bei Serie 1. Die Fließspannungen mit vorhergehender Austenitisierung zeigen aber wiederum etwas geringere Werte. Daraus sieht man, dass ab einer  $T_U$  von 800 °C eine Austenitisierung des Werkstoffes nur geringen Einfluss auf die Fließspannung hat.

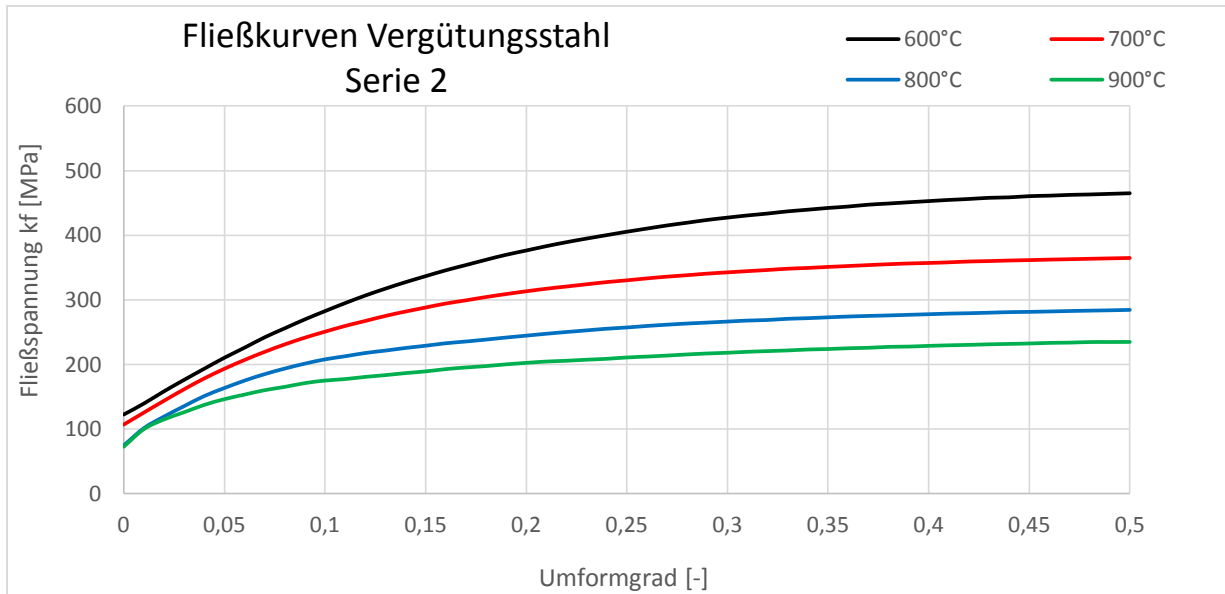


Abbildung 40: Fließkurve des Vergütungsstahls mit vorhergehender Austenitisierung bei 1000 °C für 5 Minuten. Die Umformparameter sind mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  bei allen Versuchen gleich.

Bei der dritten Versuchsserie wurden Stufenstauchungen durchgeführt. Dabei soll ein Walzprozess simuliert werden. Die Parameter sind aus der Standardfertigung für 6 mm dicke Bleche. Die beiden Versuche unterscheiden sich nur anhand der Temperatur, die restlichen Parameter wurden gleich gewählt. Die Abkühlrate der Proben auf Umformtemperatur beträgt ca. 5,5 °C/s. In Tabelle 3 und Tabelle 4 sind die verwendeten Umformparameter angeführt.

Stufenstauchversuch 1			
Temperatur	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
Start: 880 °C/5 min		-0,280	
850	-0,099		6,5
790	-0,095		6,5
720	-0,085		6,5
Erwärmen auf 880 °C/5 min		-0,355	
850	-0,150		9
780	-0,111		8,5
710	-0,094		8

Tabelle 3: Umformparameter für den Stufenstauchversuch 1 lt. Standardfertigung 6 mm dicker Bleche.

Stufenstauchversuch 2			
Temperatur	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
Start: 980 °C/5 min		-0,280	
950	-0,099		6,5
890	-0,095		6,5
820	-0,085		6,5
Erwärmen auf 880 °C/5 min		-0,355	
850	-0,150		9
780	-0,111		8,5
710	-0,094		8

Tabelle 4: Umformparameter für den Stufenstauchversuch 2 lt. Standardfertigung 6 mm dicker Bleche mit einmaliger Austenitisierung.

Die Fließkurven in Abbildung 41 zeigen bei beiden Versuchen eine stetige Verfestigung während der Umformung, auf Grund des geringen  $\varphi$ . Man erkennt gut den Einfluss der Temperatur bei den ersten drei Stauchungen, da die  $k_f$  bei höherer  $T_U$  deutlich niedriger ist. Obwohl die Parameter bei der zweiten Erwärmung gleich sind, zeigt  $k_f$  geringere Werte beim Versuch 2. Daraus kann wieder erkannt werden, dass ein vorhergehendes Austenitisieren auf Grund der geringeren Verfestigung eine unkritischere Verformung ermöglicht.

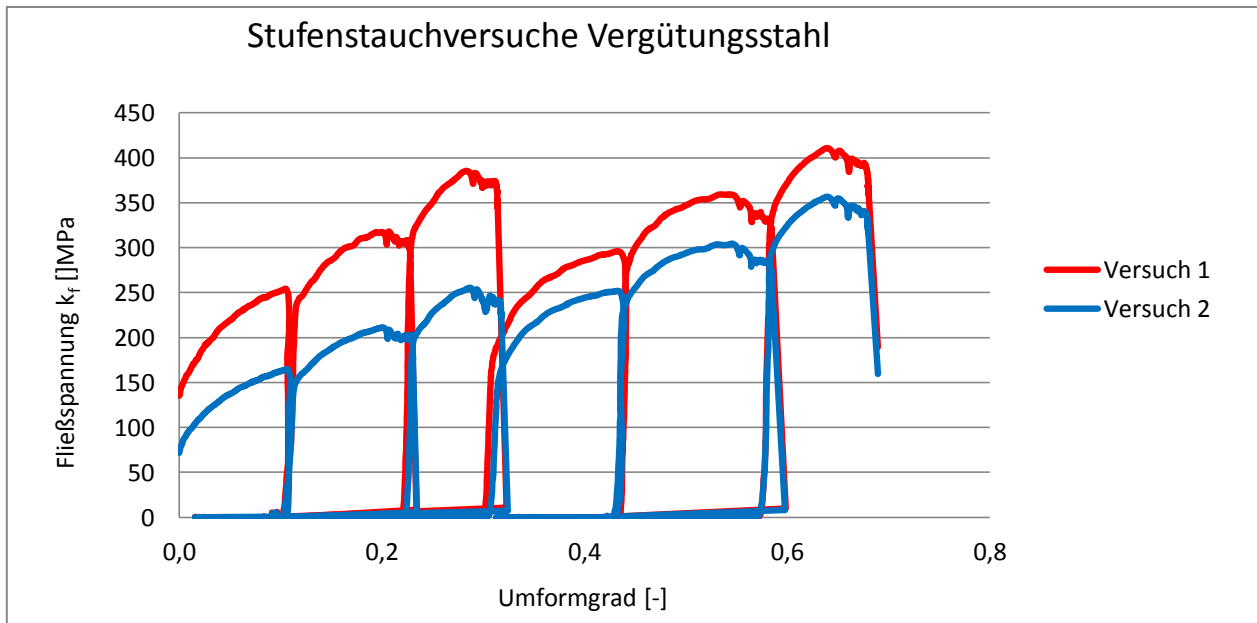


Abbildung 41: Fließkurven der Stufenstauchversuche des Vergütungsstahls nach der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche. Austenitisierungstemperatur 880 °C (rot) und 980 °C + 880 °C (blau).

### 6.1.3 Gefügeauswertung des Super-Duplex-Stahls

Bei der ersten Versuchsreihe des Super-Duplex-Stahls, ohne Vorerwärmung, ist der Temperatureinfluss gut erkennbar. Abbildung 42 zeigt das Gefügebild bei  $T_U = 750 \text{ °C}$ . Man erkennt gut die langgestreckten Körner, wie sie bei tieferen Umformtemperaturen typisch sind. Im Austenit sind schon vereinzelt Verformungsbänder (Verformungszwillinge) zu erkennen (rote Pfeile). Der Ferrit ist durch seine gräuliche Farbe erkennbar. Er weist keine Anzeichen auf DRV und DRX auf, da keine KG zu erkennen sind. Der Ferritanteil ist um einiges geringer als der Austenitanteil. Das liegt an der tcp-Phase, die sich in diesem Temperaturbereich bildet. Sie enthalten große Mengen an Cr und Mo, was beide Ferritstabilisatoren sind. Zudem bildet sie sich zwischen der  $\alpha/\gamma$  KG und wächst dann in den Ferrit. Diese Phase ist im Gefüge bis zu Umformtemperaturen von 950 °C zu finden. Erst bei 1050 °C bildet sich ein relativ homogenes Gefüge, mit gleichen Anteilen an Ferrit und Austenit (Abbildung 43). In beiden Phasen sind KG

zu finden, was auf das Auftreten von DRV und DRX im Ferrit und DRX im Austenit hinweist, wobei die Korngrenzen im Ferrit nicht so erkennbar sind, als jene im Austenit. Das Gefüge weist im Gegensatz zu tieferen Umformtemperaturen nicht das typisch lamellare Gefüge auf. Das kann ebenfalls durch das Auftreten von DRX und SRX im Austenit erklärt werden. SRX kann während der Haltezeit auf Umformtemperatur auftreten, da das Material schon vorher verformt wurde und die darin gespeicherte Energie im Material in Aktivierungsenergie umgewandelt wird.

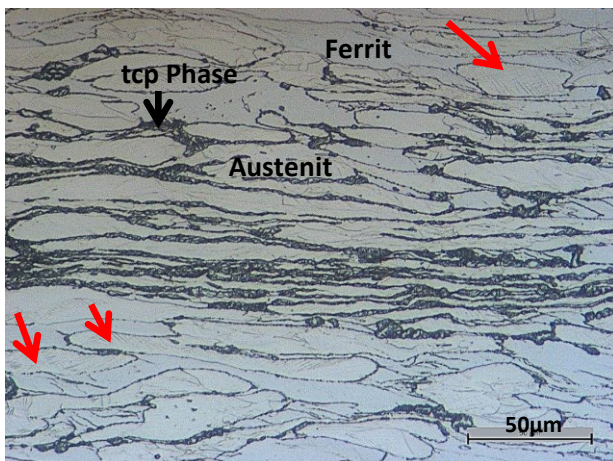


Abbildung 42: Gefügebild des A911SA nach Umformung bei 750 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  ohne Vorerwärmung.

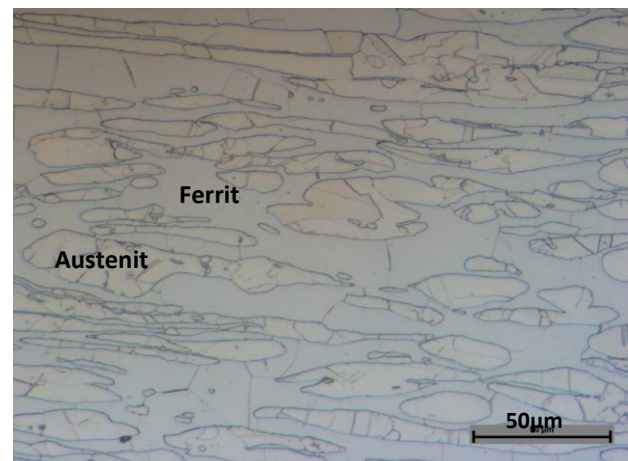


Abbildung 43: Gefügebild des A911SA nach Umformung bei 1050 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  ohne Vorerwärmung.

Bei der zweiten Versuchsreihe mit  $\dot{\varphi} = 1 s^{-1}$  und Vorerwärmen für 5 Minuten auf 1060 °C zeigt Abbildung 44 das Gefügebild bei einer Umformtemperatur von 750 °C. Im Ferrit sind nahezu keine Korngrenzen zu erkennen, der Austenit hingegen zeigt zumindest teilweise Korngrenzen und Zwillinge. Entfestigungsvorgänge treten in diesem Temperaturbereich daher nur geringfügig auf. Es sind einige Austenitinseln zu erkennen, die auf Grund von DRX oder wiederum SRX bei der Vorerwärmung entstanden sein können. Zum Vergleich zeigt Abbildung 45 das Gefüge bei  $T_u = 1050 °C$ . Wieder zeigen sich im Austenit mehr Korngrenzen als im Ferrit. Auch von der Breite der Austenitkörner kann man erkennen, dass in diesem Temperaturbereich die Verformung vom Austenit aufgenommen wird. Der Grund ist die hohe Versetzungsdichte in den Austenitkörnern und die damit verbundene DRX.



