

Einfluss der Primärumformung auf die mechanischen Eigenschaften und die Gefügeausbildung von mikrolegierten Stählen

Dipl.-Ing. Siegfried Gelder



Dissertation zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors
der montanistischen Wissenschaften an der Montanuniversität Leoben

Leoben, Februar 2011

Eidesstattliche Erklärung

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

Leoben, 22. Februar 2011

Dipl.-Ing. Siegfried Gelder

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Lehrstuhl für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben.

Mein besonderer Dank gilt meinem Betreuer, dem Leiter des Lehrstuhls für Umformtechnik, Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr für die Möglichkeit im Rahmen meiner Arbeit am Lehrstuhl diese Dissertation zu verfassen und für die Betreuung der Arbeit.

Ich möchte mich an dieser Stelle bei Herrn Christan Stöckl bedanken, der wesentlich dazu beigetragen hat, dass sämtliche Versuche am Umformsimulator von der Firma Servotest unter optimalen Voraussetzungen durchgeführt werden konnten. Weiters möchte ich mich bei ihm für die Erstellung der zahlreichen Schliffe ganz herzlich bedanken.

An dieser Stelle bedanke ich mich weiters bei Herrn Ralph Ambrosch. In unserer Werkstätte hat er mit zahlreichen konstruktiven Einfällen und Tatkraft an der Errichtung des gesamten Versuchsaufbaus tatkräftig mitgewirkt.

Allen Mitarbeitern des Lehrstuhls für Umformtechnik sei an dieser Stelle für deren Kollegialität und Diskussionsbereitschaft gedankt.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. techn. Johannes Schenk, Herrn Ao.Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Bernhard und Herrn Ing. Stefan Stangl mitsamt den ganzen Teams des Lehrstuhls für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben. Die perfekte Zusammenarbeit der beiden Lehrstühle ermöglichte einen reibungslosen und gut durchorganisierten Ablauf der Versuche.

Weiters danke ich der Firma Siemens VAI. Die verlässliche finanzielle Unterstützung ermöglichte die Abwicklung dieses Projektes. Ganz besonders möchte ich mich bei Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Bernd Linzer bedanken. Er ist mir mit seinem ausgezeichneten Fachwissen und seiner strukturierten Denkweise stets zur Seite gestanden.

Siegfried Gelder

Leoben, Februar 2011

Kurzfassung

Die Technologie des Direkteinsatzes von Dünnbrammen aus Stahl, bei dem der Gieß- und der Walzprozess unmittelbar aneinander gekoppelt sind und somit das Wiedererwärmen entfällt, gewinnt immer mehr an Bedeutung.

Die Aufgabe dieser Arbeit war die Untersuchung, ob durch die Umformung direkt aus der Gusshitze in zwei bis drei Stichen die Gussstruktur in ein entsprechend feines, globulares Austenitgefüge umgekörnt werden kann. Am Stahl S355JR mikrolegiert und ohne Mikrolegierungselemente erfolgten Laboruntersuchungen zur Ermittlung des Rekristallisationsverhaltens und der Gefügeentwicklung bei der Warmumformung.

Dafür wurden Versuchsblöcke abgegossen und mit einem Umformsimulator direkt aus der Gusshitze unter definierten Bedingungen umgeformt. Zum Vergleich erfolgten Versuche mit wiedererwärmten Proben, um die mechanisch-technologischen Eigenschaften direkt vergleichen zu können.

Die Ergebnisse haben gezeigt, dass sich das statische Rekristallisationsregime beim Direkteinsatz aufgrund des gröberen Ausgangsgefüges hin zu längeren Zeiten verschiebt. Weiters wird die statische Rekristallisation durch die Mikrolegierungselemente Nb und V speziell im Temperaturbereich unter 1000°C wesentlich verzögert.

Es konnte aber auch die für die Praxis wichtige Erkenntnis gewonnen werden, dass bereits durch zwei Umformschritte nach dem Abguss das Austenitgefüge wesentlich gefeint werden kann und nach drei Stichen keine Unterschiede zu konventionell hergestellten Gefügemorphologien vorliegen.

Durch die Umformung mit hohen Umformgraden und –temperaturen verliert die anfängliche Verzögerung des statischen Rekristallisationsverhaltens durch das grobe Primärgefüge an Bedeutung. Somit kann durch das wesentlich kostengünstigere Direktwalzen nach drei Umformschritten ein ähnlicher Gefügezustand vor der Fertigstaffel eingestellt werden wie er beim Kalteinsatz vorliegt.

Im Zuge der Inbetriebnahme einer ESP-Anlage konnten auch großtechnisch hergestellte Bleche vergleichend geprüft werden. Diese ESP-Bleche weisen so wie die Laborproben eine homogene, ferritisch-perlitische Gefügestruktur auf und entsprechen den geforderten Festigkeitsanforderungen.

Abstract

Thin slab direct rolling is an advanced rolling technology for near net shape production of hot rolled strips. This process, where high speed cast slabs are hot rolled to strip without intermediate cooling and reheating, gains more importance.

The aim was to investigate the possibility to refine the coarse as-cast austenite microstructure via a two resp. a three hit hot deformation to be fine and homogenous.

The recrystallization behaviour and the evolution of the austenite grain size during hot working were examined for the steel grade S355JR microalloyed and without microalloying elements via laboratory trials. Small cast samples were direct rolled and reheated and rolled using a thermomechanical testing machine.

The results show a shift of static recrystallization regime due to the direct rolling schedule towards longer times. Furthermore the microalloying elements Nb and V retard the static recrystallization regime in the temperature range below 1000°C.

It was found that already after the second rolling pass of the as-cast material the resulting austenite microstructure exists of fine grains. The initial large differences in grain size before rolling become negligible after three rolling passes there are no differences in the resulting microstructure to a microstructure resulting of a conventional cold charge rolling schedule.

The retardation of the static recrystallization regime due to the coarse austenite microstructure via direct rolling gets less important by rolling with high temperatures and high pass strains in the first rolling passes. Hence, due to the much cheaper direct rolling schedule a similar microstructure can be achieved as via the cold charging schedule.

During the start up of the ESP-plant it was possible to test sheet samples produced on an industrial scale. These ESP-sheets show, like the laboratory samples, a homogenous ferritic-pearlitic microstructure and meet the requested requirements in strength.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung	1
2 Aufgabenstellung und Arbeitskonzept.....	4
2.1 Aufgabenstellung	4
2.2 Arbeitskonzept	5
3 Literaturübersicht zu den wichtigsten Themen der Arbeit	6
3.1 Charakterisierung der Gussstruktur beim Stranggießen.....	6
3.1.1 Erstarrungsmechanismus von Stahl	6
3.1.2 Duktilitäts-Minimum und Gefahr der Heißrissbildung	7
3.1.3 Umformverhalten von Gussgefüge	10
3.2 Gefügeentwicklung und mechanisches Verhalten bei der Warmumformung	12
3.2.1 Beschreibung des Fließverhaltens anhand von Warmfließkurven	12
3.2.2 Statische Rekristallisation	14
3.2.3 Dynamische Rekristallisation	15
3.2.4 Post- oder metadynamische Rekristallisation	21
3.3 Austenitkornfeinung und thermomechanisches Walzen	23
3.3.1 Metallphysikalische Mechanismen	23
3.3.2 Thermomechanisches Walzen	25
3.3.2.1 Definition des thermomechanischen Walzens	25
3.3.2.2 Mikrostruktur und resultierende mechanisch technologische Eigenschaften beim TM Walzen	26
3.3.2.3 Prozessschritte beim TM Walzen	28
4 Anlagentechnik beim Direkteinsatz	35
4.1 Stand der Technik	35
4.1.1 Direkteinsatz bei Flachprodukten	35
4.1.2 Direkteinsatz bei Langprodukten	37
4.2 Neuere Entwicklungen zum Direkteinsatz	37
4.2.1 Vom ISP- zum ESP-Verfahren	38
4.2.2 Komponenten des ESP-Verfahrens	40

5	Versuchsprinzipien zur Direktumformung im Labormaßstab	47
5.1	Zugprüfmaschinen mit Aufschmelzeinrichtung	47
5.2	Der Warmumformsimulator des Max Planck Institutes für Eisenforschung in Düsseldorf	48
5.3	Versuchswalzwerke	48
5.4	Beschreibung der Servotest-Maschine des Lehrstuhls für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben	49
6	Planung der Experimente, Versuchsaufbauten und Vorversuche	51
6.1	Untersuchte Stahlgüten	52
6.2	Ermittlung von Warmfließkurven	52
6.3	Dimensionierung der Blöcke und Auslegung der Kokille	53
6.4	Schmelzen und Abgießen	54
6.5	Heißtransport der Blöcke direkt aus der Gusschitze.....	55
6.6	Umformung des Gussgefüges	57
6.6.1	Umformung mit der Hydraulikpresse	57
6.6.2	Direktumformung mit der Servotest-Maschine	58
6.7	Charakterisierung des statischen Rekristallisationsverhaltens	59
7	Hauptversuche im Labor	61
7.1	Charakterisierung des Gefüges der abgegossenen Blöcke	61
7.1.1	Vorgangsweise bei der Gefügebeurteilung	61
7.1.2	Ausgangsgefüge für die Prozessvariante Direkteinsatz	62
7.1.3	Beurteilung des Gussgefüges im wiedererwärmten Zustand	65
7.2	Stauchversuche mit der Hydraulikpresse	66
7.2.1	Versuchsprogramm	66
7.2.2	Simulation des Umformprozesses mit dem Programm DEFORM 3D™.....	66
7.2.3	Ergebnisse aus den Vorversuchen mit der Presse	68
7.3	Untersuchung des statischen Rekristallisationsverhaltens mittels Doppelstauchversuchen	73
7.3.1	Versuchsprogramm	73
7.3.2	Untersuchung der konventionellen Route an Zylinderstauchproben	74
7.3.3	Laborversuche zum des Direkteinsatz an Gussblöcken	75
7.4	Kerbschlagbiegeversuche	81
7.4.1	Versuchsprogramm und Probenlage	81
7.4.2	Einfluss der Umformbedingungen auf die Kerbschlagarbeit	82

8 Mehrstufige Umformsimulation ähnlich der Bedingungen wie in der	
ESP-Anlage	85
8.1 Versuchsplan	85
8.2 Temperaturverlauf	87
8.3 Fließverhalten bei dreistufiger Umformung	88
8.3.1 Stahl S355JR, Nb-V mikrolegiert	88
8.3.2 Stahl S355JR ohne Mikrolegierungselemente	89
8.4 Korngrößenvergleich	88
8.4.1 Austenitkorngrößenentwicklung des Nb-V-Stahls.....	90
8.4.2 Austenitkorngrößenentwicklung des Stahls S355JR ohne MLE.....	97
9 Großtechnische Untersuchungen an Proben direkt aus der Industrieanlage ..	102
9.1 Probennahme	102
9.2 Schlibbilder	103
9.2.1 Dünnbramme.....	103
9.2.2 Walzgut nach dem ersten Stich, 40 mm dick	104
9.2.3 Walzgut nach dem dritten Stich, 17 mm dick	105
9.2.4 ESP-Blech nach der Fertigstaffel, 4,6 mm dick	106
9.3 Zugversuche am Blech entnommen nach der Fertigstaffel	106
9.4 Kerbschlagbiegeversuche	107
9.4.1 Probengeometrie.....	108
9.4.2 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche.....	109
9.4.2.1 Kerbschlagwerte der Dünnbramme, der Probe nach der HRM 1	
und nach der HRM 3	109
9.4.2.2 Kerbschlagwerte des Stahls S355JR aus der ESP Anlage, Dicke: 4,6mm	110
9.4.2.3 Kerbschlagversuche an normalisierten Proben	111
10 Diskussion der Gesamtergebnisse und Ausblick	115
10.1 Diskussion der Gesamtergebnisse	115
10.2 Ausblick	116
11 Zusammenfassung	117
12 Literaturverzeichnis	119

1 Einleitung

In den letzten Jahrzehnten gab es in der Stahlherstellung eine Reihe von Entwicklungen, die zur Verbesserung von Produktivität und Produktqualität sowie zur Senkung der Kosten geführt haben [Flü92]. Die ursprüngliche Technologie des Blockgusses, bei welchem der Stahl zu Blöcken vergossen und nach dem Temperatenausgleich im Tiefofen grob vorgewalzt wurde, ist durch das Stranggießen ersetzt worden. Dabei werden Brammen mit einer Dicke zwischen 220 und 250 mm und einer Breite bis zu 1700 mm kontinuierlich vergossen und autogen auf eine Länge von 9 – 14 m geschnitten. Diese Brammenabschnitte werden am Kühlbett auf Raumtemperatur abgekühlt, in einem Stoßofen wiedererwärmt und in einem Vorgerüst auf eine Dicke von ca. 40 bis 60 mm vorgewalzt. Die Fertigwalzung erfolgt anschließend in einer Warmbreitbandstraße, gefolgt von einem Beizen und dem Kaltwalzen.

Um Energie einzusparen und somit die Kosten zu verringern, ist man bestrebt den sog. Direkteinsatz durchzuführen. Dabei werden bereits endabmessungsnah vergossene Dünnbrammen in der Gusschitze warmgewalzt und somit entfällt das Wiedererwärmen.

Das Vorwalzen kann auf ein Minimum reduziert werden oder wird sogar vollständig überflüssig, da die Gießanlage bereits ein nahezu endabmessungsnahes Produkt liefert.

Die ersten technischen Vorschläge zur Verwirklichung des endabmessungsnahen Stranggießens stammen von Sir Henry Bessemer, der in Ref. [Bes891] die „Methode zur Herstellung von endlosen Streifen aus Eisen oder Stahl“ beschreibt. Die ersten Anlagen zum endabmessungsnahen Dünnbrammengießen mit anschließendem Warmwalzen aus einer Hitze wurden Ende der achtziger Jahre des letzten Jahrhunderts in Betrieb genommen. Ursprünglich war diese Technologie zur Herstellung von Baustahl gedacht, doch im Laufe der Zeit entwickelte sich auch die Herstellung mikrolegierter Stähle über dieses Verfahren [Ura07].

Bild 1a zeigt den zeitlichen Temperaturverlauf des konventionellen Kalteinsatzes, bei dem kalte, über 200 mm dicke Brammen zum Warmwalzen neu erwärmt werden müssen. Die Temperaturverläufe für die beiden neuen Verfahren des Direktwalzens zeigt Bild 1b. Links in Bild 1b ist ein Verfahren dargestellt, bei dem die stranggegossene Dünnbramme vor dem Warmwalzen einen Ausgleichsofen durchläuft, ohne die γ - α -Umwandlungstemperatur zu unterschreiten. Bild 1b zeigt rechts eine Variante, bei der die Dünnbramme direkt ohne Ausgleichsofen gewalzt wird. Der Heißeinsatz stellt ein Verfahren dar, bei dem aus Gründen

der Energieeinsparung noch heißes stranggegossenes Material wieder auf Walztemperatur erwärmt wird.

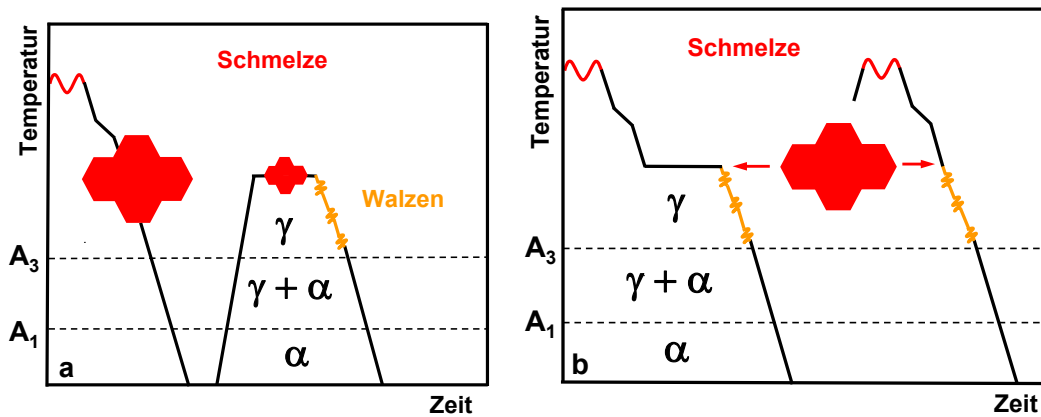


Bild 1: Schematische Darstellung des Temperatur- Zeitverlaufs beim a) Kalteinsatz und b) Direkteinsatz

Nach Ref. [Ene09] beträgt der Energiekostenanteil für warmgewalzte Bunde mehr als ein Drittel der Produktionskosten und daher kommt den energiebezogenen Kosten in der Eisen- und Stahlindustrie immer größere Bedeutung zu. Durch endabmessungsnahes Gießen und dem Direkteinsatz lässt sich der Energieverbrauch deutlich verringern. Bild 2 zeigt zum Vergleich die mittleren Energieverbrauchswerte für die Brammenerwärmung für Kalteinsatz, Heißeinsatz und das Direktwalzen nach Ref. [Wie84]. In Bild 3 ist die Energieeinsparung in der Warmbandproduktion mit abnehmender Gießdicke nach Ref. [Ben08] dargestellt.

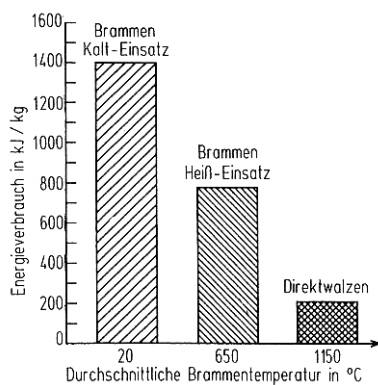


Bild 2: Energieverbrauch für die Brammenerwärmung [Wie84]

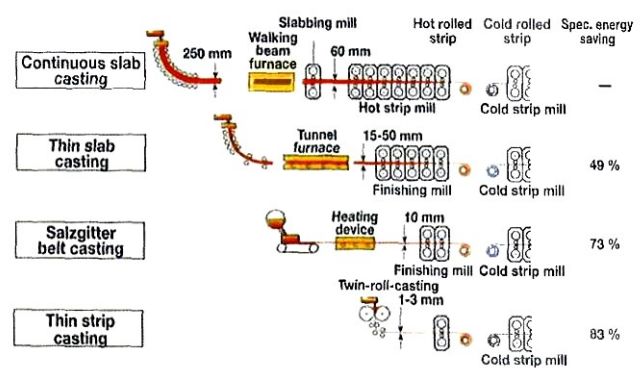


Bild 3 Energieeinsparung in der Warmbandproduktion durch Verkürzung der Prozesskette [Ben08]

Neben dem Ausnutzen der Gusshitze liegt ein weiterer entscheidender Vorteil des Dünnbrammen-Direkteinsatzes in einem wesentlich besseren Ausbringen im Vergleich zur herkömmlichen Technologie. Bild 4 stellt die Reduzierung des Materialeinsatzes zur Herstellung einer Tonne kaltgewalztem Feinblech nach Ref. [Ame00] dar.

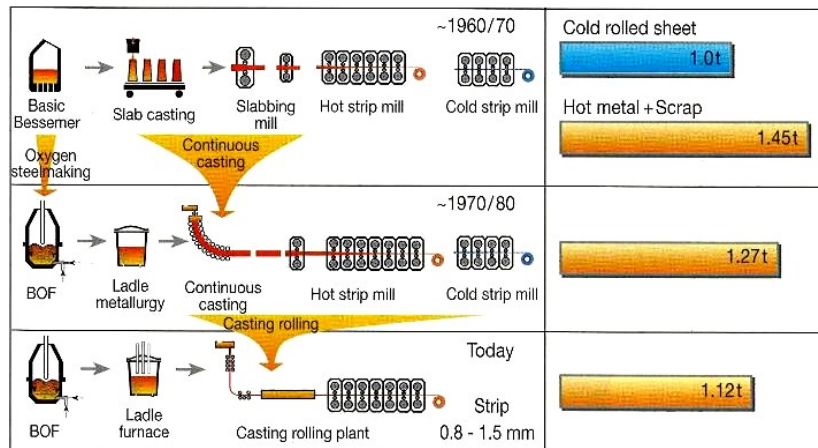


Bild 4: Reduzierung des Materialeinsatzes zur Produktion von 1 t kaltgewalztem Feinblech [Ame00]

Beim konventionellen Brammenkalteinsatz mit der Brammenzwischenlagerung zur Abkühlung an Luft und Zusammenstellung des Walzprogramms liegt die mittlere Prozessdauer bei ca. 140 Stunden. Bei Brammenheiß Einsatz mit der Möglichkeit der kurzzeitigen Zwischenlagerung verkürzt sich die Zeit zwischen Abguss und dem Walzprozess auf ca. 6 Stunden. Im Zuge des Direktwalzens werden die Brammen ohne Zwischenlagerung nach einem entsprechenden Temperatenausgleich gewalzt, dadurch lässt sich die mittlere Prozesszeit auf ca. 1,5 Stunden reduzieren [Wie84]. Bei den in jüngster Zeit entwickelten Dünnbrammengieß- und walzanlagen, wo die Dünnbramme ohne Temperatenausgleich unmittelbar nach der Stranggussanlage gewalzt wird, verkürzt sich die Prozessgesamtheit vom Flüssigstahl bis zum fertigen Coil auf ca. 15 Minuten [Maz08].

Als Nachteile des Direkteinsatzes sind zu nennen:

Es ist nicht ausreichend genau bekannt, ob der deutlich geringere Umformgrad ausreicht, um einen homogenen Werkstoffzustand und gute mechanische Eigenschaften zu erhalten. Diese Problematik wird an einigen Stellen untersucht und ist für Anlagenbauer, wie z.B. Siemens VAI, von großem Interesse. Daher wurden in einem gemeinschaftlichen Projekt die Auswirkungen des Direkteinsatzes systematisch hinsichtlich Korngrößenentwicklung und mechanischen Eigenschaften untersucht.

Nachdem derartige Untersuchungen in Form von großtechnischen Versuchen an Pilotanlagen extrem aufwendig sind, ist versucht worden, die wesentlichen Prozesscharakteristika zu übertragen und im Laborversuch in geeigneter Weise zu gestalten, damit eine gute Übertragbarkeit gewährleistet werden kann. Für die thermomechanischen Versuche wurde die am Lehrstuhl für Umformtechnik vorhandene Servotest-Maschine verwendet.

2 Aufgabenstellung und Arbeitskonzept

2.1 Aufgabenstellung

Die Firma Siemens VAI plante zu Beginn dieser Arbeit eine Direktgieß- und Walzanlage. Mit dieser Anlage sollen Dünnbrammen vergossen und in-line zu sehr dünnem Warmband (~ 1 mm) ausgewalzt werden. Dieses neue Verfahren wird als ESP (Endless Strip Production)-Verfahren bezeichnet und arbeitet im Gegensatz zum bekannten CSP-Prozess ohne Ausgleichsofen zwischen der Stranggießanlage und dem Walzwerk.

Die Aufgabe dieser Arbeit ist daher die systematische Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens und der Gefügeentwicklung im Zuge der Umformung des primären Austenits.

Da es sehr schwierig ist, die Umformung eines primären Gussgefüges im Labor mit einem Aggregat (Gleeble) durchzuführen, besteht eine bedeutende Aufgabe dieser Arbeit darin ein Konzept für die labormäßige Untersuchung von Erstarrung und Umformung zu erstellen. Die wesentlichste Schwierigkeit liegt darin, nach einem Abguss die Struktur so lange bei ausreichender Temperatur zu halten, sodass noch im austenitischen Gefügebereich die erste Umformung erfolgen kann.

Mit Hilfe des zu entwickelnden Versuchsaufbaus soll das Rekristallisationsverhalten des primären Austenits untersucht werden. Weiters gilt es die Frage zu klären, ob durch zwei- bzw. dreistufiges Vorwalzen direkt aus der Gushitze das primäre Austenitgefüge so weit gefeint werden kann, dass es beim Eintritt in die Fertigstraße in einer homogenen, globularen Form vorliegt.

Die Auswertung aller Ergebnisse, Interpretationen, Diskussionen und der Vergleich mit den Pilotversuchen an der ESP-Anlage sollen wesentliche Ansätze für die Auslegung und Optimierung liefern.

2.2 Arbeitskonzept

Ausgehend von den Wünschen und Erfordernissen der Anlagenbauer wurde unter Berücksichtigung der Möglichkeiten am Lehrstuhl und des zeitlichen Rahmens folgende Vorgangsweise gewählt.

- Quantifizierter Vergleich des Primärgefüges im Zuge des Direkteinsatzes mit jenem bei konventioneller Herstellung.
- Experimentelle Bestimmung des Fließverhaltens im charakteristischen Temperaturbereich der Warmformgebung als Basis für Simulationsstudien.
- Mehrstufige physikalische Umformsimulationen zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens im Zuge des Direkteinsatzes.
- Analyse der Gefügeentwicklung als Funktion der Umformbedingungen bzw. der Umkörnung infolge Zwischenabkühlung.
- Ermittlung des Einflusses der Mikrolegierungselemente auf das Rekristallisationsverhalten beim Direkteinsatz und im Zuge der konventionellen Route.
- Verbesserung des Verständnisses bezüglich möglicher Vererbungsprozesse beim Direkteinsatz auf das Endgefüge

2.3 Experimentelle Vorgangsweise

Die Versuchsstähle wurden in einem Induktionsofen erschmolzen und zu Blöcken vergossen. Nach der Durcherstarrung erfolgte das Strippen der heißen Blöcke und die Umformung direkt aus der Gusshitze mit einer servohydraulischen Prüfmaschine. Da zu erwarten ist, dass es durch die Umformung direkt aus der Gusshitze zu einer Verzögerung der Rekristallisation kommt, wurde zum Vergleich wiedererwärmtes Material mit den gleichen Versuchsparametern umgeformt. Als Stahlgüte wurde der häufig verwendete konventionelle Stahl S355JR sowohl in der üblichen Zusammensetzung, aber auch mikrolegiert untersucht. Zur Charakterisierung des statischen Rekristallisationsverhaltens erfolgten Doppelstauchversuche in einem großen Temperaturbereich. In Anlehnung an den Realprozess wurden auch zwei- und dreistufige Umformversuche mit vergleichbaren Parametern durchgeführt und die resultierenden Gefügezustände analysiert.

3 Literaturübersicht zu wichtigsten Themen der Arbeit

3.1 Charakterisierung der Gussstruktur beim Stranggießen

3.1.1 Erstarrungsverhalten von Stahl

Im Zuge der Erstarrung bildet sich aufgrund der sich ständig ändernden Erstarrungsbedingungen eine besondere dreizonige Gussstruktur aus, wie in Bild 5 schematisch dargestellt.

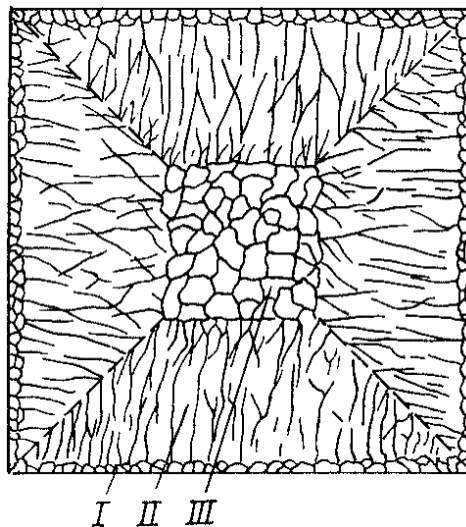


Bild 5: Dreizoniger Aufbau des Gussgefüges (schematisch), I feinkristalline globulare äußere Zone, II Transkristallisationszone, III grobkristalline globulare innere Zone [Sch91]

Sobald das schmelzflüssige Metall in die kalte Form gegossen wird, beginnt die Erstarrung an den kältesten Stellen, d.h. an den Formwänden. Da die Unterkühlung sehr groß ist, bilden sich zahlreiche Kristallkeime, die zu kleinen, polygonalen Kristalliten anwachsen. (äußere feinkristalline Zone I). Die frei werdende Kristallisationswärme muss nach außen durch die bereits vorhandenen Kristallite abgeführt werden. Im Verlauf der weiteren Kristallisation wachsen jene Kristalle, die zufällig mit der Richtung größter Kristallisationsgeschwindigkeit in Richtung des Wärmegefälles liegen, schneller als andere, ungünstiger orientierte Kristalle. Letztere werden am Wachstum behindert, während die ersteren unbehindert in den Schmelzraum vorstoßen können. Auf diese Weise entsteht die Zone II des Gussgefüges, die Transkristallisationszone. Infolge der besonderen Kristallisationsverhältnisse, nämlich freie Wachstumsmöglichkeiten in Richtung der Schmelze, aber Wachstumsbehinderung in dazu

senkrechten Richtungen, nehmen die Transkristallite ihre langgestreckte, stängelige Form an. Die Längsachse der Stängel verläuft parallel zum Wärmegefälle und steht daher senkrecht zur Formwandung. Diese Gleichrichtung der Transkristallite wird als Gusstextur bezeichnet [Sch91].

Im Allgemeinen erreichen die Transkristallite nur eine bestimmte Länge. Im Inneren des Gussblocks befindet sich ein Bereich, der wiederum globulare Kristallite aufweist (Zone III). Die Entstehung der globularen Kernzone kann man sich so vorstellen, dass Verunreinigungen, die in jedem technischen Metall vorhanden sind, von den Transkristalliten vor sich hergeschoben werden und sich infolgedessen im Kern anreichern. Diese Verunreinigungen wirken als Keime und führen zu der globulitischen unregelmäßigen Kristallisation [Sch91].

Diese Heterogenitäten im Gefüge haben Auswirkung auf die nachfolgende Umformung, welche erstmals in der Biege-Richtzone der Stranggussanlage stattfindet. Durch das Biegen und Richten des Stranges können bereits die ersten Fehler bzw. Probleme auftreten. Daher spielt das Wissen über die Duktilität im hohen Temperaturbereich eine wesentliche Rolle um ein fehlerfreies Produkt vom Strangguss zu erhalten. Der folgende Punkt gibt einen Überblick über die Hochtemperatureigenschaften der erstarrten Strangschale und das Duktilitäts-Minimum.

3.1.2 Duktilitäts-Minimum und Gefahr der Heißrissbildung

Im Hochtemperaturbereich lassen sich die Null-Festigkeitstemperatur ZST (zero strength temp.) und die Null-Zähigkeitstemperatur ZDT (zero ductility temp.) als charakteristische Temperaturen definieren [Ber98].

Bild 6 zeigt schematisch die Beziehung zwischen den mechanischen Eigenschaften im Hochtemperaturbereich in Abhängigkeit der fest/flüssig Grenzfläche [Tho86].

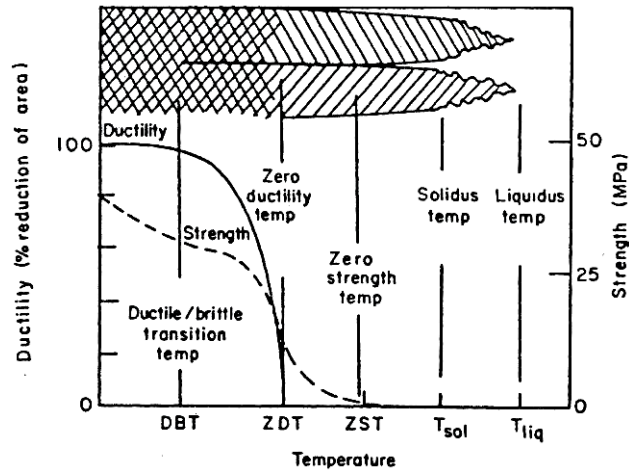


Bild 6: Beziehung zwischen den mechanischen Eigenschaften im Hochtemperaturbereich in Abhängigkeit der fest/flüssig Grenzfläche [Tho86].

Während die Festigkeit bis zur (ZST) kontinuierlich abnimmt, ist die Duktilität durch das Auftreten ausgeprägter Duktilitäts-Minima und -maxima gekennzeichnet [Ber98]. Dabei ist die Duktilität definiert als die Fähigkeit, alle Beanspruchungsarten eines Formänderungsprozesses ohne Bruch zu überstehen [Hof01]. Bild 7 zeigt eine schematische Darstellung der Brucheinschnürung und der duktilitätsmindernden Mechanismen über der Temperatur beim Abkühlen aus dem schmelzflüssigen Zustand [Ber98].

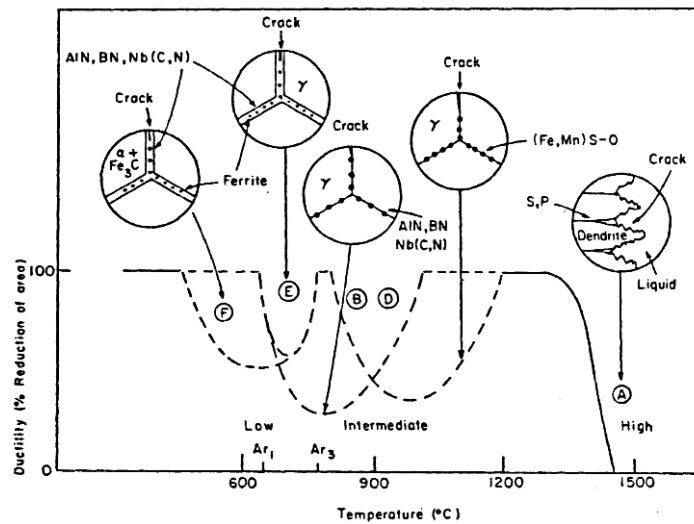


Bild 7: Schematische Darstellung der Duktilitäts-Minima von direkt aus der Gusshitze geprüften Stahlzugproben [Tho86]

Es lassen sich folgende charakteristische Bereiche definieren:

Duktilitäts-Minimum I (A):

Die Erstarrungsstruktur des stranggegossenen Materials ist durch eine mehr oder weniger ausgeprägte, transkristallin erstarrte Zone gekennzeichnet. In dieser Zone erfolgt das Wachstum der Kristalliten entgegen der Orientierung der Wärmeabfuhr, also in Richtung des Strangzentrums. Zwischen den Spitzen der Dendriten, entsprechend einem Festkörperanteil f_s von Null und der vollständigen Durcherstarrung entsprechend $f_s = 1$ bildet sich ein Zweiphasengebiet aus. Durch Entmischungsvorgänge kommt es in der Restschmelze zwischen den Dendritenstämmen und -armen zu einer Anreicherung seigernder Elemente. Stark seigernde Elemente wie Phosphor und Schwefel verringern die Solidustemperatur der Restschmelze. Diese bleibt als flüssiger Film zwischen den Dendriten bis zur vollständigen Erstarrung vorhanden. Die Brucheinschnürung steigt erst nach der vollständigen Durcherstarrung sprunghaft an. Jene Temperatur bei der die Brucheinschnürung noch gleich Null ist, wird als Null-Zähigkeitstemperatur bezeichnet, sie stimmt mit einem Festkörperanteil von 0,98 bis 1,0 überein [Ber98].

Das Zweiphasengebiet ist andererseits bereits ab einem Festkörperanteil von 0,6 bis 0,8 in der Lage Kräfte zu übertragen. Dies ist sowohl durch das Zusammenwachsen der Sekundärarme als auch durch die Kapillarwirkung der Restschmelze zwischen den Dendriten zu erklären. Die Differenz zwischen Null-Festigkeitstemperatur und Null-Zähigkeitstemperatur wird als Maß für die Rissempfindlichkeit im I. Duktilitäts-Minimum gesehen. Bei überkritischer Beanspruchung werden in diesem Bereich Innenrisse gebildet [Ber98].

Duktilitäts-Minimum II (B, D, E, F):

Bei Temperaturen unterhalb der Null-Zähigkeitstemperatur geht das Bruchverhalten des Stahles von spröde zu duktil über. Höhere Phosphor- oder Schwefelgehalte, ein niedriges Mn/S-Verhältnis und höhere Gehalte an Spurenelementen wie Kupfer oder Zinn können diesen Duktilitätsanstieg jedoch vollständig unterdrücken. Eine scharfe Trennung zwischen erstem und zweitem Duktilitäts-Minimum ist in diesen Fällen nur schwer möglich [Ber98].

Zwischen 600 und 1200°C kommt es, abhängig von der Zusammensetzung des Stahls, zur Ausbildung eines zweiten Duktilitäts-Minimums. Dies lässt sich weiters in zumindest zwei überlappende Temperaturbereiche unterteilen, in welchem unterschiedliche duktilitätsvermindernde Mechanismen ablaufen [Tho86].

Dafür sind verschiedene, in ihrer Wirkung aber nicht immer leicht zu trennende, Mechanismen verantwortlich [Ber98].

Bei Temperaturen unter 1200°C kann es durch die Ausbildung von eisenreichen Sulfiden oder Oxisulfiden, abhängig vom Schwefelgehalt und dem Mn/S-Verhältnis, zur Versprödung kommen (Bereich D). Unter 1000°C führt eine zunehmende Abkühlung zur Verringerung der Löslichkeitsprodukte von Nitriden und Carbonitriden. Die Ausscheidung von AlN und/oder Nb(C,N) an den Korngrenzen wiederum anhängig von der Stahlzusammensetzung und den Abkühlbedingungen, kann ebenso versprödend wirken wie die beginnende Ferritsaumbildung entlang der Austenitkorngrenzen bei tieferen Temperaturen (Bereiche B, E und F). Diese beiden Mechanismen können sich in ihrer Wirkung gegenseitig verstärken. Auch höhere Kupfer- oder Zinngehalte wirken während der beginnenden Ferritumwandlung versprödend [Ber98].

Durch eine geeignete Temperaturführung während des Stranggießens muss gewährleistet werden, dass verfahrensbedingte Verformungen wie Biegen und Richten nicht bei verminderter Duktilität des Werkstoffes erfolgen, da es sonst zur Bildung von Fehlern am Gussprodukt kommen würde [Ber98].

Allgemein gilt, dass der Einfluss der Legierungselemente auf die Festigkeit geringer ist als auf die Zähigkeit. Der Kohlenstoffgehalt beeinflusst die Hochtemperaturfestigkeit über die Veränderung der Kristallisationsfolge, wobei γ -Eisen eine höhere Festigkeit aufweist als δ -Eisen [Ber98].

Die Spurenelemente Kupfer und Zinn können die Hochtemperaturfestigkeit erhöhen obgleich sie eine sehr negative Auswirkung auf die Brucheinschnürung haben [Ber98].

3.1.3 Umformverhalten vom Gussgefüge

Oft wird undifferenziert über die Umformung eines Gussgefüges gesprochen – unabhängig davon, ob dieses direkt aus der Gusshitze umgeformt wird oder die Umformung nach dem Wiedererwärmen erfolgt. Es besteht jedoch die Notwendigkeit, die Unterschiede dieser beiden Gefüge zu berücksichtigen. Beim Direkteinsatz erfolgen die ersten Umformschritte mit dem groben, primären Gussgefüge, im Gegensatz zum Kalteinsatz, bei welchem das Gefüge durch das Durchlaufen der γ - α - γ -Umwandlung bereits in einem wesentlich feineren Zustand vorliegt [Li02]. Bild 8 zeigt schematisch das Austenitgefüge welches direkt aus der Gusshitze

entstanden ist im Vergleich zu jenem Austenitgefüge welches nach Abkühlen des Materials auf Raumtemperatur und Wiedererwärmen entstanden ist.

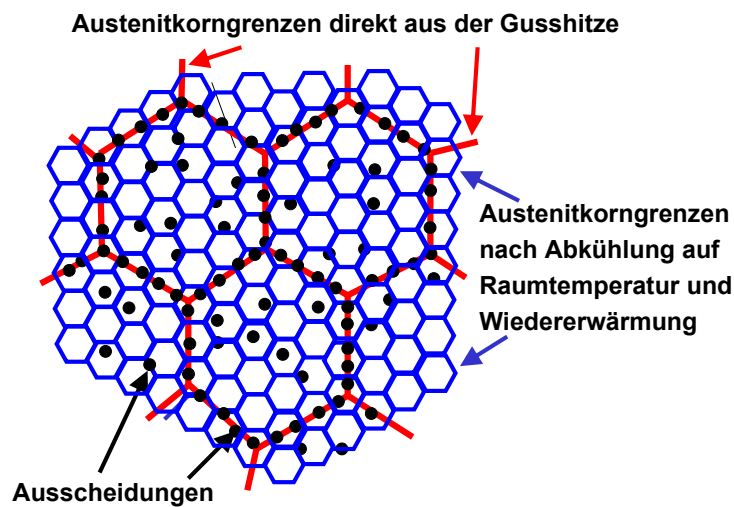


Bild 8: Schematische Darstellung des Austenitgefüges vor und nach der γ - α - γ -Umwandlung [Suz97]

Die neu gebildeten Austenitkorgrenzen sind weitgehend frei von Ausscheidungen und das neu gebildete Austenitgefüge liegt in wesentlich feinerer Form vor. Daher wird beim Direkteinsatz im Gegensatz zum Kalteinsatz ein wesentlich größerer Korngrößenbereich durchlaufen [Suz97]. Die Austenitkorngrößenverteilung direkt aus der Gusshitze ist sehr inhomogen. Die Kornfraktion zwischen 1 - 2 mm ist am stärksten vertreten, die größten Körner erreichen eine Größe bis zu 2 - 2,5 mm [Ura07]. Beim Direktwalzen wird das Gefüge, welches im Anschluss umgeformt wird, in einem Temperaturbereich über 1450°C gebildet. Diese Temperatur ist wesentlich höher als die Glühtemperatur im Stoßofen beim Kalteinsatz. Daher liegt bei direkt aus der Gusshitze verarbeitetem Austenit im Gegensatz zum wiedererwärmten Material eine große Übersättigung an Mikrolegierungselementen vor [Fuj03, Li02, Ura07, Flü92].

Aufgrund dessen kann es zu einer Verzögerung der Rekristallisation und somit der Kornfeinung in den ersten Umformschritten kommen. Große Stichabnahmen bei niedrigen Umformtemperaturen können bereits in den ersten Stichen zu dehnungsinduzierten Nb-Ausscheidungen führen. Wenn dieser Ausscheidungsprozess vor einer ausreichenden Kornfeinung eintritt, verbleiben einige der ursprünglichen groben Austenitkörner während des weiteren Walzprozesses in unrekristallisiertem Zustand.

Um im Zuge der Warmumformung eine rasche Kornfeinung zu erreichen, ist es erforderlich, in den ersten Stichen mit einer großen Stichabnahme und bei hohen Temperaturen

umzuformen, um dynamische Rekristallisation zu initiieren, welche metadynamische Rekristallisation zur Folge hat. Da beim Dünnbrammenwalzen ein geringerer Gesamtumformgrad zur Beseitigung der Mikroporosität und für die notwendige Kornfeinung im Gegensatz zu konventionellen Brammen zur Verfügung steht, ist es nötig, den Stichplan auf die geänderten Verarbeitungsbedingungen anzupassen [Fuj03, Li02, Ura07, Kap86].

3.2 Gefügeentwicklung und mechanisches Verhalten bei der Warmumformung

3.2.1 Beschreibung des mechanischen Verhaltens mittels Warmfließkurven

Die im Zuge des Warmwalzens im Walzgut eingestellte Kornstruktur hat entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Walzproduktes und auf eine nachfolgende Wärmebehandlung. Während oder unmittelbar nach der Warmumformung werden das Gefüge und somit auch das Fließverhalten des Werkstoffs durch die Wechselwirkungen zwischen den Verfestigungs- und Entfestigungsmechanismen laufend verändert. Die Kornentwicklung beim Warmwalzen wird bestimmt durch die dynamische Rekristallisation während des Walzstiches, die statische Rekristallisation und Erholung zwischen den Walzstichen und durch das Kornwachstum nach Ablauf der Rekristallisation. Die treibende Kraft dieser Entfestigungsvorgänge ist die erhöhte Gitterenergie aufgrund der mit der Verformung steigenden Versetzungsdichte [Kle98].

Zur Charakterisierung des Fließverhaltens eines Werkstoffes wird die als Fließkurve bezeichnete Abhängigkeit der Fließspannung k_f vom Umformgrad ϕ bei konstanter Temperatur T und konstanter Umformgeschwindigkeit $\dot{\phi}$ bezeichnet. Sie hängt von folgenden Einflussfaktoren ab [Kle98]:

- Werkstoff
- Gefügestand
- Umformgrad
- Umformgeschwindigkeit
- Umformtemperatur
- Spannungszustand

Bild 9 zeigt schematisch eine Warmfließkurve. Zu Beginn der Verformung erfolgt der Abbau der eintretenden Verfestigung zunächst nur durch dynamische Erholungsprozesse. Wenn keine dynamische Rekristallisation einsetzt, erreicht die Fließspannung eine Sättigungsspannung σ_{SS}^{drec} , bei der ein Gleichgewicht zwischen der Verfestigung durch Versetzungsneubildung und Entfestigung durch Erholung eintritt. Im Falle ausreichend hoher Umformtemperatur setzt ab dem kritischen Umformgrad φ_c dynamische Rekristallisation ein, wodurch eine stärkere Entfestigung eintritt, so dass die Fließspannung auf eine niedrigere Sättigungsspannung σ_{SS}^{drx} sinkt [Kle98].

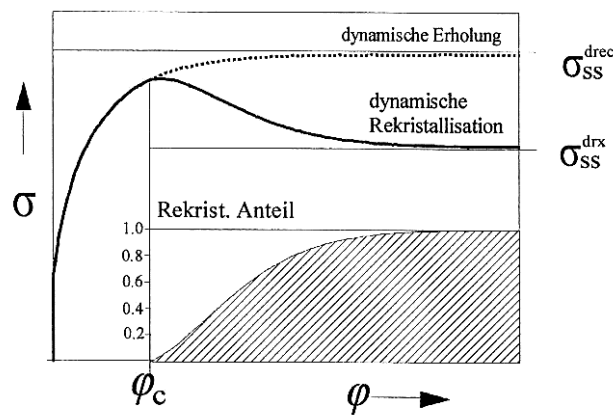


Bild 9: Schematische Darstellung einer Warmfließkurve (σ .. Fließspannung, φ .. Umformgrad, σ_{SS}^{drec} .. Sättigungsspannung bei dynamischer Erholung, σ_{SS}^{drx} .. Sättigungsspannung bei dynamischer Rekristallisation [Kle98])

Im Zuge der Warmumformung liegen der verfestigte und der bereits rekristallisierte Gefügeanteil nebeneinander vor. Sie haben die gleiche Gitterstruktur und somit handelt es sich bei der Rekristallisation nicht um eine Phasenumwandlung im eigentlichen Sinn. Allerdings kann der nicht rekristallisierte Anteil im Gegensatz zum rekristallisierten Anteil als „Phase“ mit höherer Energie angesehen und somit die Rekristallisation als Bildung einer neuen Phase betrachtet werden. Ihre Kinetik lässt sich mit dem Avrami-Ansatz [Avr39] beschreiben, welcher ursprünglich für Phasenumwandlungen im klassischen Sinn entwickelt wurde [Jon95, Sue98].

3.2.2 Statische Rekristallisation

Nach einer Umformung kann es nach Ablauf einer Inkubationszeit durch thermisch aktivierte Keimbildung und Keimwachstum zur Bildung neuer, unverformter Körner kommen. Die treibende Kraft zur Aktivierung der statischen Rekristallisation (SRX) ist die akkumulierte Verformungsenergie. Diese kann als Differenz in der Versetzungsdichte zwischen der verformten oder erhaltenen und der rekristallisierten Struktur definiert werden. Die Rekristallisationskeime bilden sich bevorzugt an Korngrenzen, Ausscheidungen und Gleitbändern, d.h. in Bereichen hoher Versetzungsdichten.

Die Kinetik der statischen Rekristallisation kann durch den modifizierten Avrami-Ansatz lt. Gl. 3.1 beschrieben werden [Sel88].

$$X(t) = 1 - e^{-0,693 \left(\frac{t}{t_{0,5}} \right)^k} \quad (3.1)$$

In dieser Formulierung steht $t_{0,5}$ für eine Zeit, die für eine Rekristallisation von 50 % des Gefüges notwendig ist, k ist der Avrami-Exponent. Dieser ist für viele Stähle annähernd konstant. Für die meisten Stähle nimmt k einen Wert von 1 ein und wird von der chemischen Zusammensetzung nicht besonders beeinflusst [Jon95]. Die Zeit $t_{0,5}$ ist hingegen sowohl von der chemischen Zusammensetzung als auch von sämtlichen Umformparametern abhängig. Sie kann für den Fall der rein statischen Rekristallisation mit dem von Sellars vorgestellten Modellansatz beschrieben werden (Gl. 3.2) [Sel80].

$$t_{0,5} = B \varphi^{-n} d_0^p \dot{\varphi}^{-q} e^{\left(\frac{Q_{\text{rex}}}{RT} \right)} \quad (3.2)$$

Mit B , n , p , q als Konstanten, φ ist der Umformgrad, d_0 die Ausgangsaustenitkorngröße, $\dot{\varphi}$ die Umformgeschwindigkeit und Q_{rex} die Aktivierungsenergie für Rekristallisation.

Sellars gibt in Ref. [Sel80] für unlegierte Kohlenstoff-Mangan-Stähle die Werte $n = 4$ und $p = 2$, für die Aktivierungsenergie $Q_{\text{rex}} = 300 \text{ kJ/mol}$ und für die Konstante $B = 2,5 \cdot 10^{-19} \text{ an}$.

Ein höherer Umformgrad führt aufgrund höherer Versetzungsdichte und somit größerer Triebkraft zu einem rascheren Rekristallisationsfortschritt [Jon95, Sun95, Sun95.1, Sun97].

Statische Erholung und statische Rekristallisation werden mit zunehmender Ausgangsaustenitkorngröße verzögert. Die Ecken der Körner und die Korngrenzen wirken als Rekristallisationskeime, mit zunehmender Korngröße nimmt die Korngrenzenfläche und somit die Anzahl der Keime ab [Bey92, Sun97, Sun95.1, Deh08].

Die Umformgeschwindigkeit zeigt lediglich einen untergeordneten Einfluss auf die Kinetik der statischen Rekristallisation, daher kann der Exponent $q = 0$ gesetzt werden [Li96, Jon95].

Die Rekristallisationsgeschwindigkeit nimmt mit steigender Temperatur aufgrund der größeren Beweglichkeit der Korngrenzen zu [Sun95, Sun95.1].

Die resultierende Korngröße nach statischer Rekristallisation d_{stat} hängt vom Umformgrad und der Ausgangskorngröße ab und ist von der Umformtemperatur weitgehend unabhängig. Dies spiegelt die Bedeutung des Ausgangsgefüges auf die der Anzahl an Keimstellen wieder, welches die statisch rekristallisierte Korngröße maßgeblich beeinflusst [Jon95]. Sie lässt sich nach der von Sellars vorgeschlagenen Gleichung berechnen (Gl. 3.3), vorausgesetzt der kritische Umformgrad zum Eintritt dynamischer Rekristallisation φ_c wird nicht erreicht [Sel80].

$$d_{stat} = D \cdot d_0^p \cdot \varphi^{-q} \quad (\varphi < \varphi_c) \quad (3.3)$$

Für reine C-Mn-Stähle ergeben sich nach Sellars Zahlenwerte für $p = 0,67$ und $q = 1$ [Sel80]. Die Werte für D variieren in einem großen Bereich von Autor zu Autor zwischen 0,35 und 0,83 [Sel80].

3.2.3 Dynamische Rekristallisation

Im Zuge der dynamischen Rekristallisation (DRX) wird das Gefüge bereits im Zuge der Warmumformung neu gebildet, daher stellt sich eine Korngröße ein, welche ausschließlich von den Umformbedingungen abhängt und keine Abhängigkeit von der Anfangskorngröße zeigt. Das neu gebildete Gefüge lässt sich daher als reine Funktion der Umformbedingungen beschreiben, welche im Zener-Hollomon-Parameter zusammengefasst werden (Gl. 3.4) [Med96, Jon95, Deh08].

$$Z = \dot{\varphi} e^{\frac{Q_{def}}{R \cdot T}} \quad (3.4)$$

Darin bedeutet Q_{def} die Aktivierungsenergie für Warmverformung, R die Gaskonstante und T die absolute Temperatur. Der Zener-Hollomon-Parameter ist formal eine temperatur-korrigierte Umformgeschwindigkeit, kennzeichnet aber die thermische Aktivierbarkeit der Struktur- und Gefügeveränderungen bei der Warmumformung.

Der kritische Umformgrad zum Eintritt dynamischer Rekristallisation φ_c ist immer kleiner als der Umformgrad beim Spannungseak φ_p und kann mit Gl. 3.5 beschrieben werden [Sel80, Jon95].

$$\varphi_c = k_C \cdot \varphi_P \quad (3.5)$$

Die Konstante k_C nimmt nach Anelli, Ref. [Ane92], Werte zwischen 0,67 und 0,86 an. Dynamische Rekristallisation ist im Gefüge durch das Vorhandensein neuer, kleiner Körner an den Grenzen der Ausgangskörner erkennbar. Der Umformgrad beim Peak φ_p , bei der die maximale Spannung auftritt, kann mittels der von Sellars vorgeschlagenen empirischen Gleichung (Gl. 3.6) beschrieben werden, wobei es sich bei A und m um Konstanten handelt, d_0 ist die Ausgangskorngröße [Sel80].

$$\varphi_P = A \cdot d_0^{0,5} Z^m \quad (3.6)$$

Der kritische Umformgrad φ_c hängt von der chemischen Zusammensetzung, der anfänglichen Austenitkorngröße, der Umformtemperatur und der Umformgeschwindigkeit ab [Pol96].

Ein feineres Austenitgefüge fördert den Eintritt dynamischer Rekristallisation, während diese durch ein grobes Gefüge verzögert wird [Muo97]. Bild 10 zeigt den Einfluss der anfänglichen Austenitkorngröße auf die Fließkurve. In Ref. [Fer03] konnte gezeigt werden, dass sich mit einer größeren Anfangskorngröße der Peak zu höheren Umformgraden hin verschiebt.

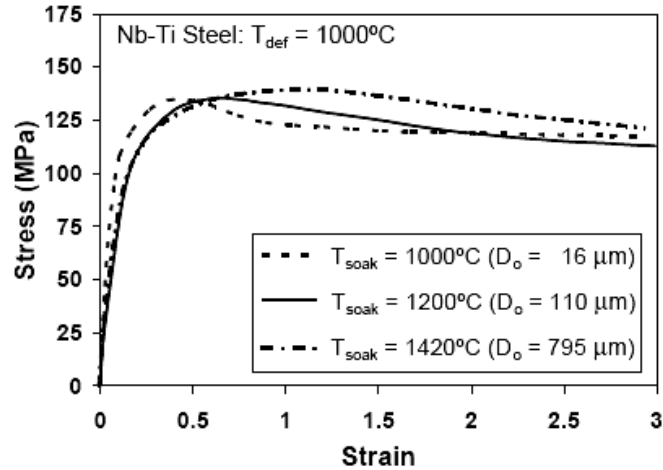


Bild 10: Einfluss der anfänglichen Austenitkorngröße auf die Fließkurve [Fer03]

Die Peakspannung σ_P und die Sättigungsspannung σ_{SS} sind unter gleichen Umformbedingungen für alle anfänglichen Austenitkorngrößen ähnlich [Fer03].

Mit zunehmender Umformgeschwindigkeit und abnehmender Umformtemperatur ergeben sich größere Fließspannungen, der Umformgrad zum Peak und zum steady state Bereich verschieben sich ebenfalls zu höheren Werten (Bild 11) [Fer03].

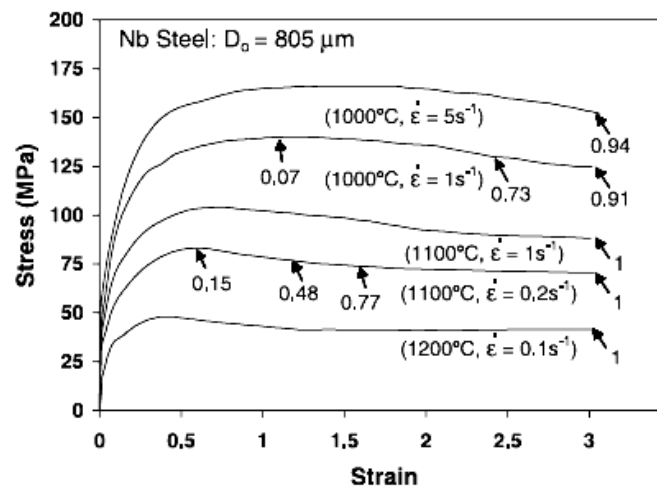


Bild 11: Einfluss der Umformtemperatur und der Umformgeschwindigkeit auf die Fließkurve [Fer03]

Die Zeit für 50 % Rekristallisation lässt sich mit Gl. 3.7 abschätzen,

$$t_{0,5} = B \cdot Z^{-b} e^{\left(\frac{Q_{def}}{RT}\right)} \quad (3.7)$$

mit B und b als konstante Größen. Beim Einsetzen in den Avrami-Ansatz (Gl. 3.1) kann der dynamisch rekristallisierte Anteil X_{dyn} ermittelt werden.

Im Zuge der Untersuchung der dynamischen Rekristallisation liegt das Hauptproblem darin, den kritischen Umformgrad für den Beginn der dynamischen Rekristallisation φ_c zu bestimmen, da sich dieser nicht direkt aus der Fließkurve ermitteln lässt. Daher wird meist das Auftreten eines Peaks in der Fließkurve als sicherer Indikator für den Eintritt dynamischer Rekristallisation herangezogen. Aus Fließkurven ohne ausgeprägten Peak wird oft geschlossen, dass dynamische Erholung den einzigen Entfestigungsmechanismus darstellt. Trotzdem findet in zahlreichen Werkstoffen dynamische Rekristallisation statt, bei welchen die Fließkurven keinen klaren Peak zeigen. Als Beispiele für solche Stähle sind austenitische rostfreie Stähle und Nb-mikrolegierte Stähle anzuführen. Prinzipiell lässt sich der kritische Umformgrad zum Eintritt dynamischer Rekristallisation metallographisch durch Gefügeuntersuchungen bestimmen. Dabei werden die Proben unmittelbar nach dem Umformprozess abgeschreckt, um das Gefüge, welches am Ende der Umformung vorliegt, einzufrieren. Werkstoffe, welche im Zuge der Abkühlung eine Gefügeumwandlung durchlaufen, erschweren diese Methode beträchtlich bzw. machen eine derartige Untersuchung gänzlich unmöglich. Weiters erfordert diese Methode eine große Anzahl an Proben, da über und unter φ_c ausreichend viele Proben untersucht werden müssen, um einen repräsentativen Wert zu generieren [Pol03].

Um den Eintritt dynamischer Rekristallisation aus den Fließkurven zu ermitteln, wird die Verfestigungsrate $\theta = (\partial\sigma / \partial\varphi)_\varphi$ berechnet und das Differential wird über der Spannung aufgetragen [Est84, Pol96]. E.I. Poliak [Pol96] zeigt an fein- und grobkörnigen Proben (30 μm bzw. 200 μm) den Einfluss der anfänglichen Korngröße auf die Verfestigungsrate. Sie nimmt am Beginn mit zunehmender Fließspannung rasch ab, wobei sich mit steigender Fließspannung die Geschwindigkeit der Abnahme von θ verringert, bis die kritische Spannung zum Eintritt dynamischer Rekristallisation erreicht ist. Danach sinkt θ wieder bis σ_p , wo θ den Nullwert hat (siehe Bild 12) [Pol96].

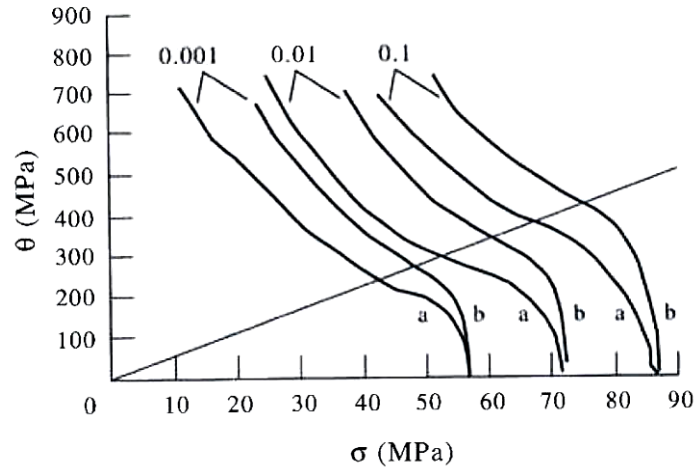


Bild 12: Verfestigungsrate Θ über der Spannung von grobem (a) und feinem (b) Gefüge [Pol96]

Dynamische Rekristallisation setzt am Wendepunkt der $\theta - \sigma$ Kurve ein. Mathematisch bedeutet ein Wendepunkt in einem $\theta - \sigma$ -Diagramm einen Nullpunkt der zweiten Ableitung $(\partial^2 \theta / \partial \sigma^2)_\phi = 0$. Die Wendepunkte im $\theta - \sigma$ Diagramm erlauben die Ermittlung der kritischen Spannung, der dazugehörige kritische Umformgrad lässt sich aus der Fließkurve ermitteln [Pol96]. Zum Eintritt dynamischer Rekristallisation ist es nicht zwingend nötig, dass die Fließkurve einen ausgeprägten Peak zeigt. Trotzdem zeigen die $\theta - \sigma$ Diagramme solcher Fließkurven einen Wendepunkt [Pol03].

Die anfängliche Korngröße übt einen deutlichen Einfluss auf die Verfestigungsrate bei Umformgraden, welche unter ϕ_{krit} bzw. ϕ_{Peak} liegen, aus. Vor Eintritt dynamischer Rekristallisation zeigen die grob gekörnten Proben, in Bild 12 mit a bezeichnet, eine geringere Verfestigungsrate. Dieser Einfluss wird nach Eintritt der dynamischen Rekristallisation wesentlich geringer und geht nach dem Spannungspk zur Gänze verloren. Dieser Verfestigungseffekt beruht auf der größeren Fläche an Korngrenzen und Subkorngrenzen im feineren Austenitgefüge. Somit steht eine größere Anzahl an Hindernissen zur Verfügung, an denen die Versetzungen auflaufen und blockiert werden [Sun95, Muo97].

Zur Berechnung der Verfestigungsrate θ ist es empfehlenswert, Verfahren zu nutzen, welche auf der Basis von Fourier-Transformationen beruhen, da die numerische Differentiation der Fließkurve zu einem erheblichen Rauschen führt, welches durch das Rauschen der Kraftmessdose der Prüfmaschine verstärkt wird. Zweifache Differentiation verstärkt dieses Rauschen weiters [Pol96].

Der auf diese Weise ermittelte kritische Umformgrad φ_c entspricht nicht jenem Umformgrad, bei welchem sich die ersten dynamisch rekristallisierten Körner bilden, es ist jener Umformgrad, ab welchem der dynamisch rekristallisierte Anteil so hoch ist, dass er sich erstmals aus der Fließkurve ermitteln lässt [Fer03].

Der gekoppelte Einfluss von Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit auf den Warmumformprozess kann nach McQueen mit Gl 3.8 beschrieben werden [McQ02].

$$A(\sinh \alpha \sigma)^n = \dot{\varphi} e^{\frac{Q_{def}}{RT}} = Z \quad (3.8)$$

wobei A , α , n , β und Q_{def} Materialkonstanten sind. Der Zener-Hollomon-Parameter fasst die beiden, den Umformprozess steuernden, Variablen $\dot{\varphi}$ und T zusammen. Der Spannungsmultiplikator α ist eine zusätzliche justierbare Konstante, welche den Wert $\alpha\sigma$ in den richtigen Bereich bringt und somit die $\ln \dot{\varphi}$ - $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ Kurven für konstante Temperatur linear und parallel macht. Die Steigung in der Arrhenius-Kurve, $\ln \sinh(\alpha\sigma)$ über $1/T$ ist die Aktivierungsenergie Q_{def} . Es ist empfehlenswert, Q_{def} und n -Werte von unterschiedlichen Legierungen des gleichen Basismetalls bei fixem α -Wert zu vergleichen. Weiters muss berücksichtigt werden, dass ein entsprechender α -Wert zu einem bestimmten n -Wert gehört [McQ02].

Die Aktivierungsenergie Q_{def} sagt auf einfache Art und Weise aus, wie schnell die Fließspannung in einem Temperaturbereich über $0,8 T_m$ ansteigt, wobei sich Legierungen des gleichen Basismetalls bis $0,5 T_m$ ähnlich verhalten (Fertigstaffel). Bei Legierungen, welche ausschließlich dynamisch erholen, wird zur Ermittlung von Q_{def} der Plateauwert σ_{SS}^{drec} herangezogen. Für Legierungen, welche dynamisch rekristallisieren, ist es üblich, σ_p zu verwenden [McQ02]. Für Kohlenstoff- und HSLA-Stähle beträgt nach Ref. [Fer03] der Wert $n = 4,5$.

Bei kurzen Stich-zu-Stich-Zeiten im Bereich zwischen 10 bis 100 ms, wie sie beim Draht und Stabstahlwalzen auftreten, bleibt nicht ausreichend Zeit für das Eintreten statischer Rekristallisation, speziell bei abgesenkten Endwalztemperaturen. Unter diesen Bedingungen tritt Dehnungsakkumulation zwischen den Walzstichen auf. Wenn die akkumulierte Dehnung einen kritischen Wert erreicht, setzt dynamische Rekristallisation ein. Im Gegensatz dazu

dominiert die statische Rekristallisation eher bei Flachprodukten, da geringere Umformgrade und längere Stich-zu-Stich- Zeiten vorherrschen [Jon95].

Speziell Metalle mit einer geringen Stapelfehlerenergie, wie z.B. Cu-, Co-Legierungen und austenitische Stähle [Ber08] neigen dynamisch zu rekristallisieren. Im Zuge der Umformung bilden sich Bereiche mit einer hohen Versetzungsdichte. Dies führt zur Bildung von Keimen neuer Körner, welche sofort wachsen und die Unterschiede in der Versetzungsdichte ausgleichen [Elw04].

In reinen C-Mn-Stählen kann eine solche Dehnungsakkumulation nur bei niedrigen Temperaturen um A_{r3} erfolgen. Wenn Mikrolegierungselemente wie Nb vorhanden sind, kann die statische Rekristallisation verzögert werden.

3.2.4 Post- oder metadynamische Rekristallisation

Mit dem Ende des Walzstiches stoppt die dynamische Rekristallisation und die nachfolgenden Vorgänge sind wieder statisch, sie haben aber spezielle postdynamische Eigenschaften und können daher als postdynamisch statisch (PDSR) bzw. als metadynamisch bezeichnet werden [Hod92, Cho01, Jon95]. Ihr Fortschritt kann ebenfalls mit dem von Sellars vorgeschlagenen Ansatz beschrieben werden (Gl. 3.9).

$$t_{0,5} = B\varphi^{-n}d_0^p \left(\dot{\varphi} e^{\frac{Q_{def}}{RT}} \right) e^{\frac{Q_{rex}}{RT}} \quad (3.9)$$

Der Faktor $\dot{\varphi} e^{\frac{Q_{def}}{RT}}$ ist der Zener-Hollomon-Parameter Z . Im Zuge der PDSR rekristallisieren Teile des Gefüges weiter und somit wird die Verfestigung dieser Körner beseitigt. Dies geschieht aber in einer Art und Weise, die sich wesentlich von der statischen Rekristallisation unterscheidet. PDSR hängt wesentlich stärker von der Umformgeschwindigkeit ab und wesentlich weniger von der Temperatur sowie dem Umformgrad als statische Rekristallisation [Jon95]. Dies lässt sich auf feinere dynamisch rekristallisierte Körner, welche bei höheren Umformgeschwindigkeiten entstehen zurückführen, welche die Keimzahl erhöhen. Der Umformgrad beim Peak und somit die gespeicherte Energie steigen mit zunehmender Umformgeschwindigkeit und somit auch die Triebkraft für metadynamische Rekristallisation [Sun97, Hod92].

Beim Warmwalzen sind die Details der dynamischen Rekristallisation nicht so entscheidend wie die der PDSR, daher liegt die wahre Bedeutung der DRX in der Initiierung der PDSR [Jon95, Hod 92, Cho02, Cho01].

Weiters zeigt die PDSR weitgehende Unabhängigkeit von der Zusammensetzung, vorausgesetzt die Umformung wird in einem Temperaturbereich durchgeführt, in dem es noch zu keinen dehnungsinduzierten Ausscheidungen kommt [Hod92].

Bei Temperaturen zwischen 900 – 1000°C verläuft die metadynamische Rekristallisation um eine Größenordnung schneller als die statische Rekristallisation, sie hat keine Inkubationszeit da sie eine Fortführung der DRX darstellt.

Im Gegensatz zur statischen Rekristallisation wird die Kinetik der metadynamischen Rekristallisation von der Ausgangskorngröße nur sehr gering beeinflusst, da der größte Teil der Keime für metadynamische Rekristallisation durch die stattfindende dynamische Rekristallisation während der Verformung gebildet wird [Sun97].

Die Triebkraft der PDSR ist, wie auch bei der SRX, die Verringerung der eingebrachten Energie während der Umformung durch Ausheilen von Versetzungen. Die Versetzungsdichte für die PDSR resultiert aus der DRX, Unterschiede im Umformgrad im steady state Bereich der DRX führen zu keiner Veränderung der durchschnittlichen Versetzungsdichte. Daher ist nach Jonas [Jon95] die Kinetik der PDSR in Verbindung mit dem Gefüge des steady state Bereichs der DRX vom Umformgrad und der Ausgangskorngröße unabhängig ($n = 0, p = 0$).

In der Praxis wird φ_p eher erreicht als φ_{ss} . Daher stellt sich die Frage, in wie weit der Umformgrad zwischen φ_p und φ_{ss} die Kinetik der PDSR beeinflusst. Es kann gezeigt werden, dass höhere Umformgrade lediglich zu geringfügig rascherem Rekristallisationsfortschritt führen [Jon95]. Dies kann dadurch erklärt werden, dass die verfügbaren Keime für die PDSR ab einem bestimmten Rekristallisationsfortschritt einen konstanten Wert annehmen. Dies unterscheidet die PDSR grundsätzlich von der statischen Rekristallisation, welche sehr stark vom aufgebrauchten Umformgrad abhängt [Rou94]. Die Umformgeschwindigkeit übt einen großen Einfluss auf die PDSR aus. Eine Erhöhung der Umformgeschwindigkeit um eine Größenordnung führt zu einer Verringerung der benötigten Zeit um eine Größenordnung. Der Einfluss der Temperatur auf die PDSR wirkt sich im Gegensatz zur statischen Rekristallisation relativ gering aus, da sich die Temperaturterme in Gl. 3.9 nahezu aufheben [Jon95].

Die resultierenden Korngrößen von DRX als auch von PDSR nehmen mit zunehmender Umformgeschwindigkeit und niedriger Umformtemperatur ab. Die resultierende Korngröße der PDSR ist etwa um den Wert 1,5 größer als jene, welche von DRX resultiert. PDSR kann als fortgesetzte Entfestigung der durch den Umformprozess verfestigten Körner gesehen werden und daher erscheint das stattfindende Kornwachstum als begründet [Jon95].

3.3 Austenitkornfeinung und thermomechanisches Walzen

3.3.1 Metallphysikalische Mechanismen

Auf dem Weg vom Flüssigstahl zum Bauteil sind vielfältige Prozessschritte zurück zu legen, denen häufig Wärmebehandlungen vor- oder nachgeschaltet sind. Gelingt es, diese Wärmebehandlungen in die jeweilige Prozessstufe zu integrieren, lässt sich der Fertigungsaufwand verringern, meist verbunden mit einer Kostenreduktion und einer Qualitätsverbesserung [Ble97].

Bezogen auf den jeweiligen Herstellprozess bieten sich verschiedene Möglichkeiten für eine Kombination von Fertigungsschritt und Wärmebehandlung an. So kann eine Warmumformung so gesteuert werden, dass eine früher übliche separate Wärmebehandlung entfällt, das gewünschte Gefüge vielmehr direkt bei der Warmumformung eingestellt wird. Wesentliche Einsparungen in den Prozesskosten ergeben sich bei einer Wärmebehandlung, die direkt im Anschluss an eine Umformung durch gesteuerte Abkühlung vorgenommen wird [Ble97].

Häufig sind hohe Festigkeitswerte das Ziel einer Wärmebehandlung. Bild 13 zeigt schematisch, welche Mechanismen zur Festigkeitssteigerung genutzt werden können.

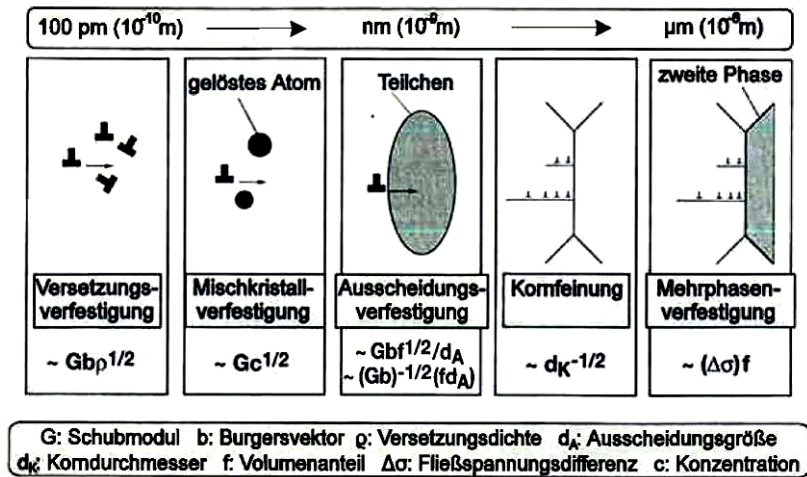


Bild 13: Schematische Darstellung der verschiedenen Verfestigungsmechanismen mit Angabe der wichtigsten Einflussgrößen und der Größenangabe der jeweils festigkeitssteigernden Gefügebestandteile [Ble97]

Einige dieser Mechanismen lassen sich in Abstimmung mit der Werkstoffanalyse allein durch gezielte Temperaturführung aktivieren, andere benötigen die Wirkung einer Umformung. Die Gefügeparameter, die bei den unterschiedlichen Verfestigungsmechanismen von entscheidender Bedeutung sind, sind die Versetzungsdichte ρ , die Konzentration der gelösten Atome c , die Ausscheidungsgröße d_A , die Korngröße d_K oder der Volumenanteil einer zweiten Phase f . Bei mehrphasigen Gefügen ist weiterhin die Fließspannungsdifferenz ΔG zwischen den verschiedenen Phasen von Einfluss auf die Festigkeitssteigerung [Ble97].

Eine gezielte Warmumformung im Austenit zusammen mit einer optimalen Temperaturführung vor und nach der Umformung beeinflusst maßgeblich die nachfolgende γ - α -Umwandlung von Stahl, wodurch die Voraussetzungen für die Nutzung gleich mehrerer Verfestigungsmechanismen geschaffen werden können. Bild 14 zeigt, wie das Austenitkorn je nach der Umformtemperatur und dem Umformgrad durch Rekristallisation verfeinert werden kann. Ein von der Temperatur abhängiger Mindestumformgrad ist für eine vollständige Rekristallisation erforderlich. Die Kombination von hohem Umformgrad und niedriger Umformtemperatur kann zu einer beträchtlichen Kornfeinung genutzt werden [Ble97].

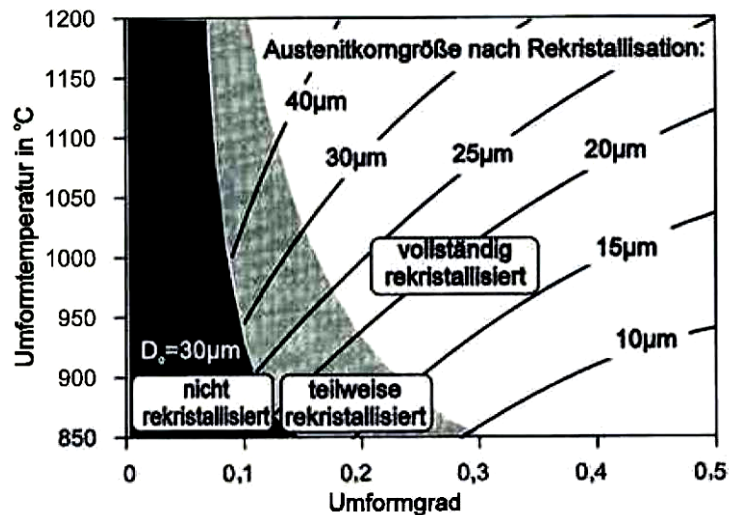


Bild 14: Einfluss der Warmumformparameter auf die Ausbildung des sich nach der Umformung einstellenden Austenitgefüges [Ble97]

Ein feinkörniges Gefüge bietet mehr Keimstellen für eine nachfolgende Umwandlung als ein grobes Gefüge. Durch Umformung ohne Rekristallisation erhöht sich die Keimstellendichte an den Austenitkorn Grenzen, weiterhin können zusätzliche potentielle Keimbildungszellen an den Deformationsbändern entstehen. Eine Kombination von Kornfeinung und zusätzlicher Umformung ohne Rekristallisation stellt die beste Konditionierung des Austenits für die nachfolgende Umwandlung dar [Ble97].

3.3.2 Thermomechanisches Walzen

3.3.2.1 Definition des thermomechanischen Walzens

Thermomechanische (TM) Behandlung steht als Oberbegriff für alle Warmumformverfahren, bei denen Temperatur und Umformung in ihrem zeitlichen Ablauf gesteuert werden [Mey88]. Für Baustähle ist zwischen einem normalisierenden Walzen und einem thermomechanischen Walzen zu unterscheiden. Das normalisierende Walzen ist durch die Endumformung im Bereich der Normalisierungstemperatur mit vollständiger Rekristallisation des Austenits gekennzeichnet und führt zu einem Zustand wie nach einer Normalglühung [Mey88]. Bei der TM-Behandlung erfolgt nach dem reversierenden Vorwalzen ein Fertigwalzen bei einer Temperatur, bei der der verformte Austenit nicht mehr rekristallisiert, s. Bild 15. Dies wird neben der Absenkung der Endwalztemperatur insbesondere durch das dehnungsinduzierte Ausscheiden von Nb-Karbonitriden erreicht. Durch die im verformten Austenit vorliegende hohe Dichte an Fehlstellen, wird bei der nachfolgenden Umwandlung eine hohe

Keimstellendichte erzielt, d.h. der Beginn der diffusionskontrollierten Umwandlungsprodukte wird dadurch beschleunigt. Die resultierende Korngröße des Sekundärgefüges hängt dabei von dem im Austenit eingebrachten Umformgrad, der Austenitkorngröße und von der Unterkühlung bzw. der Umwandlungsstarttemperatur ab, die direkt mit der Abkühlrate nach dem Walzen korreliert [Buc02].

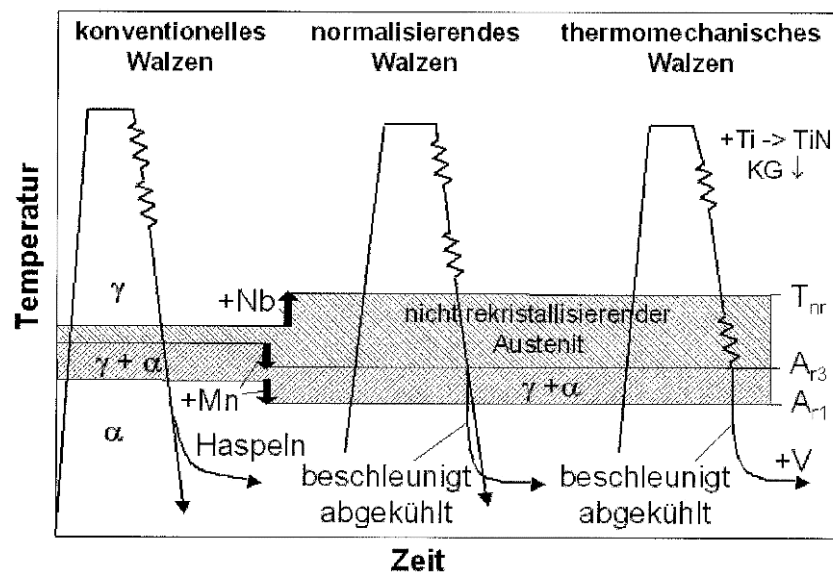


Bild 15: Walzverfahren nach Art der Temperaturführung beim Warmwalzen von Baustählen [Buc02]

Der wesentliche Aspekt, der den Unterschied zwischen dem normalisierenden Walzen und dem TM-Walzen verdeutlicht, ist der, dass ein Gefüge aus einem klassischen thermomechanischen Walzprozess im Gegensatz zu dem, das beim rekristallisationsgesteuerten Walzen entsteht, nicht durch eine alleinige Wärmebehandlung reproduziert werden kann [Koz92].

3.3.2.2 Mikrostruktur und resultierende mechanisch-technologische Eigenschaften beim TM-Walzen

Übliche TM-Stähle haben eine Streckgrenze von bis zu 500 MPa und weisen ein extrem feines ferritisch-perlitisches Gefüge mit einer Korngröße von 5 bis 10 μm auf [Buc02]. Der besondere Vorteil der TM-Stähle liegt nun darin, dass durch die Feinkornhärtung im Vergleich zu anderen festigkeitssteigernden Mechanismen sowohl das Festigkeits- als auch

das Zähigkeitsniveau deutlich angehoben werden kann. Der Festigkeitsgewinn durch ein feines Korn wird durch die sog. Hall-Petch-Beziehung

$$R_p = \sigma_0 + K \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.10)$$

beschrieben, wobei der K-Wert für Stähle zwischen 18 und 20 N/mm² beträgt [Buc02].

Der Nutzen der thermomechanischen Behandlung von Stählen im Vergleich zu konventionell gewalzten Stählen gleicher Festigkeit ist in Bild 16 dargestellt. Die Kundenwünsche bzgl. verbesserter Zähigkeit, Schweißbeignung und Umformbarkeit können nur durch Kornfeinung und Absenkung des C-Gehaltes erreicht werden. Im Bild sind die Festigkeitsbeiträge der Reibspannung, der Mischkristallverfestigung, der Festigkeitsanstieg durch die gerichteten zwei Phasen des Perlits, Ausscheidungshärtung und Kornfeinung für beide Stahltypen dargestellt. Gleichzeitig steigen aber auch die Anforderungen an den Stahlhersteller, der nun die Ferritkorngröße in einem sehr schmalen Wertefenster einstellen muss. Insgesamt erhöht sich damit der Aufwand zur Sicherstellung der Prozesssicherheit beim TM-Walzen [Buc02].

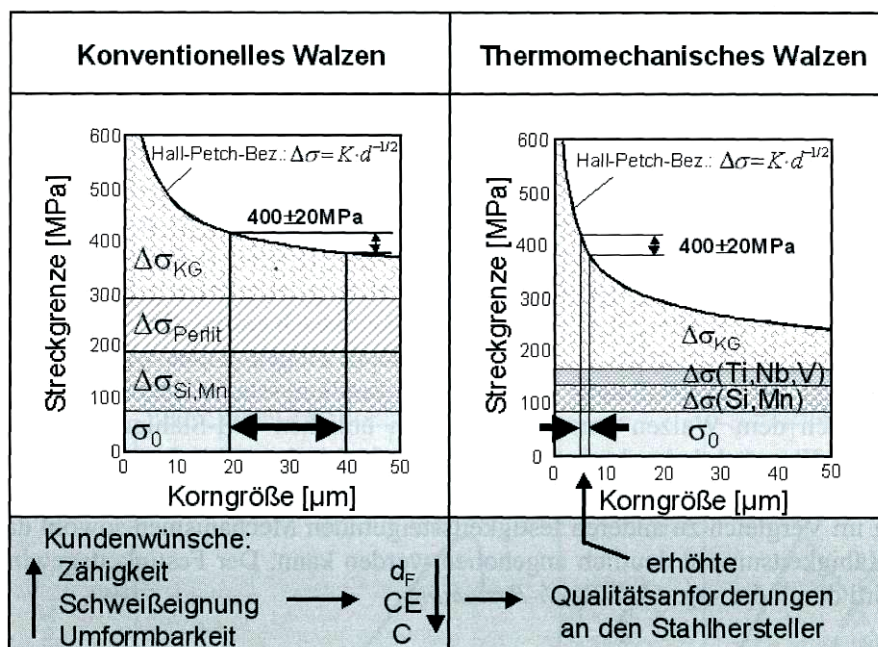


Bild 16: Vergleich der Legierungskonzepte und der Anteile der Festigkeitsbeiträge zwischen einfachen Baustählen und thermomechanisch gewalzten Feinkornbaustählen [Buc02]

In dieser Darstellung steht σ_0 für die Grundfestigkeit des Materials. Das Silizium und das Mangan wirken als Mischkristallhärter. Weiters steigt mit zunehmendem Kohlenstoff- und Mangangehalt der Anteil an Perlit, welcher ebenfalls zu einer Steigerung der Festigkeit führt. Durch den Verzicht an Legierungselementen bei der Herstellung eines Feinkornbaustahls im Zuge des TM-Walzens sinkt der festigkeitssteigernde Beitrag des Siliziums und des Mangans. Aufgrund des niedrigen Kohlenstoffgehaltes geht der Anteil des Perlits nahezu vollständig verloren. Fein verteilte Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente führen zu einer Steigerung der Festigkeit des Ferrits und der wesentliche Anteil der Festigkeit stammt aus dem aus der Kornfeinung resultierenden Beitrag zur Festigkeitssteigerung σ_{KG} [Kle98].