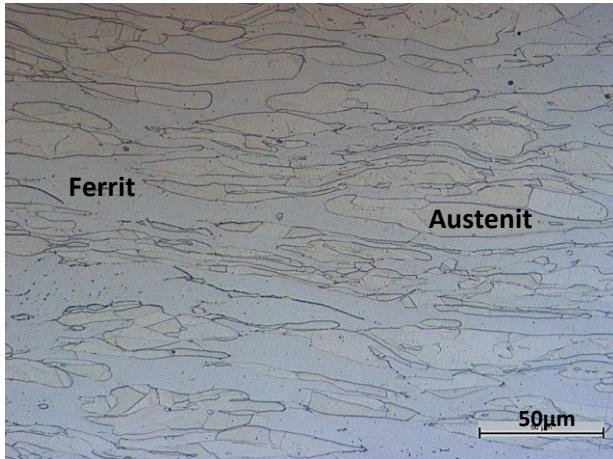


Abbildung 44: Gefügebild des Super-Duplex-Stahls nach Umformung bei 750 °C mit  $\dot{\varphi} = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  mit Vorerwärmung für 5 Minuten auf 1060 °C.

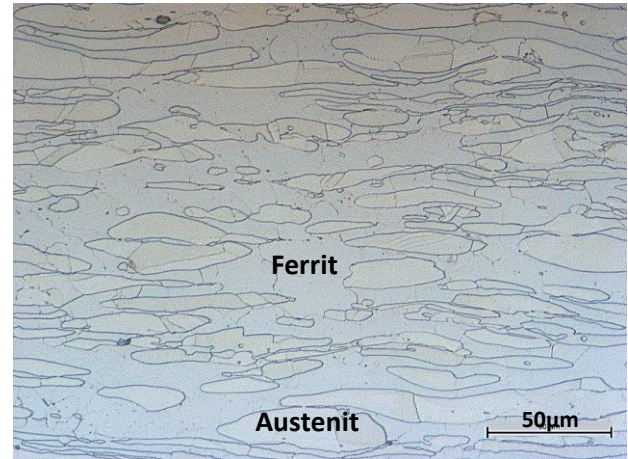


Abbildung 45: Gefügebild des Super-Duplex-Stahls nach Umformung bei 950 °C mit  $\dot{\varphi} = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  mit Vorerwärmung für 5 Minuten auf 1060 °C.

Die Stufenstauchversuche, zur Simulation der betriebsinternen Walzungen, sind in den folgenden Bildern dargestellt. Abbildung 46 und Abbildung 47 zeigen das Gefüge vom Stufenstauchversuch 1 mit  $\dot{\varphi} \sim 7 s^{-1}$ . Das Übersichtsbild zeigt einen gleichen Anteil von Ferrit und Austenit. Die Austenitkörner sind in gewissen Bereichen stark verformt (gestreckt), was ein Anzeichen für Fließlokalisierungen sind. Bei 500facher Vergrößerung zeigen sich nur wenige Korngrenzen im Ferrit, daher wird mehr Verformung vom Austenit aufgenommen, wie man auch an den sichtbaren Korngrenzen erkennen kann. Zudem sind auch hier wieder viele kleine Austenitinseln vorhanden. Ein Übersichtsbild des zweiten Stufenstauchversuchs ist in Abbildung 48 gezeigt. Auch hier erkennt man wieder Fließlokalisierungen und daraus resultierende kleine Austenitkörner auf Grund von DRX. Dennoch sind im Ferrit mehr Korngrenzen zu erkennen (Pfeile). Es wird also mehr Verformung vom Ferrit aufgenommen, als bei höherer Umformgeschwindigkeit, da DRV ein zeitabhängiger Prozess ist und somit durch die langsamere  $\dot{\varphi}$  begünstigt wird. Abbildung 49 zeigt das Gefüge des Stufenstauchversuchs 2 mit 500facher Vergrößerung. Die ferritische Matrix zeigt auch hier etwas mehr Verformung, auf Grund der schmälere Lamellendicken. Ansonsten sind keine offensichtlichen Unterschiede im Vergleich zu höheren  $\dot{\varphi}$  zu erkennen.



Abbildung 46: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 mit 100facher Vergrößerung.

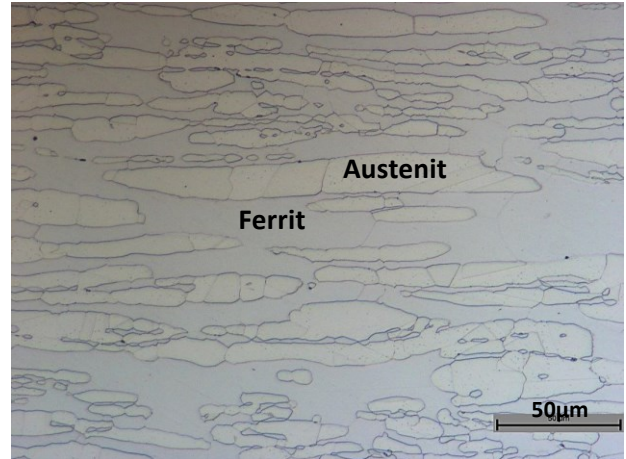


Abbildung 47: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 mit 500facher Vergrößerung.



Abbildung 48: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 jedoch mit  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  bei 100facher Vergrößerung.

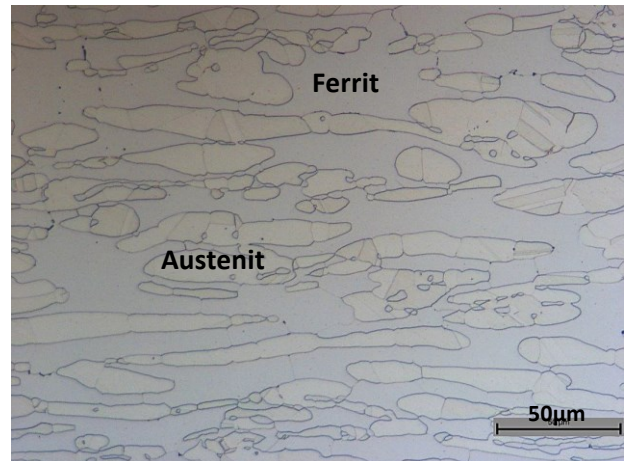
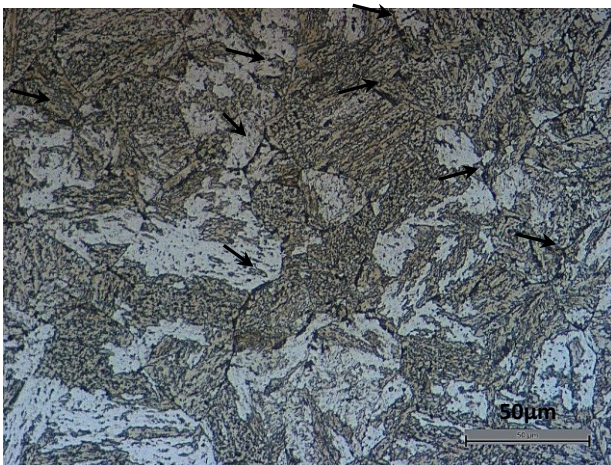


Abbildung 49: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 jedoch mit  $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$  bei 500facher Vergrößerung.

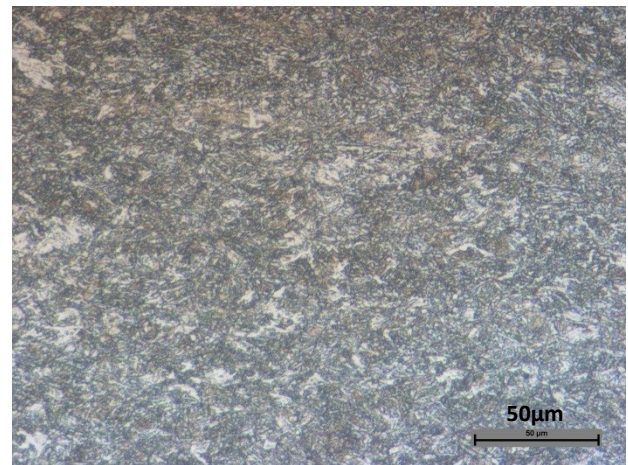
#### 6.1.4 Gefügeauswertung des Vergütungsstahls

Die Gefügebilder der ersten Versuchsserie, ohne vorher zu Austenitisieren, sind in den folgenden Abbildungen zu sehen. Die Umformung bei 650 °C zeigt dabei viele Risse, die sich entlang der KG ausbreiten (Abbildung 50). Bei dieser Temperatur kommt es zu keiner Austenitbildung im Gefüge, was zu Schädigungen, hauptsächlich zwischen den Korngrenzen führt, da diffusionsgesteuerte Prozesse bei diesen Temperaturen und Dehnraten nicht auftreten. Diese Schädigungen erklären auch den Abfall der Fließspannung in Abbildung 39. Weiteres ist während der Verformung Zementit im Gefüge vorhanden, der auf Grund seiner Sprödigkeit Risse initiiert. Ähnliche Schädigungen sind auch bei 750 °C Umformtemperatur zu finden. Darum wird auch in der Praxis nicht in diesem Temperaturbereich umgeformt, ohne

vorher zu Austenitisieren. Zum Vergleich zeigt Abbildung 51 ein Gefügebild bei einer Umformtemperatur von 650 °C, jedoch mit vorhergehender Austenitisierung für 2 Minuten bei 1000 °C. Man sieht ein nahezu rein bainitisches Gefüge mit kleinen Ferritinseln, die sich auf Grund der kurzen Haltezeit nicht komplett in Austenit umwandeln konnten. Dennoch weist das Gefüge keine sichtbaren Schädigungen auf. Abbildung 52 und Abbildung 53 zeigen die Gefüge bei 850°C und 950 °C Umformtemperatur, ohne Austenitisierung. Die Bilder unterscheiden sich nur geringfügig. Bei tieferer Temperatur sind noch einige Ferritinseln zu finden, die zum Teil gestreckt, aber auch globulistisch auftreten. Bei höherer Temperatur liegt ein nahezu rein bainitisches Gefüge vor. Ganz vereinzelt sind noch Ferritinseln zu finden, die sich wieder auf Grund der zu kurzen Haltezeit nicht in Austenit umwandeln konnten. Es zeigt jedoch, dass die Umformung fast ausschließlich im Einphasengebiet stattgefunden hat, wodurch eine gegenseitige Behinderung der unterschiedlichen Phasen während der Verformung weitgehendst vermieden wird.



**Abbildung 50:** Gefügebild des Vergütungsstahls nach Umformung bei 650 °C mit  $\dot{\varphi} = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  ohne Austenitisieren.



**Abbildung 51:** Gefügebild des Vergütungsstahls nach Umformung bei 650 °C mit  $\dot{\varphi} = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  und Austenitisieren für 2 Minuten bei 1000 °C.

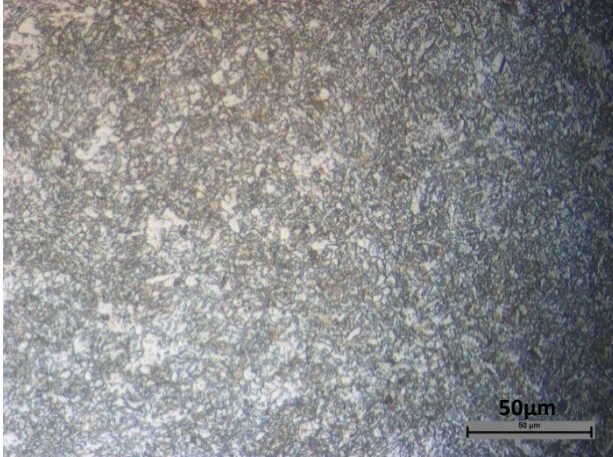


Abbildung 52: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 850 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  ohne Austenitisieren.

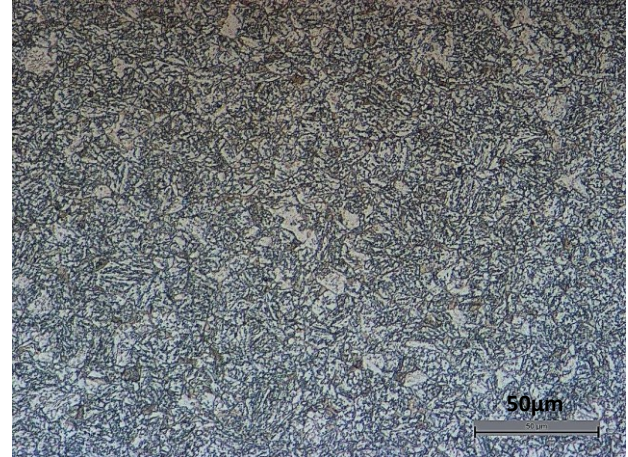


Abbildung 53: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 950 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  ohne Austenitisieren.

Für die zweite Versuchsreihe wurden die Proben vor der Verformung für 5 Minuten und bei 1000 °C austenitisiert. Die Umformparameter  $\varphi$  und  $\dot{\varphi}$  wurden nicht geändert. Abbildung 54 und Abbildung 55 wurden bei 700 °C und bei 900 °C umgeformt. Die Gefügebilder der beiden Versuche unterscheiden sich nur sehr wenig voneinander, aber auch jene der beiden anderen Versuche, mit Umformtemperaturen von 600°C und 800 °C, sind nahezu ident. Sie weisen ein sehr feines, bainitisches Gefüge auf, was auf eine Verformung im Einphasengebiet hinweist.

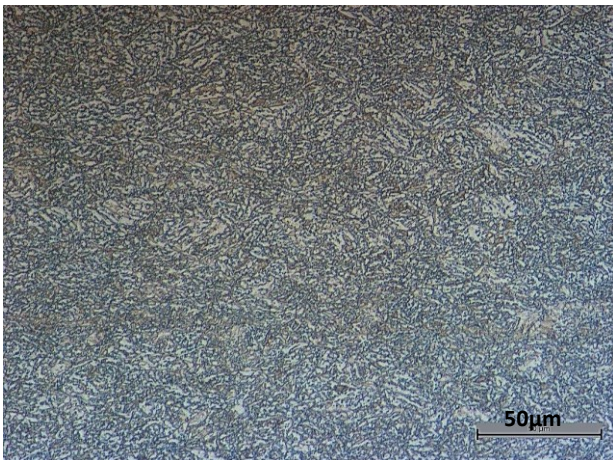


Abbildung 54: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 700 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  mit Austenitisieren für 5 Minuten bei 1000 °C.

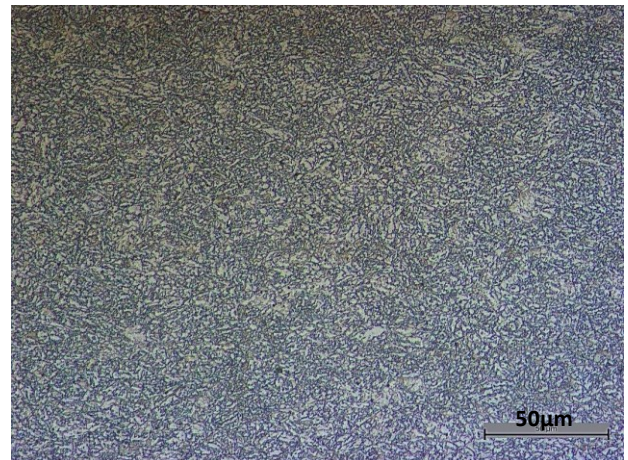
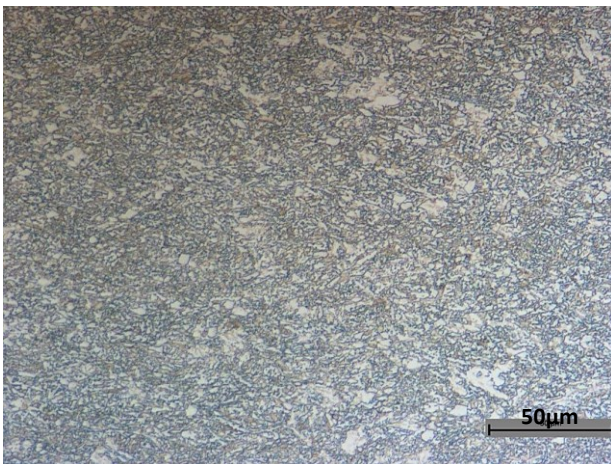


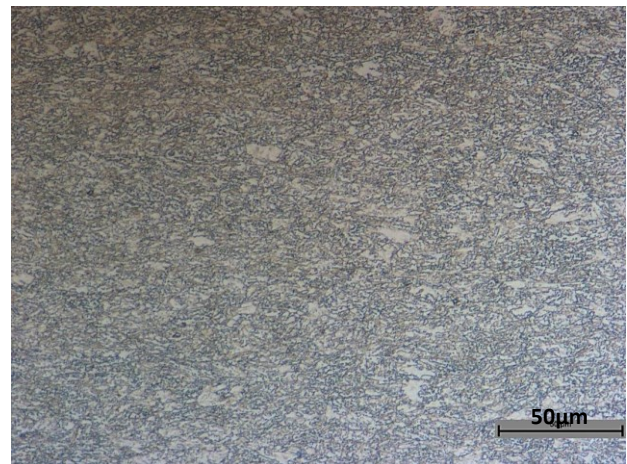
Abbildung 55: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 900 °C mit  $\varphi = 0,5$  und  $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$  mit Austenitisieren für 5 Minuten bei 1000 °C.

Alle vier Versuche zeigen bei 100facher Vergrößerung eine geringe Zeiligkeit mit höheren Anteilen an Karbiden, wobei diese bei 900 °C am geringsten ist. Ansonsten sind keine Auffälligkeiten in den Gefügen zu erkennen. Die homogenen Gefüge weisen auf stabile Umformbereiche hin.

In Abbildung 56 ist das Gefüge des ersten Stufenstauchversuchs zu sehen. Es zeigt ein sehr feines, bainitisches Gefüge mit einigen Ferritinseln, da es bei der Erwärmung auf 880 °C nicht zur vollständigen Umwandlung von  $\alpha \rightarrow \gamma$  kommt. Der Ferrit ist zum Teil stark verformt, was zeigt, dass er einen Teil der Dehnung aufnimmt. Diese Verformung im Zweiphasenbereich bringt durch die unterschiedlichen Umformeigenschaften der beiden Phasen eine hohe Versetzungsdichte mit sich. Abbildung 57 zeigt dagegen denselben Stufenstauchversuch, jedoch bei einer höheren Umformtemperatur bei den ersten drei Stauchungen und gleicher Temperatur bei den letzten drei Stauchungen. Das Gefüge ist sehr fein und besteht fast ausschließlich aus Bainit. Ganz vereinzelt finden sich Ferritkörner, die zum Teil globulistisch, aber auch deformiert auftreten.



**Abbildung 56:** Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 3.



**Abbildung 57:** Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 4.

## 7 Erprobung und Auswertung der Walzversuche

Die Proben werden einerseits aus der laufenden Standardfertigung und zudem noch aus zusätzlichen Versuchswalzungen entnommen und im walzharten Zustand untersucht. Dafür werden die Proben im Labor geschliffen und poliert und je nach Werkstoff unterschiedlich geätzt. Der Vergütungsstahl wird mit 1% $\text{HNO}_3$ , der Super-Duplex-Stahl mit V2A geätzt. Um Unterschiede im Gefüge und von mechanischen Eigenschaften aufzeigen zu können, sind zum Teil unterschiedliche Stichpläne abgearbeitet worden. Ein Stich dauert samt Zentrieren an der Anlage durchschnittlich 5 Sekunden. Die Zeit vom Ofen bis zum Walzgerüst beträgt ca. 8 Sekunden. Die Versuchswalzungen wurden mit modifizierten Parametern nach Erkenntnissen aus der Literatur und den Stauchversuchen durchgeführt.

### 7.1 Stichplan und Gefügebeurteilung des Super-Duplex-Stahls nach Standardfertigung

Für die Auswertung im walzharten Zustand wurden zwei verschiedene Herstellvarianten getestet. Dabei unterscheiden sich die Anzahl der Stiche und  $\varphi_{ges}$  drastisch. Bei jeder Hitze werden die Bleche auf 1060 °C erwärmt. Die Umfangsgeschwindigkeit der Walzen beträgt durchschnittlich 1,5m/s. Die Abkühlrate der Bleche wurde anhand von Pyrometermessungen ermittelt und liegt bei ca. 70 °C pro Stich und zwischen 2 °C – 4 °C pro Sekunde an Luft. Die Abkühlung an Luft konnte auch mit Hilfe des Stefan-Boltzmann-Gesetzes nachgewiesen werden.

Tabelle 5 zeigt Teile des Stichplans für die erste Variante. Hier wurde eine Ausgangsdicke von 7 mm verwendet und in vier Hitzen auf ein Fertigmaß von 3,15 mm gewalzt. Der gesamte Umformgrad beträgt -0,79. Im Vergleich zur zweiten Variante wird hier ca. die Hälfte der Stiche gemacht. Auffallend ist auch die geringe Stichzahl bei der 3. und 4. Hitze. Das führt dazu, dass die Walzstiche bei relativ hohen Temperaturen erfolgen und somit eine hohe Versetzungsdichte vermieden wird.

Hitze	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
	7			
1	6,31	-0,104	-0,38	8,38
1	5,8	-0,084		7,91
1	5,46	-0,060		6,95
1	5,18	-0,053		6,67
1	5,01	-0,033		5,42
1	4,85	-0,032		5,44
1	4,77	-0,017		3,9
2	4,33	-0,097		-0,26
2	4,06	-0,064	8,31	
2	3,89	-0,043	6,95	
2	3,76	-0,034	6,32	
2	3,68	-0,022	5,10	
3	3,4	-0,079	-0,13	10,03
3	3,22	-0,054		8,60
4	3,18	-0,013	-0,01	4,19

Tabelle 5: Teile des Standardstichplans des Super-Duplex-Stahls für eine Fertigdicke von 3,15 mm.

Bei der zweiten Variante wurde mit einer Blechdicken von ca. 12 mm begonnen. Die Fertigdicke beträgt, ähnlich wie vorhin, 3,0 mm, jedoch ist  $\varphi_{ges}$  jetzt mit -1,426 ca. doppelt so hoch. Tabelle 6 zeigt nur die letzte Hitze des aufgezeichneten Stichplans, sowie die errechnete  $\dot{\varphi}_m$ . Die Abkühlrate variiert bei diesem Walzversuch recht stark. Zu Beginn kühlt das Blech auf Grund der hohen Temperaturdifferenz sehr schnell ab. Da jedoch bei der letzten Hitze 11 Stiche gemacht werden, um die Fertigdicke zu erreichen, ist  $\varphi/\text{Stich}$  zum Teil sehr gering. Daher ist auch die Kontaktfläche zwischen Walze und Blech und damit auch die Abkühlung geringer. Sie ist mit ca. 60 °C/Stich ermittelt worden. Man kann davon ausgehen, dass es sich hier also um eine teilweise Kaltumformung, bei Temperaturen unter 500 °C handelt.

Hitze	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
4	3,42	0,096	-0,222	10,2988
4	3,25	0,059		8,2956
4	3,16	0,037		6,2797
4	3,1	0,024		5,2500
4	3,06	0,010		4,3561
4	3,02	0,029		4,4134
4	3	0,005		3,1518
4	2,99	0,005		2,2398
4	2,98	0,003		2,2473

Tabelle 6: Teile des Standardstichplans vom Super-Duplex-Stahl für eine Fertigdicke von 3,0 mm.

Tabelle 7 zeigt die Werte der Zugversuche von beiden Varianten. Die Zugfestigkeit bei Variante 1 ist um mehr als 150MPa niedriger, die Dehngrenze um fast 200MPa. Auf Grund der geringeren Festigkeit ergibt sich auch die höhere Bruchdehnung. Die Werte deuten schon stark darauf hin, dass bei Variante 2 eine höhere Verfestigung auf Grund zu geringer Umformtemperaturen auftritt.