3.3.2.3 Prozessschritte beim TM-Walzen

Im Zuge einer optimierten thermomechanischen Behandlung werden in den einzelnen Prozessschritten die Parameter so gesteuert, dass die gefügebestimmenden Mechanismen gezielt ablaufen können. Das Bild 17 zeigt schematisch die Prozessschritte beim thermomechanischen Warmbandwalzen zusammen mit den für die jeweiligen Prozessschritte relevanten metallphysikalischen Mechanismen.

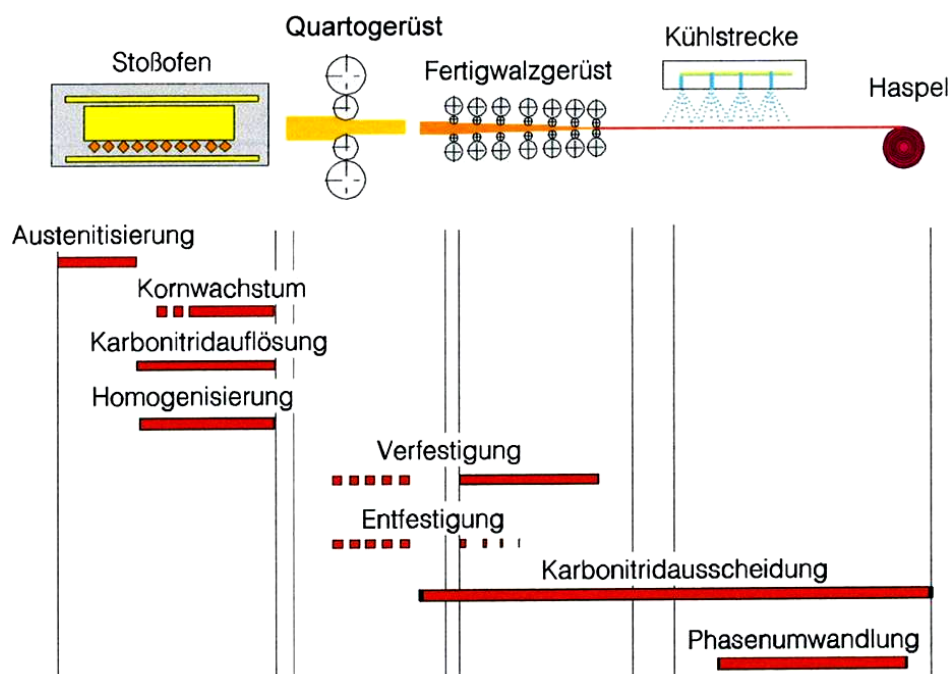


Bild 17: Prozessschritte und metallphysikalische Mechanismen beim thermomechanischen Warmbandwalzen nach L. Meyer [Mey96]

Wiedererwärmung und Homogenisierung

Zu Beginn des konventionellen Prozesses steht die Wiedererwärmung und Homogenisierung der Bramme im Stoßofen bei einer definierten Austenitisierungstemperatur. Während der Wiedererwärmung kommt es zunächst an der Phasengrenze zwischen Ferrit und Zementit zur Austenitbildung, die mit steigender Temperatur immer größere Volumsbereiche erfasst. Wenn das Gefüge vollständig in Austenit umgewandelt ist, setzt das Kornwachstum ein. Dieser Mechanismus wird durch nicht aufgelöste Karbonitride, die an den Korngrenzen angelagert sind, stark gebremst. Voraussetzung dafür ist, dass die Teilchen die richtige Größe aufweisen und gleichmäßig über der gesamten Grenzfläche verteilt sind. Wird die Temperatur weiter erhöht, sodass diese Teilchen instabil werden und sich auflösen, geht die wachstumshemmende Wirkung verloren. In diesem Fall tritt ein starker Anstieg der Kornvergrößerung ein. In Bild 18 ist die Charakteristik des Austenitkornwachstums für Stähle mit verschiedenen Mikrolegierungselementen dargestellt [Koz92].

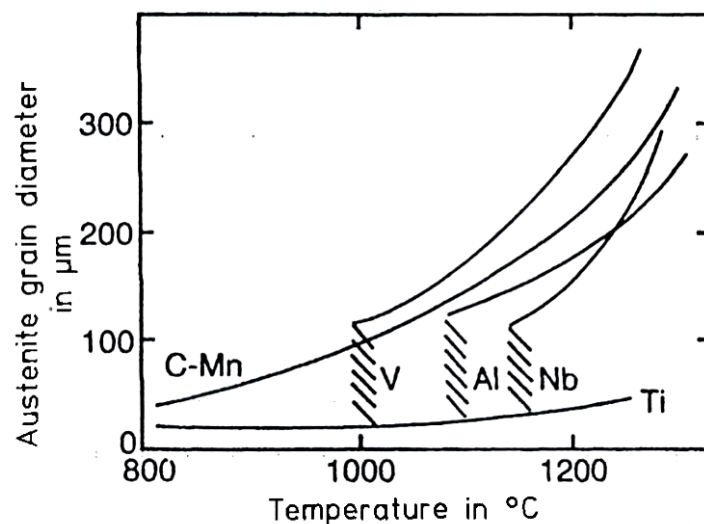


Bild 18: Austenitkornentwicklung bei unlegierten und mikrolegierten Stählen [Koz92]

Das Titan hemmt von allen Mikrolegierungselementen das Kornwachstum am stärksten bis hin zu hohen Temperaturen. Bild 19 zeigt die Löslichkeit der Karbide und Nitride der Mikrolegierungselemente im Austenit in Abhängigkeit der Temperatur. Es lässt sich der allgemeine Trend erkennen, dass Nitride eine wesentlich geringere Löslichkeit im Austenit besitzen als Karbide, wobei sich bei Ti und V ein besonders deutlicher Unterschied zeigt. Daher reagieren das Ti und das V zuerst mit Stickstoff und erst dann mit Kohlenstoff, wenn der Stickstoff verbraucht ist. Beim Nb unterscheidet sich die Löslichkeit von NbC und NbN im Austenit nur geringfügig, daher neigt das Nb zur Bildung von Karbonitriden [Kas03].

Nach R. Kaspar [Kas03] können sich in Stählen mit üblichen Gehalten an Kohlenstoff und Stickstoff keine reinen NbC- und NbN-Ausscheidungen bilden. Laut B. Mintz [Min001] dominieren in Stählen mit geringem Stickstoffgehalt NbC-Ausscheidungen, mit zunehmendem Gehalt an Stickstoff kommt es vermehrt zur Ausscheidung von Nb(C,N).

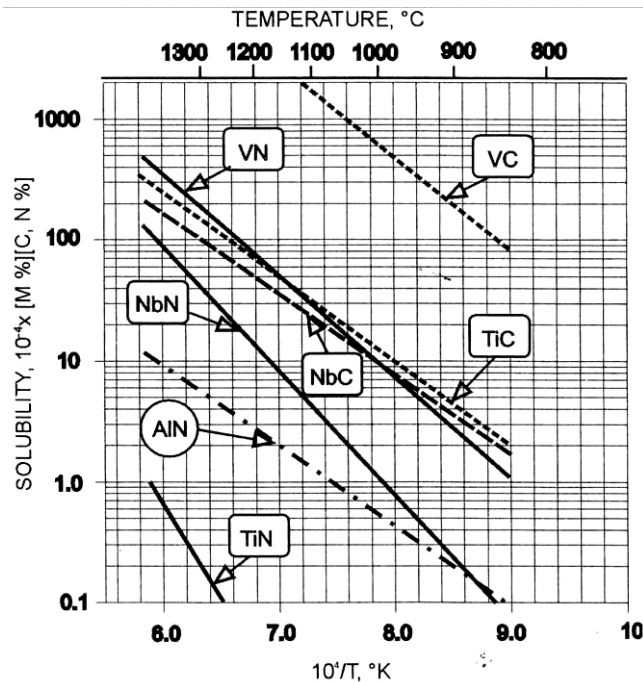


Bild 19: Löslichkeit der Mikrolegierungselemente in Abhängigkeit von der Temperatur [Kas03]

Durch die größere thermische Stabilität der Nitride im Gegensatz zu den Karbiden bilden sich diese feiner aus und haben eine geringere Neigung zum Wachstum.

Aufgrund der hohen thermischen Beständigkeit des TiN bleiben bei üblichen Wiedererwärmungstemperaturen große Teilchen (> 25 nm) ungelöst, sie lösen sich erst bei Temperaturen über 1300°C auf, eine vollständige Auflösung tritt ab Erreichen der Liquidustemperatur ein. Bild 20 zeigt den Anteil an nicht aufgelösten Ti(C,N) Ausscheidungen in Abhängigkeit von der Temperatur [Kas03].

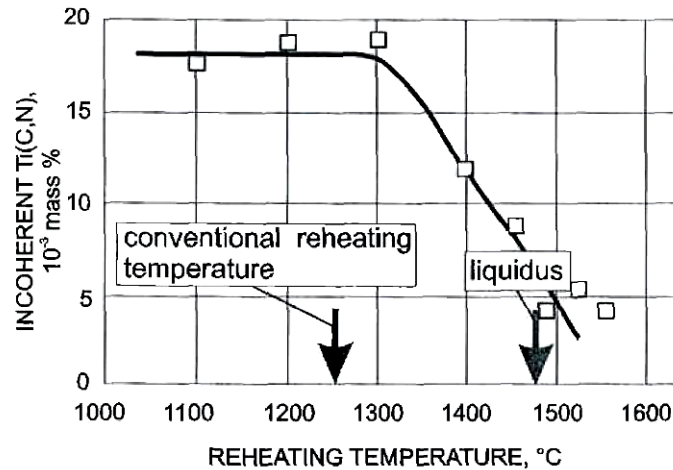


Bild 20: Menge an Ti(C,N) Ausscheidungen in Abhängigkeit der Erwärmtemperatur
 Stahl: 0,07 % C, 0,86 % Mn, 0,017 % Ti, 70 ppm N [Kas03]

Im Zuge des konventionellen Walzprozesses wird die Beständigkeit des TiN bis hin zu hohen Temperaturen genutzt, um das Kornwachstum bei der Wiedererwärmung im Stoßofen zu verhindern. Das Kornwachstum kann verlangsamt werden, wenn entsprechende Kräfte vorhanden sind, welche die Bewegung der Korngrenzen blockieren können. Die beiden wichtigsten Mechanismen sind die Blockierung der Wanderung der Korngrenzen durch Teilchen (particle pinning) und durch Fremdatome (solute drag). Wenn eine Korngrenze ein Teilchen passiert, geht ein Teil der Korngrenzenenergie verloren. Um die Korngrenze vom Teilchen wieder weg zu ziehen ist die Bildung von neuer Korngrenzenfläche nötig, wodurch ein zusätzlicher Energieaufwand bzw. eine Kraft nötig ist. Diese Kraft ist die Triebkraft für das Kornwachstum. In gleicher Weise wirken große eingelagerte Fremdatome. Diese werden ebenfalls in die Korngrenzen eingebaut und somit wird die Wanderungsgeschwindigkeit der Korngrenze durch diese Atome verringert [Ard01].

Damit die Mikrolegierungselemente ihre rekristallisationshemmende und festigkeitssteigernde Wirkung voll entfalten können, ist es wichtig, dass sie vor dem ersten Umformschritt vollständig im Austenit aufgelöst sind. Aufgrund der geringen Löslichkeit des TiN im Austenit löst sich nach dem Wiedererwärmen in einer konventionellen Anlage ein Teil der Ausscheidungen nicht mehr auf und kann daher zur Kornfeinung im nachfolgenden Walzprozess nicht genutzt werden. Beim Direkteinsatz ist die Wirkung des Ti im Vergleich zur konventionellen Route wesentlich stärker und daher kann bzw. muss der Anteil an Ti als Mikrolegierungselement verringert werden [Kas03].

Vorwalzen

Nach dem Wiedererwärmen im Stoßofen erfolgt das Vorwalzen der Bramme auf ein Zwischenformat. Das mehrstufige Warmumformen im Vorwalzgerüst findet im rekristallisierenden Bereich statt. Die Verfestigung während der Umformung wird durch statische Rekristallisation zwischen den Stichen abgebaut, dabei wird die Austenitkorngröße kontinuierlich reduziert.

Fertigwalzen

In der Fertigstaffel wird das Material auf Endmaß gewalzt. Durch dehnungsinduzierte Ausscheidung von feinen Karbonitriden und durch die rekristallisationshemmende Wirkung gelöster Legierungselemente wird in den letzten Stichen die Rekristallisation behindert und somit im nicht rekristallisierenden Bereich fertig gewalzt.

Dies führt zur Erhöhung der Anzahl an intragranularen Defekten wie Deformationsbänder und / oder inkohärenter Zwillingsgrenzen und somit zu einem konditionierten Austenitgefüge. Dieses wandelt im Zuge der nachfolgenden γ - α -Umwandlung mit beschleunigter Abkühlung in ein sehr feines ferritisch-perlitische Gefüge um [Ard01]. Demnach stellt die wichtigste Aufgabe der Mikrolegierungselemente die Erhöhung der Rekristallisationsstopp-Temperatur dar, um bei ausreichend hohen Temperaturen fertig zu walzen. Wesentlich ist dabei, dass keiner der Umformschritte im teilrekristallisierenden Bereich durchgeführt wird, da daraus ein nur teilweise konditioniertes Austenitgefüge resultiert, welches im Zuge der anschließenden γ - α -Umwandlung zu einem inhomogenen ferritisch-perlitischen Gefüge führt. Bild 21 zeigt schematisch die unterschiedlichen Austenitstrukturen resultierend aus den verschiedenen Umformbedingungen [Ard01].

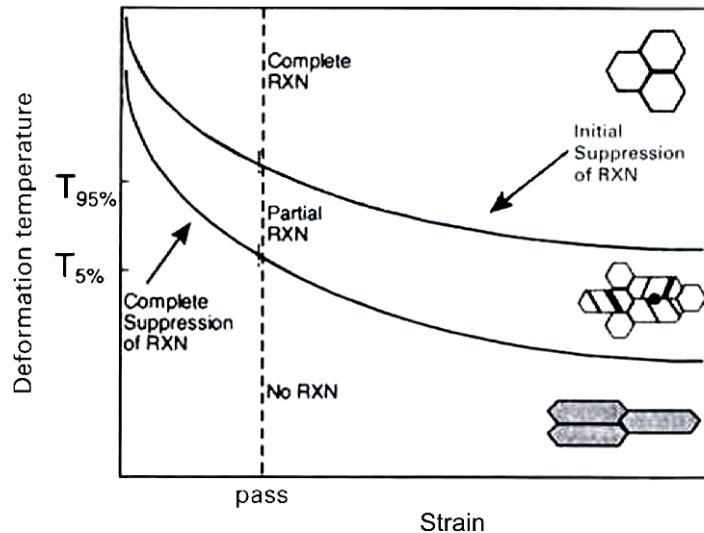


Bild 21: Schematische Darstellung unterschiedlicher Austenitstrukturen, resultierend aus verschiedenen Umformbedingungen; $T_{95\%}$ und $T_{5\%}$ sind die Temperaturen für 95 bzw. 5 % rekristallisierten Anteil [Ard01]

Bild 22 stellt die Wirkung der Mikrolegierungselemente in Bezug auf die Erhöhung der Rekristallisationsstopp-Temperatur dar, wobei das Nb die größte Wirkung zeigt. Das TiN scheidet sich bereits bei sehr hohen Temperaturen aus und das VN und das VC scheidet sich bei Temperaturen aus, welche unter der Fertigwalztemperatur liegen [Ard01].

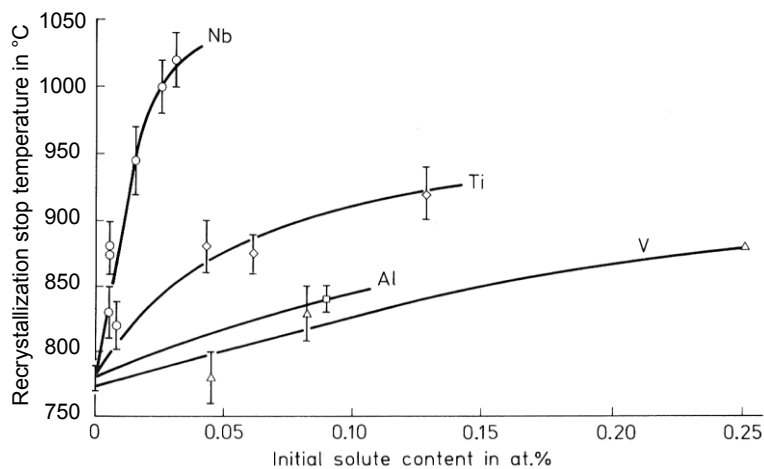


Bild 22: Erhöhung der Rekristallisationsstopp-Temperatur mit dem Gehalt an Mikrolegierungselementen
Stahl: 0,07 % C, 0,25 % Si, 1,40 % Mn [Pic92]

Für reine C-Si-Mn Basisstähle liegt die Rekristallisationsstopp-Temperatur bei ca. 800°C und somit unter üblichen Endwalztemperaturen. TM-Walzen ist daher ausschließlich mit mikrolegierten Stählen möglich [Ard01].

Kühlstrecke

In der Kühlstrecke wird das Band ausgehend von der Endwalztemperatur auf eine definierte Haspeltemperatur gekühlt. Wird nach dem Fertigwalzen ein nicht rekristallisierter Austenit abgekühlt, so verschiebt sich aufgrund der günstigeren Keimbildungsbedingungen das ZTU-Diagramm zu kürzeren Umwandlungszeiten und höheren –temperaturen, s. Bild 23 [Buc02].

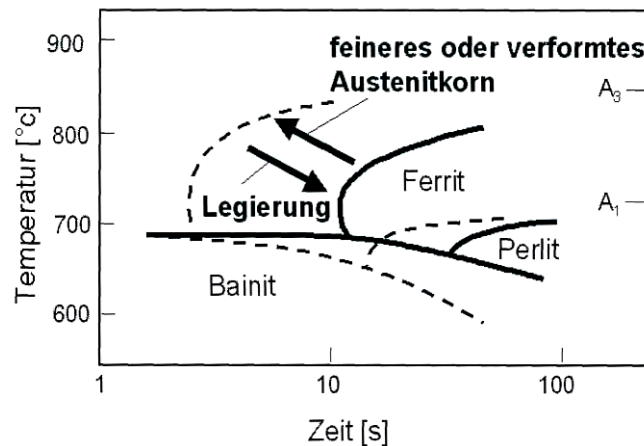


Bild 23: Verschiebung der Umwandlungskurven im ZTU-Schaubild zu höheren Temperaturen und kürzeren Zeiten durch TM-Behandlung [Buc02]

Ebenso wichtig wie die Bedingungen beim Fertigwalzen ist die Abkühlung danach. Je höher die Kühlrate, desto niedriger ist die Umwandlungstemperatur und umso feiner wird das resultierende Umwandlungsgefüge, s. Bild 24. Eine zusätzliche Festigkeitssteigerung kann durch feinste Ausscheidungen im Bereich der Haspeltemperatur erreicht werden [Buc02].

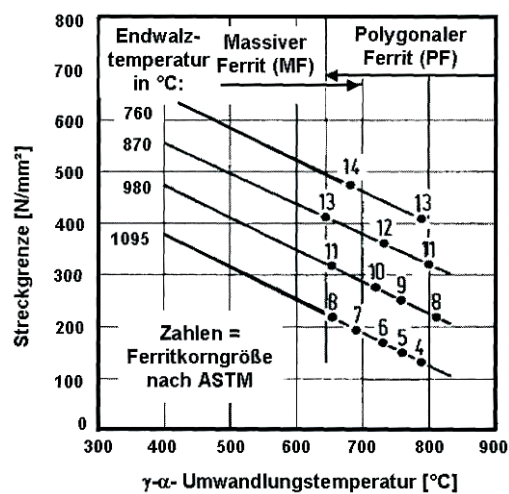


Bild 24: Einfluss der Umwandlungs- und der Endwalztemperatur auf die Streckgrenze [Buc02]

4 Anlagentechnik beim Direkteinsatz

4.1 Stand der Technik

4.1.1 Direkteinsatz bei Flachprodukten

Heutzutage stellt das Dünnbrammengießen eine etablierte Technologie zur Herstellung von Warmband dar. Diese Technik ist eine Weiterentwicklung des konventionellen Stranggießens. Im Unterschied zum konventionellen Stranggießen mit Gießdicken von 120 bis 350 mm liefert die Gießmaschine beim Direkteinsatz bereits eine Dünnbramme im Dickenbereich zwischen 40 und 80 mm, die aus der Gusschitze her kommend ohne Zwischenabkühlung mit nur wenigen Umformschritten warmgewalzt wird [Zen96].

Das am häufigsten eingesetzte Verfahren zum Dünnbrammengießen ist das CSP-Verfahren (**C**ompact **S**trip **P**roduction) der SMS Demag AG. Das Basiskonzept einer solchen Anlage besteht aus folgenden Komponenten: Gießmaschinen mit Trichterkokillen und Hubpendelscheren, Tunnelöfen, Zunderwäscher, Fertigstraße, Laminarkühlstrecke und zwei Unterflurhaspeln wie am Beispiel der CSP-Anlage der Thyssen Stahl AG am Standort Bruckhausen, in Bild 25 dargestellt [Kas01, Hen00, Lüp00, Fle93].

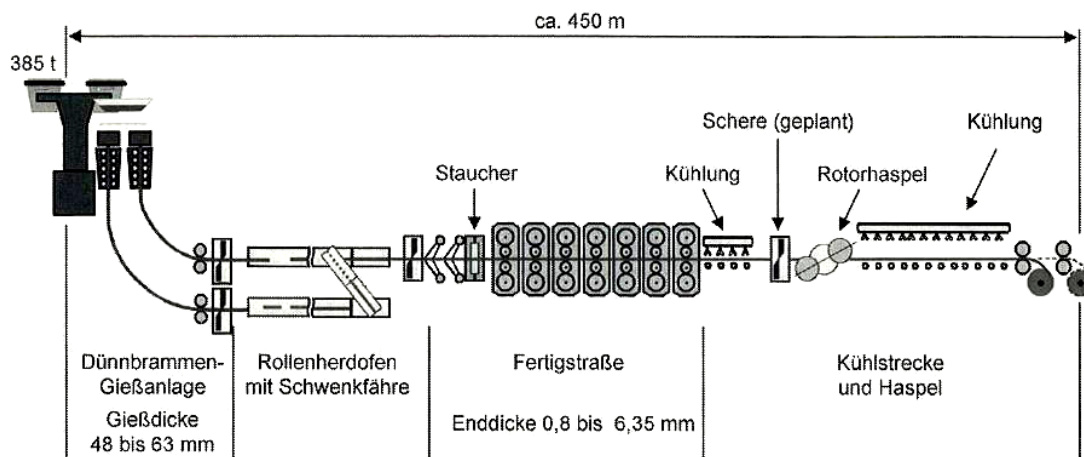


Bild 25: Schematische Darstellung einer CSP-Anlage [Lüp00]

Der flüssige Stahl wird im Zuge der CSP-Technologie in speziell geformte, trichterförmige Kokillen gegossen. Die Strangführung besteht aus Segmenten, deren Losseiten über Hydraulikzylinder in Position gehalten werden. Im Segment unmittelbar nach der Kokille kann die Brammendicke während den Gießens mittels LCR (Liquid Core Reduction)

verringert werden. Die Rollenherdöfen, die neben dem Erwärmen und Ausgleichen der Brammentemperatur auch der Entkopplung von Gieß- und Walzprozess dienen, haben eine Länge zwischen 240 m [Hen00] und 315 m [VEs07]. Der Transfer der Dünnbrammen vom zweiten Strang- der keine direkte Verbindung mit dem Walzwerk hat- in den ersten, wird mit so genannten Schwenkfähren an den Öfen realisiert. Über die Entzunderungseinrichtung laufen die Brammen aus dem Ofen in ein mehrgerüstiges Warmwalzwerk ein. Das ausgewalzte Band gelangt anschließend über eine Kühlstrecke in die Haspelanlage und wird aufgewickelt [Muo97].

Die CSP-Technologie bietet im Vergleich zur konventionellen Warmbandfertigung u.a. die Vorteile um bis zu 40 % verringerter Investitionskosten beim Neubau, um 20 % verringerter Energiebedarf bei der Fertigung und kürzere Durchlaufzeiten [Deg08].

Die CSP-Technologie hat derzeit einen weltweiten Anteil an der Warmbreitbanderzeugung von ca. 10 % mit einer Gesamtjahresproduktion von 45 Mio. t/a. Heute wird auf CSP-Anlagen nahezu die komplette Palette an Stahlsorten erzeugt, die der internationale Markt für die Weiterverarbeitung benötigt [Bil07].

Die letzte von SMS Demag errichtete CSP-Anlage ist die Severcorr Anlage in Columbus, Mississippi in den USA, welche im August 2007 in Betrieb genommen wurde [Bel08]. Es werden Dünnbrammen mit einer maximalen Breite von 1880 mm vergossen und in einer sechsgerüstigen Walzstaffel zu Warmband mit einer Dicke zwischen 1,4 und 12,7 mm ausgewalzt. Zurzeit verfügt die Anlage über eine Stranggussanlage mit einer jährlichen Kapazität von 1,35 Mio t, die Errichtung einer zweiten Stranggussanlage ist geplant [Bel08].

Der indische Stahlhersteller Essar Steel Ltd hat für die bestehende CSP-Anlage aus dem Jahr 2007 im Werk Hazira bei SMS Demag eine dritte Stranggussanlage bestellt. Die Inbetriebnahme ist für Ende 2010 geplant. Dadurch wird diese CSP-Anlage zur ersten Anlage der Welt, welche über drei Stränge verfügt. Diese Erweiterung erhöht die Kapazität dieser Anlage auf ca. 3,5 Mio. t pa. Es wird Warmband mit einer Breite zwischen 950 und 1680 mm und einer Dicke zwischen 1 bis 24 mm erzeugt. Die Produktpalette beinhaltet Kohlenstoffstähle, Röhrenstähle und Silizium- und Dualphasenstähle [Ste08].

Der wesentlichste Nachteil dieses Verfahrens liegt in der Notwendigkeit des sehr langen Ausgleichsofens und den damit verbundenen Wärmeverlusten und dem Verbrauch an Feuerfestmaterial. Weiters wirkt sich die erforderliche Kühlung der Rollen ebenfalls negativ in der Wärmebilanz aus. Bewegliche Teile, speziell in einem hohen Temperaturbereich, wie die zahlreich erforderlichen Rollen welche im Rollenherdofen integriert sind, unterliegen

einem beträchtlichen Verschleiß und stellen daher ebenfalls einen bedeutenden Kostenfaktor dar [Lan10].

4.1.2 Direkteinsatz bei Langprodukten

Im Bereich der Langprodukte geht der Trend in Richtung Hot Link bzw. Warmeinsatz. Bild 26 zeigt die Verfahrenskette Stranggießanlage – Ausgleichsofen – Direktwalzanlage – Kühlbett zum kontrollierten Abkühlen am Beispiel des Werks Acciaierie Venete Spa [Bal93].

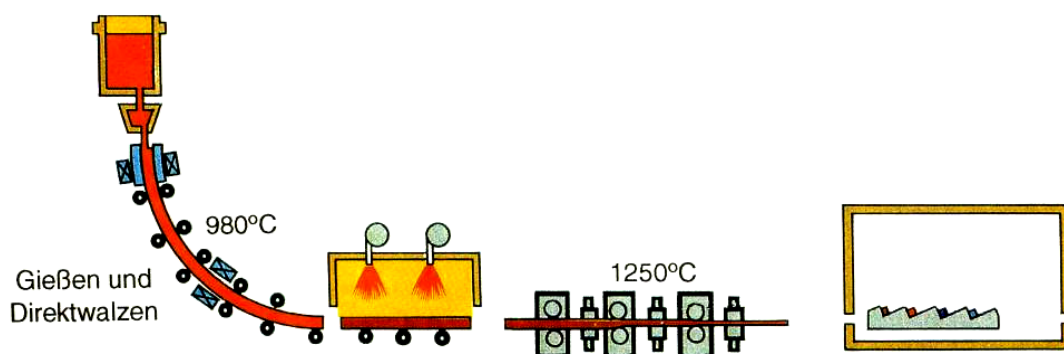


Bild 26: Stranggießanlage – Ausgleichsofen – Direktwalzanlage – Kühlbett [Bal93]

Das Stahlwerk Venete ist in der Lage direkt gewalztes Material aus dem Rohstoff Schrott in weniger als vier Stunden herzustellen [Bal93].

4.2 Neuere Entwicklungen zum Direkteinsatz

Um das Jahr 1990 erfolgten Bestrebungen, die Dünnbrammenstranggießanlage mit dem Walzwerk direkt zu verbinden [Arv10]. Dies konnte durch Erhöhung der Gießgeschwindigkeit, verbesserten Feuerfestmaterialien und optimierte Automatisierungssysteme erreicht werden. Die beiden Vertreter dieser Neuentwicklungen sind das **ISP** (Inline Strip Production) und das **ESP** (Endless Strip Production) Verfahren [Gui10]. Beide können als eine Weiterentwicklung der Dünnbrammen gieß- und Walzverfahren gesehen werden. Die Idee dahinter ist die Ausnutzung der Gusschmelze vom Pfannenofen kommend und eine in-line Erzeugung von sehr dünnem Warmband. Die Neuheit dieses Prozesses ist die Verbindung der beiden Schritte Gießen und Walzen. Es wird erwartet, dass

Warmband, erzeugt in ESP- und ISP-Anlagen Kaltband, für viele Anwendungen in vermehrtem Maß ersetzt wird [Arv08].

4.2.1 Vom ISP- zum ESP-Verfahren

Im Zuge beider Verfahren wird die Dünnbramme in-line in einem, der Stranggussanlage nachgeschalteten dreistufigen Grobwalzwerk, der High Reduction Mill (HRM), vorgewalzt, induktiv zwischenerwärmt und in einer Fertigstaffel auf die Endabmessungen fertig gewalzt. Ursprünglich herrschte das Problem, dass ohne Zwischenerwärmung zwischen der Vorstaffel und der Fertigstaffel die Temperatur in der Fertigstaffel zu stark abfiel, um im Austenitgebiet fertig zu walzen. Daher war der erste Entwicklungsschritt das halbkontinuierliche ISP-Verfahren, wie in Bild 27 dargestellt [Maz08].

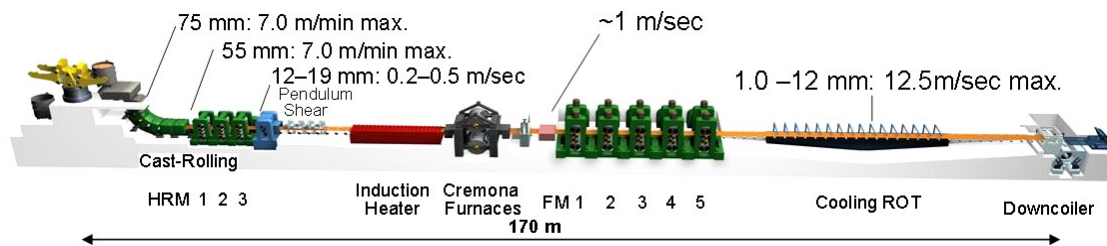


Bild 27: Schematische Darstellung der ISP-Anlage [Gui10]

Dabei werden die stranggegossenen Dünnbrammen in-line in der HRM vorgewalzt, induktiv zwischenerwärmt und in einer Cremona-Box aufhaspelt. Die Cremona-Box dient als beheizter Puffer zwischen den beiden Walzstaffeln, stellt eine konstante Anstichtemperatur in der Fertigstaffel sicher und sorgt für einen Temperatureausgleich im Coil. Es besteht die Möglichkeit, Warmband mit einer Dicke bis zu 10 mm zu haspeln. Es sind zwei Haspeln übereinander angeordnet, welche zur Wärmeisolierung eingehaust sind. Diese arbeiten alternierend als Coiler für das Warmband von der induktiven Zwischenerwärmung kommend bzw. wickeln das Warmband in Richtung zur Fertigstaffel wieder ab. Auf diese Art und Weise erfolgt die Trennung des Prozesses in einen Abschnitt mit niedriger Geschwindigkeit von der Stranggussanlage über die HRM zur Cremona-Box und einen Abschnitt mit höherer Geschwindigkeit von der Cremona-Box über die Fertigstaffel zur Haspel [Maz08].

Die Grundanforderung, um den voll kontinuierlichen ESP-Prozess zu realisieren, ist ein hoher Massendurchsatz, welcher die beiden gegenläufigen Anforderungen Gießen und Walzen ausgleicht. Ein entscheidender Schritt in diese Richtung ist die Entwicklung einer neuen Stranggussanlage durch Siemens VAI im Jahr 2004 [Maz08]. Diese ermöglichte die Erhöhung der Gießgeschwindigkeit und verdoppelte die Kapazität auf 1,2 Millionen Tonnen/Jahr. Durch diese Entwicklung konnte der Massenstrom so weit erhöht werden, dass eine Endlosproduktion von Warmband direkt aus der Gusshitze möglich wurde. Aus dem ISP-Verfahren wurde das ESP-Verfahren entwickelt, wie in Bild 28 dargestellt [Maz08].

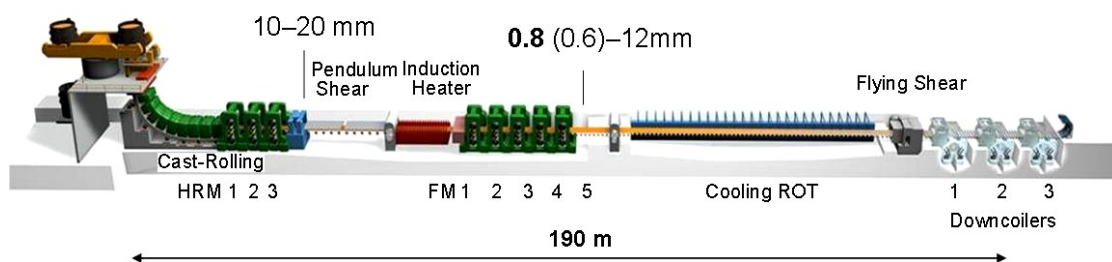


Bild 28: Schematische Darstellung der ESP-Anlage [Gui10]

Im Zuge dieses Verfahrens erfolgt das Vorwalzen unmittelbar nach der Stranggießanlage in gleicher Weise wie beim ISP-Verfahren, danach folgt eine induktive Erwärmungseinheit, gefolgt von der Fertigstraße, der Laminarkühlung und den Coilboxen. Die beiden Cremona-Boxes fallen weg [Maz08].

Die Zeit vom Flüssigstahl bis zum fertigen Warmband beträgt beim ESP-Verfahren sieben Minuten, im Gegensatz zu 15 Minuten im Zuge des ISP-Prozesses, das metallurgische Ausbringen liegt bei 98 %. Berechnungen konnten zeigen, dass der Energiebedarf im Gegensatz zu konventionellen Prozessen aufgrund der Ausnutzung der Gusshitze und dem Wegfall des Kaltwalzens um 75 % reduziert wurde [Maz08].

Im Zuge des ESP-Prozesses besteht die Möglichkeit, Warmband mit einer minimalen Dicke von 0,8 mm zu walzen, welches von den Eigenschaften her Kaltband für viele Anwendungen ersetzen kann [Sch10, Arv08].

In den folgenden Punkten werden die Funktionsweise und die einzelnen Komponenten des ESP-Prozesses näher beschrieben.

4.2.2 Komponenten des ESP-Verfahrens

Gießmaschine

Für den hohen Massendurchsatz, wie er vom ISP- bzw. ESP-Prozess gefordert wird, wird eine Stranggießanlage mit vertikaler Kokille und entsprechender Anzahl und Anordnung der Stützrollen über die gesamte metallurgische Länge eingesetzt. Bild 29 zeigt eine schematische Darstellung der Gießmaschine [Sho08].

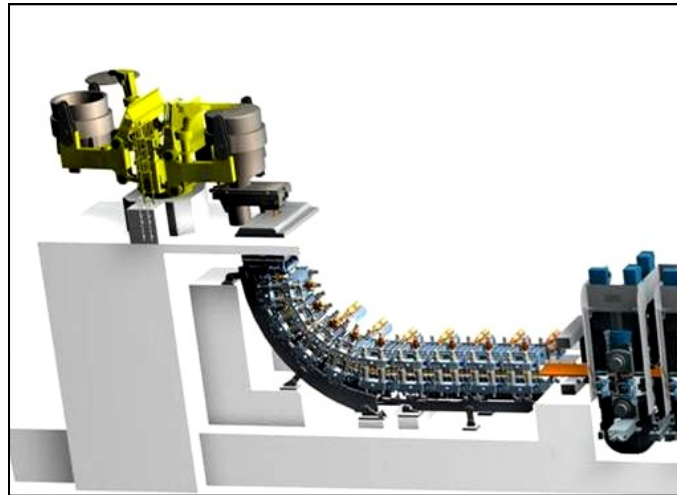


Bild 29: Schematische Darstellung der Stranggießmaschine vom ESP-Prozess [Bur10]

Um dem Ausbauchen der Strangschale zwischen den Stützrollen entgegenzuwirken, wurde der Abstand zwischen den Stützrollen gering gewählt und eine leistungsstarke Sekundärkühlung installiert. Weiters wird der ferrostatische Druck im flüssigen Kern durch eine niedrige Bauhöhe gering gehalten.

Die wichtigsten Kenndaten des Gießprozesses lauten:

- Durchflussrate an Stahl bis zu 6 t/min
- Gießgeschwindigkeit (> 6 m/min)
- Strangdicke flexibel
 - Kokillende 90 – 110 mm
 - Ende LCR 70 – 90 mm
- Direkte Verbindung mit der HRM
- Metallurgische Länge: 17 m
- Biegeradius: 5 m

Kokille

Das Gießen dünner Brammen mit sehr hohen Gießgeschwindigkeiten erfordert den Einsatz einer trichterförmigen Kupferkokille in Kombination mit einer submerged entry nozzle (SEN), welche den Flüssigstahl aus dem Verteiler befördert und in der Kokille verteilt. Die Kokille besitzt einen vollhydraulischen Oszillationsantrieb. Es besteht die Möglichkeit, die Breite der Kokille während des Gießprozesses zwischen 900 und 1600 mm einzustellen. Das Kokillensystem ist patentiert, Bild 30 und 31 zeigen die submerged entry nozzle und die Kupferkokille [Sho08].



Bild 30: SEN (Submerged entry nozzle)



Bild 31: Trichterförmige Kupferkokille

Die wichtigsten Kenndaten der Kokille lauten:

- Länge der Kupferkokille: 1200 mm
- Elektromagnetische Bremse integriert
- Starke Kühlung, bis zu 4 MW/m^2
- Gießspiegelregelung mittels Wirbelstromsystem

Als eine weitere wichtige Entwicklung gilt die Optimierung des Gießpulvers in Abhängigkeit der zu vergießenden Stahlgüte [Sho08].

Hydraulischer Oszillator

Die Realisierung der hohen Gießgeschwindigkeiten erfordert die Ausführung des Oszillators unter besonderer Berücksichtigung folgender Punkte:

- Exakte, spielfreie Führung mittels Bandfedern
- Hydraulischer Antrieb, Hub und Frequenz während des Betriebs einstellbar
- Gewichtskompensation durch Federn
- Hohe Oszillationsfrequenz, bei 5 mm Hub bis zu 450 Hübe/min, bei 9 mm Hub 350 Hübe/min

Elektromagnetische Bremse (EMBR)

Um bei hohem Massenstrom stabile Bedingungen im Bereich des Meniskus zu erhalten, ist eine elektromagnetische Bremse erforderlich. Diese besteht aus vier Spulen, die Stärke des Magnetfeldes wird über einen Thyristor geregelt. Die Spulen mit dem Eisenkern sind abnehmbar ausgeführt, um während Wartungsarbeiten einen freien Zugang zum Führungssystem des Strangs zu ermöglichen [Sho08].

Biege-Richteinheit

Das erste Segment der Biegerichteinheit ist mit einer LCR (Liquid Core Reduction) versehen. Die Dicke der Dünnbramme beim Eintritt entspricht der Dicke am Kokillenende und liegt im Bereich zwischen 90 und 110 mm. Die Dicke beim Austritt (am Ende der LCR) ist hydraulisch einstellbar und liegt zwischen 70 und 110 mm. Im Zuge der LCR erfolgt daher eine Dickenreduktion von ca. 20 mm. Weiters ist im Bereich der Biegerichteinheit die Hochleistungskühlung angeordnet. Bild 32 a und b zeigen den Bereich der LCR [Sho08].