<b>Dicke [mm]</b>	<b>Rm [MPa]</b>	<b>Rp<sub>0,2</sub> [MPa]</b>	<b>A [%]</b>
3,15	990	750	22,6
3,0	1143	943	15,5

**Tabelle 7: Mechanische Werte aus der Standardfertigung des Super-Duplex-Stahls bei zwei verschiedenen Blechdicken.**

Abbildung 58 und Abbildung 59 zeigen die Gefügebilder im walzharten Zustand. Die grauen Körner zeigen dem Ferrit, die leicht gelblichen Körner den Austenit. Die beiden Bilder unterscheiden sich deutlich bezüglich der Korngröße. Das rechte Bild zeigt langgestreckte Körner. Das ist ein Indiz für eine Umformung bei tiefen Temperaturen. Wie schon erwähnt, führt das zu einer hohen Versetzungsdichte und somit zu hohen Festigkeiten im Werkstoff. Nur ganz vereinzelt sind im Austenit Zwillingsgrenzen zu erkennen. Im Ferrit hingegen sind fast keine Korngrenzen vorhanden. Diese hohe Versetzungsdichte hat für eine nachfolgende Wärmebehandlung negative Auswirkung, da es zu einer unkontrollierten Gefügeentwicklung kommen kann. Die linke Abbildung zeigt ein deutlich feineres Gefüge. Einige Korngrenzen sind in beiden Phasen vorhanden, aber nur schwer zu erkennen. Das liegt am geringen  $\varphi$ , wodurch DRX im Austenit nicht auftreten kann. DRV im Ferrit ist allerdings möglich. Die kleinen Austenitinseln deuten aber darauf hin, dass eine Kornfeinung auf Grund von SRX beim Erwärmen der Bleche auftritt.



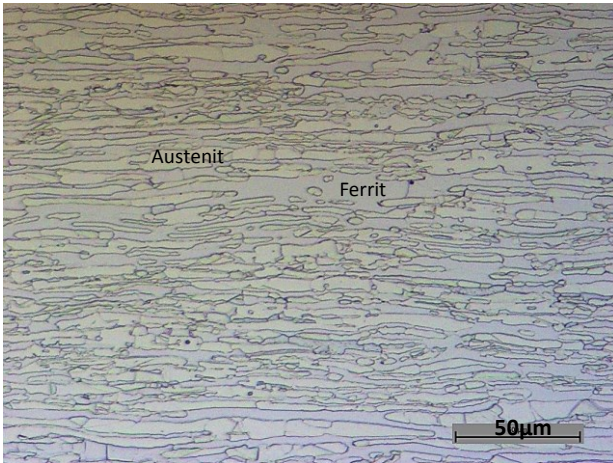


Abbildung 58: Gefügebild aus der Standardfertigung 3,15 mm dicker Bleche nach den Umformparametern aus Tabelle 5.

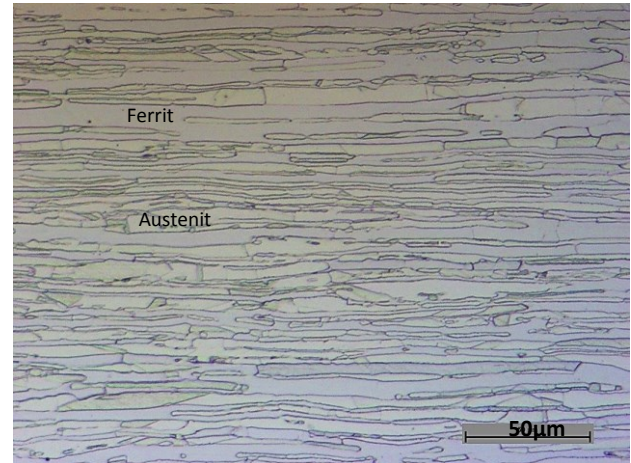


Abbildung 59: Gefügebild aus der Standardfertigung 3,0 mm dicker Bleche nach den Umformparametern aus Tabelle 6.

## 7.2 Stichplan und Gefügebeurteilung des Super-Duplex-Stahls gewalzt mit modifizierten Parametern

Aus Literaturerkenntnissen wären Umformtemperaturen von bis zu 1200 °C vorteilhaft. Auf Grund der maximal möglichen Ofentemperatur von 1100 °C ist aber nur die  $\dot{\varphi}$  geändert worden. Dafür wurde die Walzengeschwindigkeit von 1,5m/s auf 0,5m/s abgesenkt. Die Bleche hat man dann in zwei Hitzen, von 25 mm auf ca. 8,5 mm dicke gewalzt und anschließend in der Mitte geteilt. Beide Bleche wurden dann mit dem Stichplan nach Tabelle 8 gewalzt und mit Blech Nr. 1 und 2 markiert.

Hitze	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
	8,5			
3	7,36	-0,144	-0,32	3,0167
3	6,84	-0,073		2,2724
3	6,47	-0,056		2,0445
3	6,19	-0,044		1,8697
4	5,59	-0,102	-0,17	2,9437
4	5,24	-0,065		2,4440
5	5,18	-0,012	-0,07	1,0513
5	4,91	-0,054		2,3038
6	4,51	-0,085	-0,08	3,0047

Tabelle 8: Modifizierter Stichplan für den Super-Duplex-Stahl mit geringerer  $\dot{\varphi}$ .

Ab der 4. Hitze wurden nur mehr zwei Stiche auf Grund der hohen Abkühlrate und des dadurch entstehenden hohen Walzmomentes gemacht. Die Abkühlung wurde mittels Pyrometer mit ca. 80 °C/Stich ermittelt. Die Temperatur beim Anstechen beträgt 980 °C.

In Abbildung 60 ist das Gefüge von Blech Nr. 1 dargestellt. Es zeigt sehr gleichmäßiges Gefüge mit gleichen Anteilen von Ferrit und Austenit. In den Austenitkörnern sind Korngrenzen zu erkennen, was gemeinsam mit dem Auftreten vieler kleiner Körner auf DRX und SRX schließen lässt. Im Ferrit hingegen sind sie nur vereinzelt KG zu finden. Beinahe das gleiche Bild ist für das Blech Nr. 2 in Abbildung 61 zu erkennen. Hier findet man jedoch interessanterweise Ausscheidungen an den  $\alpha/\gamma$ -Korngrenzen (schwarz), obwohl die beiden Bleche mit denselben Parametern gewalzt wurden. Hierbei müsste es sich um die spröden  $\chi$ - und  $\sigma$ -Phasen handeln. Sie scheiden sich normalerweise erst nach längeren Haltezeiten auf Temperaturen zwischen 600 °C und 1000 °C aus. Durch die Verformung wird jedoch die Kinetik zur Bildung dieser intermetallischen Phasen verbessert. Ein einziger Walzstich bei der letzten Hitze zeigt also, dass man sich in Bezug auf die Abkühlrate gerade im Grenzbereich in einer stabilen Umformung befindet.

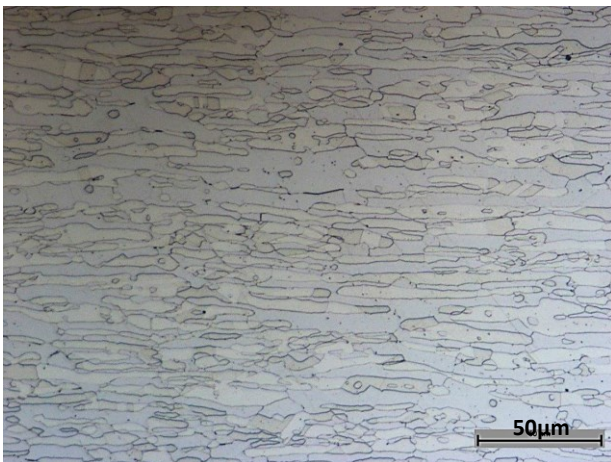


Abbildung 60: Gefügebild vom internen Walzversuch des Super-Duplex-Stahls (Blech Nr. 1) mit  $\dot{\varphi} \sim 2,5 s^{-1}$ .

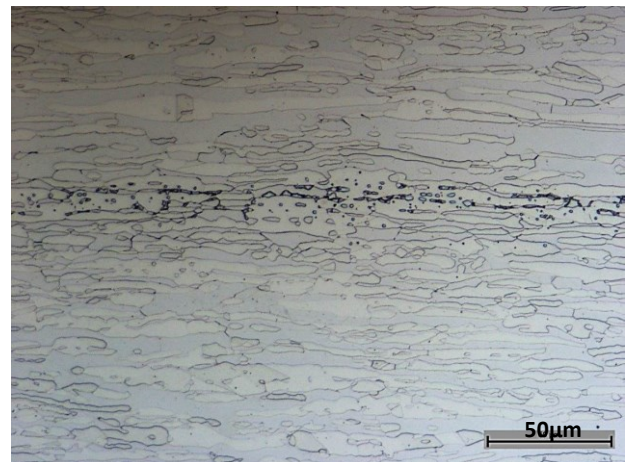


Abbildung 61: Gefügebild vom internen Walzversuch des Super-Duplex-Stahls (Blech Nr. 2) mit  $\dot{\varphi} \sim 2,5 s^{-1}$ .

### 7.3 Stichplan und Gefügebeurteilung des Vergütungsstahls nach Standardfertigung

Für die Auswertung wurden drei verschiedene Dickenabmessungen gefertigt und im walzharten Zustand erprobt. Die Bleche werden im Rollenherdofen auf 880 °C erwärmt und mit einem fixen Stichplan gewalzt. Das kontinuierliche ZTU-Schaubild in Abbildung 29 zeigt, dass genau bei

880 °C die  $A_{C_3}$ -Temperatur liegt, was bedeutet, dass man sich genau an der Grenze zwischen dem Ein- und dem Zweiphasengebiet befindet. Das bedeutet, man beginnt im  $\alpha + \gamma$ -Bereich mit der Umformung, wodurch man von Beginn an Ferritkörner im Gefüge finden kann.

Folgende Tabellen zeigen einen Teil des Stichplanes für 4,1 mm und 6 mm dicke Bleche. Hitze, Dicke und Walzkraft wird vom System aufgezeichnet. Die anderen Werte wurden mit den Formeln aus Kapitel 3 berechnet. Die Walzengeschwindigkeit ist mit 1,5m/s vorgegeben. Bei Blechen in diesem Dickenbereich ergibt sich eine durchschnittliche Abkühlrate von 60 °C/Stich und ca. 2 °C/s an Luft. Der Unterschied ergibt sich wieder auf Grund der hohen Kühlwirkung an den Berührungsflächen zwischen Walzen und Blech.

Tabelle 9 zeigt die einzelnen Stiche für ein Blech mit einer Fertigdicke von 6 mm. Das Blech hat zu Beginn eine Dicke von 11,3 mm und wird in zwei Hitzen mit jeweils drei Stichen gewalzt. Daraus ergibt sich ein gesamter Umformgrad von -0,635.

Hitze	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
	11,3		-0,280	
1	10,23	-0,099		6,45
1	9,3	-0,095		6,63
1	8,54	-0,085		6,56
2	7,35	-0,150	-0,355	9,23
2	6,58	-0,111		8,46
2	5,99	-0,094		8,20

Tabelle 9: Stichplan des Vergütungsstahls aus der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche.

Der Stichplan für Bleche mit Fertigdicke von 5,1 mm unterscheidet sich nur gering von vorhergehendem. Hier wird nur ein zusätzlicher Stich in der ersten Hitze gemacht. Vor dem Walzen hat das Blech eine Dicke von 9,2 mm. Das Endmaß wird mit zwei Hitzen erreicht, wodurch sich ein gesamter Umformgrad von -0,586 ergibt.

Tabelle 10 zeigt die Stiche für Fertigmaß 4,1 mm. Auch bei dieser Abmessung wird in zwei Hitzen gewalzt. Die Anfangsdicke des Bleches ist ca. 8 mm. Der gesamte Umformgrad beträgt -0,656.

Hitze	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [s <sup>-1</sup> ]
	8		-0,289	
1	7,88	-0,015		2,92
1	7,21	-0,089		7,28
1	6,72	-0,070		6,74
1	6,31	-0,063		6,59
1	5,99	-0,052		6,17
2	5,38	-0,107	-0,369	9,22
2	5	-0,073		7,97
2	4,66	-0,070		8,10
2	4,46	-0,044		6,58
2	4,28	-0,041		6,51
2	4,14	-0,033		5,96

Tabelle 10: Stichplan aus der Standardfertigung 4,1 mm dicker Bleche

Die Tabellen zeigen, dass sich die Stichzahl mit der Dicke der Bleche ändert. Für dünne Abmessungen werden mehrere Stiche pro Hitze benötigt, was zu tieferen Walztemperaturen führt. Vergleicht man dazu die mechanischen Werte, erkennt man schnell Unterschiede. Tabelle 11 zeigt die Ergebnisse der Zugversuche und die ermittelten Härtewerte.

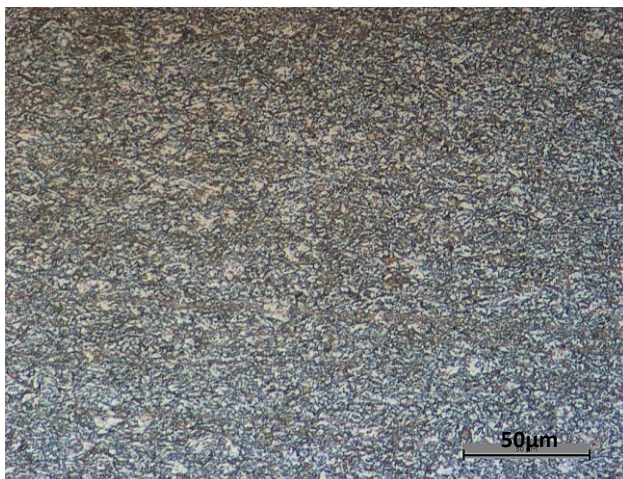
Dicke [mm]	Rm [MPa]	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	A [%]	Härte [HV]
6	1054	556	16,2	317
5,1	1128	675	15,8	335
4,1	1155	677	15,7	345

Tabelle 11: Mechanische Werte des Vergütungsstahls aus der Standardfertigung verschiedener Blechdicken.

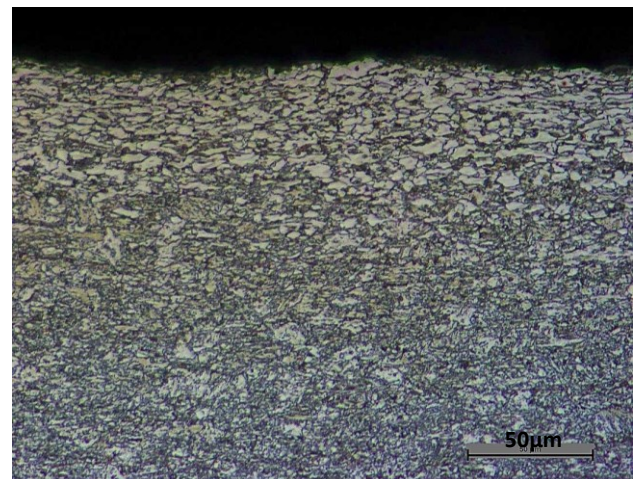
Es ist zu erkennen, dass die Zugfestigkeit mit abnehmender Blechdicke steigt. Diese Erkenntnis zeigt, dass bei dünneren Blechen mehr Kaltverfestigung auf Grund der geringen Umformtemperaturen auftritt. Bei einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 60 °C/Stich und 6 Stichen ergibt sich bei einer Blechdicke von 4,1 mm eine Temperatur von ca. 560 °C vor dem letzten Stich. Hier spricht man bereits von Kaltverformung, was zu einer Erhöhung der Versetzungsdichte und somit auch zu einer Festigkeitssteigerung im Gefüge führt. Das kann wiederum zu einer unkontrollierten Gefügeentwicklung während einer nachfolgenden Wärmebehandlung führen. Betrachtet man das ZTU-Schaubild (Abbildung 29), kann man annehmen, dass sich bei noch dünneren Blechen um 1 mm Dicke schon Martensit bilden wird, was zu noch höhere Festigkeiten führen würde. Tabelle 11 zeigt, dass bei Blechen ab einer Dicke von 6 mm die Zugfestigkeit und die Dehngrenze merklich geringer sind und die Bruchdehnung geringfügig höher wird. Das deutet schon auf eine geringere Abkühlrate auf

Grund der geringeren Anzahl an Stichen bei der letzten Hitze hin. Die Härtewerte in Tabelle 11, verglichen mit den Werten im ZTU-Schaubild, lassen auch schon den Gefügebau erkennen. Jedoch muss darauf geachtet werden, dass die Aufheiztemperatur im Ofen nur 880 °C ist und nicht die im Schaubild gezeigten 980 °C.

Betrachtet man die Gefügebilder der Bleche, erkennt man darin den Einfluss der unterschiedlichen Walzverfahren und der Abkühlrate. Abbildung 62 zeigt das Gefügebild des dünnsten Bleches. Man sieht ein sehr feines und relativ homogenes Gefüge. Die kleinen weißen Bereiche zeigen verformten Ferrit, der sich auf Grund der niedrigen Aufheiztemperatur nicht vollständig in  $\gamma$  umwandelt. Der Rest ist bainitisches Gefüge, aber auch geringe Mengen an Martensit sind möglich. Daraus erklärt sich auch die hohe Zugfestigkeit und Dehngrenze des dünnen Bleches. Abbildung 63 zeigt das Gefüge des Randbereiches. Hier sind fast ausschließlich langgestreckte und große Ferritkörner vorhanden. Der Grund dafür ist der Sauerstoff. Er entzieht den Kohlenstoff an der Randschicht des Bleches. Man spricht von einer sogenannten Randentkohlung. Diese weichere Schicht kann bis zu einer bestimmten Dicke toleriert werden, da sie die mechanischen Eigenschaften beeinflusst. Sie hat aber auch Auswirkung auf das Umformverhalten des Vergütungsstahls, da der weichere Ferrit einen Großteil der Verformung aufnimmt und dadurch die Versetzungsdichte stark ansteigt.



**Abbildung 62:** Gefüge im walzharten Zustand 4 mm dicker Bleche hergestellt nach Standardfertigung.



**Abbildung 63:** Gefügebild des Randbereichs im walzharten Zustand 4 mm dicker Bleche hergestellt nach Standardfertigung.

Abbildung 64 zeigt das Gefüge des 5,1 mm dicken Bleches. Die ferritischen Körner sind etwas größer und globulistisch ausgebildet, was auf eine langsamere Abkühlung als zuvor hindeutet. Der Rest ist bainitisches Gefüge. Das Bild unterscheidet sich aber nur geringfügig vom dünneren Blech, was auch die ähnlichen mechanischen Werte erklärt. Zur genaueren Bestimmung der Phasen wurde an dieser Probe wurde auch eine Mikrohärtemessung durchgeführt. Für die kleinen Ferritkörner musste HV 0,01 gewählt werden. Die Messung ergab ca. 120 HV 0,01. Das stimmt mit den Literaturwerten von ca. 140 HV gut überein. Für den Bainit wurde eine Härte von rund 390 HV 0,1 gemessen. Verglichen mit dem ZTU Schaubild aus Abbildung 29 könnte auch schon ein martensitischer Anteil im Gefüge vorhanden sein. Jedoch wird aufgrund des Eindruckgrößeneffekts bei sehr kleinen Lasten häufig ein höherer Härtewert ermittelt. Der Grund ist ein elastischer Verformungsanteil am Eindruck, wodurch sich nach Wegnahme der Last die Länge der Diagonalen verringert. Abbildung 65 zeigt das Gefüge des 6 mm dicken Bleches. Hier sind schon große Ferritkörner zu erkennen. Der Bainitanteil ist schon um einiges geringer, als bei den beiden vorigen Bildern. Gut erkennbar ist auch die zeilige Anordnung des Bainits, wie sie auch schon bei den Stauchversuchen zu erkennen war. Der hohe Ferritanteil kann damit erklärt werden, dass sich der Bainit und Karbide durch den Walzprozess an den Zeilen angelagert haben.

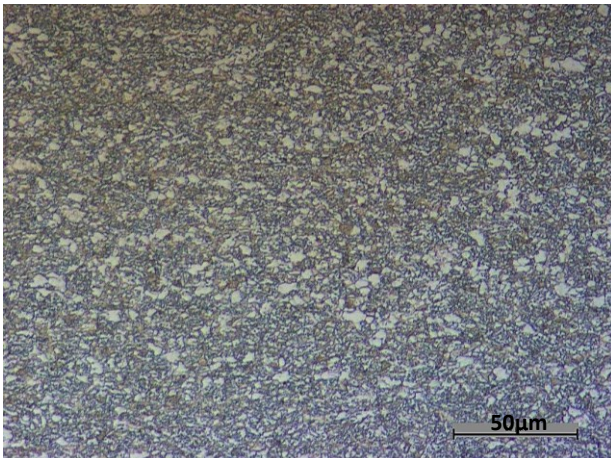


Abbildung 64: Gefüge des V354 aus der Standardfertigung 5,1 mm dicker Bleche.

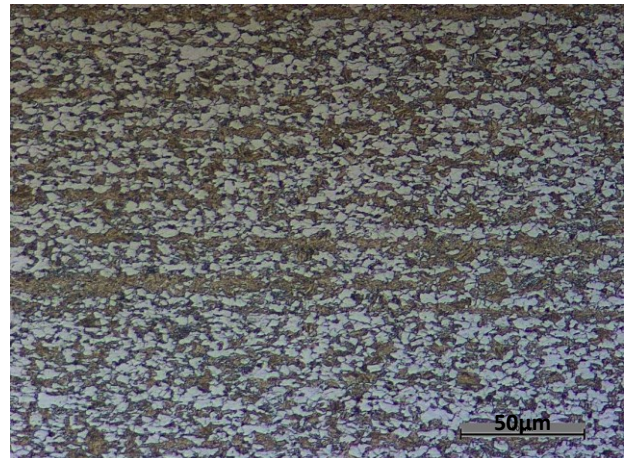


Abbildung 65: Gefüge des V354 aus der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche.

## 7.4 Stichplan und Gefügebeurteilung des Vergütungsstahls hergestellt mit den modifizierten Parametern

Nach Erfahrungen aus der Literatur und den durchgeführten Stauchtests wurde versucht, modifizierte Umformparameter für die Herstellung der Bleche auszuwählen. Beim

Vergütungsstahl wurden dafür zwei Versuchsbleche gewalzt. Dabei wurde die Temperatur im Ofen von 880 °C auf 980 °C erhöht. Beim ersten Versuch blieb die Umformgeschwindigkeit mit durchschnittlich  $7 \text{ s}^{-1}$  unverändert. Die Abkühlung wurde mit ca.  $55 \text{ °C/Stich}$  mit dem Pyrometer gemessen. Zudem wurde jetzt versucht, die Fertigungsdicke mit einer Hitze zu erreichen. Die Blechdicke beträgt zu Beginn 11,0 mm. Der gesamte Umformgrad ergibt -0,534. Auf Grund der neuen Umformtemperatur konnte die Enddicke von 6 mm nicht genau erreicht werden. Der Stichplan mit dem Temperaturverlauf ist in Tabelle 12 gezeigt.

Stich	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [ $\text{s}^{-1}$ ]	Temperatur [°C]
	11,0		-0,534		980
1	9,65	-0,131		7,5622	920
2	8,66	-0,108		7,2996	880
3	7,85	-0,098		7,3210	820
4	7,29	-0,074		6,6353	770
5	6,78	-0,073		6,8135	710
6	6,45	-0,050		5,8272	650

Tabelle 12: Stichplan des Vergütungsstahls mit einer Ofentemperatur von 980 °C. Die restlichen Parameter sind aus der Standardfertigung übernommen.

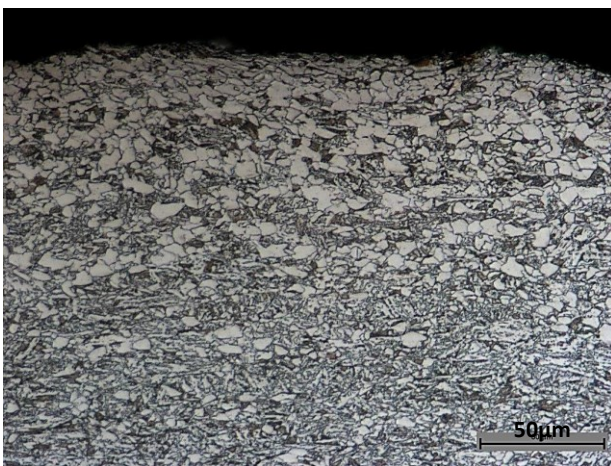
Der zweite Walzversuch wurde mit einer geringeren  $\dot{\varphi}$  durchgeführt. Dafür ist die Walzengeschwindigkeit von 1,5m/s auf 0,5m/s gesenkt worden. Die restlichen Parameter wurden gleich belassen. Der gesamte Umformgrad beträgt -0,642. Das Blech wurde auf zwei Hitzten gewalzt, wobei für die zweite Hitze nur mehr ein Stich nötig war. Der Temperaturabfall bei langsameren Walzengeschwindigkeiten ist etwas größer, da die Kontaktzeit zwischen Walzen und Blech größer ist. Der Stichplan ist in Tabelle 13 zu sehen.