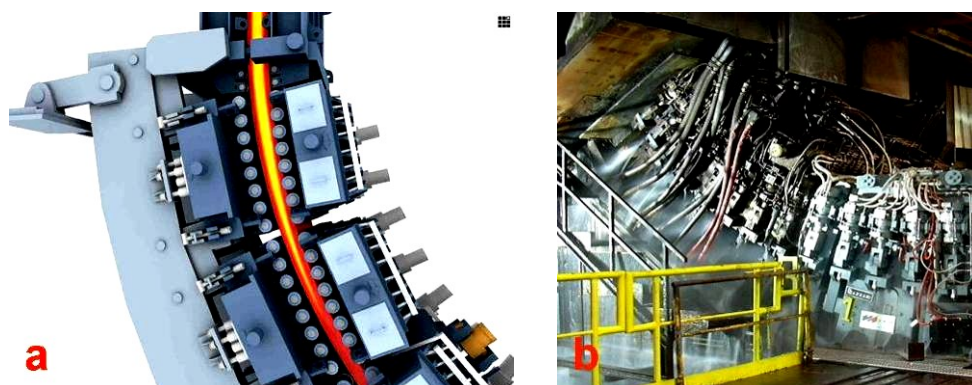


Bild 32: Liquid Core Reduction

Durch die LCR werden die Zentrumsseigerungen deutlich minimiert, es entsteht ein feineres Gefüge und der Strang weist eine bessere Oberflächenqualität auf. Ein weiterer Vorteil der LCR liegt darin, dass Kokillen mit einer größeren Enddicke verwendet werden können, woraus stabilere Verhältnisse in der Kokille während des Gießprozesses resultieren [Sho08].

Strang Führungs- und Stützsegmente

Diese dienen zum Abstützen der Strangschale, dem Biegen und Richten des Strangs und teilen sich in vier Biegesegmente, ein Richtsegment und vier horizontale Segmente auf. Der Rollenabstand ist entsprechend klein gewählt, um ein Ausbauchen der Strangschale zu verhindern. Die Rollen und Lager verfügen über eine Innenkühlung, jedes Segment verfügt über ein Treiber-Rollenpaar [Sho08].

Sprühkühlung

Die Sprühkühlung ist in zwei Segmente unterteilt. In der Biege-Richtzone befinden sich Hochdruckkühlkästen mit großen Durchflussmengen. Dadurch kann eine hohe Kühlleistung sichergestellt werden, um der dünnen Strangschale eine entsprechende Festigkeit zu verleihen. Im unteren Teil der Maschine, von den Richtrollen bis zum letzten horizontalen Segment, befindet sich eine Wasserdampfnebelkühlung, an welcher die Kühlleistung in einem weiten Bereich eingestellt werden kann. Die Hauptaufgabe dieser Zone ist die Einstellung der richtigen Temperatur im Strang für das erste Walzgerüst in der HRM.

Es besteht die Möglichkeit, die Kühlwassermenge über die Breite der Dünnbramme zu regulieren, um die im Strang herrschende Temperatur zu homogenisieren und die Temperatur an den Kanten möglichst hoch zu halten [Sho08].

High Reduction Mill (HRM)

An der Auslaufseite der Stranggießmaschine ist die HRM positioniert, sie besteht aus drei Walzgerüsten mit einem Gerüstabstand von 4,5 m, wie in Bild 33 dargestellt. Die beiden ersten Gerüste sind jeweils mit 3000 kW Motoren ausgerüstet, das dritte Gerüst wird mit einem 5500 kW Motor angetrieben [Sho08].



Bild 33: High Reduction Mill (HRM) der Arvedi ESP-Anlage

In jedem Gerüst erfolgt eine Stichabnahme auf die halbe Ausgangsdicke. Durch Biegen der Arbeitswalzen besteht die Möglichkeit, das Profil des Walzgutes zu korrigieren und die Auswirkungen des, für den ISP- und ESP-Prozess charakteristischen, Temperaturgradienten in der Dünnbramme zu kompensieren [Sho08, Sho10].

Pendelschere

Nach der HRM ist eine Pendelschere positioniert. Diese dient zum Abtrennen des Kaltstranges, zum Abtrennen von Proben und falls nötig und zum Schneiden im Falle eines Störfalls. Für den Betriebsfall, dass der gegossene Strang durch die HRM geschleust wird, erfolgt die Trennung des Stranges ebenfalls mit der Pendelschere, die Strangabschnitte werden in weiterer Folge mit dem sog. pusher/piler-System aus der Anlage ausgeschleust [Sho08].

Induktive Erwärmungseinheit

Nach einem isolierten Zwischenrollgang, vor der Fertigstaffel ist die Induktionsheizung angeordnet, wie in Bild 34 gezeigt. Sie dient zum Erwärmen und der Einstellung der richtigen Temperatur des durchlaufenden Warmbandes von der HRM kommend in Richtung Fertigstaffel. Diese Einheit ist als geschlossene Kastenkonstruktion ausgeführt, besteht aus zwölf Spulen und hat eine Länge von 12 m. Jede Spule hat eine Anschlussleistung von 3 MW. Damit ist eine Erhöhung der Bandtemperatur auf max. 1200°C auch bei niedrigen

Gießgeschwindigkeiten sicher gestellt. Mit zunehmender Gießgeschwindigkeit dient der Induktionsofen hauptsächlich zur Temperaturhomogenisierung [Sch10, Sho08, Sho10].



Bild 34: Induktive Erwärmungseinheit

Entzunderung und Fertigstaffel

Nach der induktiven Zwischenerwärmung durchläuft das Walzgut eine Hochdruck-Entzunderung. Anschließend erfolgt die Fertigwalzung in einer fünf-gerüstigen Fertigstaffel. Es wird Warmband zwischen 0,8 und 12 mm Enddicke bei einer maximalen Breite bis zu 1580 mm gewalzt. Der Arbeitswalzendurchmesser in den ersten beiden Gerüsten beträgt 750 mm, die Motoren haben eine Leistung von jeweils 7 MW. In den letzten drei Gerüsten beträgt der Arbeitswalzendurchmesser 580 mm und die Motorleistung 5,5 MW pro Gerüst. Die Walzgerüste sind in einem Abstand von jeweils 4,5 m zueinander angeordnet [Sho08, Sho10].

Laminarkühlung

Die Laminarkühleinheit ist grundsätzlich für alle Abkühlprofile konzipiert (Dualphasenstähle, beschleunigte Kühlung für HSLA-Stähle und Standardkühlung). Der Oberteil der Kühlstrecke ist schwenkbar ausgeführt, sodass im Falle einer Störung das Walzgut problemlos entfernt werden kann [Sho08].

Fliegende Schere

Diese befindet sich ca. 10 m vor der Haspel und ist als Exzentrerschere ausgeführt. Sie ist für eine Dicke zwischen 0,8 und 4 mm ausgelegt, verfügt über eine Kraft von 3300 kN und einer maximalen Schnittgeschwindigkeit von 17 m/s [Sho08].

Haspel

Die Anlage verfügt über drei Haspeln, wobei sich immer zwei in Betrieb befinden, die dritte befindet sich im Standby-Modus.

- Dickenbereich des Warmbandes: 0,8 - 12 mm
- Geschwindigkeit: 17,5 m/s maximal
- Außendurchmesser des coils: 1980 mm
- Temperaturbereich des Warmbandes: 185 – 800 °C
- Maximales Gewicht des coils: 32 t

Um ein Flattern des Bandendes zu verhindern, wird dieses zwischen der fliegenden Schere und der Haspel mit Druckluft auf dem Rollgang gehalten. Weiters ist jede Haspel größer ausgelegt als unter normalen Produktionsbedingungen erforderlich. Im Falle eines Ausfalls der fliegenden Schere besteht die Möglichkeit, das Walzgut bereits vor der Fertigstaffel zu schneiden und die Haspel kann das gesamte zusätzliche Warmband aufnehmen. Durch diese konstruktive Maßnahme kann eine Überlastung der Haspel im Zuge eines Störfalls ausgeschlossen werden [Sho08, Gui10].

Im Gegensatz zu konventionellen Warmbandanlagen und anderen Dünnbrammengieß- und Walzanlagen muss beim ESP-Prozess die Stranggussanlage auf ihre Geschwindigkeit optimiert werden und nicht das Walzwerk [Arv08].

5 Versuchsprinzipien zur Direktumformung im Labormaßstab

Es gibt einige Versuchsprinzipien die Umformung direkt aus der Gußhitze im Labormaßstab zu realisieren. Ein Großteil dieser Versuche beschränkt sich auf die Untersuchung der Zähigkeitseigenschaften im hohen Temperaturbereich, welche beim Strangguss eine wesentliche Rolle spielen. Das Rekristallisationsverhalten des Primärgefüges wird zurzeit lediglich in wenigen Labors untersucht.

5.1 Zugprüfmaschinen mit Aufschmelzeinrichtung

In zahlreichen Untersuchungen kommen Warmzugprüfmaschinen mit induktiver Beheizung zum Einsatz, in denen zylindrische Proben mit einem Durchmesser von 5 - 8 mm mittels Zugversuch geprüft werden. Dabei erfolgt ein induktives Aufschmelzen der Proben im Bereich ihrer halben Länge, wobei der aufgeschmolzene Bereich mit einem Quarzröhrchen geführt wird. Viele Autoren [Akh01, Luo02, Abu99, Min03, Elw99, Com99, Min99, Kat03, Fuj03] verwenden derartige Versuchsanordnungen zur Charakterisierung der Rissempfindlichkeit in der Biege-Richtzone bei Stranggussanlagen. Dabei werden Zugversuche mit geringen Umformgeschwindigkeiten zwischen $\dot{\phi} = 2 \cdot 10^{-3} - 5 \cdot 10^{-3}$ durchgeführt und das Zähigkeitsminimum in Abhängigkeit der Zusammensetzung charakterisiert. In Ref. [Suz97] werden mit einem solchen Versuchsaufbau das Rekristallisationsverhalten und die Gefügeentwicklung im Zuge der Umformung direkt aus der Gusschitze untersucht.

Aufgrund der Lunkerbildung in der aufgeschmolzenen und wieder erstarrten Zone und der Beeinflussung der gemessenen Spannung durch das Quarzröhrchen stellen sich solche Versuchsanordnungen als unvorteilhaft dar.

Um diese Probleme zu umgehen, werden von einigen Autoren [Lew98, Min06, Sri92, Nag99] die Proben lediglich bei hohen Temperaturen austenitisiert, um ein grobes Austenitgefüge einzustellen, welches im Bezug auf die Korngröße und dem Ausscheidungszustand einem Gussgefüge nahe kommen sollte. Ref. [Suz97] und [Kat03] vertreten die Meinung, dass ein Aufschmelzen unumgänglich ist, um realitätsnahe Ergebnisse zu erreichen. Ref. [Min99] schreibt, dass es für Niob, Vanadium und Aluminium ausreicht den Stahl bei 1350°C lösungszuglügen und dann zu prüfen. Bei Titan und Schwefel muss vorher aufgeschmolzen werden, um das TiN und die MnS-Einschlüsse aufzulösen.

5.2 Der Warmumformsimulator des Max-Planck Institutes für Eisenforschung in Düsseldorf

Das Max-Planck Institut für Eisenforschung in Düsseldorf hat einen Stranggussimulator zum Aufschmelzen von Probenmaterial und kontrolliertem Erstarren entwickelt. Die darauffolgende Umformung findet in einem Warmumformsimulator (WUMSI) statt [Bru97].

Stranggußsimulator

In einer zerlegbaren Keramikkokille werden die Proben induktiv erschmolzen. Die Erstarrung erfolgt in einer Kühlbox, wobei die beiden Breitseiten der Keramikkokille demontierbar ausgeführt sind. Sobald eine dünne Randschale vorhanden ist, werden diese demontiert und somit erfolgt an zwei Seiten des Gussblocks eine Wasserkühlung, analog zum Dünnbrammengießen. Der untere Bereich der Probe wird stärker gekühlt, damit sich der Lunker oben ausbildet. Nach der Durcherstarrung werden die Proben in einem Warmumformsimulator (WUMSI) verformt und anschließend gezielt gekühlt. Proben mit folgenden Abmessungen können hergestellt werden: Länge = 100 mm; Breite = 100 mm; Dicke = 20 bis 60 mm [Kas91].

Warmumformsimulator (WUMSI)

Dabei handelt es sich um eine servohydraulische Prüfmaschine, welche den Warmwalzprozess mittels mehrstufigen Flachstauchversuchen simuliert. Die Maximalkraft liegt bei 2,5 MN. Nach dem Umformprozess werden die Proben pneumatisch einem Kühlsystem zugeführt. Die Transportzeit nach der kontrollierten Erstarrung bis zum WUMSI dauert weniger als 90 s [Kas91].

5.3 Versuchswalzwerke

Weiters besteht die Möglichkeit Blöcke abzugießen und direkt aus der Gußhitze in einem Versuchswalzwerk auszuwalzen. Die Autoren [Kam90, Li04, Kun89, Cro00, Li02, Eng98, Has03] verwenden in ihren Untersuchungen solche Laborwalzwerke.

5.4 Beschreibung der Servotest-Maschine des Lehrstuhls für Umformtechnik an der Montanuniversität Leoben

Der Lehrstuhl für Umformtechnik besitzt seit dem Jahr 2006 einen servohydraulischen Umformsimulator der Firma Servotest, mit welchem die Versuche für diese Arbeit durchgeführt wurden (Bild 35 und Bild 36).

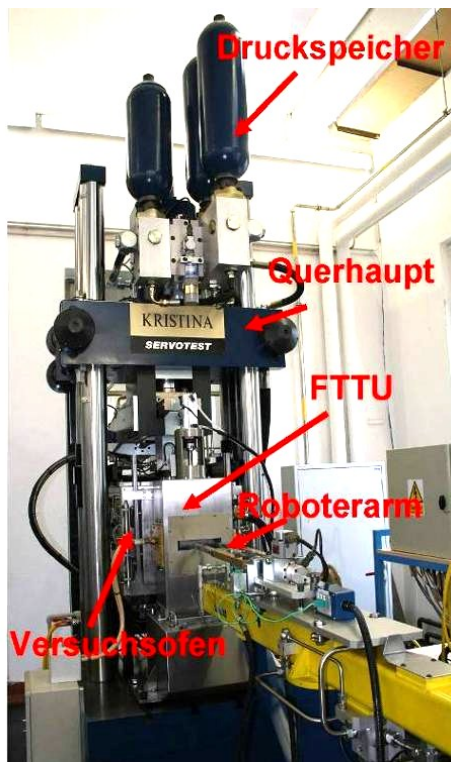


Bild 35: Umformsimulator von SERVOTEST

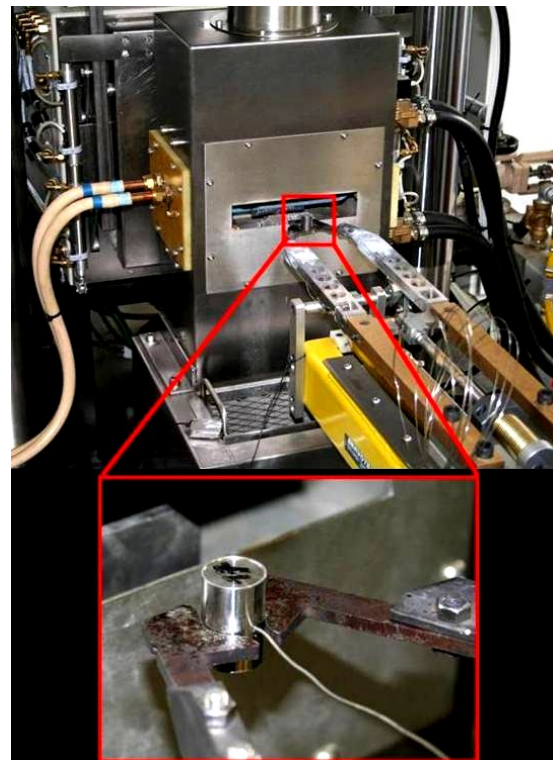


Bild 36: FTTU mit Roboterarm und Zylinderstauchprobe (16 x 24mm)

Die beiden Hauptkomponenten der Servotest-Maschine sind eine FTTU (Fast Thermal Treatment Unit) zum Aufheizen und Abschrecken der Proben und eine Umformeinheit. Die Werkzeuge befinden sich in einem elektrisch beheizten Versuchsofen und werden während der Umformung auf Prüftemperatur gehalten. Das Aufheizen der Proben in der FTTU erfolgt induktiv, für Stahl beträgt die maximale Aufheizgeschwindigkeit 10°C/s , für Aluminium 5°C/s . Als Kühlmethode kommen Pressluft, Luft/Wasserabschreckung bzw. Wasserabschreckung zum Einsatz. Der Transport der Probe zwischen der FTTU und der Umformeinheit erfolgt über einen hydraulisch betriebenen Roboterarm und dauert ca. 1 s. Die maximale Prüflast beträgt 500 kN bei einer maximalen Werkzeuggeschwindigkeit von 1 m/s. Es besteht die Möglichkeit, Versuche mit Zylinderproben und Flachstauchproben

durchzuführen. Die Temperatur der Probe wird während des gesamten Versuchsablaufs mittels Thermoelement mitgemessen. Die maximale Prüftemperatur beträgt 1300°C, dabei kommen Werkzeuge aus Siliziumnitrid zum Einsatz, welche auf beheizten Werkzeughaltern montiert sind.

Zur Fließkurvenaufnahme mittels Zylinderstauchversuch werden die Proben an ihren Stirnflächen mit Schmiertaschen nach Rastegaev [Doe86] versehen. Dadurch wird die Reibung zwischen Werkzeug und Probe auf ein Minimum reduziert, somit das Ausbauchen verhindert und daher wird ein einachsiger Spannungszustand gewährleistet.

Zur Durchführung der Experimente im Zuge des Direkteinsatzes erfolgte eine Adaption der Servotest-Maschine entsprechend den Anforderungen zur Umformung der Proben direkt aus der Gusshitze. Die Details des Umbaus werden bei der Beschreibung des Versuchsaufbaus in Kap. 6.6.2 näher erläutert.

6 Planung der Experimente, Versuchsaufbauten und Vorversuche

Aus der Literatur ist bekannt, dass grobkörniges Material, wie es z.B. direkt nach dem Abguss vorliegt, das Rekristallisationsregime zu längeren Zeiten hin verschiebt. In den meisten bisher durchgeführten Untersuchungen zu diesem Thema wurden kleine Proben bei hohen Temperaturen austenitisiert, um das Korn stark zu vergrößern und somit ein Gussgefüge zu simulieren. In unseren Versuchen soll das Rekristallisationsverhalten und die Gefügeentwicklung im Zuge einer mehrstufigen Umformung direkt aus der Gusshitze untersucht werden. Dabei werden Laborblöcke mit einer Kantenlänge von 50 mm abgegossen, was im Bereich üblicher Gießdicken beim Dünnbrammengießen liegt. Somit kann ein Austenitgefüge der Laborblöcke erwartet werden, welches der Praxis entspricht.

In der geplanten ESP-Anlage wird die Dünnbramme in einer dreigerüstigen Vorstraße direkt aus der Gusshitze mit hohen Umformgraden vorgewalzt, danach in einer induktiven Zwischenerwärmung auf ca. 1150°C rückerwärmt, entzundert und in der Fertigstraße fertig gewalzt.

In den Laborversuchen soll untersucht werden, wie sich eine derartige Gießwalz-Hochumformung auf das resultierende Austenitgefüge auswirkt. Konkret soll untersucht werden, ob durch eine zweistufige Umformung direkt aus der Gusshitze ein bereits deutlich gefeintes und globulares Austenitgefüge erzielt werden kann. Weiters muss die Frage geklärt werden, ob durch die dreistufige Umformung direkt aus der Gusshitze, wie sie in der HRM erfolgt, ein vergleichbarer Gefügezustand vor der Fertigstaffel eingestellt werden kann, wie er beim Kalteinsatz vorliegt. Wenn dies der Fall ist, dann ist der Schluss zulässig, dass auch im Endprodukt ein mit dem Kalteinsatz vergleichbares Gefüge vorliegt. Somit kann erwartet werden, dass auch die mechanischen Eigenschaften von direkt gewalztem Blech mit den Eigenschaften von konventionell hergestelltem Blech vergleichbar sind.

6.1 Untersuchte Stahlgüten

Die Stahlgüte S355JR (alte Bezeichnung St52) ist einer der gebräuchlichsten Baustähle. Um diesen Stahl mit besonders feinkörnigem Gefüge herzustellen, bestehen Bestrebungen ihn thermomechanisch zu walzen, was die Zugabe der Mikrolegierungselemente Nb und V erfordert. Daher wurde der mikrolegierte Stahl S355JR und im Vergleich dazu der Stahl S355JR ohne Mikrolegierungselemente untersucht. Die Zusammensetzung ist in Tabelle 1 dargestellt.

Stahl S355JR mikrolegiert			Stahl S355JR ohne MLE		
	min	max		min	max
C	0.150	0.200	C	0.150	0.200
Si	0.150	0.300	Si	0.150	0.300
Mn	1.300	1.500	Mn	1.300	1.500
P		0.025	P		0.025
S		0.025	S		0.025
V	0.050	0.070	V		
Nb	0.020	0.040	Nb		
Al	0.020	0.050	Al	0.020	0.050

Tabelle 1: Nominelle chem. Zusammensetzung des untersuchten mikrolegierten Stahls S355JR und des Stahls S355JR ohne MLE

6.2 Ermittlung von Warmfließkurven

Zur Umformung der Versuchsblöcke direkt aus der Gusschitze soll im Zuge von Vorversuchen die lehrstuhleigene Hydraulikpresse eingesetzt werden. Sie verfügt über eine Maximalkraft von 1 MN. Um die nötigen Umformkräfte abzuschätzen und somit das Blockformat der Versuchsblöcke festzulegen, erfolgte die Aufnahme von Warmfließkurven der beiden Stahlgüten mit der Servotest-Maschine. Die Versuche wurden mit Zylinderproben ($\varnothing = 16 \text{ mm}$, $h = 24 \text{ mm}$) in einem Temperaturbereich zwischen 850 und 1100°C mit einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$ durchgeführt.

Während der Umformung erwärmt sich die Probe durch innere Reibung, was zu einer Senkung der gemessenen Fließspannung mit zunehmenden Umformgrad führt. Diese Erwärmung wurde bei der Auswertung der Fließkurven berücksichtigt. Die Berechnung der Abnahme der Fließspannung mit steigender Temperatur wurde nach Laasraoi [Laa91] durchgeführt, wobei die Annahme getroffen wurde, dass sich in der Probe die Temperatur

während der Umformung gleichmäßig erhöht und dass im Temperaturintervall die Dichte und die spezifische Wärmekapazität konstant bleiben. Da die Umformung mit der Servotest-Maschine in einem Versuchsofen erfolgt, entspricht die Werkzeugtemperatur exakt der Proben­temperatur. Daher braucht ein eventueller Wärmeübergang zwischen Probe und Werkzeug nicht berücksichtigt werden. Die gemessenen und temperaturkompensierten Fließkurven sind in Bild 37 dargestellt.

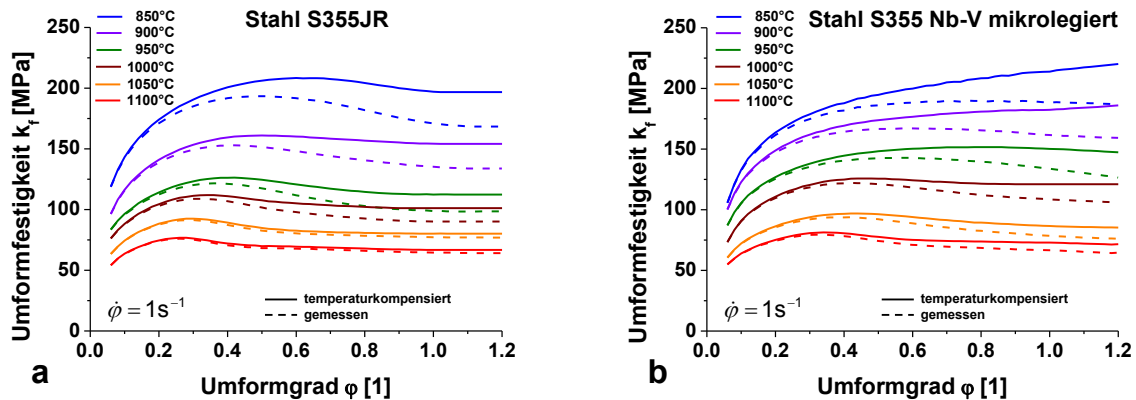


Bild 37: Fließkurven der a) nicht mikrolegierten und der b) mit Nb – V mikrolegierten Stahlgüte S355JR bei einer Umformgeschwindigkeit von $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$

Die rekristallisationshemmende Wirkung des Niob und des Vanadins verschieben den Spannungspeak zu höheren Umformgraden. Dieser Effekt tritt im Temperaturbereich von 950°C und darunter verstärkt auf. Mit abnehmender Temperatur scheiden sich das Nb und das V in Form feiner NbV(C,N) aus, dies führt zu einer Verzögerung der Rekristallisation. Beispielsweise zeigt der Nb-V-Stahl bei einer Umformtemperatur von 850°C keinen Peak, im Gegensatz zum nicht mikrolegierten Stahl, welcher ab einem Umformgrad von $\phi = 1$ den steady state Bereich erreicht.

6.3 Dimensionierung der Blöcke und Auslegung der Kokille

Aufgrund der nötigen Kräfte wurden die Blöcke mit einer Kantenlänge von 50 x 50 mm und einer Länge von 150 mm gewählt. Da in der geplanten ESP-Anlage die Gießdicke in einem Bereich zwischen 55 und 70 mm liegt, kann davon ausgegangen werden, dass das Gefüge in den Versuchsblöcken dem Gefüge in der vergossenen Dünnbramme und somit der Praxis entspricht. Weitere Gründe für die Wahl einer Kantenlänge von 50 mm lagen im nach oben

hin begrenzten Blockgewicht. Die Versuchsblöcke dürfen nicht zu schwer sein, um sie mit einer Schmiedezeange manuell manipulieren zu können. Weiters waren Eingusstrichter mit einem Innendurchmesser von 70 mm verfügbar, entsprechend der Diagonale der Blöcke.

Um den Lunker in den Eingusstrichter zu ziehen, erfolgte die Auslegung der Kokille so, dass der Blockfuß am raschesten erstarrt. Dies erfordert eine größere Masse der Kokille im Bereich des Blockfußes im Vergleich zu den Seitenbereichen. Die Kokillen wurden mit einer Wandstärke von 40 mm gefertigt, der Abstand zwischen Blockfuß und dem unteren Ende der Kokille beträgt 75 mm.

6.4 Schmelzen und Abgießen

Die Erschmelzung der Versuchsschmelzen erfolgte in einem Induktionstiegelofen des Lehrstuhls für Metallurgie an der Montanuniversität Leoben. Die Abstichttemperatur betrug 1560°C, der Abstich erfolgte mittels fallenden Guss in Stahlkokillen. Nach kurzer Verweilzeit der Blöcke in der Kokille wurden sie gestrippt. Bild 38, Bild 39 und Bild 40 zeigen eine Kokillenhälfte, den Abguss und den gestrippten Block.



Bild 38: Kokillenhälfte aus Stahl



Bild 39: Abguss



Bild 40: Block gestrippt

Die Blöcke wurden direkt aus der Gusschitze unter Vermeidung der γ - α -Umwandlung von der Schmelzhalle des Lehrstuhls für Metallurgie zum Lehrstuhl für Umformtechnik transportiert und dort unter definierten Bedingungen umgeformt.

6.5 Heißtransport der Blöcke direkt aus der Gusschitze

Die Schmelzhalle befindet sich in einer Entfernung von ca. 250 m zum Versuchsfeld des Lehrstuhls für Umformtechnik. Ein funktionierender Heißtransport stellt daher eine wesentliche Voraussetzung zur Versuchsdurchführung dar. Im Zuge von Vorversuchen wurde eine geeignete Art und Weise gefunden, diesen Transport sicher und effizient durchzuführen.

Messung der Blocktemperatur unmittelbar nach dem Strippen

Zuerst musste sichergestellt werden, dass die Oberflächentemperatur der Blöcke nach dem Strippen aus der Stahkokille noch ausreichend hoch ist, um entsprechende Reserven für den Transport sicherzustellen. Dazu wurden die Blöcke mit einer Thermokamera gefilmt und ihre Temperatur gemessen, Bild 41 zeigt das Thermobild. Die tiefste Temperatur im angegebenen Messfeld beträgt 970°C und liegt somit ausreichend hoch.

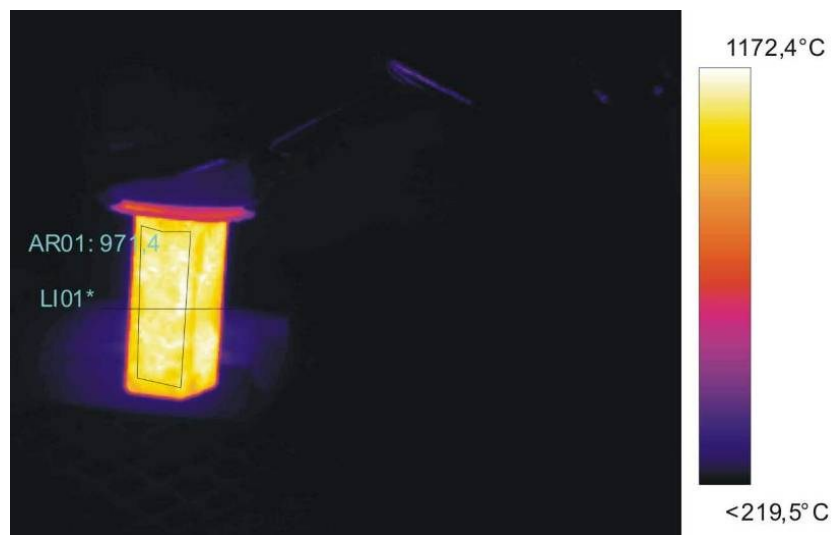


Bild 41: Thermobild des Gussblocks unmittelbar nach dem Strippen

Bild 42 zeigt den Temperaturverlauf über dem Blockquerschnitt unmittelbar nach dem Strippen.

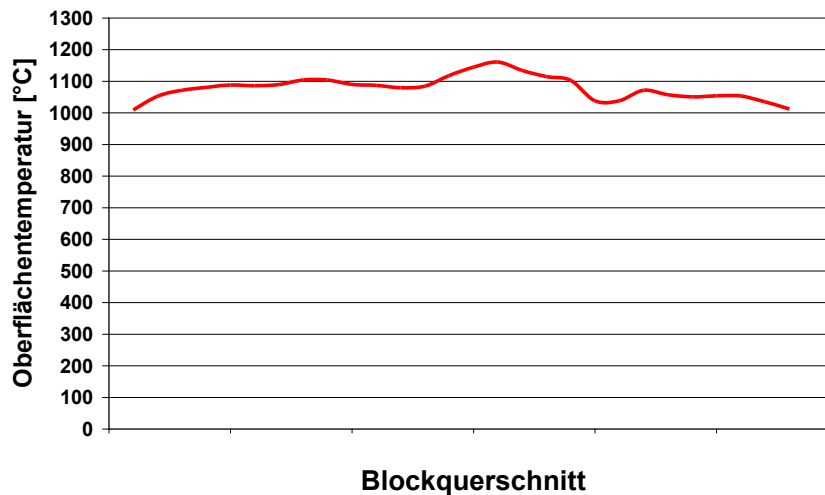


Bild 42: Temperaturverlauf des Gussblockes entlang des Querschnitts

Sie liegt über 1000°C und damit erweist sich der Abguss in eine Stahlkokille als geeignete Verfahrensrouten, um Blöcke zur Laborsimulation des Direkteinsatzes herzustellen.

Messung des Temperaturverlustes während des Transportes

Die einfachste Art und Weise, die heißen Blöcke mit möglichst geringen Wärmeverlusten zu transportieren, besteht darin, sie in vorgewärmte Transportgefäße aus Feuerleichtsteinen zu chargieren und so rasch wie möglich mit einem Handwagen zu ihrem Bestimmungsort zu bringen. Dafür wurden die Transportgefäße auf 1100°C vorgewärmt, auf den Transportwagen gestellt und die heißen Blöcke hineingesteckt. Zur Messung des Temperaturverlaufs während des Transports wurden Thermoelemente mit in die Transportbox eingeführt. Bild 43 zeigt den Temperaturverlauf im Transportgefäß während des Heißtransportes. Die Zeit vom Chargieren der Blöcke in die Transporteinrichtung in der Schmelzhalle bis zu ihrer Entnahme am Lehrstuhl für Umformtechnik beträgt ca. 6 min und die Temperatur am Ende des Transports liegt bei ca. 900°C. Damit konnte sichergestellt werden, dass die Prozessvariante Direkteinsatz im Labormaßstab mit den zur Verfügung stehenden Einrichtungen durchführbar ist.

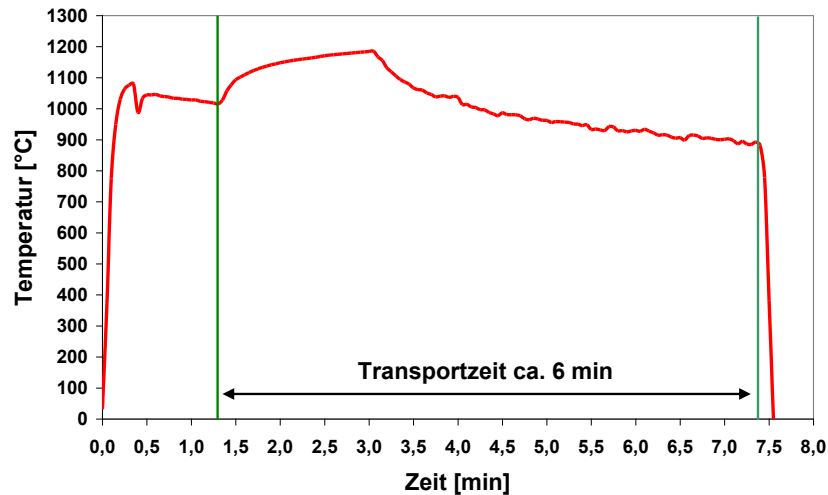


Bild 43: Temperaturverlauf im Transportgefäß während des Heißtransportes der Blöcke

Weiters konnte das Vorliegen eines primären Gussgefüges vor der Umformung durch Schliffbilder bestätigt werden.

6.6 Umformung des Gussgefüges

6.6.1 Umformung mit der Hydraulikpresse

Um eine erste Abschätzung der Gefügeentwicklung im Zuge des Direkteinsatzes durchzuführen bzw. um einen ersten Vergleich der beiden Prozessvarianten anzustellen, erfolgte die Umformung der Blöcke auf der lehrstuhleigenen Hydraulikpresse. Im Zuge dieser Untersuchungen kamen beheizbare Werkzeuge mit einer Sattelbreite von 60 mm zum Einsatz, die Blöcke wurden stufenweise umgeformt. Mittels der gewählten Versuchsanordnung des Stufenstauchversuches besteht die Möglichkeit, auf einen abgegossenen Block bis zu drei Umformstufen mit unterschiedlichen Umformgraden aufzubringen. Die Oberflächentemperatur der Werkzeuge betrug 250°C, in Anlehnung an eine typische Oberflächentemperatur der Walzen in der Praxis. Bilder 44 bis 46 zeigen das Umformwerkzeug, den Umformvorgang und den umgeformten Block.

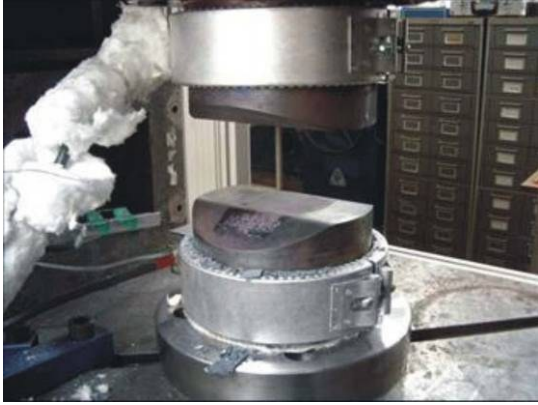


Bild 44: Umformwerkzeug mit einer Sattelbreite von 60 mm, Oberflächentemperatur: 250 °C



Bild 45: Umformprozess



Bild 46: umgeformter Block

Für die weiteren Versuchsreihen wurde die Servotest-Maschine herangezogen, welche zur Umformung der Blöcke direkt aus der Gusshitze entsprechend adaptiert werden musste.

6.6.2 Direktumformung mit der Servotest-Maschine

Die Laborsimulation des Direkteinsatzes erfordert eine entsprechende Umrüstung der Servotest-Maschine. Es erfolgte der Abbau des Versuchsofens um die Gussblöcke manuell zwischen den Werkzeugen zu positionieren. Weiters wurden Werkzeuge aus Warmarbeitsstahl mit einer Sattelbreite von 30 mm gefertigt, welche von den originalen Werkzeughaltern der Servotest-Maschine aufgenommen werden können. Diese Werkzeughalter sind beheizbar ausgeführt, was die Vorwärmung der Werkzeuge ermöglicht. Zur Messung der Temperatur während der Versuche erfolgten parallel zur Direktumformung Versuche mit wiedererwärmten Proben mit den gleichen Versuchsparametern. Diese Proben wurden am Rand und im Kern mit Thermoelementen instrumentiert, auf diese Art und Weise war es möglich die Temperatur während des Versuchsablaufs zu messen.

Bild 47 a zeigt das Unterwerkzeug mit einer instrumentierten Probe und Bild 47 b zeigt den Umformprozess.

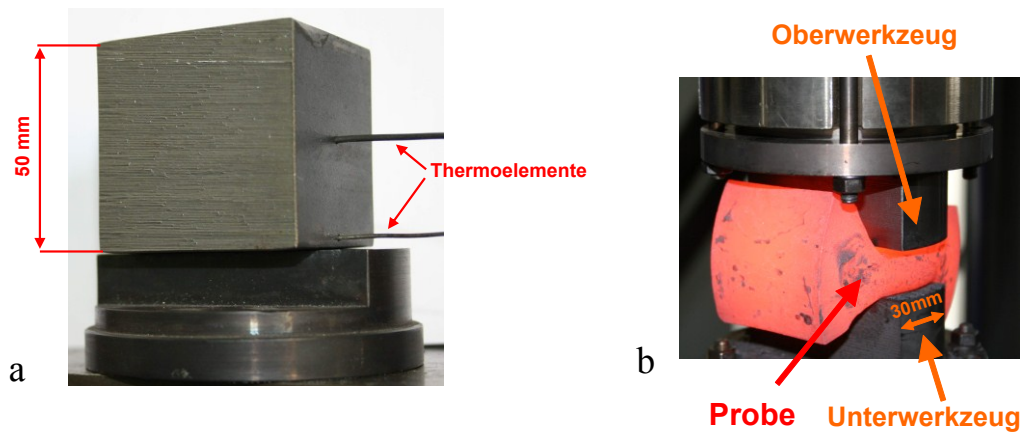


Bild 47: a) Unterwerkzeug mit instrumentierter Probe, b) Umformprozess

Bei der Direktumformung wurden die Blöcke direkt aus der Gusschmelze mittels Brennschneider in drei Teile geschnitten, in einen Kammerofen chargiert, welcher sich auf der jeweiligen Versuchstemperatur befand, und vor der Umformung für 30 min homogenisiert.

6.7 Charakterisierung des statischen Rekristallisationsverhaltens

Eine Möglichkeit, das statische Rekristallisationsverhalten zu charakterisieren, ist die Durchführung von Doppelstauchversuchen. Dabei erfolgt ein erster Umformschritt, wobei zur Untersuchung der statischen Rekristallisation der Umformgrad maximal den kritischen Umformgrad zum Einsetzen dynamischer Rekristallisation φ_c erreichen darf. Nach einer definierten Intervallzeit erfolgt ein weiterer Umformschritt bei gleicher Temperatur und gleicher Umformgeschwindigkeit. Je nach gewählter Intervallzeit zwischen den Umformschritten rekristallisiert das Gefüge mehr oder weniger vollständig. Nach vollständiger Rekristallisation sind die Fließkurven der ersten und der zweiten Umformstufe gleich.

Aus der ersten Umformstufe können zwei charakteristische Spannungen definiert werden. Dies sind die für das plastische Fließen notwendige Spannung σ_1 und das Spannungsmaximum σ_2 unmittelbar vor der Entlastung am Ende dieser Umformstufe. Die dritte charakteristische Spannung σ_3 definiert den Fließbeginn der zweiten Umformstufe. Der rekristallisierte Gefügeanteil X kann laut Gl. 6.1 bestimmt werden.

$$X = \frac{\sigma_2 - \sigma_3}{\sigma_2 - \sigma_1} \quad (6.1)$$

Im Folgenden wird die Bestimmung des statischen Rekristallisationsverhaltens am Beispiel des nicht mikrolegierten Stahls S355JR bei einer Umformtemperatur von 850°C erläutert.

Bild 48 a zeigt die Fließkurven der Doppelstauchversuche, in Bild 48 b ist der Rekristallisationsfortschritt, welcher mit Gl. 6.1 ermittelt wurde, als Funktion der Intervallzeit im logarithmischen Maßstab aufgetragen. Diese Darstellung wird als Avrami-Kurve bezeichnet.

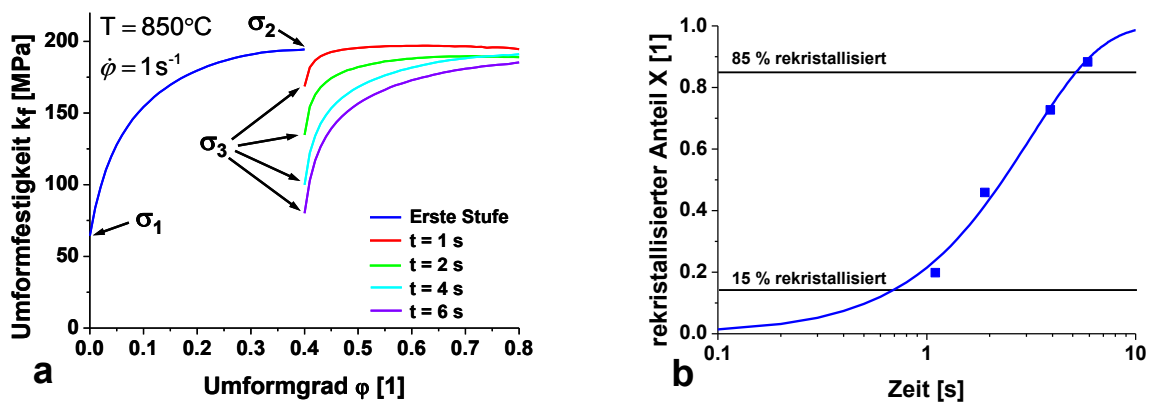


Bild 48: a) Fließkurven der beiden Umformstufen, Stahl S355JR ohne MLE, Umformtemperatur: 850°C, Umformgrad $\phi = 0,4$ und $\dot{\phi} = 1 \text{ s}^{-1}$, Intervallzeiten von 1-6 s.

b) Experimentell bestimmter Rekristallisationsfortschritt als Funktion der Intervallzeit als Ergebnis der Kurven aus Bild 48 a (Avrami-Kurve)

Der Rekristallisationsstart wurde mit 15 % rekristallisiertem Anteil definiert, das Rekristallisationsende mit 85 % rekristallisiertem Anteil. Auf diese Art und Weise erfolgte im Zuge dieser Arbeit die Charakterisierung des Rekristallisationsverhaltens zwischen 850 und 1100°C, die Ergebnisse sind in Kap. 7.3 dargestellt.