Stich	Dicke [mm]	$\varphi$	$\varphi/\text{Hitze}$	$\dot{\varphi}_m$ [ $\text{s}^{-1}$ ]	Temperatur [°C]
	11,0		-0,465		980
1	9,63	-0,133		2,5419	940
1	8,61	-0,112		2,4794	870
1	7,85	-0,092		2,3707	810
1	7,33	-0,069		2,1255	760
1	6,91	-0,059		2,0361	700
2	5,79	-0,177		-0,177	3,7374

Tabelle 13: Stichplan des Vergütungsstahls mit einer Ofentemperatur von 980 °C und  $\dot{\varphi} \sim 2,5 \text{ s}^{-1}$ . Die restlichen Parameter sind aus der Standardfertigung übernommen.

Nachfolgend sind die Gefügebilder der beiden Versuche zu sehen. Abbildung 66 zeigt den Randbereich der ersten Versuchswalzung mit den Standardumformparametern, jedoch

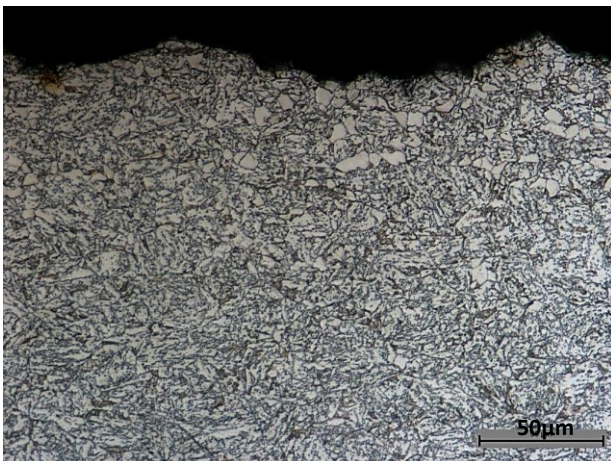
erhöhter Ofentemperatur auf 980 °C. Es zeigt einen entkohlten Randbereich mit zum Teil großen, verformten Ferritkörnern. Da der Randbereich am schnellsten abkühlt, kommt es hier auch zu Verformungen bei tieferen Temperaturen, was die Versetzungsdichte enorm ansteigen lässt. Bei einer nachfolgenden Wiedererwärmung kommt es dann zu SRV im Ferrit, wodurch die Versetzungsdichte abnimmt und die Verformbarkeit wieder ermöglicht wird. Daher wird ein verhältnismäßig großer Teil der Verformung vom Ferrit im Randbereich aufgenommen. Nach ca. 0,15 mm stellt sich ein bainitisches Gefüge, mit vereinzelt größeren Ferritkörnern ein. In der Blechmitte zeigt sich ein bainitisches Gefüge mit nur ganz wenigen Ferritkörnern (Abbildung 67). Diese sind hauptsächlich verformt, vereinzelt aber auch globulistisch anzufinden.



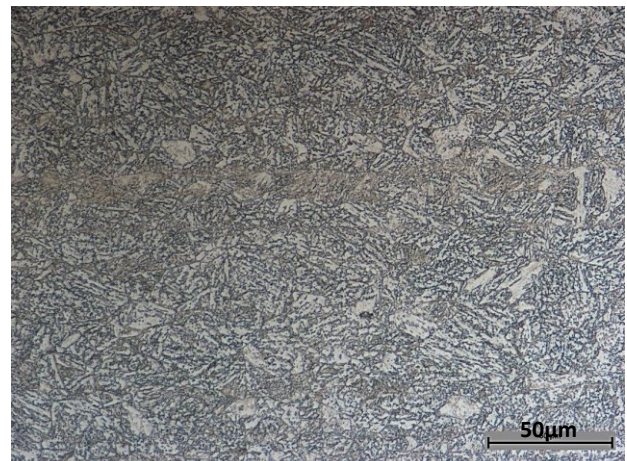
**Abbildung 66:** Gefügebild vom Randbereich des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 12 und einer Ofentemperatur von 980 °C.



**Abbildung 67:** Gefügebild von der Blechmitte des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 12 und einer Ofentemperatur von 980 °C.



**Abbildung 68:** Gefügebild vom Randbereich des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 13 und einer Ofentemperatur von 980 °C.



**Abbildung 69:** Gefügebild von der Blechmitte des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 13 und einer Ofentemperatur von 980 °C.



Abbildung 68 zeigt den Randbereich des Vergütungsstahls bei  $\dot{\varphi} \sim 2,5s^{-1}$  und einer Ofentemperatur von 980 °C. Es ist im Gegensatz zu vorhin keine Entkohlung zu finden. Nur ganz vereinzelt sind Ferritkörner vorhanden. Ansonsten ist am Rand und in der Mitte des Bleches ein homogenes, bainitisches Gefüge zu erkennen (Abbildung 69). Das deutet auf stabile Umformbedingungen im einphasigen Bereich hin. Die geringere Umformgeschwindigkeit bei gleichzeitig höherer Temperatur lässt mehr Zeit für diffusionskontrollierte Vorgänge, wodurch die Homogenität im Gefüge verbessert und auch die Zeiligkeit wesentlich verringert wird.

## 8 Diskussion

### 8.1 Diskussion über die Ergebnisse des Vergütungsstahls

Der untersuchte Vergütungsstahl zeigt, wie auch in vielen Literaturstellen zu finden ist, gute Umformeigenschaften. Stauchversuche haben aber gezeigt, dass die momentane Ofentemperatur mit 880 °C nicht ideal ist. Darunter zeigen Fließkurven zwar deutliche Entfestigungsvorgänge, die jedoch auf Risse entlang der KG zurückzuführen sind, wie man sie im Gefüge eindeutig erkennen kann. Bei Umformtemperaturen im Bereich zwischen 800 °C und 950°C ist eine stetige Verfestigung zu erkennen. Auch ein vorhergehendes Austenitisieren des Werkstoffes bei 1000 °C führt zu keinen Entfestigungsvorgang. Die Fließkurven von beiden Versuchen sind in diesem Temperaturbereich ähnlich. Ein Austenitisieren zeigt aber etwas niedrigeres Spannungsniveau während der Verformung, welches auch in den Stufenstauchversuchen zu beobachten ist. Das Gefüge unterscheidet sich hingegen nur geringfügig. Ganz anders ist das bei tieferen Temperaturen. Hier hat das Austenitisieren einen großen Einfluss auf das Umformverhalten. Es liegt daran, dass die Verformung im Einphasengebiet, das heißt im  $\gamma$ -Bereich, erfolgt, während ansonsten im Zwei- oder Mehrphasengebiet umgeformt wird. Daraus lassen sich schon erste Erkenntnisse bezüglich der Umformtemperaturen schließen. Die Verformung im  $\gamma$ -Bereich bringt gleichmäßige Bedingungen mit sich. Bei einem zusätzlichen Ferritanteil im Gefüge wird auf Grund der unterschiedlichen Fließeigenschaften der  $\alpha$ - und  $\gamma$ -Phase diese Gleichmäßigkeit gestört. Dennoch muss das nicht bedeuten, dass dadurch der Umformbereich instabil wird. Ferrit zeigt durch die hohe Stapelfehlerenergie eine gute Umformbarkeit. Probleme entstehen nur dadurch, dass es wegen der unterschiedlichen Umformeigenschaften beider Phasen zu Spannungen und Schädigungen im Korn und an den KG kommen kann. Daher ist vor allem die Umformung bei tieferen Temperaturen kritisch, da diffusionskontrollierte Vorgänge nicht mehr stattfinden können. Es kommt dadurch zu hohen Versetzungsdichten während der Umformung was vor allem bei einer nachfolgenden Wärmebehandlung zu unkontrollierten Gefügeentwicklungen führen kann. Genauer gesagt kann es zu SRX kommen, was weiter zu einer Kornfeinung führt. Der Grund ist, dass die gespeicherte Energie in Aktivierungsenergie umgewandelt werden kann und es somit zu einem verfrühten Auftreten von SRX kommt.

Die Auswertung der Standardfertigung zeigt eine Gefügeentwicklung die stark von der Blechdicke abhängig ist. Durch die Erwärmungstemperatur von 880 °C kommt es zu keiner vollständigen Austenitisierung, wodurch die Umformung im  $\alpha + \gamma$ -Bereich erfolgt. Die

unterschiedliche Abkühlrate und die daraus resultierenden unterschiedlichen Umformbedingungen bei 4, 5 und 6 mm dicken Blechen, führen zu interessanten Gefügeentwicklungen. Die beiden dünneren Abmessungen unterscheiden sich nur geringfügig hinsichtlich des Ferritgehaltes, ansonsten stellt sich ein bainitisches Gefüge ein. Das dickere Blech zeigt zum Teil starke Seigerungszeilen bestehend aus Bainit und Karbiden, die von großen Ferritkörnern umgeben sind. Auf Grund von Diffusion wandert der C aus dem Ferrit und bildet mit Cr, Mo und V Karbide. Seigerungszeilen sind beim Walzen keine Seltenheit, sie können aber nur durch ein nachfolgendes Diffusionsglühen beseitigt werden. Ein weiteres Problem bei Vergütungsstählen ist die Entkohlung. Sie hat ebenfalls Einfluss auf das Umformverhalten des Werkstoffes. Dabei reagiert der Sauerstoff aus der Umgebung mit dem C aus dem Randbereich des Bleches. Der dafür benötigte Sauerstoff kann dabei aus der Umgebungsluft kommen oder aber auch aus dem Wasser der Walzenkühlung. Ein weiterer Grund für bevorzugte C-Diffusion ist eine hohe Versetzungsdichte. Im Randbereich ist der Kühleffekt durch die Walzen am Größten. Daher herrschen in diesem Bereich tiefere Umformtemperaturen als in der Mitte des Blechs. Aus diesem Grund findet man am Randbereich langgestreckte Ferritkörner, welche auf eine Kaltverformung hinweisen und daher hohe Versetzungsdichten mit sich bringen. Man kann also davon ausgehen, dass diese Ferritschicht einen verhältnismäßig großen Teil der Verformung aufnimmt. Daher wurden zusätzlich Stufenstauchversuche gemacht, um Walzprozesse zu simulieren.

Zur Parameterfindung wurden „Processing Maps“ herangezogen, jedoch ist man am Walzgerüst bezüglich Temperatur und Umformgeschwindigkeit eingeschränkt. Aus wirtschaftlichen und technischen Gründen sind nur Umformgeschwindigkeiten größer  $1 \text{ s}^{-1}$  möglich. Die Gründe dafür sind die langen Kontaktzeiten zwischen Blech und Walze und die damit verbundene hohe Abkühlrate. Diese führt des Weiteren zum Ansteigen der Walzkraft, wodurch dann einerseits nur wenige Stiche pro Hitze möglich sind, und andererseits der Verschleiß der Walzen zunimmt. Weiters ändern sich diese „Processing Maps“ mit dem Umformgrad. In der Literatur findet man diese ab  $\varphi = 0,2$ . Am Walzgerüst kommen solche Umformgrade vielleicht beim ersten Stich vor, ansonsten sind sie viel kleiner. Dennoch wurde mittels Stufenstauchungen versucht die Umformtemperatur zu erhöhen und die Umformgeschwindigkeit etwas zu senken, um in stabilere Umformbereiche zu kommen. Die beiden Versuche zeigen homogenes bainitisches Gefüge und einen gleichmäßig steigenden Verlauf der Fließspannung, wobei diese bei abnehmender Dicke und langsameren Umformgeschwindigkeiten stärker ansteigt als bei höheren. Die darauf folgenden internen Versuchswalzungen zeigten dann bei erhöhter

Umformtemperatur und  $\dot{\varphi}$  aus der Standardfertigung, homogenes, bainitisches Gefüge und sehr geringe Umformkräfte. Jedoch ist am Randbereich wieder eine geringe Entkohlung zu finden. Der zweite Versuch mit erhöhter Umformtemperatur und geringerer  $\dot{\varphi}$  zeigt wiederum ein homogenes, bainitisches Gefüge, jedoch keine Randentkohlung. Das kann nur daran liegen, dass bei der zweiten Hitze nur ein Stich gemacht wurde. Daher ist eine hohe Versetzungsdichte ausgeschlossen, wodurch die Kohlenstoffdiffusion verringert wird. Zudem ist noch hervorzuheben, dass beide Bleche aus demselben Vormaterial (gleiche Schmelze) gewalzt wurden. Sie haben also die gleiche chemische Zusammensetzung.

## 8.2 Diskussion über die Ergebnisse des Super-Duplex-Stahls

Der Super-Duplex-Stahl ist auf Grund der unterschiedlichen Eigenschaften von Ferrit und Austenit schwieriger umzuformen. Dazu kommt noch, dass sich durch die chemische Zusammensetzung einige unerwünschte Phasen bilden können, die den Werkstoff hinsichtlich seiner Umformbarkeit beeinflussen. Schon bei den ersten Stauchversuchen, ohne Vorerwärmung, sind „topologically closed-packed“ (tcp) Phasen zu finden, die sich in einem Temperaturbereich von 600 °C – 1000 °C ausscheiden können. Beim Super-Duplex-Stahl handelt es sich fast ausschließlich um die  $\sigma$ -Phase. Normalerweise bildet sie sich erst nach einigen Minuten. Wegen der Verformung und der damit verbundenen gespeicherten Energie wird die Phasenbildung jedoch beschleunigt. Daher ist es wichtig, diesen Bereich schnell zu durchlaufen. Zudem treten bei Umformtemperaturen um 750 °C Verformungsbänder (Zwillinge) auf, die durch hohe lokale Verformungen entstehen. Bei Temperaturen größer 950 °C kommt es nur kurz zu einer Verfestigung, danach stellt sich eine stabile Fließspannung ein. Der Form nach zu urteilen, kommt es zu DRV aber auch zu DRX im Ferrit, was auch anhand der sichtbaren Korngrenzen im Gefüge anzunehmen ist. Zudem sind aber auch im Austenit viele Korngrenzen zu sehen, wonach auch DRX auftreten muss, wodurch auch der geringe Abfall der Fließspannung erklärt werden kann. Die Stauchversuche mit Vorerwärmung und einer gleichzeitigen Verringerung der Umformgeschwindigkeit auf  $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$  zeigen einen deutlichen Abfall der Fließspannung bei höheren Temperaturen. Es sind in beiden Phasen KG zu erkennen, was wiederum das Auftreten von DRV und geringfügig auch DRX erklärt. Die zum Teil kleinen Austenitkörner können einerseits auf Grund der DRX, andererseits wieder durch SRX gebildet werden. Zweiteres kann dadurch erklärt werden, das im Vormaterial auf Grund der Verformung, eine relativ hohe Versetzungsdichte anzufinden ist. Diese gespeicherte Energie kann in Aktivierungsenergie umgewandelt werden, wobei SRX schon bei tieferen Temperaturen

auftreten kann. Die beiden unterschiedlichen Stichpläne nach Standardfertigung ergaben bei der Auswertung große Unterschiede. Die Umformung bei tieferen Temperaturen zeigt die dafür typische lamellare Anordnung von Ferrit und Austenit. Risse oder sonstige Schädigungen konnten nicht entdeckt werden, was auf Grund des geringen Umformgrades pro Stich zu erklären ist. Jedoch ist ein deutlicher Festigkeitsanstieg zu erkennen, da diffusionskontrollierte Vorgänge nicht mehr ablaufen können. Die benötigte Aktivierungsenergie zum Klettern von Versetzungen kann nur mehr durch eine Erhöhung der Walzkraft aufgebracht werden. Zudem kommt es zum Ausscheiden von Karbiden, die ebenfalls die Versetzungsbewegung behindern. Daher kann davon ausgegangen werden, dass eine nachfolgende WBH zu einer teilweisen Gefügeneubildung auf Grund von SRX führen wird. Stabilere Umformbedingungen zeigen sich aber wieder bei höheren Temperaturen und geringeren Umformgeschwindigkeiten. Das kann klar aus den Gefügebildern entnommen werden, sowie auch aus den „Processing Maps“. Doch wie schon beim Vergütungsstahl ist man wieder an gewisse Parameter gebunden. Die Versuche haben gezeigt, dass die Umformgeschwindigkeit zwischen  $1 \text{ s}^{-1}$  und  $10 \text{ s}^{-1}$  keinen großen Einfluss auf das entstehende Gefüge hat. Die Stufenstauchversuche zeigen, dass bei hohen Temperaturen und kleinen Umformgeschwindigkeiten geringere Fließspannungen zu finden sind, was auf stabile Umformbedingungen hinweist. Bei abnehmender Temperatur steigt die Fließspannung stärker an, als bei hohen  $\dot{\varphi}$ . Das kann damit erklärt werden, da bei diesen Umformbedingungen mehr Dehnung vom Austenit auf Grund von DRX aufgenommen wird. Die internen Walzversuche mit abgesenkter Umformgeschwindigkeit zeigen kleine und gestreckte Austenitkörner, die sich homogen in der ferritischen Matrix verteilen. Jedoch findet man Fließlokalisierungen die sich auf Grund der geringen Umformgeschwindigkeit gebildet haben müssen. Im zweiten Blech findet man zudem  $\sigma$ -Phasen. Da nur ein Stich bei der letzten Hitze gemacht wurde, kommt es wegen der Verformung zu einem verfrühten Ausscheiden der intermetallischen Phase. Daher muss man bei der letzten Hitze mindestens zwei oder drei Stiche machen, um diesen Bereich sicher zu umgehen.

## 9 Ausblick zur betrieblichen Umsetzung der Erkenntnisse

Zusammengefasst sollte die Austenitisierungstemperatur beim Vergütungsstahl erhöht werden, um eine Umformung im Einphasenbereich zu gewährleisten. Eine befürchtete höhere Entkohlung auf Grund der hohen Temperatur ist hier nicht eingetroffen. Aus Erfahrungswerten kann man beim Vergütungsstahl auf Ofentemperaturen von bis zu 1050 °C gehen. Das würde nicht nur die Umformbedingungen verbessern, es könnten möglicherweise auch einige Stiche eingespart werden. Weiters ist zu überdenken, ob bei der letzten Hitze die Umformgeschwindigkeit sowie auch die Stichanzahl abgesenkt werden sollte, um eine mögliche Entkohlung zu verringern. Zudem könnte auch die Walzenkühlung und die Entstaubung modifiziert werden. Das führt einerseits zu einer höheren Abkühlrate der Bleche, andererseits kann es die C-Diffusion beschleunigen, was wiederum zu Entkohlung führen kann. Dafür sind aber noch weitere Versuche nötig.

Beim Super-Duplex-Stahl müsste man die Verformungstemperatur weiter erhöhen, um stabile Umformbedingungen zu erhalten. In der Literatur sind Temperaturen von 950 °C bis 1200 °C zu finden, wofür der Ofen am Walzgerüst jedoch nicht ausgelegt ist. Dennoch könnte man zumindest die Ofentemperatur auf 1100 °C anheben. Weiters könnte die Umformgeschwindigkeit der jeweiligen Walztemperatur angepasst werden. Zudem sind auch hier weitere Versuche bezüglich Wasserkühlung und der damit vermutlich höheren Abkühlrate nötig.

Allgemein muss man sich zukünftig eine Methode überlegen, um die vollständige Durchwärmung der Bleche zu garantieren. Bis dato wird dafür die Erfahrung der Walzmannschaft genutzt. Es gibt diesbezüglich jedoch keine Messungen, die diese Erfahrungswerte bestätigen.

## Literaturverzeichnis

- [1] B. Buchmayr: Skriptum Umformtechnik, Montanuniversität Leoben, Lehrstuhl für Umformtechnik, WS 12/13.
- [2] T. Emde: Mechanisches Verhalten metallischer Werkstoffe über weite Bereiche der Dehnung, der Dehnrate und der Temperatur, Verlagshaus Mainz, 2008.
- [3] E. Doege und B. A. Behrens: Handbuch Umformtechnik Grundlagen Technologien Maschinen, Hannover: Springer, 2010.
- [4] A. Hensel und T. Spittel: Kraft- und Arbeitsbedarf bildsamer Formgebungsverfahren, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1978.
- [5] R. Bürgel und H. J. Maier: Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik, Vieweg+Teubner Verlag , 2011.
- [6] G. Gottstein: Physikalische Grundlagen der Materialkunde, RWTH Aachen, Springer-Verlag Berlin, 2007.
- [7] K. Lange und M. Liewald: Umformtechnik Handbuch für Industrie und Wissenschaft: Band 2: Massivumformung, Berlin-Heidelberg: Springer-Verlag, 2013.
- [8] BUMA engineering: „Funktionsbeschreibung\_ELEK\_REV 02,“ 2012.
- [9] G. Spur: Handbuch Umformen, Handbuch der Fertigungstechnik Hrsg., Carl Hanser Verlag, 2012.
- [10] I. Alvarez-Armas und S. Degallaix-Moreuil: Duplex Stainless Steels, Hoboken: John Wiley & Sons, 2009.
- [11] Y. Prasad und S. Sasidhara: Hot working Guide: A compendium of Processing Maps, ASM International, Metals Park, 1997.

- [12] L. Li und W. Yang: „Dynamic Recrystallization of Ferrite with Particle-Stimulated Nucleation in a Low-Carbon Steel,“ *Metallurgical and Materials Transactions A* 44, 2013, pp. 2060-2069.
- [13] A. M. ELWAZRI und E. ESSADIQI: „Kinetics of Metadynamic Recrystallization in Microalloyed Hypereutectoid Steels,“ *ISIJ International* 44, 2004, pp. 744-752.
- [14] J. H. Beynon und C. M. Sellars: „Modelling microstructure and its effects during multipass hot rolling,“ *ISIJ International* 32, 1992, pp. 359-367.
- [15] S. Semiatin: „Metalworking: Bulk Forming,“ in *ASM Handbook*, Ohio, ASM International, 2005.
- [16] A. Dehghan-Manshadi und M. Barnett: „Hot Deformation and Recrystallization of Austenitic Stainless Steel: Part I. Dynamic Recrystallization,“ *Metallurgical and Materials Transactions A* 39, 2008, pp. 1359-1370.
- [17] H. J. Frost und M. F. Ashby: „Deformation-Mechanism Maps for Pure Iron, Two Austenitic Stainless Steels, and a Low-Alloy Ferritic Steel,“ *Fundamental Aspects of Structural Alloy Design*, 1977, pp. 27-65.
- [18] H. Clemens: *Skriptum Metallkunde II*, Montanuniversität Leoben, Lehrstuhl für Metallkunde, 2012/13.
- [19] M. P. Groover: *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*, Hoboken, John Wiley & Sons, 2010.
- [20] Böhler Edelstahl, „Markenblatt A911SA,“ 2007.
- [21] TMR Stainless, „Practical Guidelines for the Fabrication of Duplex Stainless Steels,“ [www.imoa.info](http://www.imoa.info), Pittsburgh, 2014.
- [22] S. Primig, K. Ragger, H. Clemens und B. Buchmayr: „EBSD Untersuchungen an warmumgeformtem Superduplexstahl,“ 14. *Internationale Metallographie-Tagung*, Leoben, 2014.



- [23] H. Dong und X. Sun: Deformation Induced Ferrite Transformation, Springer Berlin Heidelberg, 2009.
- [24] M. Z. P.Bhattacharjee: "Evolution of Microstructure and Texture During Warm Rolling of a Duplex Steel," *Metallurgical and Materials Transactions A* 45, 2014, pp. 2180-2191.
- [25] Y. L. Fang und Z. Y. Song: „Hot deformation behavior of a new austenite–ferrite duplex stainless steel containing high content of nitrogen,“ *Materials Science and Engineering* 526, 2009 , pp. 128-133.
- [26] J. Michalska and M. Sozańska: "Qualitative and quantitative analysis of  $\sigma$  and  $\chi$  phases in 2205 duplex stainless steel," *Materials Characterization* 56, 2006, pp. 355-362.
- [27] W. Reick, M. Pohl und A. F. Padilha: „Recrystallization-Transformation Combined Reactions during Annealing of a Cold Rolled Ferritic-Austenitic Duplex Stainless Steel,“ *ISIJ International* 38, 1998, pp. 567-571.
- [28] Böhler Edelstahl, „Markenblatt V354MG,“ 1991.
- [29] Salzgitter AG, „www.salzgitter-flachstahl.de,“ Flachstahl. [Online]. [Zugriff am 21 Mai 2015].
- [30] W. Weißbach: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Braunschweig, Vieweg, 1998.
- [31] Slovenian Steel Group, „www.metalravne.com,“ Metal Ravne, [Online]. Available: <http://www.metalravne.com/steelselector/steels/PO795.html>. [Zugriff am 1 Juli 2015].
- [32] S. K. Rajput, M. Dikovits und G. P. Chaudharia: „Physical simulation of hot deformation and microstructural evolution of AISI 1016 steel using processing maps,“ *Materials Science and Engineering A* 587, 2013, pp. 291-300.
- [33] Y. C. Lin und G. Liu: „Effects of strain on the workability of a high strength low alloy steel in hot compression,“ *Materials Science and Engineering A* 523, 2009, pp. 139-144.