7 Hauptversuche im Labor

7.1 Charakterisierung des Gefüges der abgegossenen Blöcke

7.1.1 Vorgangsweise bei der Gefügebeurteilung

Zur Beurteilung des Gefüges erfolgten die Schliffpräparation und die Kontrastierung der Korngrenzen. Danach wurden die Korngrenzen auf einer Overheadfolie nachgezeichnet und eingescannt. Dieser Schritt ist nötig um mit dem Computerprogramm **analysis**[®] von der Firma Olympus ein digitales Trennerbild zu generieren, welches zur Auswertung herangezogen werden kann. Zur Charakterisierung der Korngröße wurde der ECD (Equivalent Circle Diameter) eines jeden Korns bestimmt. Der ECD-Wert entspricht jenem Durchmesser eines Kreises, welcher eine Fläche besitzt, die gleich der Fläche des Korns ist.

7.1.2 Ausgangsgefüge für die Prozessvariante Direkteinsatz

Im Zuge der γ - α -Umwandlung beginnt die Ausscheidung des voreutektoiden Ferrits an den Korngrenzen des unterkühlten Austenits, welche als Keimstellen dienen. Dieser Korngrenzenferrit markiert die ehemaligen Austenitkorngrenzen und erscheint unter dem Mikroskop als weißer Saum. Der weitere voreutektoiden Ferrit scheidet sich aufgrund des vorliegenden groben Gussgefüges plattenförmig aus. Dieser plattenförmige Ferrit wächst häufig von einzelnen Korngrenzenferritkörnern ausgehend in das Austenitkorn vor, oder bildet sich unabhängig im Austenitkorn. Der an Kohlenstoff angereicherte Austenit wandelt sich in Perlit um. Die durch den Schliff angeschnittenen Ferritplatten erscheinen im Gefügebild als Nadeln, der entstandene Perlit füllt den Zwischenraum zwischen diesen Ferritnadeln. Diese Anordnung des Ferrits wird als widmannstädtisches Gefüge bezeichnet [DeF66]. Das Raumtemperaturgefüge besteht daher aus Ferritsäumen, welche sich an den ehemaligen Austenitkorngrenzen befinden, die ehemaligen Austenitkörner bestehen aus Perlit und Widmannstättenferrit. Bild 49 zeigt das Raumtemperaturgefüge des Gussblocks der Stahlgüte S355JR, Nitalätzung nach [ASM04].

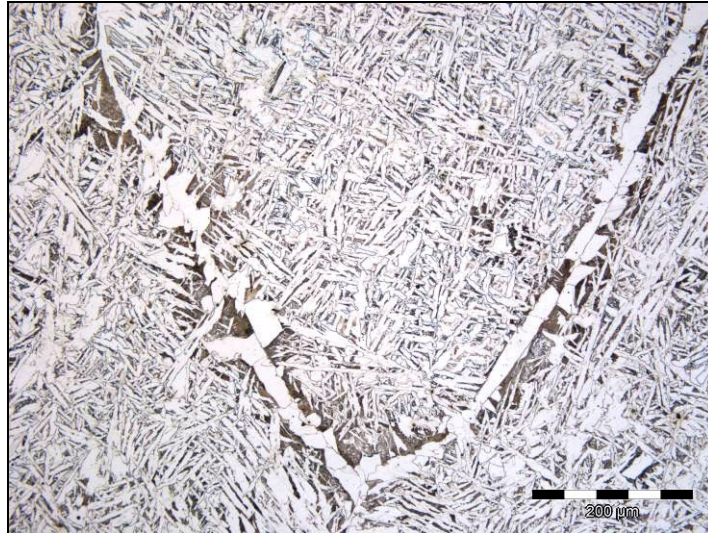


Bild 49: Schliffbild des primären Gussgefüges vom Stahl S355JR; Korngrenzenferritsaum an den ehemaligen Austenitkorngrenzen, Widmannstättenferrit und Perlit, Ätzung mit Nital nach [ASM04]

Bild 50 zeigt das digitale Trennerbild vom Querschnitt der Versuchsblöcke. Die Transkristallisationszone und die globulare Innenzone sind deutlich ausgeprägt.

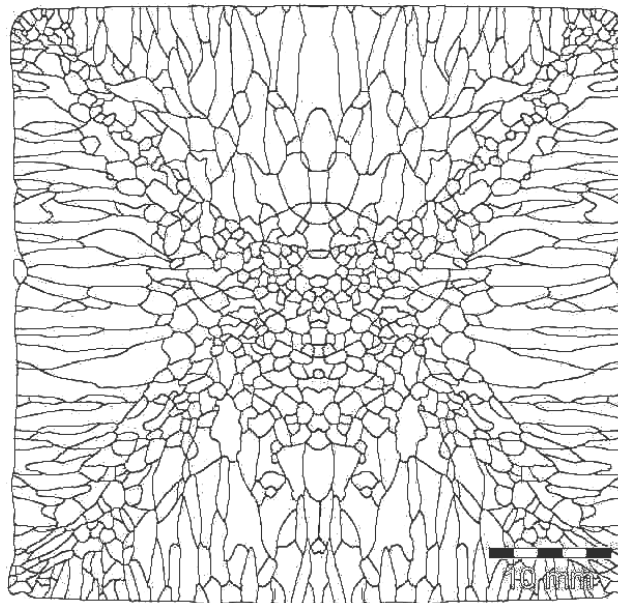


Bild 50: Digitales Trennerbild des Blockquerschnittes

Bild 51 a zeigt das Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges und Bild 51 b das zugehörige Trennerbild der globularen Innenzone der Versuchsblöcke.

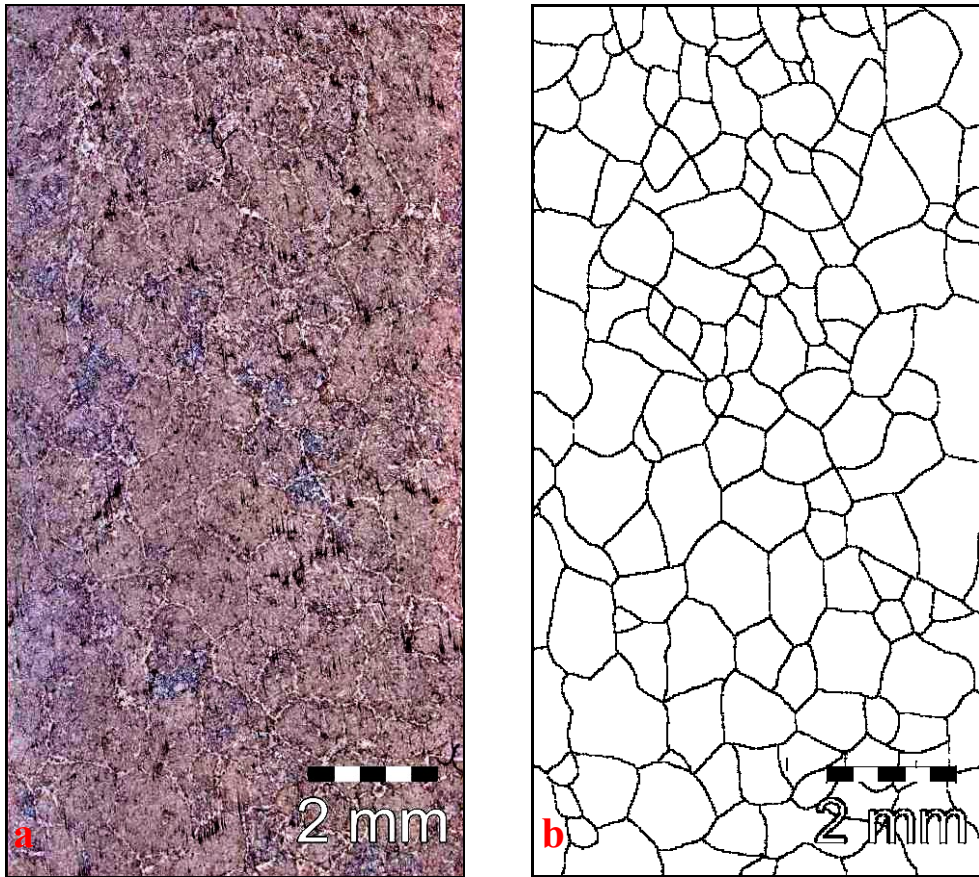


Bild 51: a) ferritisch-perlitisches Gefüge, b) Trennerbild der globularen Innenzone

In Bild 52 a ist das ferritisch-perlitische Gefüge und in Bild 52 b das zugehörige Trennerbild der transkristallinen Zone dargestellt.

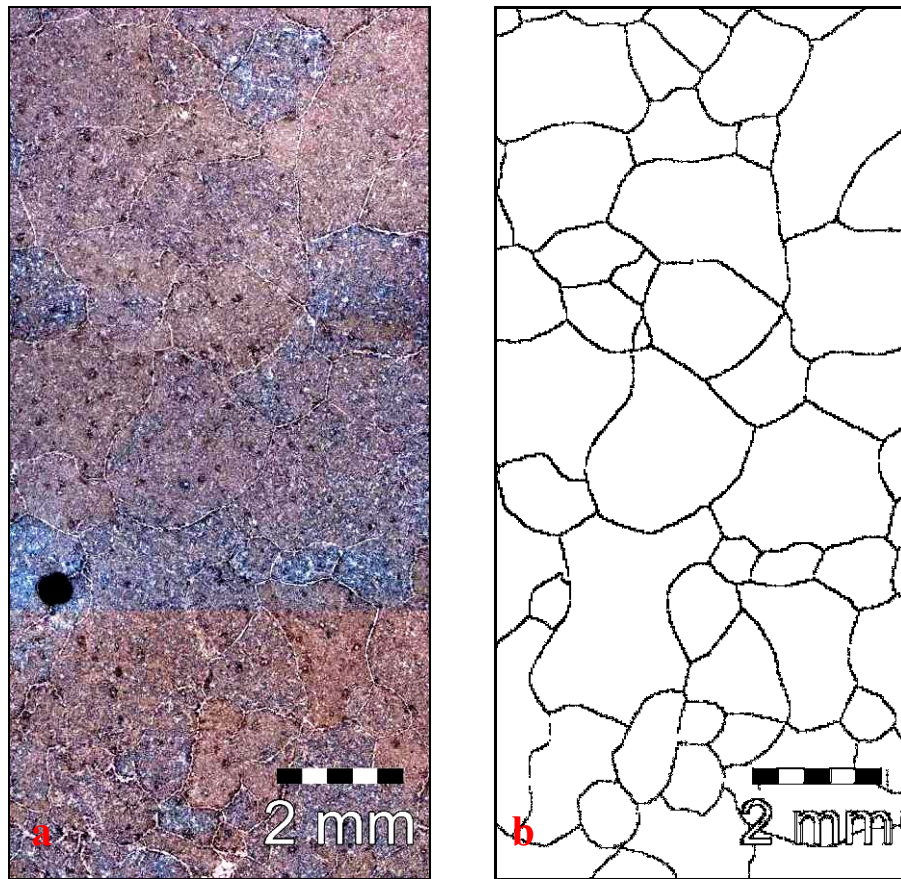


Bild 52: a) ferritisch-perlitisches Gefüge, b) Trennerbild der transkristallinen Zone

Die Bild 53 a und b zeigen die Austenitkorngrößenverteilung der beiden Zonen.

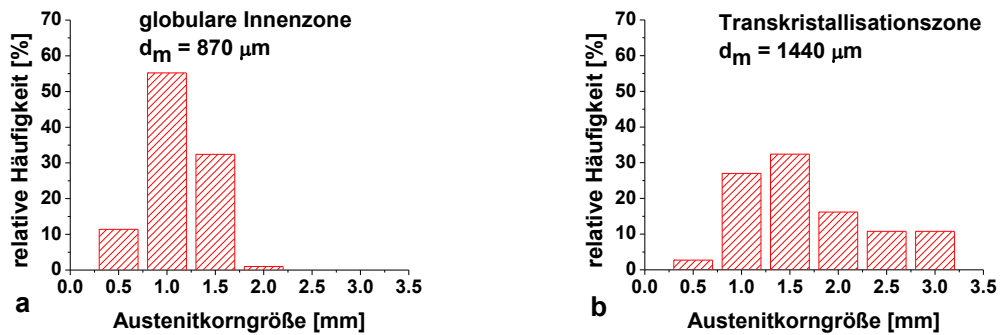


Bild 53: Austenitkorngrößenverteilung: a) globulare Innenzone, b) transkristalline Zone

Die mittlere Austenitkorngröße im Bereich der globularen Zone des Zentrums beträgt **870 μm** , jene der transkristallinen Zone liegt bei **1440 μm** . Diese Werte stimmen größenordnungsmäßig mit den Literaturwerten [Li02, Cro00] überein.

7.1.3 Beurteilung des Gussgefüges im wiedererwärmten Zustand

Nach einer Wiedererwärmung liegt im Zuge der konventionellen Route aufgrund der zweimaligen Umkristallisation ein Gefüge aus globularen Austenitkörnern vor. Da diese wesentlich kleiner sind als jene Austenitkörner, welche direkt aus der Gusshitze entstehen, funktioniert die Methode der Kontrastierung über den Korngrenzenferrit nicht. In diesem Fall werden die ehemaligen Austenitkorngrenzen mittels kaltgesättigter Pikrinsäure nach [Kir92] sichtbar gemacht. Diese Methode setzt das Vorliegen eines martensitischen Gefüges voraus. Da die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Martensitbildung im vorliegenden Blockformat von 50 x 50 x 150 mm nicht erreicht werden kann wurde ein Blockabschnitt mit einer Wandstärke von ca. 3 mm aus der Transkristallisationszone eines Laborblocks abgetrennt, auf 1150°C reaustenitisiert, 30 min gehalten und im Wasserbad abgeschreckt. Bild 54 zeigt das Trennerbild und Bild 55 die Austenitkorngrößenverteilung des wiedererwärmten Austenits.

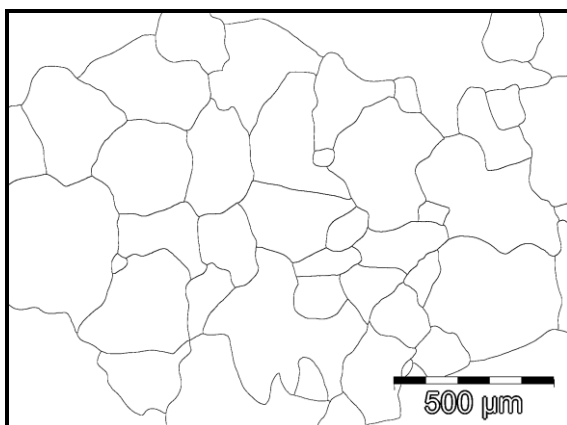


Bild 54: Trennerbild des wiedererwärmten Austenitgefüges

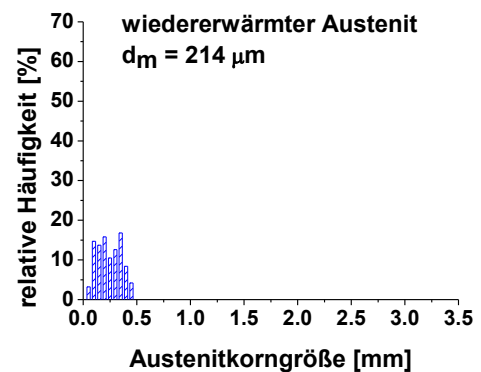


Bild 55: Austenitkorngrößenverteilung im wiedererwärmten Zustand

Die mittlere Austenitkorngröße im reaustenitisierten Zustand beträgt **214 µm**. Der wesentliche Unterschied zwischen dem primären und dem sekundären Gussgefüge besteht somit in der anfänglichen Austenitkorngröße, welche beim Direkteinsatz um eine Zehnerpotenz höher liegt.

7.2 Stauchversuche mit der Hydraulikpresse

7.2.1 Versuchsprogramm

Die Umformung der Versuchsblöcke erfolgte im Zuge eines dreistufigen Stauchversuchs mit globalen Umformgraden von:

- $\varphi_{1_global} = 0,2$
- $\varphi_{2_global} = 0,4$
- $\varphi_{3_global} = 0,6$

Es wurden Umformtemperaturen von 1100°C und 900°C gewählt und es erfolgte der Vergleich zwischen dem mikrolegierten Stahls S355JR und dem Stahl S355JR ohne MLE im Direkteinsatz und im Kalteinsatz. Durch Beurteilung des ferritisch-perlitischen Gefüges wurde versucht erste Rückschlüsse auf das Rekristallisationsverhalten zu ziehen und wesentliche Unterschiede in der Gefügeentwicklung der beiden Prozessvarianten zu quantifizieren.

7.2.2 Simulation des Umformprozesses mit dem Programm DEFORM 3D™

Der im Rahmen dieser Untersuchungen durchgeführte Umformprozess wurde mit dem Programm DEFORM 3D™ simuliert, die wichtigsten Parameter der Simulation sind in Tabelle 2 zusammengefasst, Bild 56 zeigt das Simulationsergebnis.

Art der Rechnung	isotherm
Starttemperatur	1100°C
Art und Anzahl der Elemente	36577 Tetraederelemente
Coulomb'sche Reibung	$\mu = 0,3$
Werkzeugverhalten	ideal starr
Stempelgeschwindigkeit	7 mm/s

Tabelle 2: Parameter der DEFORM 3D™ Simulation des Umformprozesses

Die auftretende Reibung im Bereich der Kontaktflächen Werkzeug-Probe führt zu einer Fließbehinderung. Daraus resultiert eine inhomogene Verteilung des Umformgrades in der

Probe („Schmiedekreuz“). Daher entspricht der globale Umformgrad nicht dem in jedem Volumenelement lokal auftretenden Umformgrad. Der Bereich mit dem größten lokalen Umformgrad liegt im Zentrum des Schmiedekreuzes.

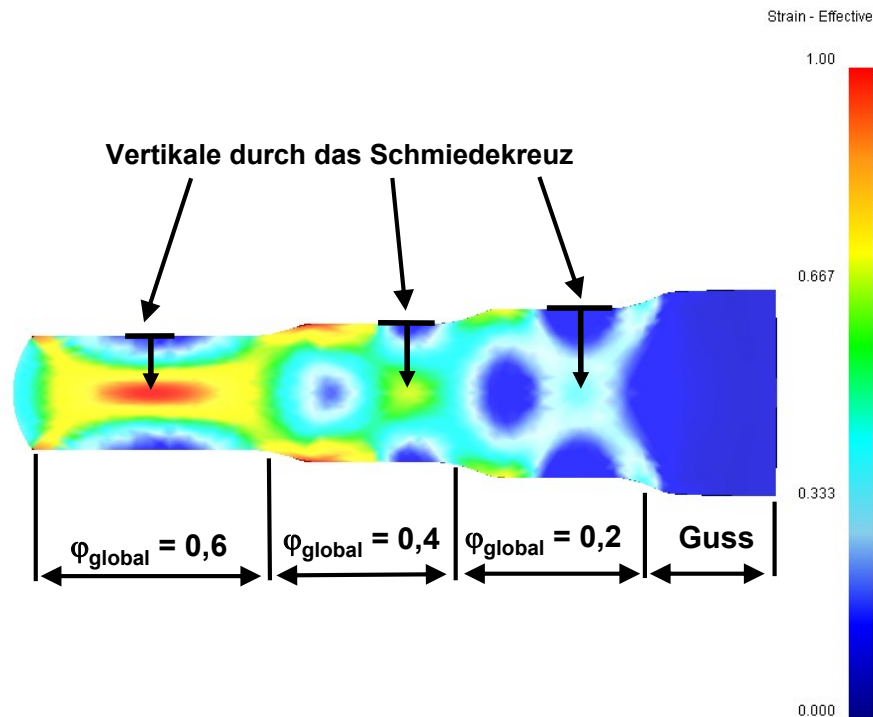


Bild 56: DEFORM 3D™ Simulation des Stufenstauchversuchs

Der Zusammenhang zwischen den aufgetragten globalen Umformgraden und der Ausbildung des lokal auftretenden Umformgrades in der Vertikalen durch das Schmiedekreuz ist in Bild 57 als Funktion des Abstandes zur Oberfläche aufgetragen.

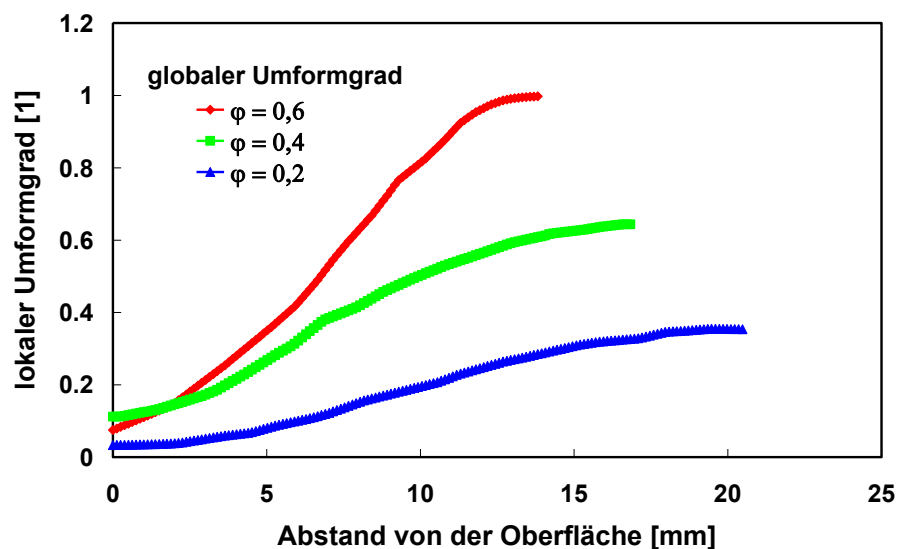


Bild 57: Lokale Verteilung des Umformgrades in der Vertikalen durch das Schmiedekreuz

Tabelle 3 gibt Auskunft über die lokal auftretenden Umformgrade im Bereich der Zentren der Schmiedekreuze in Abhängigkeit des global aufgetragenen Umformgrades (siehe Bild 57).

$\varphi_{\text{global}} = 0,2$	$\varphi_{\text{lokal im Schmiedekreuz}} = 0,38$
$\varphi_{\text{global}} = 0,4$	$\varphi_{\text{lokal im Schmiedekreuz}} = 0,65$
$\varphi_{\text{global}} = 0,6$	$\varphi_{\text{lokal im Schmiedekreuz}} = 1,00$

Tabelle 3: Zusammenhang zwischen dem globalen Umformgrad und dem lokal auftretenden maximalen Umformgrad im Schmiedekreuz

7.2.3 Ergebnisse aus den Vorversuchen mit der Presse

Bild 58 zeigt das Schliffbild des unverformten Gussgefüges. Korngrenzenferrit besäumt die ehemaligen Austenitkörner, welche in widmannstädtischer Struktur vorliegen.

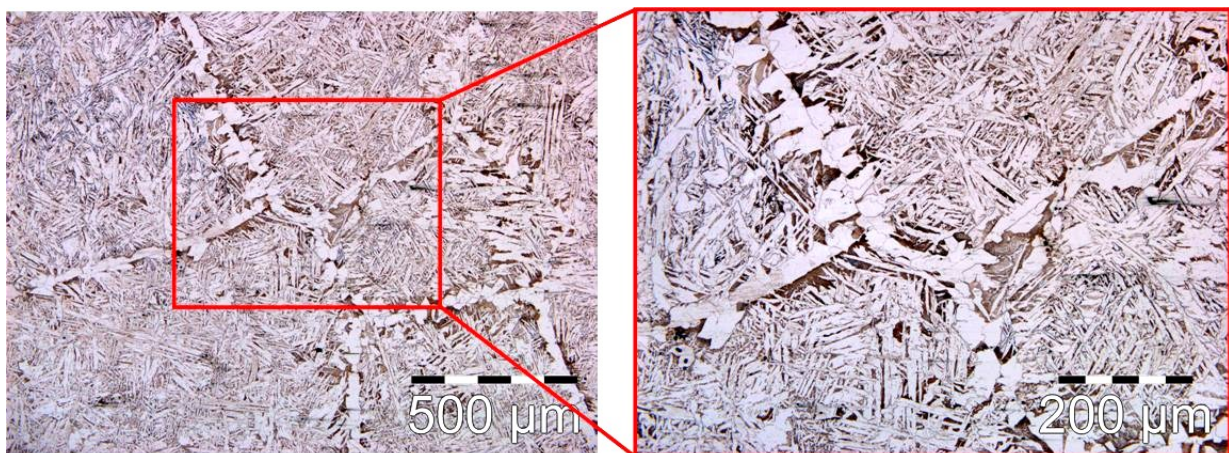


Bild 58: Schliffbild des unverformten Gussgefüges (Nitalätzung)

Bild 59 zeigt ein Gefüge nach der Umformung direkt aus der Gusshitze mit einem Umformgrad $\varphi = 0,2$. Um die ehemaligen Austenitkörner liegen Säume aus einem globularen ferritisch-perlitischen Gefüge. Die Rekristallisation beginnt an den Austenitkorngrenzen, der rekristallisierte Saum an feinen Austenitkörnern wandelt im Zuge der γ - α -Umwandlung zu einem feinen, ferritisch-perlitischen Gefüge um, die nicht rekristallisierten Rumpfe der Austenitkörner weisen ein widmannstädtisches Gefüge auf.

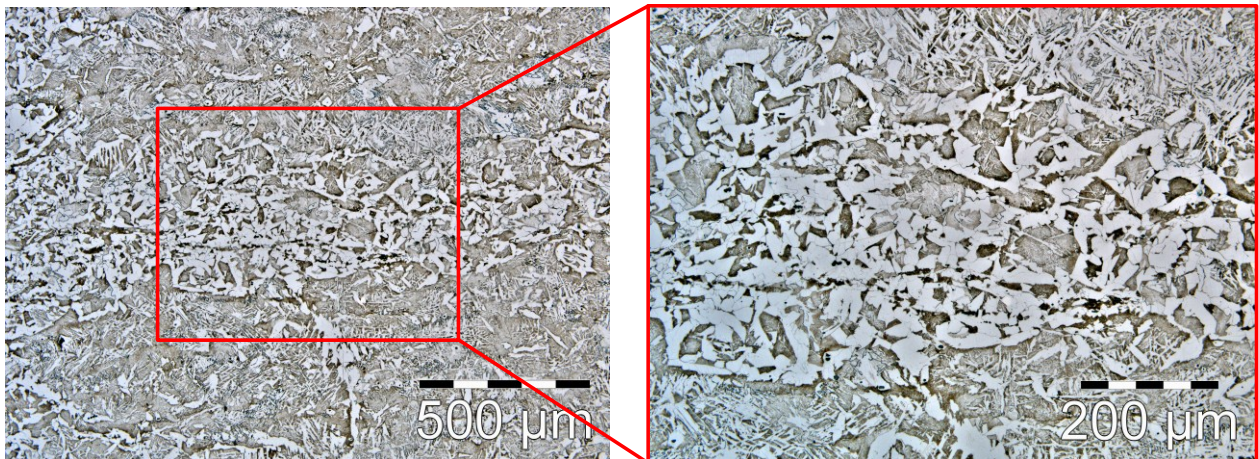


Bild 59: Gefüge nach einer Umformung direkt aus der Gussstutze mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,2$

Mit steigendem Umformgrad nimmt der Anteil an globularen Gefüge zu, während die widmannstättischen Bereiche verschwinden.

Einfluss der Prozessvariante auf die Ferritkorngrößenentwicklung

Zu Beginn erfolgte der Vergleich der beiden Prozessvarianten Direkteinsatz und konventionelle Route an einem Stahl S355JR ohne MLE bei einer Umformtemperatur von 1100°C. Die globalen Umformgrade betragen $\varphi_{1_global} = 0,4$ und $\varphi_{2_global} = 0,6$.

Bilder 60 bis 63 zeigen das aus der Umformung resultierende, ferritisch-perlitische Gefüge der beiden Prozessvarianten jeweils im Zentrum des Schmiedekreuzes nach Abkühlung an ruhender Luft. Die Korngröße des Ferrits wurde mittels Schnittlinienverfahren bestimmt.

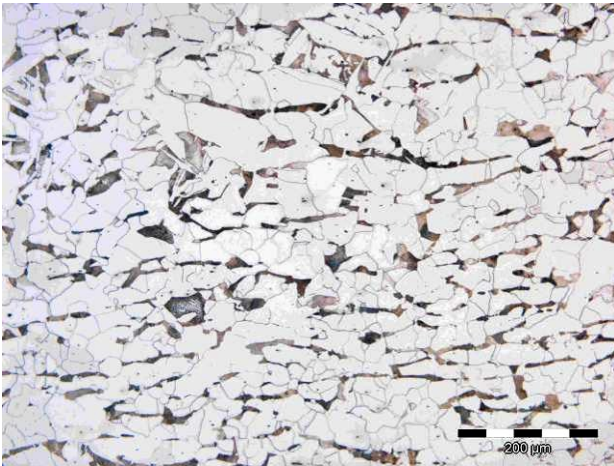


Bild 60: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges
Direkteinsatz, Stahl S355JR ohne MLE, $\varphi_{\text{global}} = 0,4$
 $\varphi_{\text{lokal}} = 0,65$ **Umformtemperatur: 1100°C**

Mittlere Schnittlänge: 24,7 μm
 ASTM: 7,4



Bild 61: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges
konventionelle Route, Stahl S355JR ohne MLE, $\varphi_{\text{global}} = 0,4$
 $\varphi_{\text{lokal}} = 0,65$ **Umformtemperatur: 1100°C**

Mittlere Schnittlänge: 18,3 μm
 ASTM: 8,3

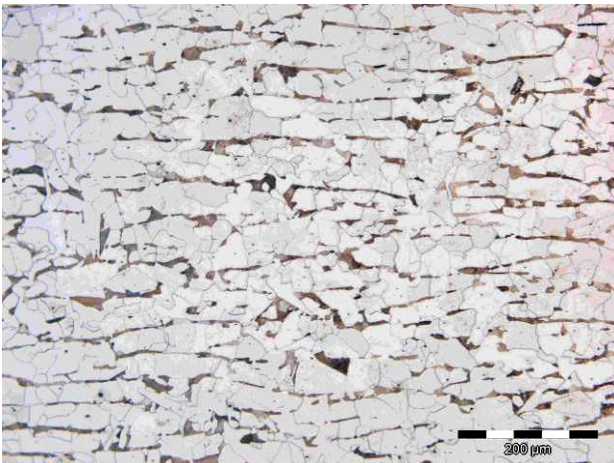


Bild 62: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges
Direkteinsatz, Stahl S355JR ohne MLE, $\varphi_{\text{global}} = 0,6$
 $\varphi_{\text{lokal}} = 1,0$ **Umformtemperatur: 1100°C**

Mittlere Schnittlänge: 24,6 μm
 ASTM: 7,4



Bild 63: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges
konventionelle Route, Stahl S355JR ohne MLE, $\varphi_{\text{global}} = 0,6$
 $\varphi_{\text{lokal}} = 1,0$ **Umformtemperatur: 1100°C**

Mittlere Schnittlänge: 16,5 μm
 ASTM: 8,6

Bei einer Umformtemperatur von 1100°C zeigt die Prozessvariante praktisch keinen Einfluss auf die Ausbildung des ferritisch-perlitischen Gefüges. In beiden Fällen liegt ein homogenes, globulares Gefüge vor.

Ebenfalls an Stufenstauchversuchen wurde der Einfluss der Mikrolegierungselemente auf die Korngrößenentwicklung untersucht.

Im Zuge dieser Untersuchungen erfolgte der Vergleich zwischen der mikrolegierten und der nicht mikrolegierten Stahlgüte S355JR über die Prozessvariante „konventionelle Route“. Die Umformtemperatur betrug 1100°C , die globalen Umformgrade betragen ebenfalls $\varphi_{1_global} = 0,4$ und $\varphi_{2_global} = 0,6$.

Bild 64 und Bild 65 zeigen das aus der Umformung resultierende ferritisch-perlitische Gefüge im Schmiedekreuz an den Umformstufen.

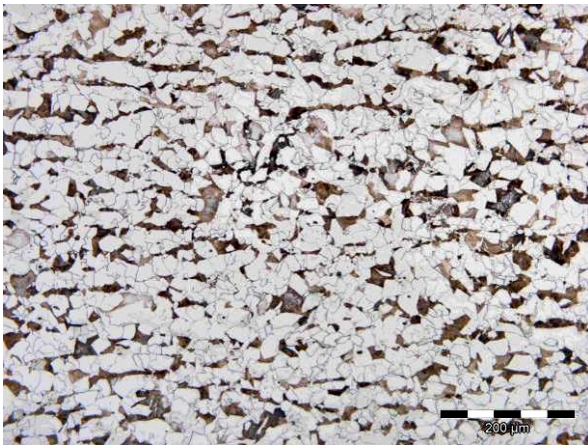


Bild 64: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges konventionelle Route, Stahl S355JR mikrolegiert, $\varphi_{global} = 0,4$ $\varphi_{lokal} = 0,65$ Umformtemperatur: 1100°C

Korngröße: $15,4 \mu\text{m}$
ASTM: 8,7



Bild 65: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges konventionelle Route, Stahl S355JR mikrolegiert, $\varphi_{global} = 0,6$ $\varphi_{lokal} = 1,0$ Umformtemperatur: 1100°C

Korngröße: $15,1 \mu\text{m}$
ASTM: 8,8

Bei einer Umformtemperatur von 1100°C sind das Nb und das V vollständig in Lösung und haben daher auf die Gefügeentwicklung praktisch keine Auswirkung. Bei beiden Umformstufen liegt ein globulares ferritisch-perlitisches Gefüge vor.

Die Mikrolegierungselemente Nb und V scheiden sich mit abnehmender Temperatur in Form von feinen Karbonitriden an den Austenitkorn Grenzen aus. Dadurch wird die Wanderung der Korngrenzen gehemmt und somit die Rekristallisation verzögert bzw. völlig zum Stillstand gebracht.

Bild 66 und Bild 67 zeigen das ferritisch-perlitische Gefüge von einem mikrolegierten und einem nicht mikrolegierten Stahl S355JR nach der Direktumformung bei einer Temperatur von 900°C mit einem Umformgrad von $\varphi_{global} = 0,4$.

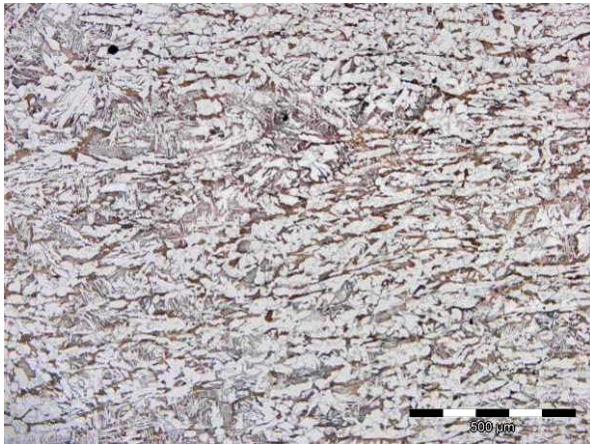


Bild 66: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges Direkteinsatz, **Stahl S355JR mikrolegiert**, $\varphi_{\text{global}} = 0,4$ $\varphi_{\text{lokal}} = 0,65$ Umformtemperatur: 900°C

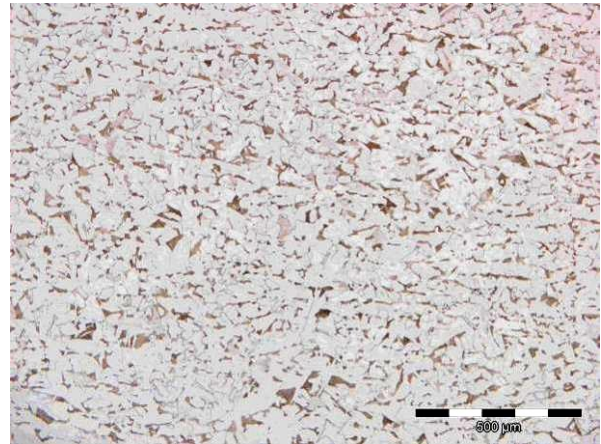


Bild 67: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges Direkteinsatz, **Stahl S355JR ohne MLE**, $\varphi_{\text{global}} = 0,4$ $\varphi_{\text{lokal}} = 0,65$ Umformtemperatur: 900°C

Die MLE liegen bei 900°C bereits zum größten Teil in ausgeschiedener Form vor, was zu einer starken Behinderung der Rekristallisation beim mikrolegierten Stahl S355JR führt. Die, nach der Umformung nicht rekristallisierten, groben Austenitkörner wandeln im Zuge der γ - α -Umwandlung in ein widmannstädtisches Gefüge um (Bild 66), während der rekristallisierte Austenit des Stahls S355JR ohne MLE in ein globulares Gefüge umwandelt, wie in Bild 67 dargestellt. Bild 68 zeigt das Zentrum der Umformstufe mit dem globalen Umformgrad $\varphi_{\text{global}} = 0,6$. Daraus ist ersichtlich dass die rekristallisationshemmende Wirkung der Mikrolegierungselemente bei einer Umformtemperatur von 900°C so hoch ist, dass selbst bei einem lokalen Umformgrad $\varphi_{\text{lokal}} = 1,0$ keine vollständige Rekristallisation eintritt.

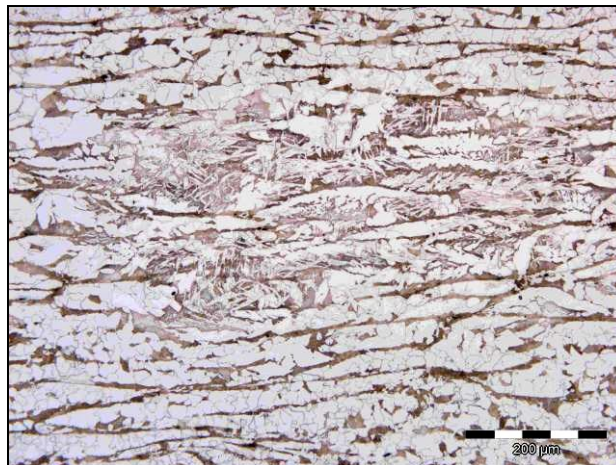


Bild 68: Schliffbild des ferritisch-perlitischen Gefüges Prozessvariante Direkteinsatz, Stahl S355JR mikrolegiert, Bereich des Schmiedekreuzes, $\varphi_{\text{global}} = 0,6$, $\varphi_{\text{lokal}} = 1,0$ Umformtemperatur: 900°C

Ein nicht bzw. nicht vollständig rekristallisiertes Austenitgefüge wandelt im Zuge der γ - α -Umwandlung in ein inhomogenes ferritisch-perlitische Gefüge um. Ein vollständig rekristallisierter Austenit führt zu einem homogenen, globularen Umwandlungsgefüge.

Die wesentlichen Erkenntnisse aus diesen Versuchen können wie folgt zusammengefasst werden:

- Bei hohen Umformgraden und hohen Umformtemperaturen hat die Prozessvariante und somit die anfängliche Austenitkorngröße einen vernachlässigbaren Einfluss auf das resultierende ferritisch-perlitische Gefüge.
- Bei hohen Umformtemperaturen befinden sich die Mikrolegierungselemente in Lösung und zeigen keinen Einfluss auf das ferritisch-perlitische Gefüge nach der Umformung.
- Starke Behinderung der Rekristallisation durch die Mikrolegierungselemente zeigt sich erst bei einer Umformtemperatur von 900°C.

7.3 Untersuchung des statischen Rekristallisationsverhaltens mittels Doppelstauchversuchen

Der Rekristallisationsfortschritt ist aus dem Sekundärgefüge lediglich bis zu einem gewissen Grad erkennbar. Daher ist die Beurteilung des ferritisch-perlitischen Gefüges keine geeignete Variante um das Rekristallisationsverhalten zu charakterisieren. Für eine genaue Untersuchung wurden Doppelstauchversuche mit der Servotest-Maschine durchgeführt, wie in Kap. 6.7 beschrieben.

7.3.1 Versuchsprogramm

Das Versuchsprogramm dieser Untersuchungen wurde entsprechend der Prozessparameter der geplanten ESP-Anlage der Firma Siemens VAI definiert:

- Umformtemperaturen: 850 - 1100°C in 50°C Schritten
- Umformgrad der ersten Stufe: $\varphi = 0,4$
- Umformgeschwindigkeit: $\dot{\varphi} = 1 \text{ s}^{-1}$

7.3.2 Untersuchung der konventionellen Route an Zylinderstauchproben

In einer ersten Versuchsreihe erfolgte der Vergleich des mikrolegierten und des nicht mikrolegierten Stahls S355JR an Zylinderstauchproben ($d = 16 \text{ mm}$, $h = 24 \text{ mm}$), welche aus den Laborblöcken gefertigt wurden. Diese Versuche lieferten erste Erkenntnisse über das Rekristallisationsverhalten bei verhältnismäßig geringem Aufwand der Probenherstellung im Vergleich zum Direkteinsatz. Damit konnten die zu wählenden Intervallzeiten zwischen den beiden Umformstufen für die weiteren Versuchsreihen zur Untersuchung des Direkteinsatzes abgeschätzt werden.

Die Proben wurden in der FTTU bei 1100°C für 180 s austenitisiert, an ruhender Luft auf die jeweilige Versuchstemperatur abgekühlt und anschließend im Versuchsofen mittels Doppelstauchversuch umgeformt. Pro Umformtemperatur erfolgten vier Versuche, wobei die Intervallzeiten so gewählt wurden, dass ein möglichst großer Bereich, von einem geringen Rekristallisationsfortschritt bis zur vollständigen Rekristallisation abgedeckt wurde.

In den Bildern 69 und 70 ist der experimentell ermittelte Rekristallisationsfortschritt über der Zeit der nicht mikrolegierten und der mikrolegierten Stahlgüte S355JR dargestellt.

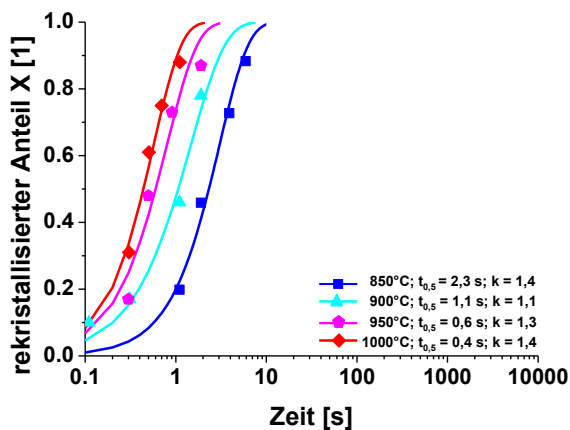


Bild 69: Rekristallisationsfortschritt als Funktion der Intervallzeit für den nicht mikrolegierten Stahl S355JR

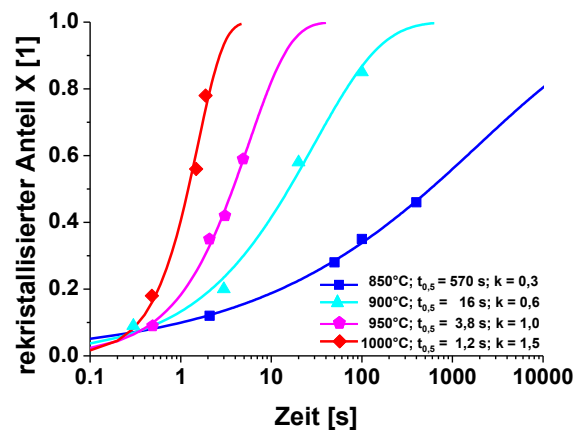


Bild 70: Rekristallisationsfortschritt als Funktion der Intervallzeit für den mikrolegierten Stahl S355JR

Um das Rekristallisationsverhalten in übersichtlicher Art und Weise darzustellen wurden der Rekristallisationsstart und das Rekristallisationsende in Abhängigkeit der Temperatur in einem Diagramm aufgetragen. Bild 71 zeigt die Rekristallisationsstart- und Endzeitpunkte für die mikrolegierte und die nicht mikrolegierte Stahlgüte S355JR als zusammenfassendes Ergebnis der Bilder 69 und 70.

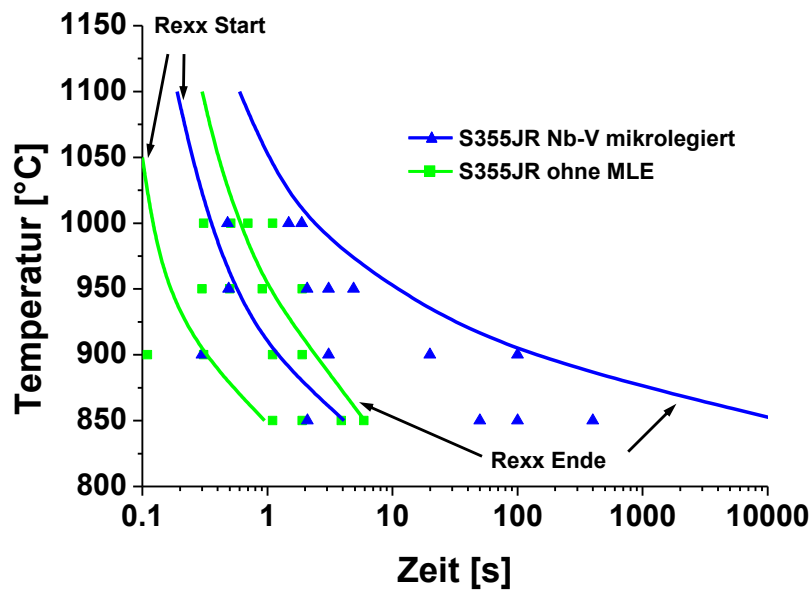


Bild 71: Rekristallisationsstart- und Endzeitpunkte des mikrolegierten und des nicht mikrolegierten Stahls S355JR, Probengeometrie: Zylinderstauchproben, Prozessvariante: konventionelle Route

Aus diesen Ergebnissen wird die starke rekristallisationshemmende Wirkung des Nb und V bei Temperaturen von 950°C und darunter deutlich. Die fein verteilten Nb(C,N)-Ausscheidungen blockieren die Austenitkorngrenzen und führen so zu einer wesentlichen Behinderung der Rekristallisation.

7.3.3 Laborversuche zum Direkteinsatz an Gussblöcken

Die weiterführenden Untersuchungen erfolgten in Anlehnung an die oben angeführten Ergebnisse. Die Unterschiede lagen in der Probengeometrie (50 x 50 x 50 mm anstatt Zylinderstauchproben mit 16 x 24 mm) und des damit verbundenen Wegfalls des Versuchsofens. Um ohne Versuchsofen annähernd isotherme Bedingungen zu gewährleisten betrug die maximal gewählte Intervallzeit zwischen den Umformschritten der Doppelstauchversuche acht Sekunden.

In Bild 72 ist am Beispiel des mikrolegierten Stahls S355JR der experimentell bestimmte Rekristallisationsfortschritt als Funktion der Intervallzeit aufgetragen, Prozessvariante Direkteinsatz.

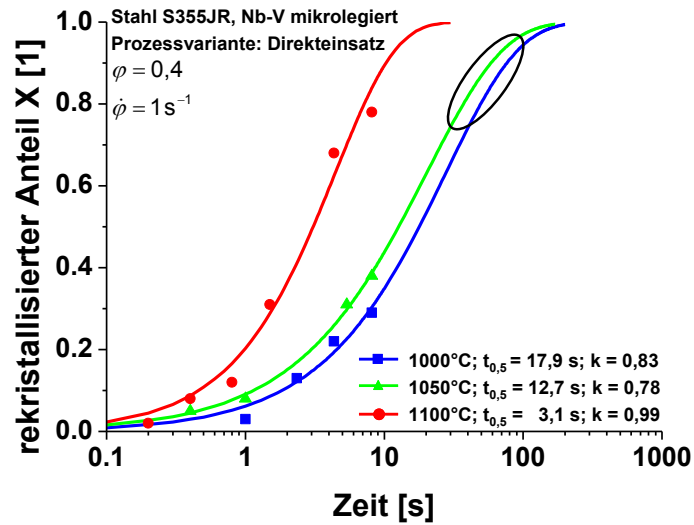


Bild 72: Rekristallisationsfortschritt als Funktion der Intervallzeit für den mikrolegierten Stahl S355JR
Prozessvariante: Direkteinsatz

Die repräsentative Beschreibung des Rekristallisationsverhaltens erfordert die Aufnahme von Messpunkten über den gesamten Bereich der Avrami-Kurve. Das grobe primäre Gussgefüge und die sich mit abnehmender Temperatur in zunehmendem Maße bildenden Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente verzögern den Rekristallisationsfortschritt maßgeblich. Aufgrund des Wegfalls des Versuchsofens im Zuge der Versuche zum Direkteinsatz und der dadurch nach oben hin begrenzten Intervallzeit zwischen den beiden Umformschritten von acht Sekunden kann bei Temperaturen von 1000°C und darunter kein ausreichender Rekristallisationsfortschritt zur vollständigen Aufnahme der Avrami-Kurve erreicht werden. Weiters muss berücksichtigt werden, dass aufgrund der quadratischen Probengeometrie der Gussblöcke ein mehrachsiger Spannungszustand in der Probe herrscht und auch der Versuch nicht nahezu reibungsfrei abläuft, wie bei den geschmierten Zylinderproben nach Rastegaev. Daher wird bei diesen Versuchen der Umformwiderstand k_w gemessen und nicht die Umformfestigkeit k_f .

Werkstoff: S355 ohne MLE

Vergleich: Direkteinsatz – konventionelle Route

Bild 73 vergleicht den Direkteinsatz und die konventionelle Route. Die Rekristallisationsstart- und Endzeiten wurden aus den Avrami-Kurven entnommen. Zur Veranschaulichung sind in Bild 73 a die Avrami-Kurven für den Direkteinsatz und den Kalteinsatz für eine Umformtemperatur von 1050°C dargestellt, Bild 73 b zeigt den Rekristallisationsstart und das Rekristallisationsende für den Stahl S355JR im Temperaturbereich zwischen 850 und 1100°C.

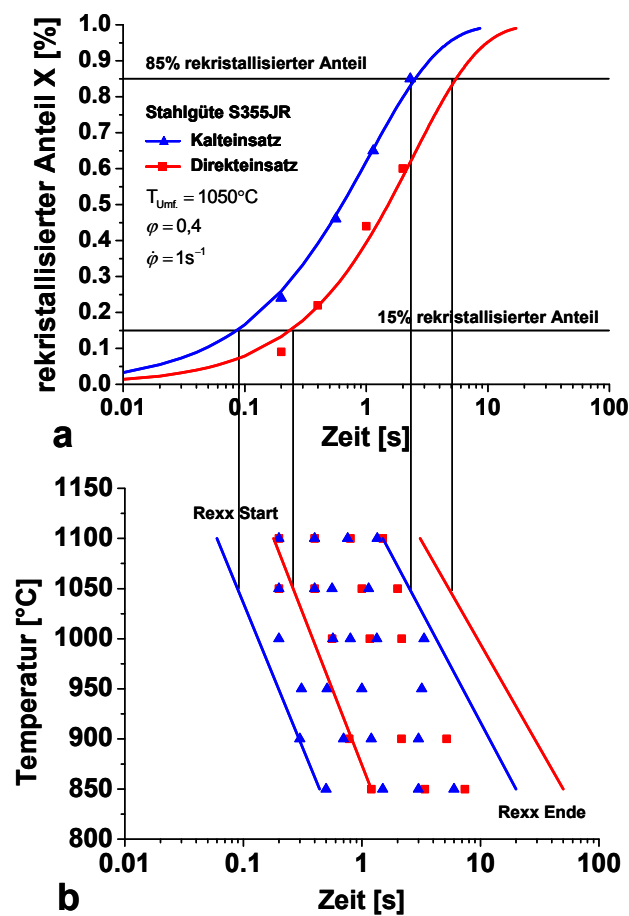


Bild 73: a) Avrami-Kurven des Stahls S355JR bei 1050°C, Vergleich Direkteinsatz – Kalteinsatz, b) Rekristallisationsstart- und Ende aus den Avrami-Kurven ermittelt

Der Stahl S355JR zeigt nach der Umformung im wiedererwärmten Zustand einen rascheren Rekristallisationsfortschritt. Dies lässt sich einerseits dadurch erklären, dass das

Ausgangsgefüge beim Direkteinsatz um eine Zehnerpotenz größer ist als im wiedererwärmten Zustand und somit wesentlich weniger Keimstellen zur Kornneubildung vorliegen.

Weiters zeigen das grobe und das feine Gefüge Unterschiede im Verfestigungsverhalten. Bild 74 vergleicht die Fließkurven der ersten Umformstufe der beiden Prozessvarianten. Während die Fließkurven des wiedererwärmten Gefüges (Bild 74 a) den Spannungspk erreichen, bleiben die Fließkurven des groben Primärgefüges (Bild 74 b) noch unter dem Peak.

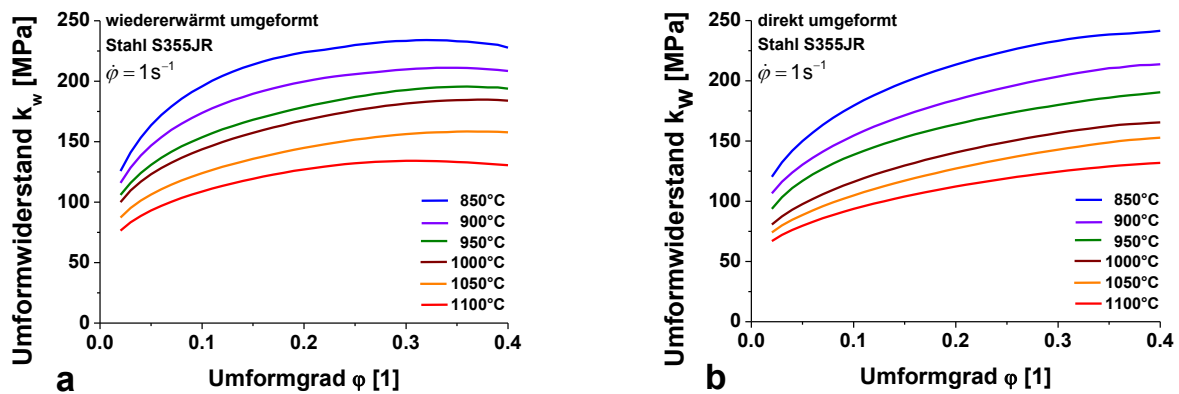


Bild 74: Fließkurven des Stahls S355JR, a) wiedererwärmt umgeformt, b) direkt umgeformt

Eine raschere Verfestigung bedeutet eine höhere Verfestigungsrate des wiedererwärmten Materials. Die Verfestigungsrate $\theta = (\partial\sigma / \partial\varphi)_{\dot{\varphi}}$ ist das Differential der Fließkurve nach dem Umformgrad, dieses wird über dem Umformwiderstand aufgetragen. Bild 75 zeigt die Abhängigkeit der Verfestigungsrate Θ vom Umformwiderstand k_w für den Kalteinsatz und für den Direkteinsatz. Die anfängliche Austenitkorngröße zeigt einen wesentlichen Einfluss auf die Verfestigungsrate. Vor dem Eintritt dynamischer Rekristallisation verfestigt das feinere, wiedererwärmte Gefüge rascher, nach dem Eintritt dynamischer Rekristallisation ist der Einfluss des Ausgangsgefüges vernachlässigbar.

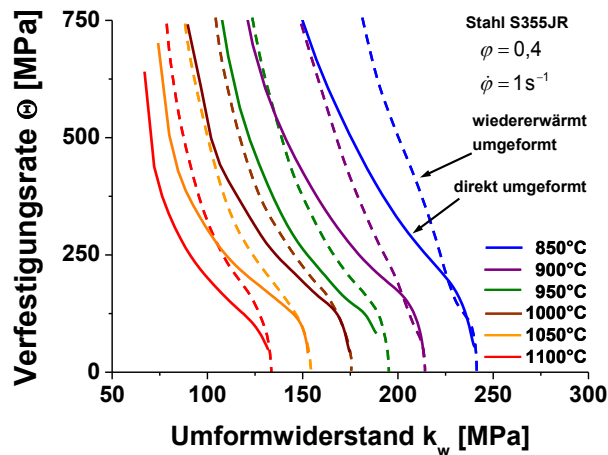


Bild 75: Verfestigungsrate der direkt umgeformten und der wiedererwärmt umgeformten Blöcke

Das wiedererwärmte Material rekristallisiert daher rascher durch:

1. Das feinere Ausgangsgefüge (mehr Keimstellen für die Kornneubildung)
2. Die höhere Verfestigungsrate und somit höhere Versetzungsdichte (größere Triebkraft)

Werkstoff: S355 Nb-V mikrolegiert

Vergleich: Direkteinsatz – konventionelle Route

Bild 76 vergleicht das Rekristallisationsverhalten des Nb-V Stahls im Direkteinsatz und im Kalteinsatz.

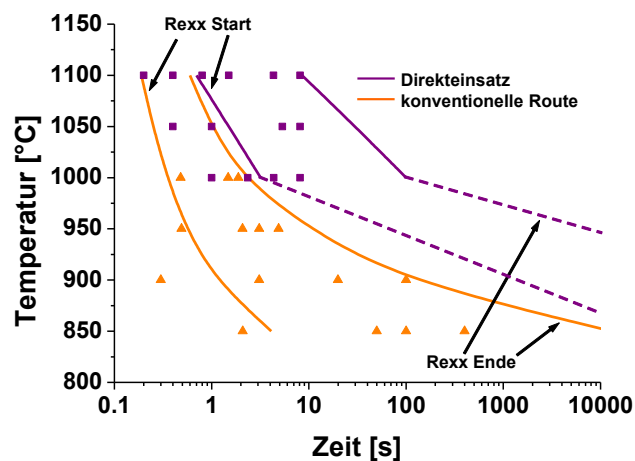


Bild 76: Rekristallisationsstart und Ende, Stahl S355JR, Nb-V mikrolegiert, Direkteinsatz – Kalteinsatz

Da beim Direkteinsatz der Versuchsofen abgebaut werden musste und die Mikrolegierungselemente Nb und V die Rekristallisation bei Temperaturen unter 1000°C in zunehmenden Maße behindern konnten unter 1000°C keine Versuche durchgeführt werden. Die strichlierten Linien stellen daher das erwartete Rekristallisationsverhalten dar.

Direkteinsatz

Vergleich: S355 Nb-V mikrolegiert - S355 ohne MLE

Bild 77 zeigt die Rekristallisationsstart- und Endzeitpunkte für den mikrolegierten und den nicht mikrolegierten S355, Prozessvariante Direkteinsatz.

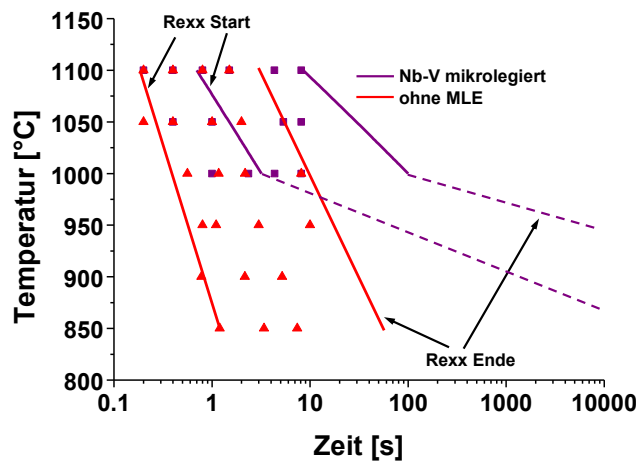


Bild 77: Rekristallisationsstart und Ende, Direkteinsatz, Stahl S355JR, Nb-V mikrolegiert und ohne MLE

Die wesentlichsten Erkenntnisse dieser Versuchsreihe sind:

- Rekristallisationsverzögerung beim Direkteinsatz durch das grobe Gussgefüge und die geringere Verfestigungsrate.
- Maßgebliche Rekristallisationsbehinderung der Mikrolegierungselemente bei Temperaturen unter 1000°C.
- Zur Umkörnung des groben, primären Gussgefüges in den ersten Walzstichen sind hohe Umformtemperaturen und hohe Umformgrade nötig.

7.4 Kerbschlagbiegeversuche

Ein wesentlicher Punkt ist die Kenntnis über die Zähigkeitseigenschaften von direkt umgeformtem Material. Daher erfolgten Untersuchungen mittels Kerbschlagbiegeversuchen an direkt umgeformten und wiedererwärmt umgeformten Proben.

7.4.1 Versuchsprogramm und Probenlage

Zur Untersuchung des Direkteinsatzes wurden die Blöcke direkt aus der Gusshitze unter Vermeidung der γ - α -Umwandlung mit der Hydraulikpresse umgeformt, mit den gleichen Versuchsparametern erfolgte die Umformung der wiedererwärmten Blöcke. Der Umformprozess ist in Bild 78 dargestellt.

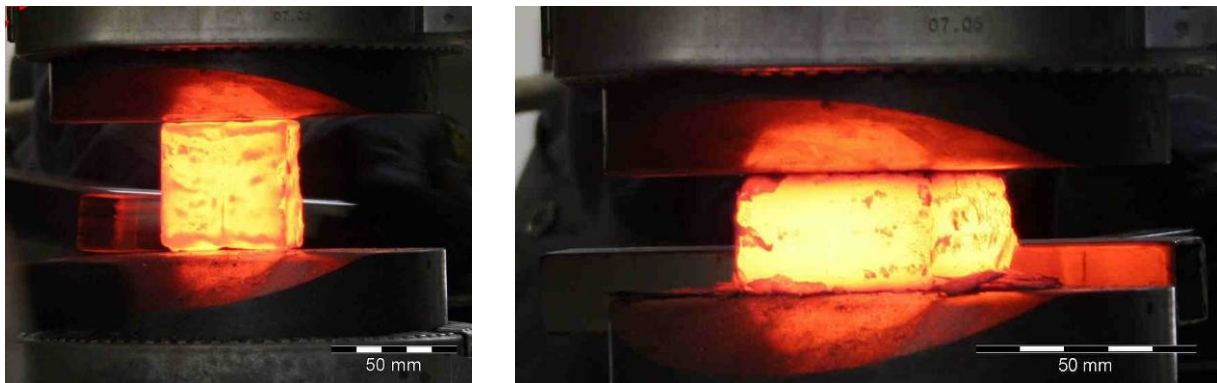


Bild 78: Umformung mit der Hydraulikpresse

Prozessvarianten: Direkteinsatz – Kalteinsatz

Umformtemperaturen: 850°C und 1100°C

Umformgrade:

- $\varphi_1 = 0,4$
- $\varphi_2 = 0,7$

Die Entnahme der Kerbschlagproben erfolgte im Bereich des Schmiedekreuzes der umgeformten Blöcke, wie in Bild 79 dargestellt. Es wurden Kleinstproben mit einem Prüfquerschnitt von 3 x 3 mm und einer Länge von 27 mm nach DIN 5011, Ausgabe 1991, gefertigt. Die Proben wurden mit einem Kerbschlaghammer der Firma Zwick, Type 5101 mit einem Arbeitsvermögen von 25 J bei Raumtemperatur geschlagen, wobei jeweils zwei Proben pro Parametervariation zur Verfügung standen.

Parallel zu den Kerbschlagbiegeversuchen erfolgte die Gefügecharakterisierung des ferritisch-perlitischen Gefüges.

Bereich des Schmiedekreuzes

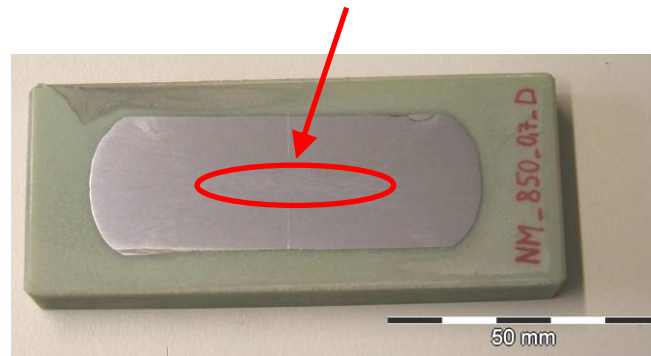


Bild 79: Eingebettete Probe nach einer Umformung mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$

7.4.2 Einfluss der Umformbedingungen auf die Kerbschlagarbeit

Bilder 80 bis 83 zeigen die Korngrößenverteilung des ferritisch-perlitischen Gefüges und die dazugehörige Kerbschlagarbeit. Es erfolgte der Vergleich zwischen der konventionellen Route und dem Direkteinsatz beim Stahl S355JR ohne Mikrolegierungselemente.

Umformtemperatur: 850°C

Umformgrad: $\varphi = 0,4$

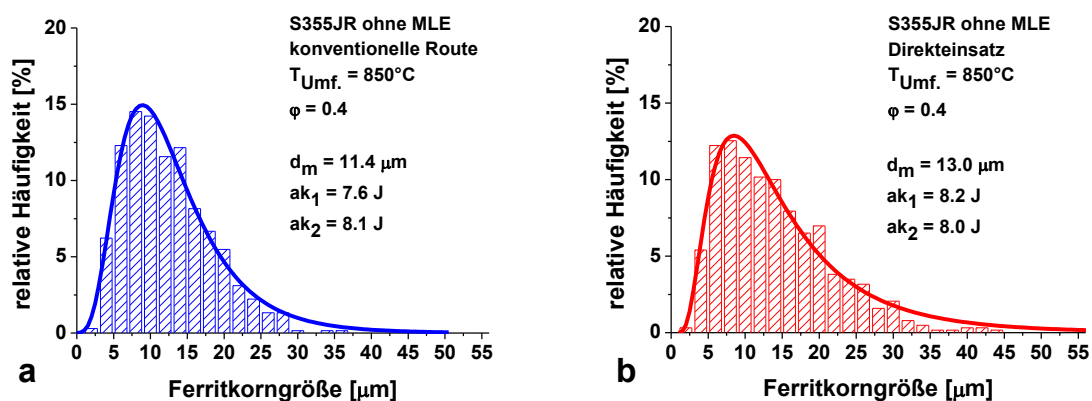


Bild 80: Korngrößenverteilung und Kerbschlagarbeit, $T_{umf.} = 850^{\circ}C$, $\varphi = 0,4$ a) Kalteinsatz, b) Direkteinsatz

Umformtemperatur: 850°C

Umformgrad: $\varphi = 0,7$

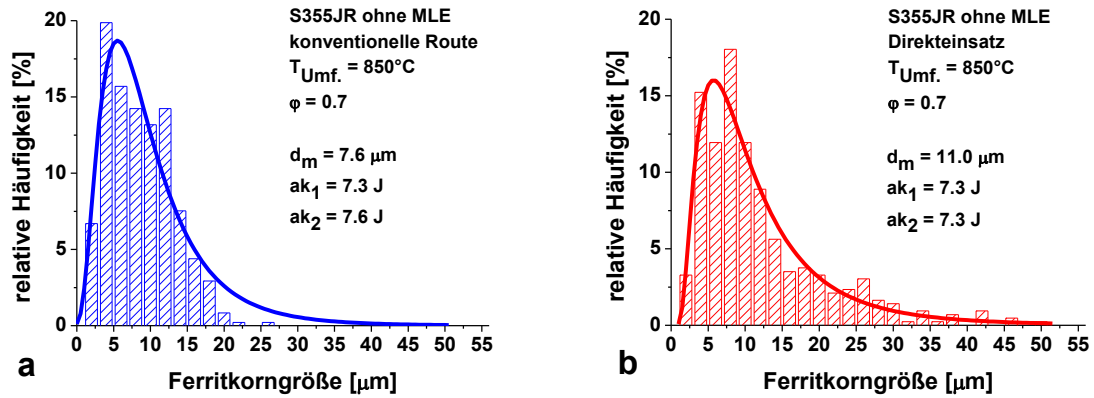


Bild 81: Korngrößenverteilung und Kerbschlagarbeit, $T_{\text{umf.}} = 850^\circ\text{C}$, $\varphi = 0,7$ a) Kalteinsatz, b) Direkteinsatz

Umformtemperatur: 1000°C

Umformgrad: $\varphi = 0,4$

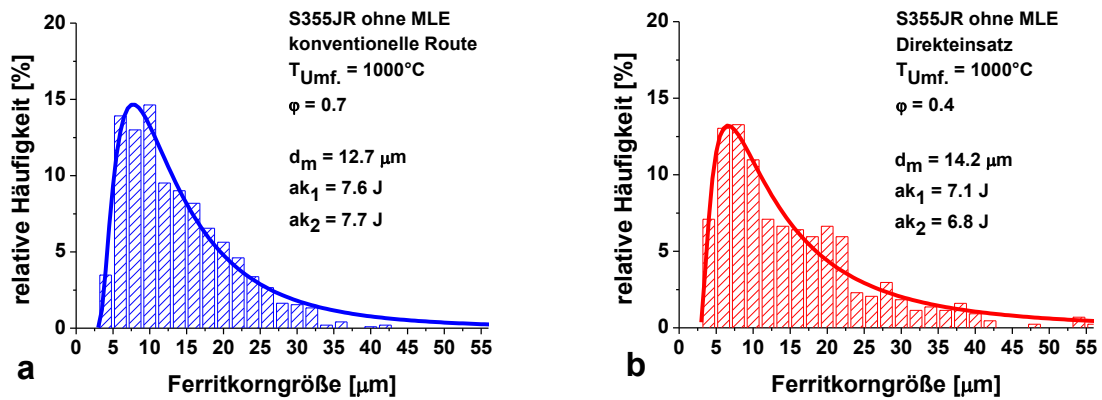


Bild 82: Korngrößenverteilung und Kerbschlagarbeit, $T_{\text{umf.}} = 1000^\circ\text{C}$, $\varphi = 0,4$ a) Kalteinsatz, b) Direkteinsatz

Umformtemperatur: 1000°C

Umformgrad: $\varphi = 0,7$

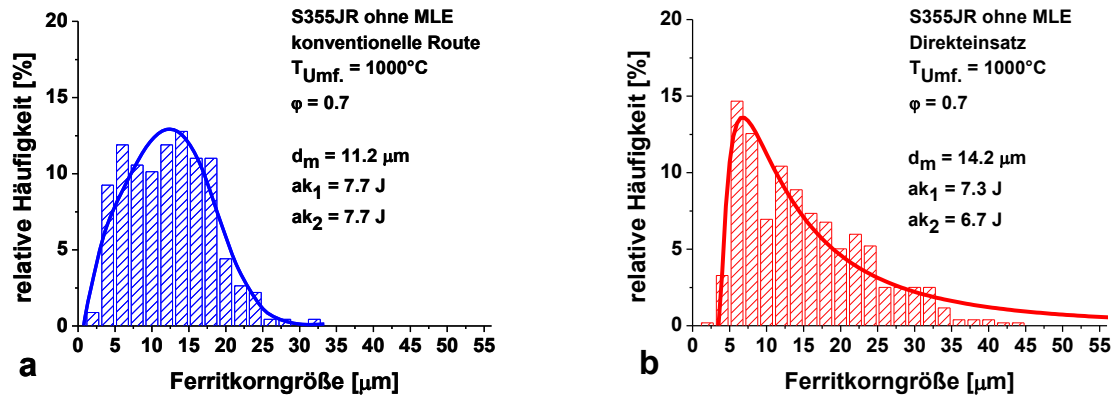


Bild 83: Korngrößenverteilung und Kerbschlagarbeit, $T_{umf.} = 1000^{\circ}\text{C}$, $\varphi = 0,7$ a) Kalteinsatz, b) Direkteinsatz

Die Kerbschlagbiegeversuche zeigen, dass bei Raumtemperatur das Gefüge praktisch keinen Einfluss auf die Kerbschlagarbeit ausübt. Da lediglich zwei Kerbschlagproben pro Parametervariation zur Verfügung standen, konnte die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit nicht bestimmt werden.

8 Mehrstufige Umformsimulation ähnlich der Bedingungen wie in der ESP-Anlage

In den bisher durchgeführten Versuchen erfolgte die Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens im ersten Umformschritt, die Gefügeentwicklung des Austenits wurde nicht näher betrachtet. In diesen weiterführenden Untersuchungen wird die Frage geklärt, wie sich eine mehrstufige Umformung auf die Austenitkornentwicklung auswirkt und ob im Endprodukt wesentliche Unterschiede bzw. Vererbungseffekte zwischen den beiden Prozessvarianten Direkteinsatz und Kalteinsatz auftreten. Konkret werden die drei Umformschritte der HRM der Arvedi ESP-Anlage mit den Versuchsblöcken im Labormaßstab nachgefahren.

8.1 Versuchsplan

In Bild 84 ist das Temperaturprofil in der ESP-Anlage für eine 80 mm dicke Dünnbramme und einer Gießgeschwindigkeit von 7 m/min dargestellt [Bia10]. Am Lehrstuhl besteht die Möglichkeit die drei Umformschritte der HRM mit der Servotest-Maschine nachzufahren und weiters den Einfluss der induktiven Zwischenerwärmung auf das resultierende Austenitgefüge zu analysieren. Somit kann das vor der Fertigstaffel vorliegende, Austenitgefüge im Labormaßstab eingestellt werden.

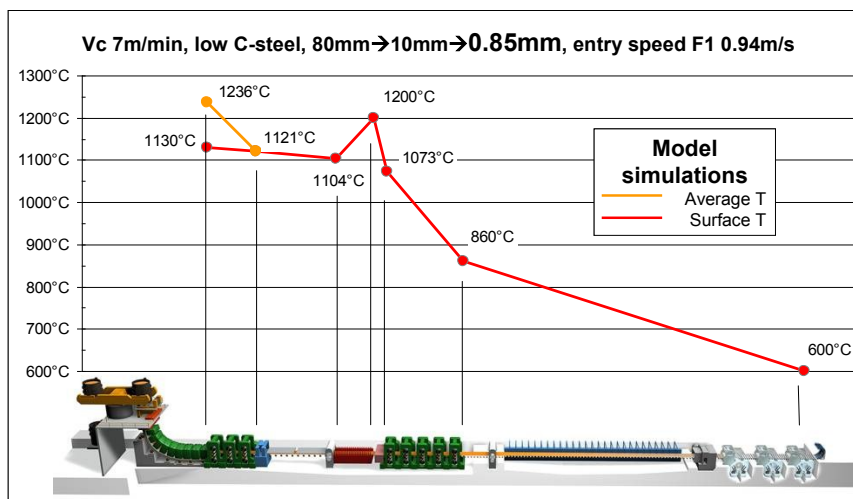


Bild 84: Temperaturprofil in der ESP-Anlage [Bia10]

Die Versuchsparameter wurden in Anlehnung an die tatsächlich vorherrschenden Bedingungen in der ESP-Anlage gewählt, diese sind:

- Dicke der Dünnbramme nach der LCR: **55 mm**
- Gießgeschwindigkeit: **6 m/min**
- Walzendurchmesser in der HRM: **750 mm**
- Abstand zwischen den Gerüsten: **4,5 m**
- Umformgrad in jedem Gerüst $\varphi = 0,65$

Daraus errechnen sich folgende Umformgeschwindigkeiten:

- $\dot{\varphi}_{\text{Gerüst1}} = 0,6 s^{-1}$
- $\dot{\varphi}_{\text{Gerüst2}} = 1,7 s^{-1}$
- $\dot{\varphi}_{\text{Gerüst3}} = 5 s^{-1}$

Die Intervallzeiten zwischen den Gerüsten betragen:

- Intervallzeit Gerüst 1 – Gerüst 2 = 24s
- Intervallzeit Gerüst 2 – Gerüst 3 = 13s

Da beim ESP-Verfahren ohne Ausgleichsofen zwischen der Stranggussanlage und der Walzstraße gearbeitet wird, ist ein Temperaturgradient in der Dünnbramme zu erwarten. Daher erfolgten die Versuche in einem breiten Temperaturintervall, folgende Starttemperaturen zu Beginn des ersten Umformschrittes wurden gewählt:

- 1000°C
- 1100°C
- 1200°C
- 1300°C

Es erfolgten zweistufige Versuche um den Gefügestand nach der HRM 2 zu analysieren, dreistufige Versuche zur Gefügeuntersuchung nach der HRM 3 und weitere Untersuchungen um das Austenitgefüge nach der induktiven Zwischenerwärmung vor der Fertigstaffel zu charakterisieren. Dazu wurden die Proben nach dem dritten Umformschritt in einem Kammerofen auf 1150°C rückerwärmt.

Parallel zu den Versuchen zum Direkteinsatz erfolgten zum Vergleich Versuche mit wiedererwärmten Proben. Diese wurden am Rand und im Zentrum mit Thermoelementen instrumentiert, der Temperaturverlauf während der Versuche wurde aufgezeichnet.

Unmittelbar nach den Versuchen wurden die Proben im Wasserbad abgeschreckt, wodurch ein martensitisches Gefüge erzielt werden konnte. Dieses ermöglichte die Ätzung der Austenitkorngrenzen mittels kaltgesättigter Pikrinsäure nach [Kir92].

8.2 Temperaturverlauf

Bild 85 zeigt den gemessenen Temperaturverlauf am Rand und im Zentrum der Blöcke während des Versuchsablaufs.

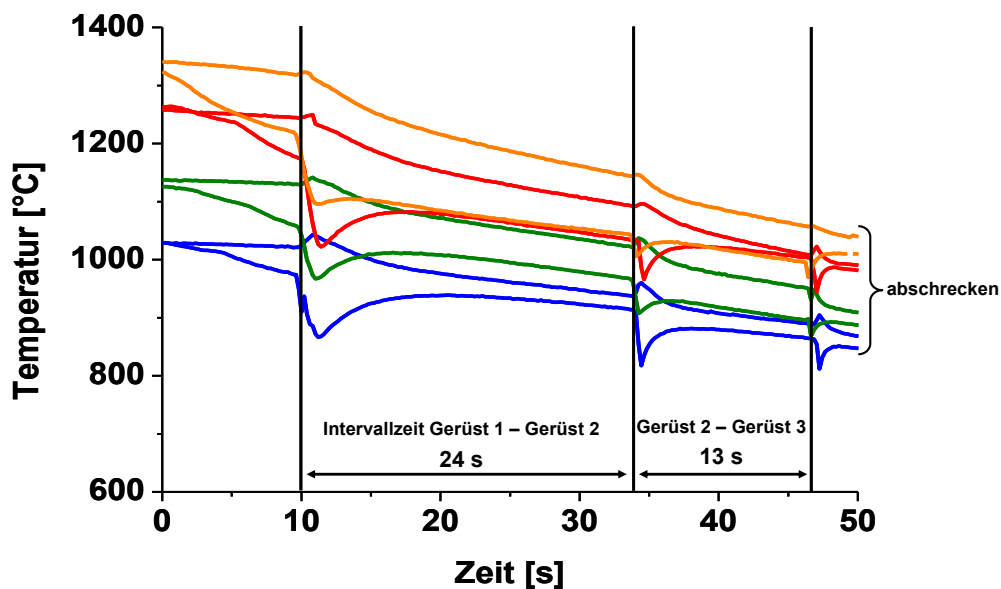


Bild 85: Temperaturverlauf im Zentrum und am Rand

8.3 Fließverhalten bei dreistufiger Umformung

8.3.1 Stahl S355JR, Nb-V-mikrolegiert

Bild 86 a zeigt den Verlauf des Umformwiderstandes k_w der Laborblöcke für den Kalteinsatz und Bild 86 b für den Direkteinsatz für den Nb-V-Stahl, welche mit der Servotest-Maschine ermittelt wurden.

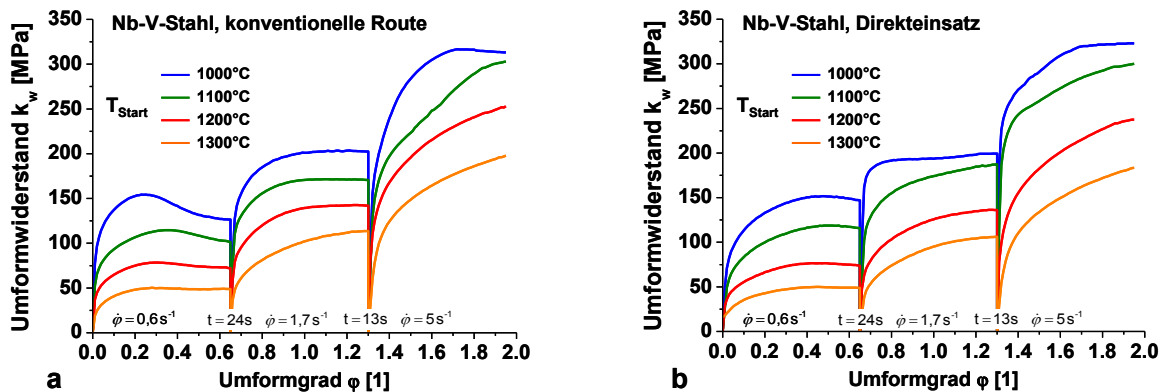


Bild 86: Fließkurven der des Nb-V-Stahls beim a) Kalteinsatz und beim b) Direkteinsatz

Das feinere Austenitgefüge des Kalteinsatzes verfestigt am Beginn der Umformung rascher, da mehr Korngrenzen vorhanden sind, welche die Versetzungen blockieren. Dies führt zu einem rascheren Einsetzen der dynamischen Rekristallisation und somit zu einem höheren Anteil an dynamisch rekristallisiertem Gefüge zu Beginn des nächsten Stiches beim Kalteinsatz. Aus den Fließkurven, speziell im ersten Stich, lässt sich daher der Trend erkennen, dass sich beim groben Primärgefüge der Spannungspk zu höheren Umformgraden hin verschiebt.

Bild 87 vergleicht die Verfestigungsraten vom Direkteinsatz und vom Kalteinsatz des ersten Umformschrittes.

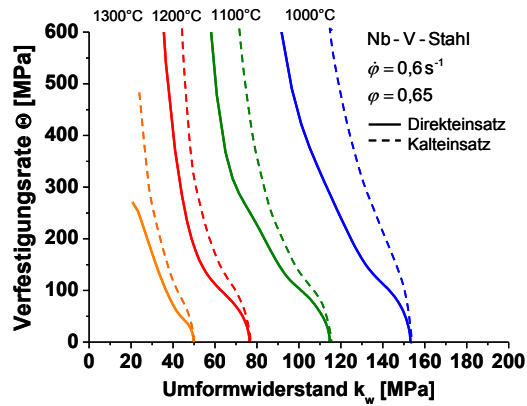


Bild 87: Verfestigungsrate im ersten Umformschritt, Vergleich Direkteinsatz und Kalteinsatz

8.3.2 Stahl S355JR ohne Mikrolegierungselemente

Weiters erfolgte die Ermittlung des Umformwiderstandes k_w über dem Umformgrad ϕ für den Stahl S355JR ohne MLE mit den Laborblöcken. Bild 88 a zeigt die Fließkurven für den Kalteinsatz und Bild 88 b für den Direkteinsatz.

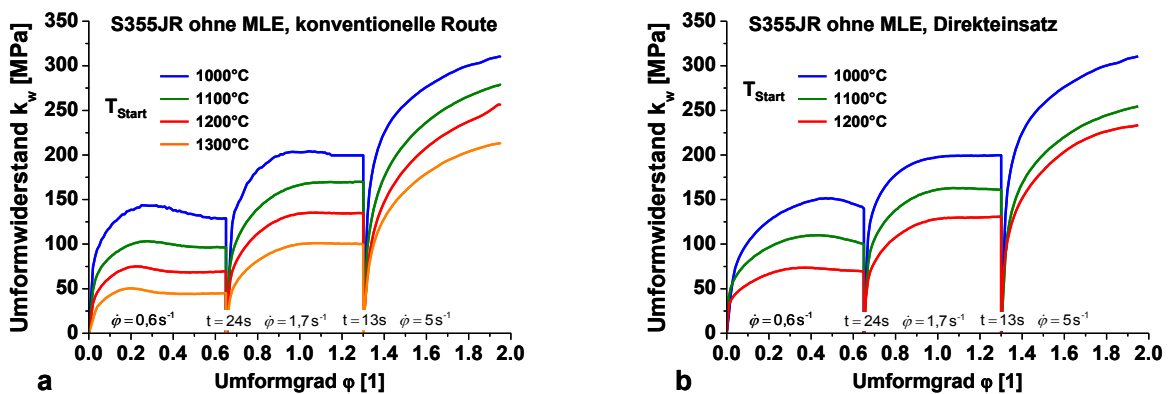


Bild 88: Fließkurven des Stahls S355JR beim a) Kalteinsatz und beim b) Direkteinsatz

Aufgrund des groben Primärgefüges liegt der Spannungspeak beim Direkteinsatz ebenfalls bei einem höheren Umformgrad als beim Kalteinsatz.