- [34] J. Gegner: Komplexe Diffusionsprozesse in Metallen: experimentelle Analyse und mathematische Simulation der Randentkohlung und Gasaufkohlung, inneren Oxidation und Sauerstoffsegregation an Metall-Oxid-Phasengrenzen, Fürth: Expert Verlag, 2006.
- [35] Lehrstuhl für Umformtechnik, „[www.metalforming.at](http://www.metalforming.at),“ [Online]. Available: [http://www.metalforming.at/index.php/de/institut/ausstattung/item/servo-hydraulischer-umformsimulator?category\\_id=12](http://www.metalforming.at/index.php/de/institut/ausstattung/item/servo-hydraulischer-umformsimulator?category_id=12). [Zugriff am 1 Juli 2015].

# Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Geometrische Verhältnisse zur Bestimmung der gedrückten Länge [4] .....	5
Abbildung 2: Fließkurve bei niedriger Umformgeschwindigkeit [3] .....	6
Abbildung 3: Einfluss der Temperatur auf die Fließspannung bei hoher Umformgeschwindigkeit [3].....	6
Abbildung 4: Übersicht der Duo Walzstraße [8].....	9
Abbildung 5: Neutrale Bombierung [9] .....	11
Abbildung 6: Positive Bombierung [9].....	11
Abbildung 7: Negative Bombierung [9] .....	11
Abbildung 8: Wachstumsfähiger Rekristallisationskeim in einem verformten Gefüge [6].....	16
Abbildung 9: Dynamisch rekristallisierte Korngröße in Abhängigkeit von der Fließspannung für Cu-Al Legierungen [6] .....	18
Abbildung 10: Spannungs-Dehnungskurve mit einer Entfestigung bei 1050 °C und $0,1s^{-1}$ für verschiedene Entlastungszeiten [13].....	19
Abbildung 11: DRX Korngröße in Abhängigkeit von Z [16].....	21
Abbildung 12: Korngrößenentwicklung beim Flachwalzen eines C-Mn-Stahls [14] .....	22
Abbildung 13: Spannungsabhängigkeit der stationären Kriechrate für einphasige Metalle und Legierungen [5].....	23
Abbildung 14: Einfluss des E-Moduls auf die stationäre Kriechrate [5] .....	25
Abbildung 15: Einfluss der Stapelfehlerenergie auf die stationäre Kriechrate [5] .....	25
Abbildung 16: Verformungsmechanismuskarte für reines Eisen mit Korngröße $100\mu m$ [17].....	26
Abbildung 17: Power Dissipation Map für Nimonic AP-1 in 3-dimensionaler und 2-dimensionaler Darstellung [11] .....	27
Abbildung 18: Instability Map für Nimonic AP1 [11].....	28

Abbildung 19: Processing Map für Nimonic AP-1 [11] .....	28
Abbildung 20: Veränderung des Volumenanteiles von Austenit und Ferrit [10] .....	30
Abbildung 21: Ausschnitt eines ternären Phasendiagrammes einer Fe-Ni-Cr-Legierung [21] .....	30
Abbildung 22: ZTU-Schaubild einiger Super-Duplex-Stähle wobei der alloy 2507 den A911SA entspricht. [21] .....	31
Abbildung 23: Gefügebild eines Duplex-Stahls mit 90 % Verformung bei 425 °C (rot=Ferrit; grün=Austenit) [24] .....	32
Abbildung 24: Gefügebild eines Duplex-Stahls mit 90 % Verformung bei 625 °C (rot=Ferrit; grün=Austenit) [24] .....	32
Abbildung 25: Processing Map eines Super-Duplex-Stahls alloy 2205 [25] .....	33
Abbildung 26: Gefügebild eines alloy 2205 Super-Duplex-Stahls verformt bei 1150 °C mit Dehnrate $0,01\text{ s}^{-1}$ [25] .....	33
Abbildung 27: Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm nach .....	34
Abbildung 28: Sigma Phasenbildung während der eutektischen Umwandlung [27] .....	34
Abbildung 29: ZTU-Schaubild 14CrMoV6-9 [31] .....	36
Abbildung 30: Processing Map eines AISI 1016 Stahls bei einer Verformung von 30 % [32] .....	37
Abbildung 31: Fließkurven eines AISI 1016 mit 5min. Austenitisieren bei 1050 °C und einer Umformtemperatur von 750 °C. [32] .....	37
Abbildung 32: Gefügebild eines AISI 1016 Stahls, der bei 1050 °C, 5 min austenitisiert und bei 750 °C mit einer Dehnrate $0,01\text{ s}^{-1}$ und wahre Dehnung 0,7 umgeformt wurde [32]. .....	38
Abbildung 33: Gefügebild eines AISI 1016 Stahls der bei 1050 °C, 5 min austenitisiert und mit einer Dehnrate $0,01\text{ s}^{-1}$ und wahre Dehnung 0,7 umgeformt wurde [32]. .....	38
Abbildung 34: Gesamtaufnahme des servohydraulischen Umformsimulators am Lehrstuhl für Umformtechnik .....	40
Abbildung 35: Probenhalterung am Manipulator der Servotest-Anlage .....	40

Abbildung 36: Fließkurven des Super-Duplex-Stahls aus Versuchsserie 1 der Stauchversuche ohne Vorerwärmung mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$ . .....	41
Abbildung 37: Fließkurven des Super-Duplex-Stahls aus Versuchsserie 2 der Stauchversuche mit Vorerwärmung auf 1060 °C. Umformparameter: $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ . .....	42
Abbildung 38: Fließkurven der Stufenstauchversuche des Super-Duplex-Stahls nach Standardfertigung 3 mm dicker Bleche und einer Vorerwärmung auf 1060 °C. Die Umformgeschwindigkeit beträgt $\dot{\varphi}$ nach Tabelle 2 (blau) und $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ (rot). .....	44
Abbildung 39: Fließkurve des Vergütungsstahls ohne Austenitisierung und einer Vergleichsprobe mit Austenitisierung bei 1000 °C für 2 Minuten. Die Umformparameter sind mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$ bei allen Versuchen gleich. ....	45
Abbildung 40: Fließkurve des Vergütungsstahls mit vorhergehender Austenitisierung bei 1000 °C für 5 Minuten. Die Umformparameter sind mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$ bei allen Versuchen gleich. ....	46
Abbildung 41: Fließkurven der Stufenstauchversuche des Vergütungsstahls nach der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche. Austenitisierungstemperatur 880 °C (rot) und 980 °C + 880 °C (blau). .....	47
Abbildung 42: Gefügebild des A911SA nach Umformung bei 750 °C mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$ ohne Vorerwärmung. ....	48
Abbildung 43: Gefügebild des A911SA nach Umformung bei 1050 °C mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 10s^{-1}$ ohne Vorerwärmung. ....	48
Abbildung 44: Gefügebild des Super-Duplex-Stahls nach Umformung bei 750 °C mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ mit Vorerwärmung für 5 Minuten auf 1060 °C. ....	49
Abbildung 45: Gefügebild des Super-Duplex-Stahls nach Umformung bei 950 °C mit $\dot{\varphi} = 0,5$ und $\dot{\varphi} = 1s^{-1}$ mit Vorerwärmung für 5 Minuten auf 1060 °C. ....	49
Abbildung 46: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 mit 100facher Vergrößerung. ....	50
Abbildung 47: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 mit 500facher Vergrößerung. ....	50

Abbildung 48: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 jedoch mit $\varphi = 1s^{-1}$ bei 100facher Vergrößerung.....	50
Abbildung 49: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 2 jedoch mit $\varphi = 1s^{-1}$ bei 500facher Vergrößerung.....	50
Abbildung 50: Gefügebild des Vergütungsstahls nach Umformung bei 650 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ ohne Austenitisieren. ....	51
Abbildung 51: Gefügebild des Vergütungsstahls nach Umformung bei 650 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ und Austenitisieren für 2 Minuten bei 1000 °C. ....	51
Abbildung 52: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 850 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ ohne Austenitisieren. ....	52
Abbildung 53: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 950 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ ohne Austenitisieren. ....	52
Abbildung 54: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 700 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ mit Austenitisieren für 5 Minuten bei 1000 °C. ....	52
Abbildung 55: Gefügebild des V354MG nach Umformung bei 900 °C mit $\varphi = 0,5$ und $\varphi = 10s^{-1}$ mit Austenitisieren für 5 Minuten bei 1000 °C. ....	52
Abbildung 56: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 3. ....	53
Abbildung 57: Gefügebilder des Stufenstauchversuchs nach den Umformparametern von Tabelle 4. ....	53
Abbildung 58: Gefügebild aus der Standardfertigung 3,15 mm dicker Bleche nach den Umformparametern aus Tabelle 5. ....	57
Abbildung 59: Gefügebild aus der Standardfertigung 3,0 mm dicker Bleche nach den Umformparametern aus Tabelle 6. ....	57
Abbildung 60: Gefügebild vom internen Walzversuch des Super-Duplex-Stahls (Blech Nr. 1) mit $\varphi \sim 2,5s^{-1}$ . ....	58

Abbildung 61: Gefügebild vom internen Walzversuch des Super-Duplex-Stahls (Blech Nr. 2) mit $\varphi \sim 2,5s^{-1}$ . .....	58
Abbildung 62: Gefüge im walzharten Zustand 4 mm dicker Bleche hergestellt nach Standardfertigung.....	61
Abbildung 63: Gefügebild des Randbereichs im walzharten Zustand 4 mm dicker Bleche hergestellt nach Standardfertigung.....	61
Abbildung 64: Gefüge des V354 aus der Standardfertigung 5,1 mm dicker Bleche. ....	62
Abbildung 65: Gefüge des V354 aus der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche. ....	62
Abbildung 66: Gefügebild vom Randbereich des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 12 Fehler! Verweisquelle konnte nicht gefunden werden.und einer Ofentemperatur von 980 °C.....	64
Abbildung 67: Gefügebild von der Blechmitte des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 12 und einer Ofentemperatur von 980 °C.....	64
Abbildung 68: Gefügebild vom Randbereich des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 13 und einer Ofentemperatur von 980 °C.....	64
Abbildung 69: Gefügebild von der Blechmitte des Vergütungsstahls mit den Umformparametern aus Tabelle 13 und einer Ofentemperatur von 980 °C.....	64

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Kennzahlen des neuen Duo Walzgerüstes [8] .....	10
Tabelle 2: Umformparameter, für die Simulation einer Walzung des Super-Duplex-Stahls, aus der Standardfertigung 3 mm dicker Bleche. ....	43
Tabelle 3: Umformparameter für den Stufenstauchversuch 1 lt. Standardfertigung 6 mm dicker Bleche. ....	46
Tabelle 4: Umformparameter für den Stufenstauchversuch 2 lt. Standardfertigung 6 mm dicker Bleche mit einmaliger Austenitisierung. ....	46
Tabelle 5: Teile des Standardstichplans des Super-Duplex-Stahls für eine Fertigdicke von 3,15 mm.....	55
Tabelle 6: Teile des Standardstichplans vom Super-Duplex-Stahl für eine Fertigdicke von 3,0 mm.....	55
Tabelle 7: Mechanische Werte aus der Standardfertigung des Super-Duplex-Stahls bei zwei verschiedenen Blechdicken. ....	56
Tabelle 8: Modifizierter Stichplan für den Super-Duplex-Stahl mit geringerer $\varphi$ .....	57
Tabelle 9: Stichplan des Vergütungsstahls aus der Standardfertigung 6 mm dicker Bleche. ....	59
Tabelle 10: Stichplan aus der Standardfertigung 4,1 mm dicker Bleche .....	60
Tabelle 11: Mechanische Werte des Vergütungsstahls aus der Standardfertigung verschiedener Blechdicken.....	60
Tabelle 12: Stichplan des Vergütungsstahls mit einer Ofentemperatur von 980 °C. Die restlichen Parameter sind aus der Standardfertigung übernommen.....	63
Tabelle 13: Stichplan des Vergütungsstahls mit einer Ofentemperatur von 980 °C und $\varphi \sim 2,5s^{-1}$ . Die restlichen Parameter sind aus der Standardfertigung übernommen. ....	63