8.4 Korngrößenvergleich

Der wesentliche Punkt liegt in der Untersuchung, wie sich diese Gießwalz-Hochverformung auf die resultierende Austenitkorngrößenverteilung auswirkt bzw. ob durch eine dreistufige Umformung direkt aus der Gusshitze vor der Fertigstaffel ein Zustand vergleichbar mit dem Kalteinsatz erzielt werden kann.

Die, unmittelbar nach Versuchsende, in Wasser abgeschreckten Proben wurden entsprechend präpariert und anschließend mit kaltgesättigter Pikrinsäure auf Austenitkorngrenzen geätzt.

Die Auswertung der Korngrößen erfolgte einerseits auf die Anzahl der Körner der jeweiligen Kornklasse bezogen und weiters auf die Fläche der Körner der jeweiligen Kornklasse bezogen. Inhomogenitäten in der Korngrößenverteilung zeigen sich bei der flächenbezogenen Auswertung wesentlich besser.

8.4.1 Austenitkorngrößenentwicklung des Nb-V-Stahls

Prozessvariante Direkteinsatz

Bild 89 zeigt die Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls nach der zweiten Umformstufe. Bei der Starttemperatur von 1000°C beträgt die Umformtemperatur beim zweiten Stich ca. 930°C. Aufgrund der rekristallisationshemmenden Wirkung des Nb und des V liegt das resultierende Gefüge in gestreckter Form vor. Bei den höheren Starttemperaturen erfolgt der zweite Umformschritt bei Temperaturen über 1000°C und somit im rekristallisierenden Bereich des Austenits. Daraus resultiert ein homogenes, globulares Austenitgefüge.

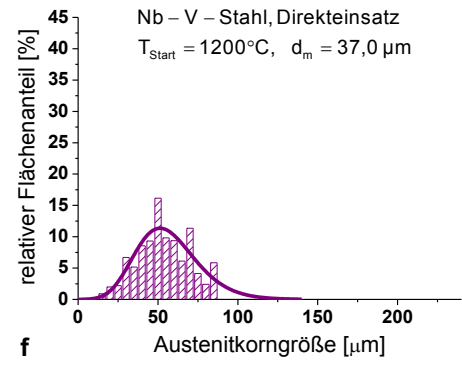
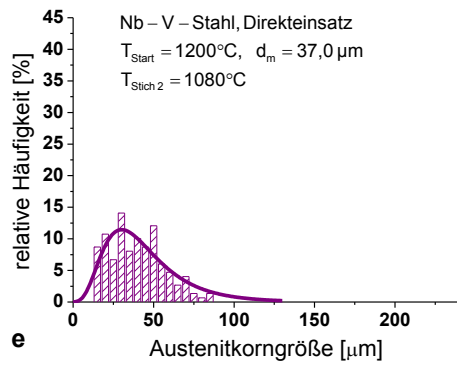
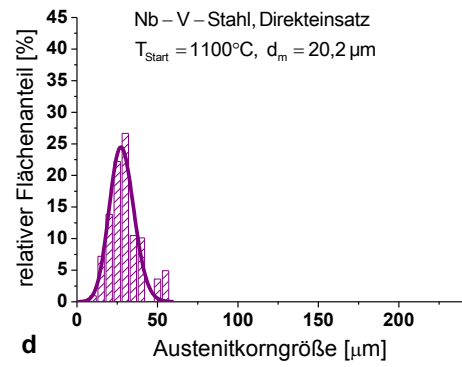
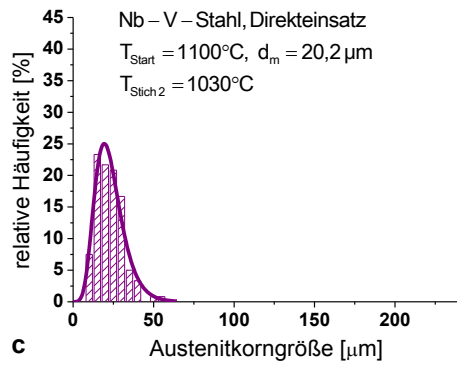
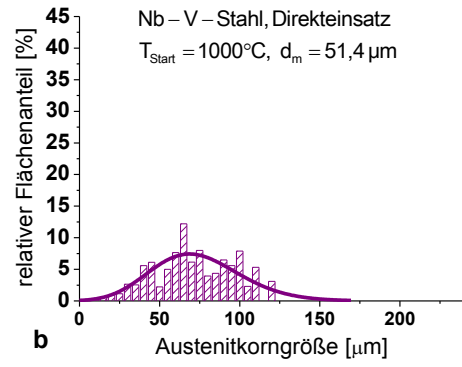
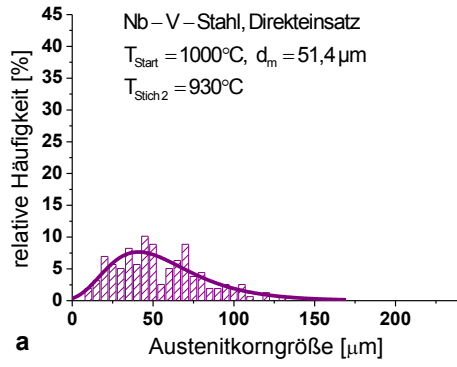


Bild 89: Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls nach der zweiten Umformstufe, Direkteinsatz

Bilder 90 bis 92 zeigen das Austenitgefüge des Nb-V-Stahls nach dem zweiten Stich für die Starttemperaturen von 1000 – 1200°C, Pikrinsäureätzung.

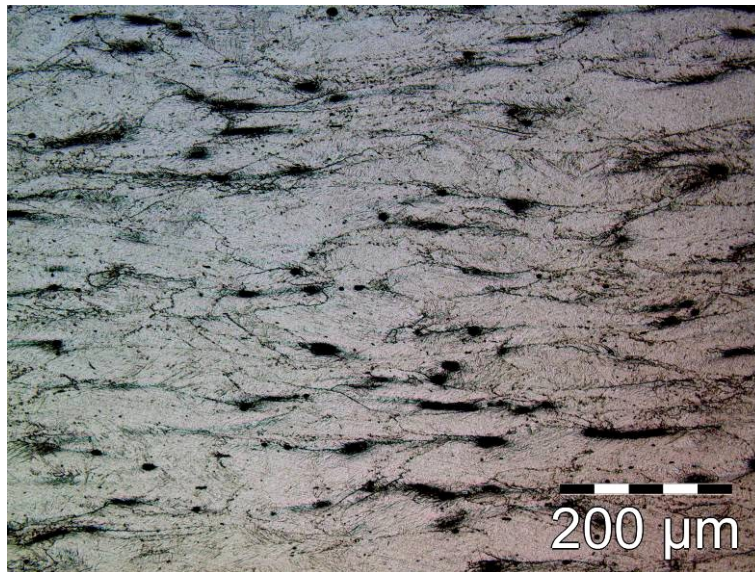


Bild 90: Schliffbild des Austenitgefüges des Nb-V-Stahls nach dem zweiten Stich, Starttemperatur: 1000°C

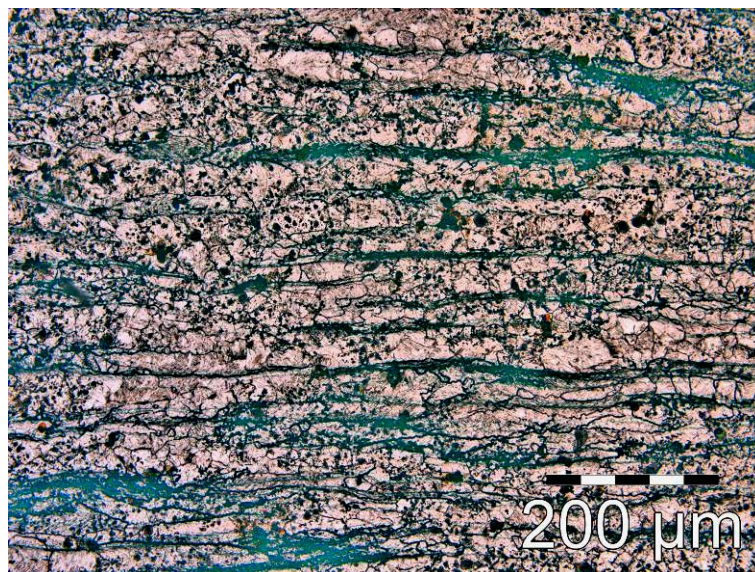


Bild 91: Schliffbild des Austenitgefüges des Nb-V-Stahls nach dem zweiten Stich, Starttemperatur: 1100°C



Bild 92: Schliffbild des Austenitgefüges des Nb-V-Stahls nach dem zweiten Stich, Starttemperatur: 1200°C

Bild 93 zeigt die Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls unmittelbar nach der dritten Umformstufe. Bei einer Starttemperatur von 1000°C liegen die Temperaturen des zweiten und des dritten Sticks bereits im nicht rekristallisierenden Bereich des Austenits. Daher liegt unmittelbar nach dem dritten Stich ein sehr inhomogenes, gestrecktes Austenitgefüge vor. Bei 1100°C als Starttemperatur liegen immer noch Teile des Gefüges in gestreckter Form vor, bei Starttemperaturen von 1200 und 1300°C findet auch der dritte Stich im rekristallisierenden Austenitgebiet statt und somit liegt das daraus resultierende Austenitgefüge in globularer Form vor.

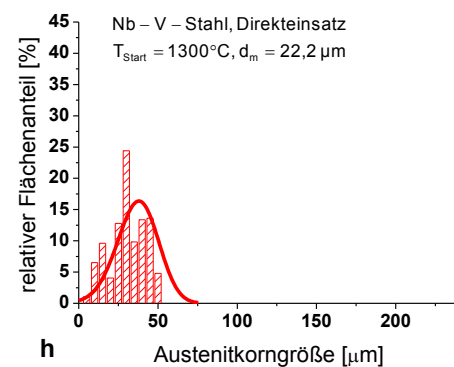
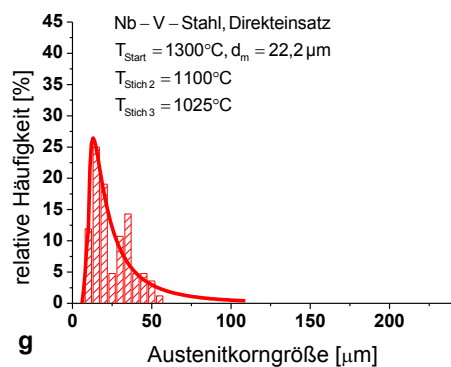
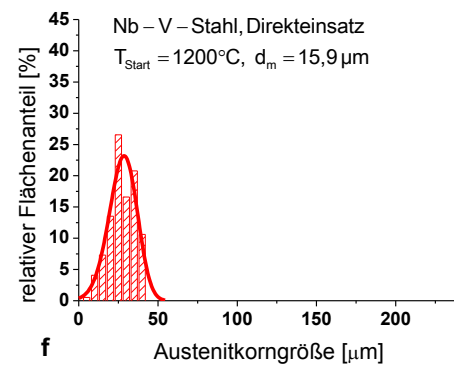
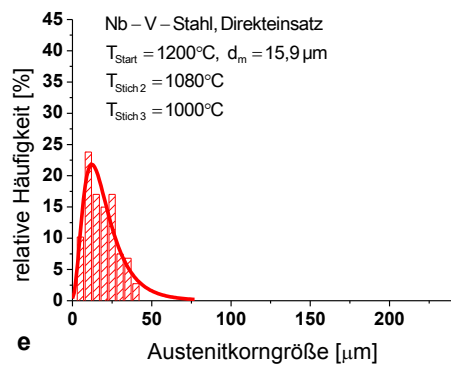
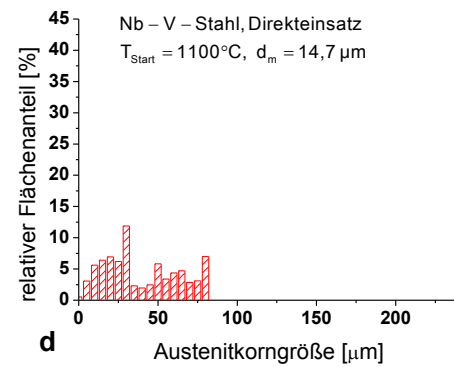
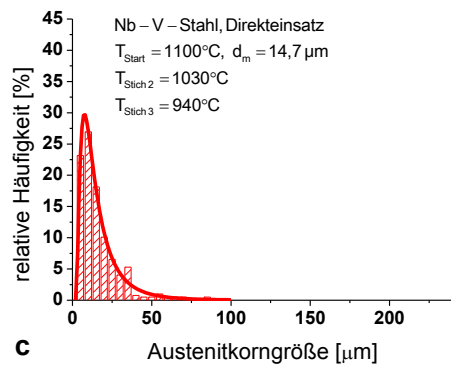
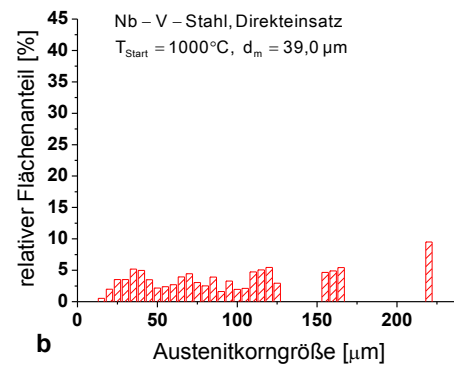
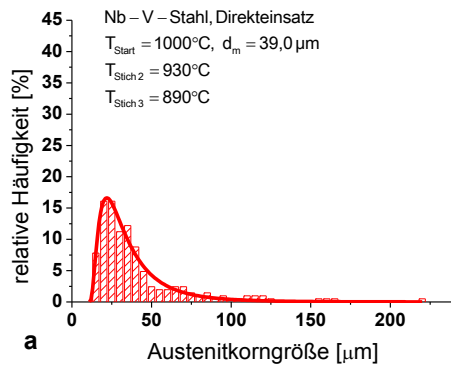


Bild 93: Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls nach der dritten Umformstufe, Direkteinsatz

In einer weiteren Versuchsreihe erfolgte die Einstellung jenes Austenitgefüges wie es am Beginn der Fertigstaffel vorliegt. Dazu wurden die umgeformten Versuchsblöcke unmittelbar nach der dritten Umformstufe in einen Kammerofen chargiert und auf 1150°C rückerwärmt, was der Temperatur in der Induktionsheizung zwischen der HRM und der Fertigstaffel entspricht. Die Ätzung der abgeschreckten und präparierten Proben erfolgte ebenfalls mit kaltgesättigter Pikrinsäure, die Korngrößenverteilungen sind in Bild 94 dargestellt.

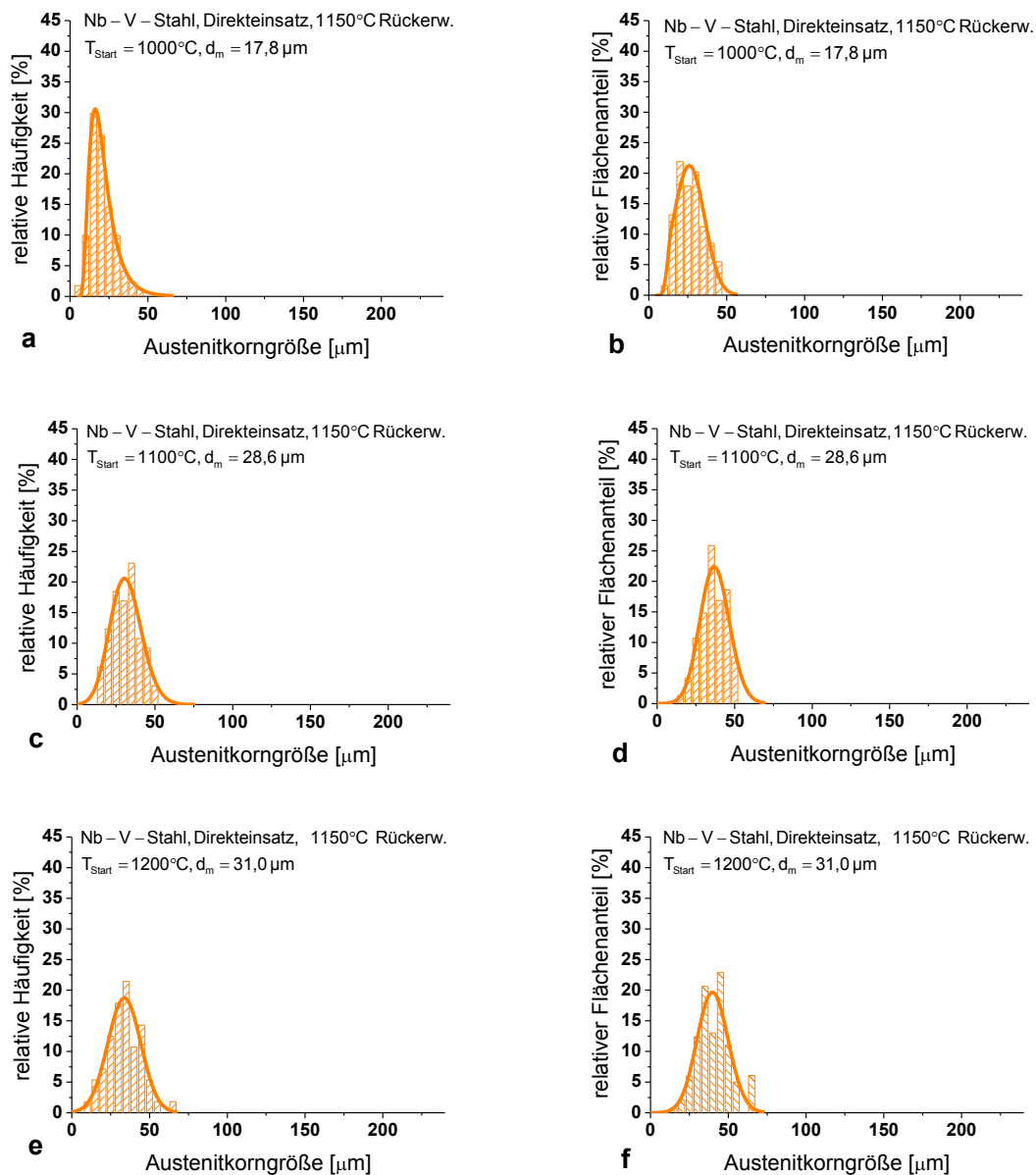
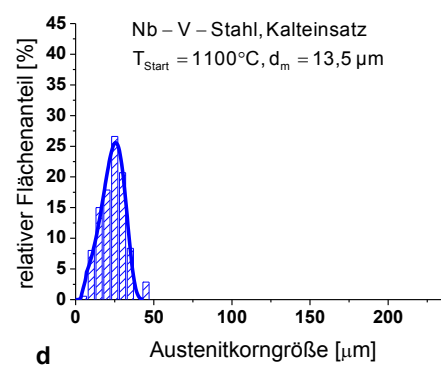
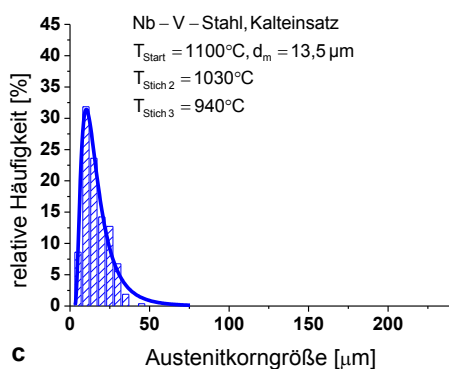
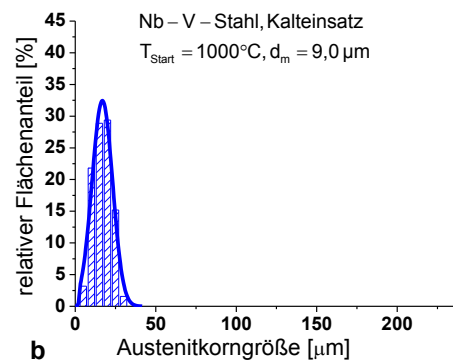
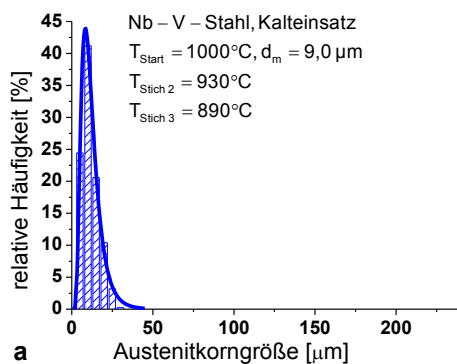


Bild 94: Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls nach der dritten Umformstufe
Direkteinsatz mit nachfolgender Rückerwärmung auf 1150°C

Nach einer Rückerwärmung auf 1150°C liegt für alle Starttemperaturen eine globulare Austenitstruktur vor. Das gestreckte Austenitgefüge nach dem dritten Stich bei der Starttemperatur von 1000°C rekristallisiert zu einem homogenen Gefüge mit einer durchschnittlichen Korngröße von 18 µm. Die beiden ähnlichen Gefüge der Starttemperaturen 1200 und 1300°C rekristallisieren zu einem homogenen Austenit mit einer durchschnittlichen Austenitkorngröße von ca. 30 µm.

Prozessvariante Kalteinsatz

Vergleichend zum Direkteinsatz erfolgten dreistufige Versuche mit dem Nb-V-Stahl über die Prozessvariante konventioneller Kalteinsatz. Die Proben wurden unmittelbar nach dem dritten Umformschritt abgeschreckt und nach entsprechender Präparation mit kaltgesättigter Pikrinsäure auf Austenitkorngrenzen geätzt. Die Korngrößenverteilungen sind in Bild 95 dargestellt.



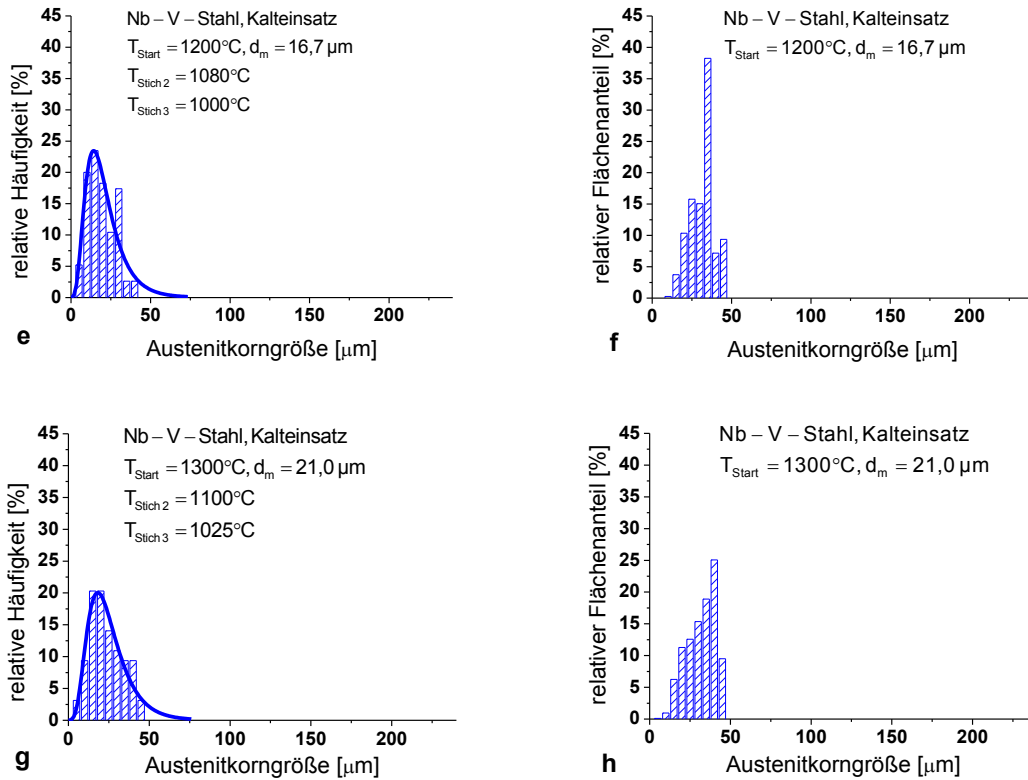


Bild 95: Austenitkorngrößenverteilung des Nb-V-Stahls nach der dritten Umformstufe, Kalteinsatz

Die Austenitkorngrößenverteilungen des Kalteinsatzes sind mit denen des Direkteinsatzes vergleichbar, mit Ausnahme der Starttemperatur von 1000°C , wo beim Direkteinsatz ein gestrecktes Gefüge vorliegt.

8.4.2 Austenitkorngrößenentwicklung des Stahls S355JR ohne MLE

Prozessvariante Direkteinsatz

In weiteren Versuchen erfolgte die Untersuchung des Stahls S355JR ohne MLE. Bild 96 zeigt die Austenitkorngrößenverteilungen nach dem zweiten Umformschritt für die Prozessvariante Direkteinsatz.

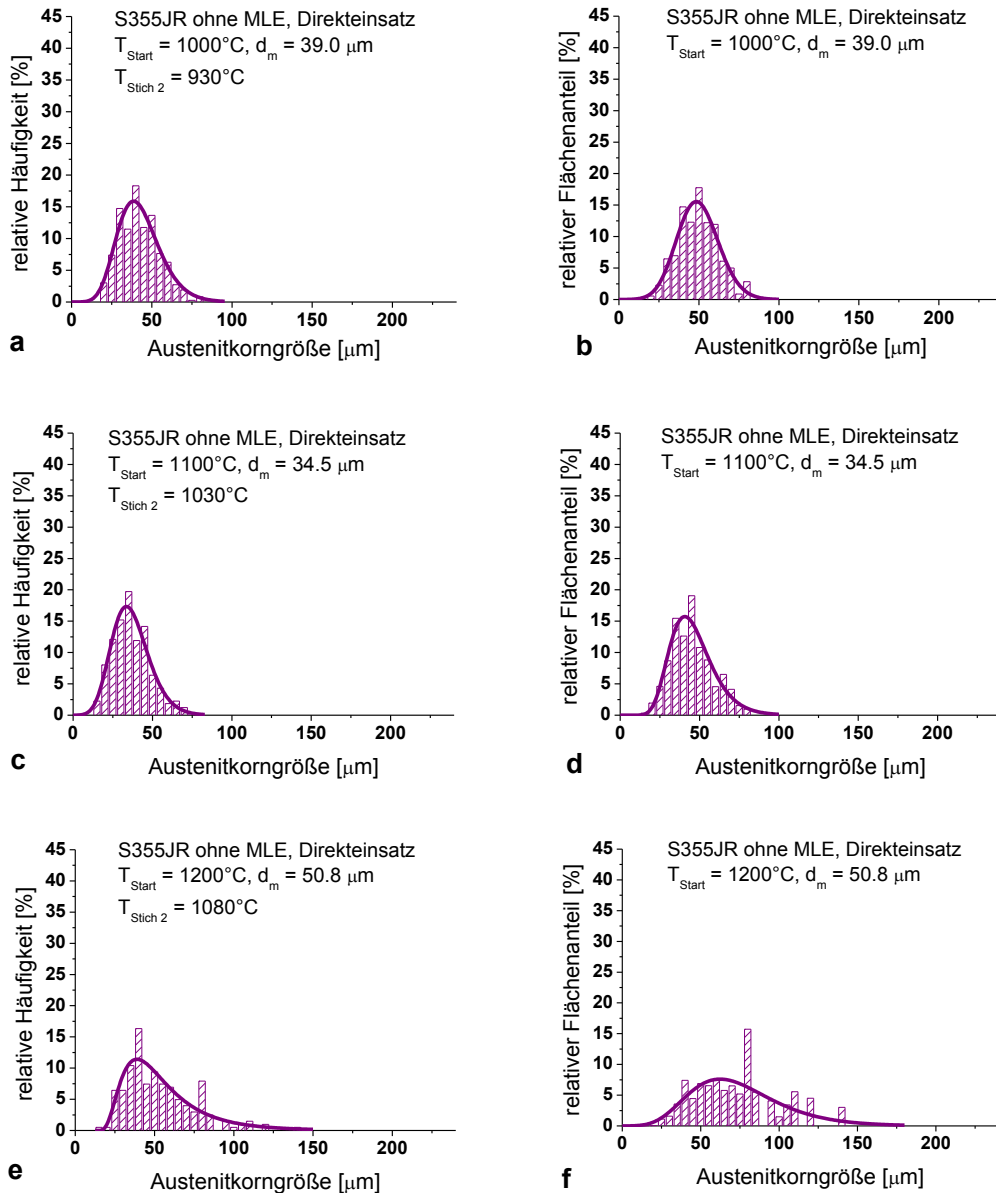


Bild 96: Austenitkorngrößenverteilung des Stahls S355JR ohne MLE nach der zweiten Umformstufe, Direkteinsatz

Das resultierende Austenitgefüge aller Starttemperaturen liegt in einer globularen, rekristallisierten Form vor.

Bild 97 zeigt die Austenitkorngrößenverteilung nach dem dritten Stich für den Stahl S355JR ohne MLE für den Direkteinsatz. Bei allen Starttemperaturen liegt nach dem dritten Stich ein homogenes, globulares Austenitgefüge vor.

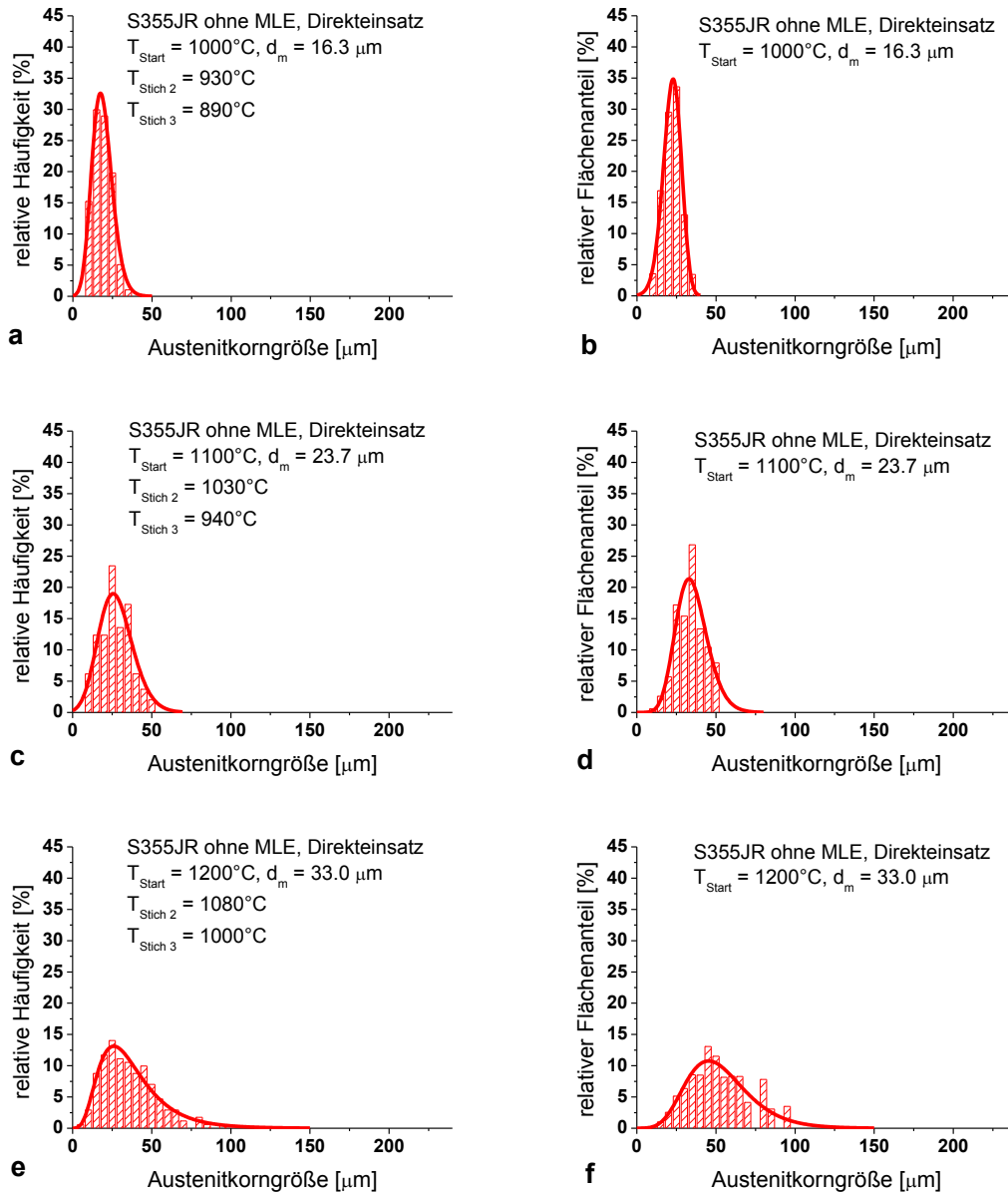


Bild 97: Austenitkorngrößenverteilung des Stahls S355JR ohne MLE nach der dritten Umformstufe, Direkteinsatz

Prozessvariante Kalteinsatz

Bild 98 zeigt vergleichend die resultierenden Austenitkorngrößenverteilungen nach drei Umformstufen für den Stahl S355JR ohne MLE für den Kalteinsatz für die Starttemperaturen von 1000 bis 1300°C.

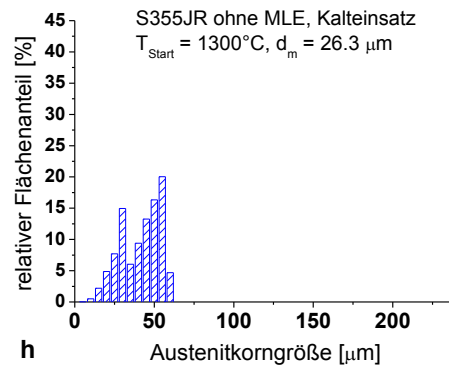
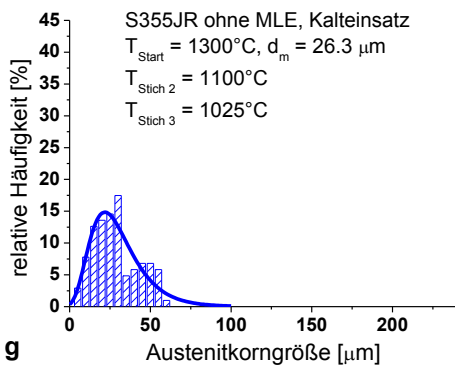
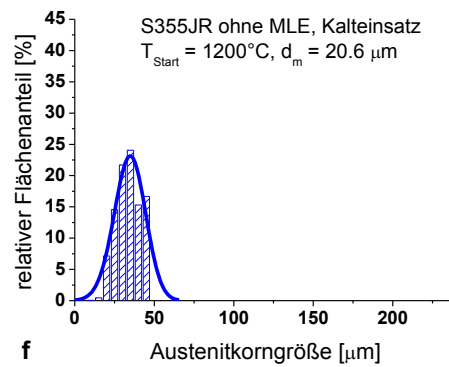
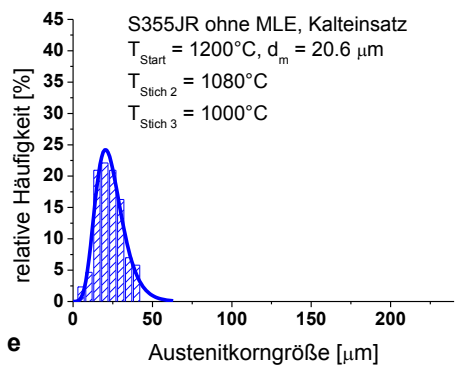
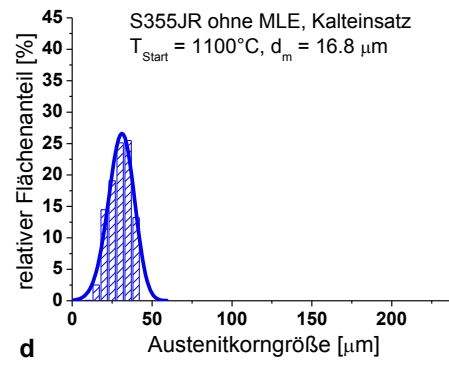
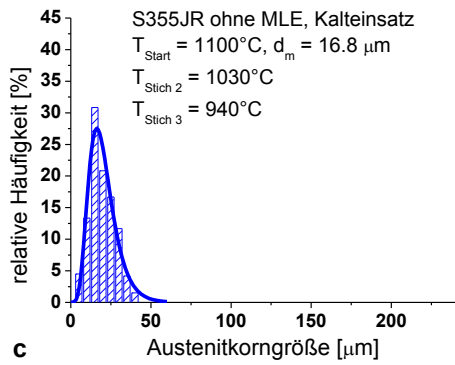
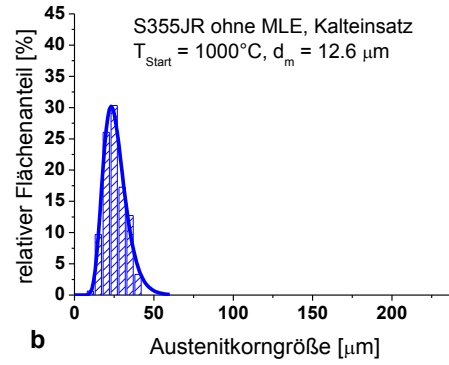
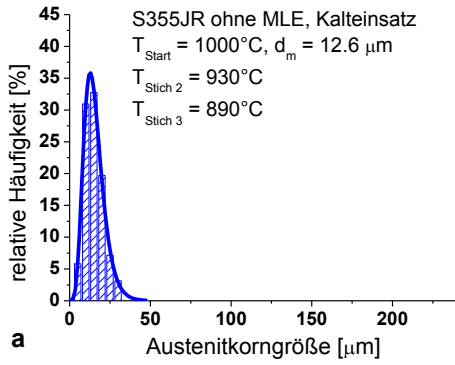


Bild 98: Austenitkorngrößenverteilung des Stahls S355JR ohne MLE nach der dritten Umformstufe, Kalteinsatz

Wie zu erwarten liegt nach der Umformung bei allen Starttemperaturen ein homogenes Austenitgefüge vor.

Durch diese umfangreichen Untersuchungen zur Korngrößenentwicklung konnte gezeigt werden, dass durch eine Umformung direkt aus der Gusshitze ein ähnlicher Gefügestand vor der Fertigstaffel eingestellt werden kann, wie er beim Kalteinsatz vorliegt. Die induktive Zwischenerwärmung des durchlaufenden Warmbandes auf 1150°C zwischen der HRM und der Fertigstaffel führt zu einem homogenen, globularen Austenit.

Mit diesen Versuchen konnte bewiesen werden, dass das Austenitgefüge nach der wesentlich kostengünstigeren Direktwalzung vor Eintritt in die Fertigstaffel dem Gefüge im Zuge der konventionellen Route entspricht und somit auch beim Endprodukt ähnliche mechanische Eigenschaften zu erwarten sind.

9 Großtechnische Untersuchungen an Proben direkt aus der Industrieanlage

9.1 Probennahme

Im Zuge der Inbetriebnahme der ESP-Anlage in Cremona erfolgten am Lehrstuhl Untersuchungen an Proben aus der Industrieanlage. Konkret wurden Gefügeuntersuchungen, Zugversuche und Kerbschlagbiegeversuche am Stahl S355JR durchgeführt.

Die Prozessparameter des untersuchten Probenmaterials lauten wie folgt:

Die Gießdicke der Dünnbramme beträgt 90 mm. Nach der Liquid Core Reduction (LCR) liegt die Dünnbramme mit einer Dicke von 80 mm vor, was der Einlaufdicke in das erste Walzgerüst entspricht. Nachdem die LCR ausschließlich das Zentrum der Dünnbramme verdichtet hat sie keinen Einfluss auf das Gefüge in der Transkristallisationszone. In der HRM 1 erfolgt eine Stichabnahme mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$ und somit entsteht aus der 80 mm dicken Dünnbramme ein 40 mm dickes Walzprodukt. Dieses durchläuft die beiden Gerüste der HRM 2 und HRM 3 und verlässt die HRM 3 als 17 mm dickes Zwischenprodukt. Anschließend wird es in-line induktiv auf ca. 1150°C zwischenerwärmt, entzündert und in der Fertigstaffel auf eine Enddicke von 4,6 mm fertig gewalzt.

Zu den Untersuchungen am Lehrstuhl wurde Probenmaterial an folgenden Prozessstufen aus der ESP-Anlage ausgeschleust:

- Dünnbramme 90 mm dick
- Gewalzte Platte 40 mm dick nach der HRM 1
- Gewalzte Platte 17 mm dick nach der HRM 3
- Blech nach der Fertigstraße 4,6 mm dick

In Bild 99 sind die Stellen der Probennahme mit Pfeilen gekennzeichnet.

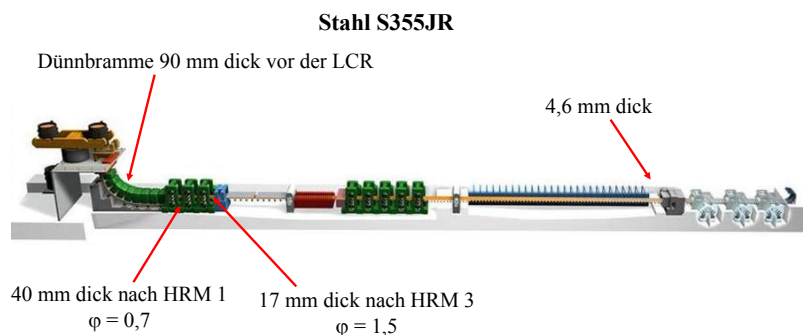


Bild 99: Stellen der Probennahme aus der ESP-Anlage

9.2 Schliffbilder

Zu Beginn der Untersuchungen wurden Schliffbilder von dem ferritisch-perlitischen Gefüge erstellt. Die Ätzung der Proben erfolgte mit Nital nach [ASM04].

9.2.1 Dünnbramme

Bild 100 zeigt das Raumtemperaturgefüge der Dünnbramme in der Transkristallisationszone. Dieses Schliffbild stammt aus dem Bereich der Viertel Dicke, wo auch die Kerbschlagproben entnommen wurden.

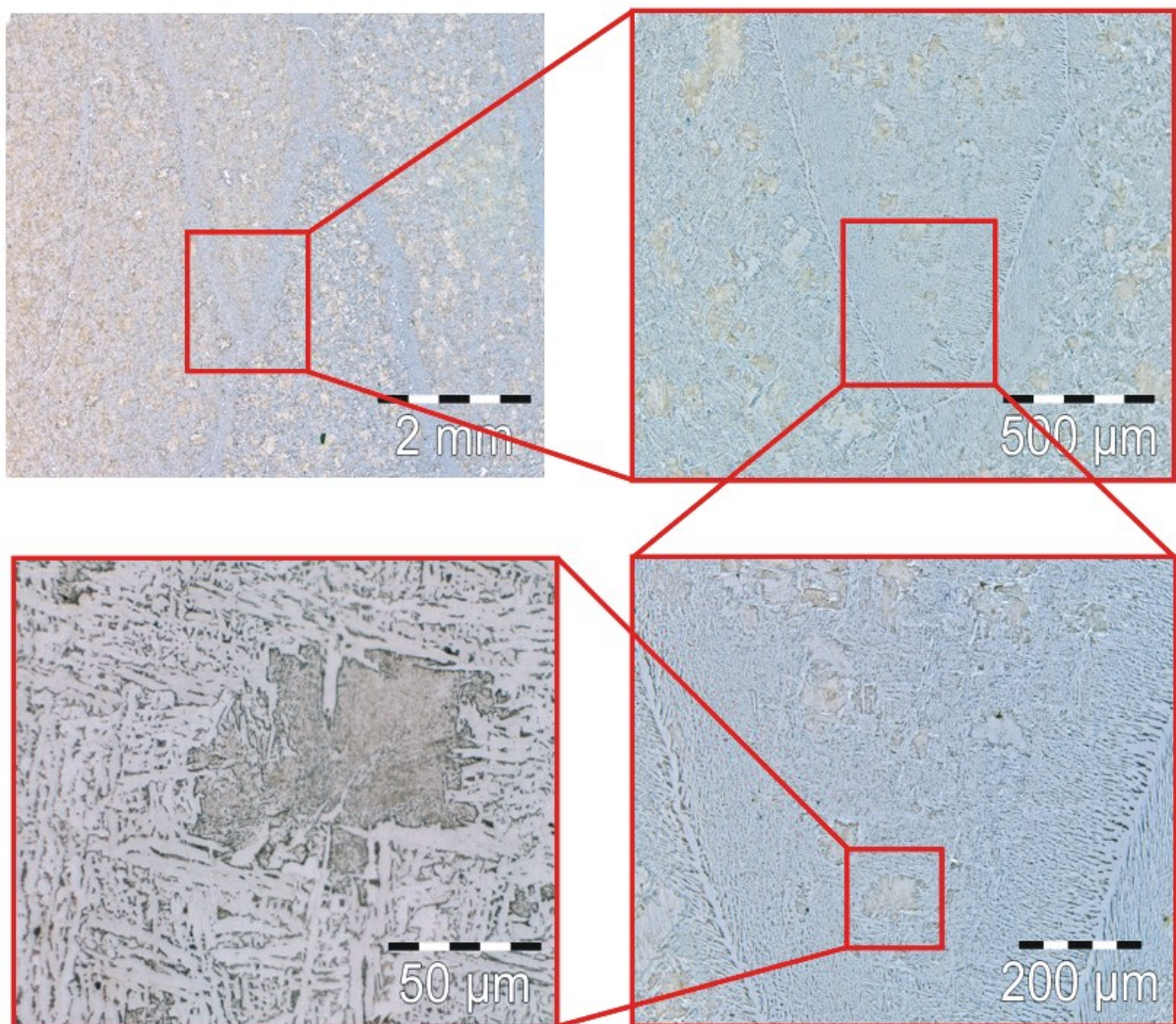


Bild 100: Schliffbild des Raumtemperaturgefüges der Dünnbramme im Bereich der Transkristallisationszone

Es besteht aus Korngrenzenferrit, welcher die ehemaligen Ferritkorngrenzen besäimt, Widmannstättenferrit und Perlit in den Zwischenräumen des Ferrits.

9.2.2 Walzgut nach dem ersten Stich, 40 mm dick

Bild 101 zeigt das ferritisch-perlitische Gefüge des Walzgutes nach der HRM 1 ($\varphi = 0,7$), ebenfalls im Bereich der Viertel Dicke.

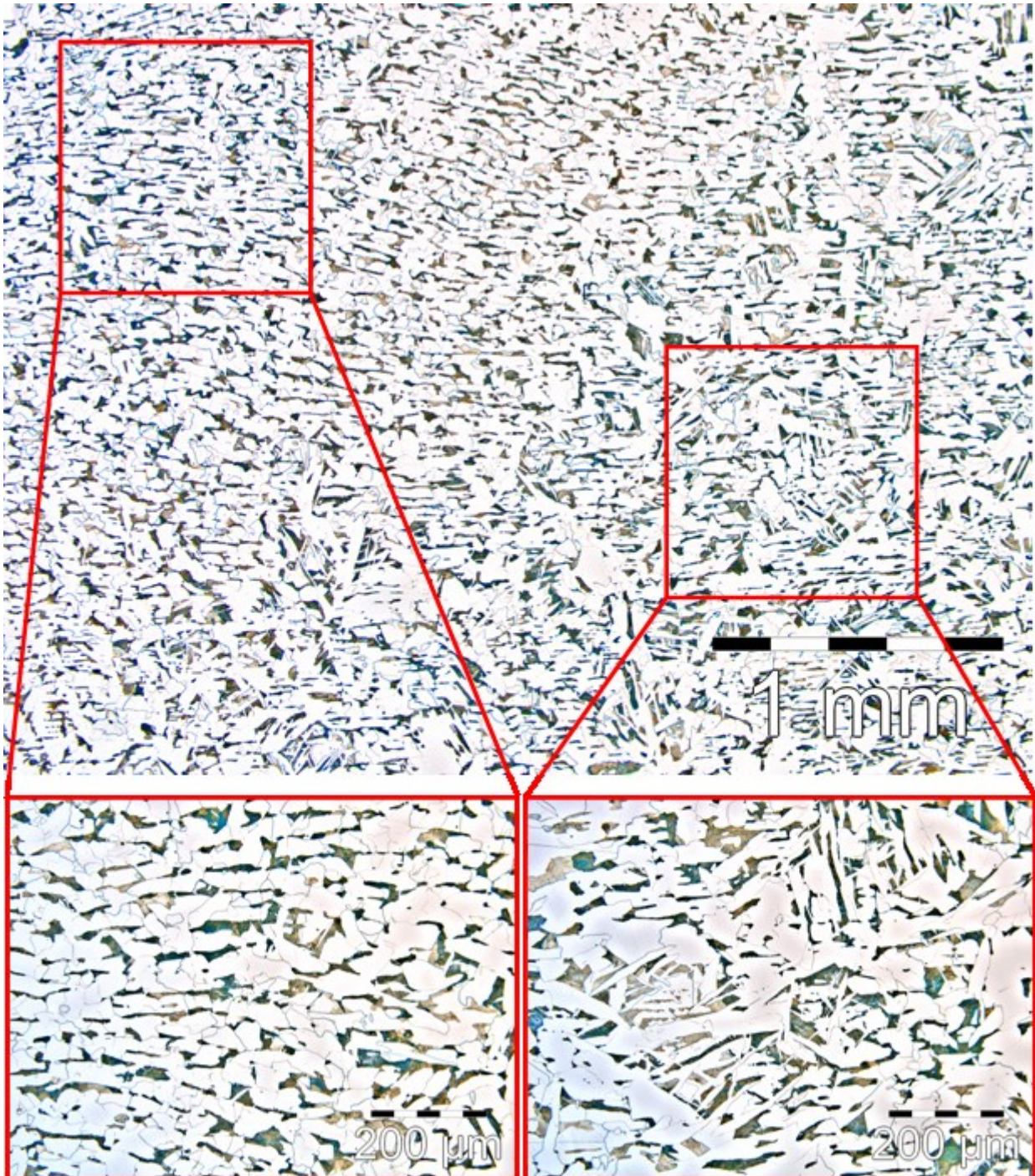


Bild 101: Schliffbild der 40 mm dicken Probe nach der HRM 1, Bereich der viertel Dicke

Das Gefüge besteht aus Ferrit und Perlit, wobei ein Teil des Ferrits in widmannstättischer Form vorliegt. Aus den Schlibfbildern des Raumtemperaturgefüges kann davon ausgegangen werden, dass nach dem ersten Stich ein teilrekristallisiertes Gefüge vorliegt. Die groben, nicht rekristallisierten Austenitkörner wandeln im Zuge der γ - α -Umwandlung widmannstättisch um, die wesentlich feineren, rekristallisierten Austenitkörner bilden im Zuge ihrer Umwandlung ein globulares Gefüge.

9.2.3 Walzgut nach dem dritten Stich, 17 mm dick

Bild 102 zeigt das ferritisch-perlitische Gefüge der 17 mm dicken Probe nach der HRM 3 ($\varphi = 1,5$).

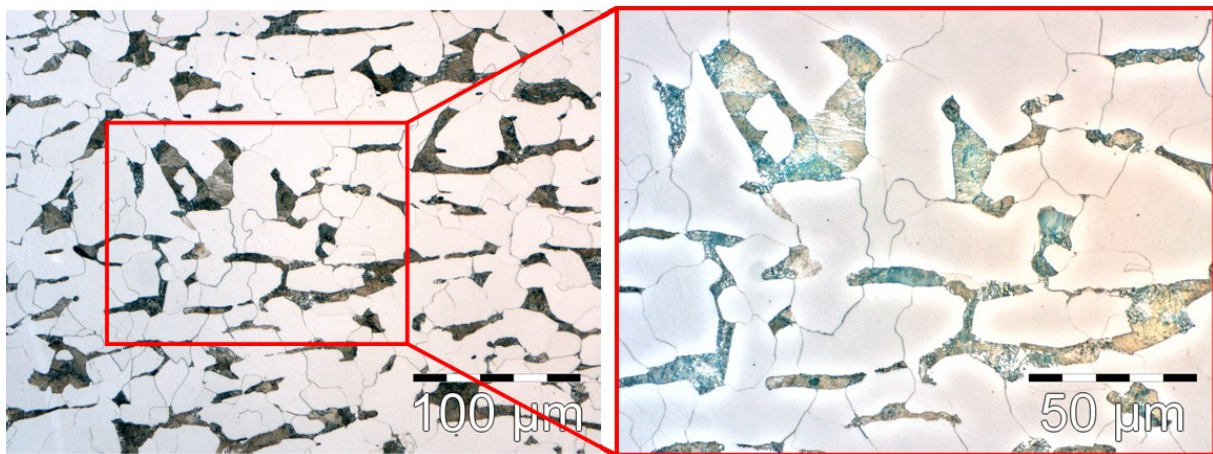


Bild 102: Schlibfbild des Raumtemperaturgefüges der 17 mm dicken Probe nach der HRM 3 ($\varphi = 1,5$)

Es ist homogen und besteht aus globularen Ferritkörnern und Perlit. Dies lässt darauf schließen, dass es aus einem vollständig rekristallisierten Austenit stammt. Die mittlere Ferritkorngröße beträgt 17 μm . Diese Erkenntnis bestätigt die Ergebnisse der Laborversuche zum Direkteinsatz aus Punkt 8.4.2, wonach nach dem dritten Umformschritt beim Stahl S355JR ein homogenes Austenitgefüge vorliegt.

9.2.4 ESP-Blech nach der Fertigstaffel, 4,6 mm dick

Bild 103 zeigt das ferritisch-perlitische Gefüge des 4,6 mm dicken ESP-Blechs.

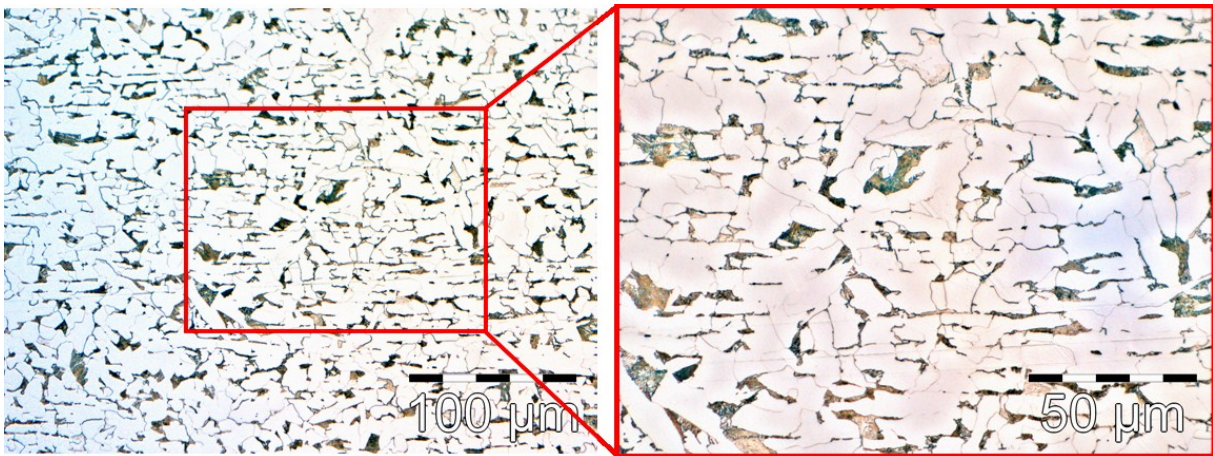


Bild 103: Schliffbild des Raumtemperaturgefüges des 4,6 mm dicken ESP-Blechs

Das Gefüge ist sehr homogen und besteht aus globularen Ferritkörnern und Perlit. Weiters weist es eine gleichmäßige Korngrößenverteilung in Dickenrichtung auf, die mittlere Korngröße beträgt 6 µm.

9.3 Zugversuche am Blech entnommen nach der Fertigstaffel

Aus dem 4,6 mm dicken ESP-Blech wurden mit der Wasserstrahlschneidanlage drei Zugproben quer zur Walzrichtung herausgeschnitten. Die Probengeometrie ist in Bild 104 dargestellt.

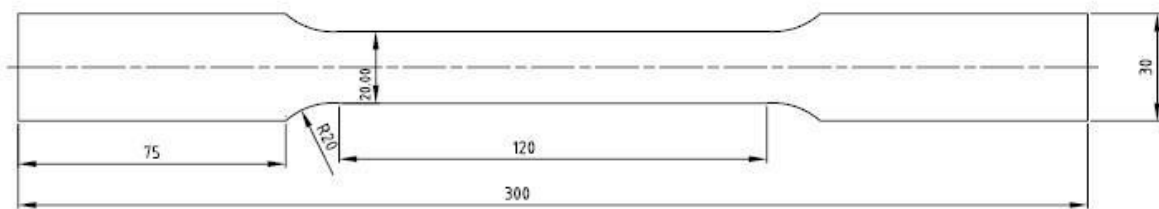


Bild 104: Probengeometrie der Zugproben aus dem 4,6 mm dicken ESP-Blech

Bild 105 zeigt das Spannungs-Dehnungsdiagramm des 4,6 mm dicken ESP-Blechs quer zur Walzrichtung.

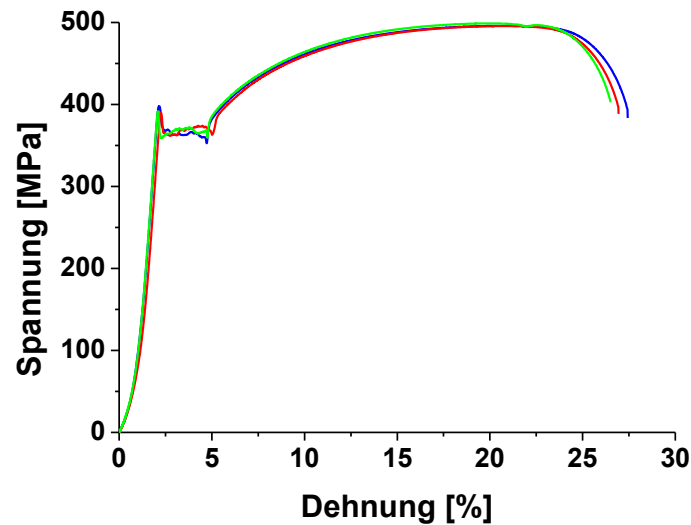


Bild 105: Spannungs-Dehnungsdiagramm, ESP-Blech 4,6 mm dick, Stahl S355JR

Alle drei Kurven sind praktisch deckungsgleich. Die Streckgrenze liegt über 350 MPa und erfüllt somit die Mindestanforderung für die Stahlgüte S355JR.

9.4 Kerbschlagbiegeversuche

Die Zähigkeitseigenschaften eines Werkstoffs reagieren auf Veränderungen im Gefüge wesentlich empfindlicher als die Festigkeit. Daher ist es von wesentlichem Interesse wie sich eine mehrstufige Umformung direkt aus der Gusschitze vom Gussprodukt her kommend auf die Zähigkeitseigenschaften auswirkt. Es erfolgten systematische Zähigkeitsuntersuchungen mittels Kerbschlagbiegeversuchen von der Dünnbramme her kommend über die einzelnen Zwischenstufen bis hin zum fertigen Blech. Parallel dazu erfolgten Kerbschlagversuche mit normalgeglühten Proben um die Auswirkung einer nochmaligen Umkristallisation auf die Zähigkeitseigenschaften zu analysieren.

Die Probennahme erfolgte bei allen Versuchen quer zur Walzrichtung. Bei der Dünnbramme und der 40 mm dicken Probe nach der HRM 1 wurden die Proben aus der Viertel Dicke entnommen um einerseits bei der Dünnbramme keine Lunker in den Kerbschlagproben zu haben und andererseits nicht die geseigerte Zone im Zentrum zu prüfen.

9.4.1 Probengeometrie

Aus der Dünnbramme, der 40 mm dicken Probe und der 17 mm dicken Probe wurden Kerbschlagproben nach ISO mit V-Kerb mit den Abmessungen 10 x 10 x 55 mm herausgearbeitet, wie in Bild 106 dargestellt.

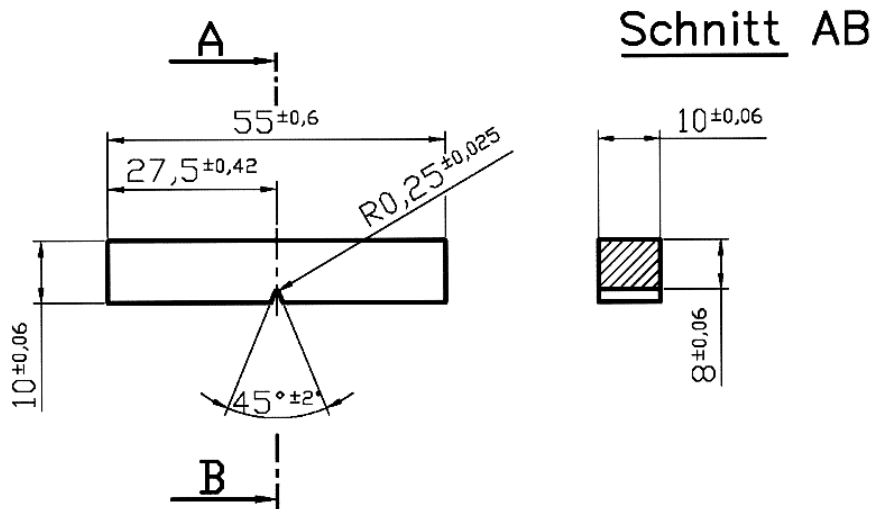


Bild 106: Kerbschlagbiegeprobe ISO V- Kerb 10 x 10 x 55 mm

Beim Blech, entnommen nach der Fertigstaffel mit einer Dicke von 4,6 mm, kamen zwei Probengeometrien zur Anwendung. In einer Versuchsserie erfolgte die Fertigung von Kleinstproben mit V-Kerb (3 x 4 x 27 mm) mit einem Prüfquerschnitt von 3 x 3 mm. Weiters wurden Proben mit V-Kerb mit 6 x 4,6 x 44 mm, mit einem Prüfquerschnitt von 5 x 4,6 mm gefertigt, wobei die 4,6 mm der Blechdicke entsprechen.

9.4.2 Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche

9.4.2.1 Kerbschlagwerte der Dünnbramme, der Probe nach der HRM 1 und nach der HRM 3

Die Kerbschlagversuche erfolgten in einem Temperaturbereich zwischen -15°C und $+175^{\circ}\text{C}$ um den Einfluss der Umformung auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit zu ermitteln. Bild 107 zeigt die Ergebnisse für die Dünnbramme, die 40 mm dicke Probe nach der HRM 1 und für die 17 mm dicke Probe nach der HRM 3.

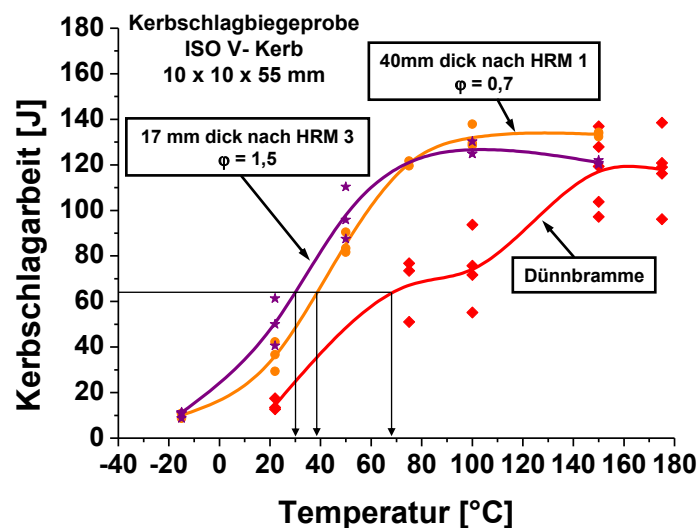


Bild 107: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur der Dünnbramme der Probe nach der HRM 1 und nach der HRM 3

Die Übergangstemperatur der Dünnbramme liegt bei ca. 70°C und somit erwartungsgemäß von allen untersuchten Proben am höchsten. Der Unterschied in der Übergangstemperatur der beiden umgeformten Gefüge ist überraschend gering. Bei der 17 mm dicken Probe nach der HRM 3 beträgt der Gesamtumformgrad $\varphi = 1,5$ und die Übergangstemperatur liegt bei ca. 30°C . Bei der 40 mm dicken Probe nach der HRM 1, welche in diesem Umformschritt mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,7$ umgeformt wurde liegt die Übergangstemperatur bei ca. 40°C .

Aus diesen Ergebnissen kann darauf rückgeschlossen werden, dass bereits ein ausreichend großer Umformschritt im rekristallisierenden Bereich das Austenitgefüge so weit feint, dass eine weitere Umformung im rekristallisierenden Bereich zu keiner nennenswerten Verbesserung der Zähigkeitseigenschaften führt.

9.4.2.2 Kerbschlagwerte des Stahls S355JR aus der ESP-Anlage, Dicke: 4,6mm

Bild 108 a zeigt die ermittelten Werte für die Kerbschlagarbeit für die Kleinstproben (Prüfquerschnitt: 3 x 3 mm) und Bild 108 b für die Proben mit einem Prüfquerschnitt von 5 x 4,6 mm.

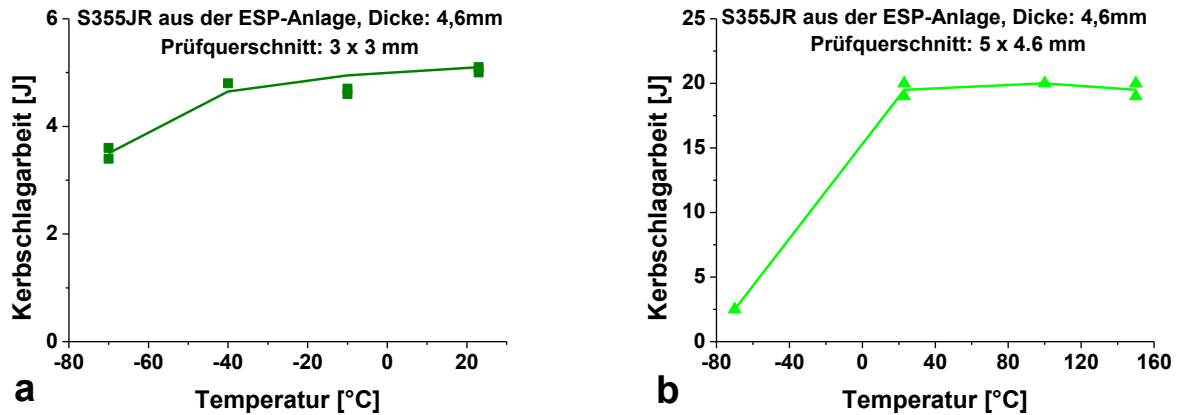


Bild 108: Kerbschlagarbeit in [J] in Abhängigkeit der Prüftemperatur der
a) 3 x 3 mm Proben und der b) 5 x 4,6 mm Proben

Die größeren Proben reagieren wesentlich empfindlicher auf den Einfluss der Prüftemperatur. Während die Kleinstproben (3 x 3 mm) lediglich sehr schwach auf die Prüftemperatur reagieren, zeigen die Proben mit dem Prüfquerschnitt von 5 x 4,6 mm einen deutlichen Abfall bei der Prüftemperatur von -70°C. Bild 109 vergleicht die spezifischen Kerbschlagwerte in J/cm².

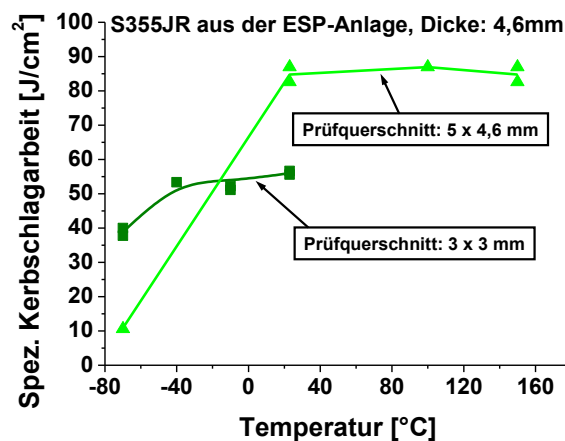


Bild 109: Spezifische Kerbschlagarbeit in [J/cm²] in Abhängigkeit der Prüftemperatur
Prüfquerschnitt: 3 x 3 mm und 5 x 4,6 mm

Es zeigt sich ein deutlicher Einfluss der Probengeometrie auf die spezifische Kerbschlagarbeit. Während diese bei Raumtemperatur für die Kleinstproben mit einem Prüfquerschnitt von 3 x 3 mm bei ca. 55 J/cm² liegt, beträgt sie für den Prüfquerschnitt von 5 x 4,6 mm ca. 85 J/cm².

9.4.2.3 Kerbschlagversuche an normalisierten Proben

Dünnbramme normalisiert

Zum Vergleich wie sich eine weitere Umkristallisation auf die Übergangstemperatur auswirkt erfolgten Untersuchungen an normalgeglühten Proben. Bild 110 zeigt das Schlibbild des normalisierten Gefüges der Dünnbramme. Es liegt in globularer Struktur vor.

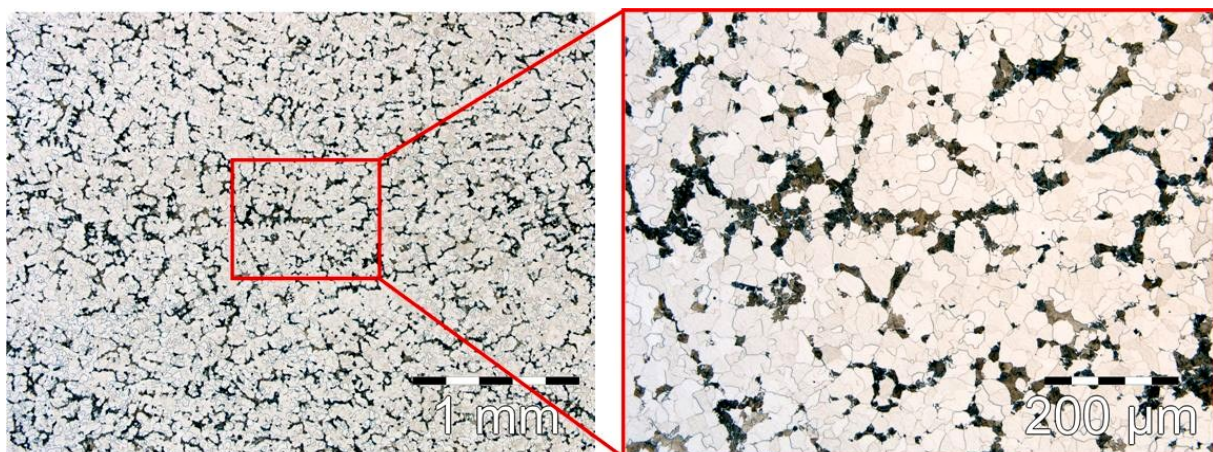


Bild 110: Schlibbild des normalisierten Gefüges der Dünnbramme

Bild 111 vergleicht die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur für die Dünnbramme im Gusszustand und im normalisierten Zustand.

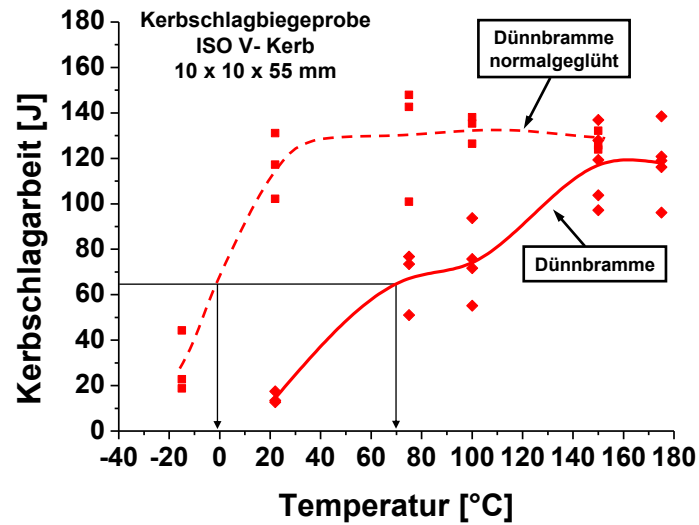


Bild 111: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur der Dünnbramme im Gusszustand und im normalisierten Zustand

Wie zu erwarten verschiebt sich durch das Normalisieren die Übergangstemperatur hin zu tieferen Temperaturen. Aufgrund des nicht verdichteten Gefüges weisen die Werte eine große Streuung auf.

Probe entnommen nach der HRM 1 normalisiert

Bild 112 zeigt das Schlibbild des normalisierten Gefüges der Probe nach der HRM 1. Es liegt in globularer Struktur vor. Durch die Umkristallisation existieren keine widmannstättischen Gefügeanteile mehr.

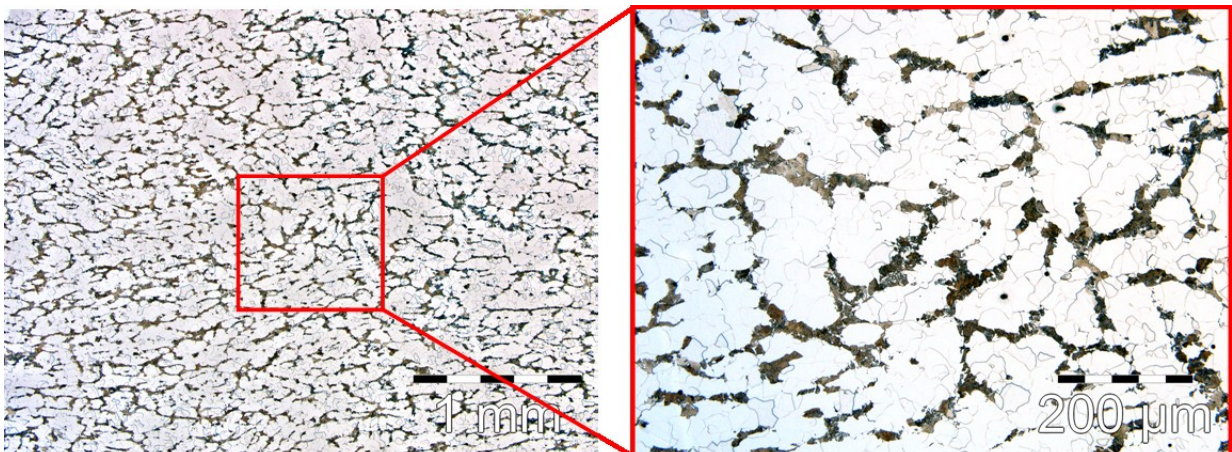


Bild 112: Schlibbild des normalisierten Gefüges der 40 mm dicken Probe nach der HRM

Bild 113 zeigt die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur für die 40 mm dicke Probe nach der HRM 1 im gewalzten und im normalisierten Zustand.

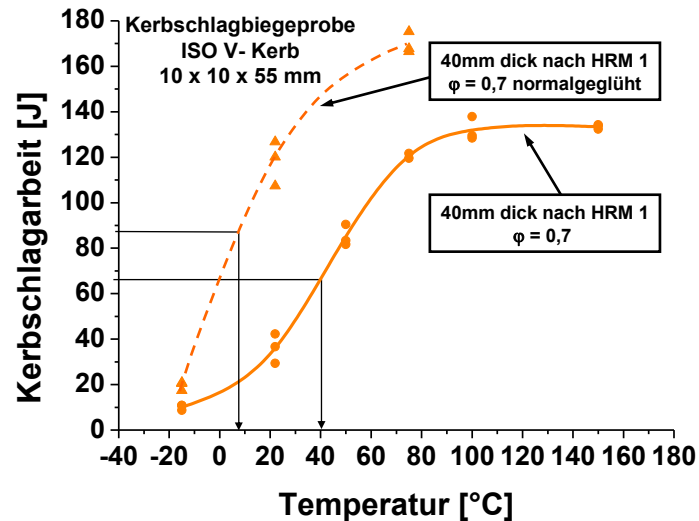


Bild 113: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur der Probe nach der HRM 1 im gewalzten und im normalisierten Zustand

Die Übergangstemperatur im normalisierten Zustand verschiebt sich auch bei dieser Versuchsreihe hin zu tieferen Temperaturen. Dies ist auf den teilrekristallisierten Zustand nach dem ersten Stich zurückzuführen. Die im gewalzten Zustand vorliegenden widmannstädtischen Gefügebereiche werden durch die normalisierende Wärmebehandlung eliminiert. Dadurch verschiebt sich die Übergangstemperatur von 40°C im gewalzten Zustand auf ca. 10°C im normalisierten Zustand.

Probe entnommen nach der Fertigstaffel im normalisierten Zustand, 4,6 mm dick

Bild 114 zeigt das Schlibbild des normalisierten Gefüges des 4,6 mm dicken ESP-Blechs.

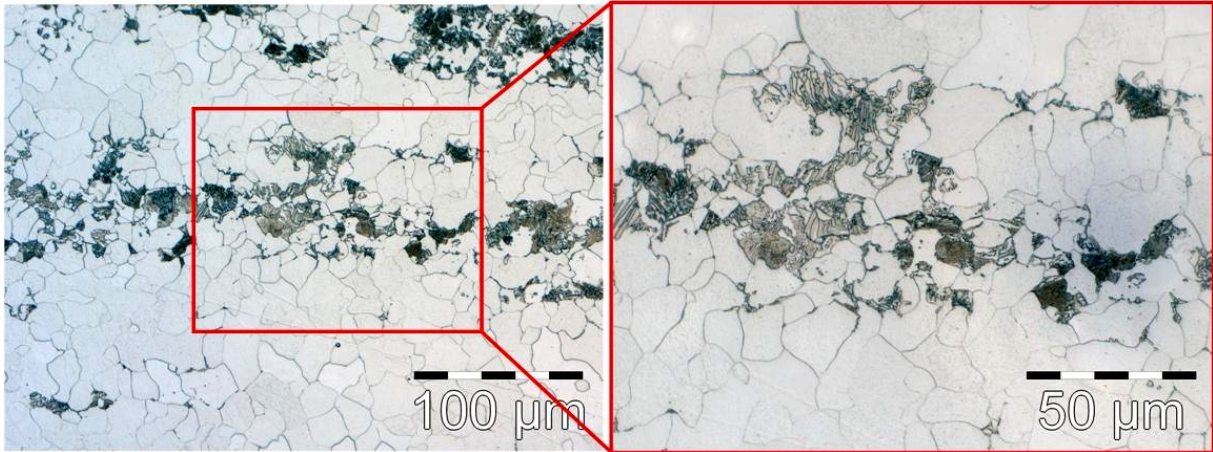


Bild 114: Schliffbild des normalisierten Gefüges des ESP-Blechs, 4,6 mm dick

Wie bereits im Walzzustand liegt das Gefüge auch im normalisierten Zustand in einer globularen Form vor. Bild 115 zeigt den Vergleich der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur für das ESP-Blech im Walzzustand und im normalisierten Zustand.

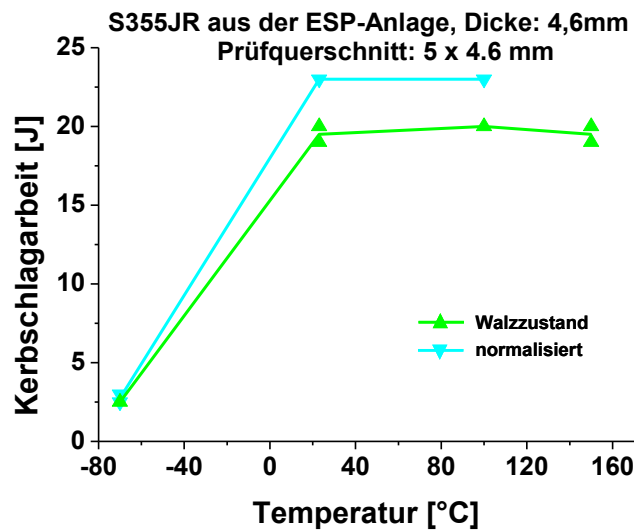


Bild 115: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Prüftemperatur des 4,6 mm dicken ESP-Blechs im gewalzten und normalisierten Zustand

Die Hochlage der Kerbschlagarbeit liegt im normalisierten Zustand geringfügig höher als im Walzzustand. Bei einer Temperatur von -70°C sind die Kerbschlagwerte mit jenen der Probe im Walzzustand vergleichbar.

10 Diskussion der Gesamtergebnisse und Ausblick

10.1 Diskussion der Gesamtergebnisse

Mit den durchgeführten Laborversuchen konnte gezeigt werden, dass durch eine Umformung direkt aus der Gussstutze mit hohen Temperaturen und einem hohen Umformgrad das grobe Primärgefüge (~ 1 mm) mit wenigen Umformschritten deutlich gefeint werden kann. Beim Stahl S355JR findet bereits eine wesentliche Feinung des groben Primärgefüges nach zwei Umformstufen statt. Die daraus resultierende mittlere Austenitkorngröße liegt je nach Umformtemperatur zwischen 40-50 µm. Nach drei Umformschritten liegt beim Direkteinsatz ein mit dem Kalteinsatz vergleichbares Austenitgefüge vor.

Am Beispiel des Stahls S355JR mit Nb und V mikrolegiert erfolgte die Laborsimulation der Austenitkorngrößenentwicklung, wie sie vor der Fertigstaffel vorliegt. Dafür wurden die Proben nach dem dritten Umformschritt in einen Kammerofen chargiert und auf 1150°C rückerwärmt um die Induktionsheizung zwischen der HRM und der Fertigstaffel zu simulieren. Das bei den Starttemperaturen von 1000 und 1100°C lediglich teilrekristallisierte Gefüge nach dem dritten Umformschritt liegt nach der Rückerwärmung in einer vollständig rekristallisierten Struktur vor.

Damit konnte gezeigt werden, dass die Verzögerung des statischen Rekristallisationsverhaltens im ersten Umformschritt durch das grobe Primärgefüge und den Einfluss der Mikrolegierungselemente durch eine Umformung mit hohen Umformgraden nach drei Stufen und anschließender Rückerwärmung auf das resultierende Austenitgefüge keinen Einfluss mehr zeigt.

Im Zuge der Untersuchungen von Proben aus dem Stahl S355JR aus der Industrieanlage erfolgten Zugversuche am fertigen Blech sowie Kerbschlagbiegeversuche an Probenmaterial, welches an unterschiedlichen Stellen aus der Anlage ausgeschleust wurde. Nach den drei Stichen in der HRM der ESP-Anlage liegt ein globulares ferritsch-perlitisches Gefüge vor, welches aus einem vollständig rekristallisierten Austenit stammt. Dieses Ergebnis bestätigt die Ergebnisse der dreistufigen Laborversuche zum Direkteinsatz, wo ebenfalls nach der dreistufigen Laborsimulation ein homogener Austenit vorliegt.

Die systematischen Zähigkeitsuntersuchungen ergaben erwartungsgemäß eine Absenkung der Übergangstemperatur der Kerbschlagarbeit vom Gussprodukt kommend mit zunehmenden Umformgrad. Die Kerbschlagbiegeversuche konnten zeigen, dass bereits nach dem ersten

Umformschritt durch Verdichtung des Gefüges und durch Kornfeinung durch Rekristallisation eine Verschiebung der Übergangstemperatur von 70°C vom Gussprodukt auf 40°C eintritt. Eine normalisierende Wärmebehandlung des Gussgefüges der Dünnbramme führt ebenfalls zu einem wesentlich feineren und globularen ferritisch-perlitischen Gefüge und einer Verringerung der Übergangstemperatur von 70 auf 0°C. Die Werte streuen jedoch nach wie vor stark, da ohne Umformung keine Verdichtung des Gefüges stattfindet.

Bei dem Walzgut nach der HRM 1 verschiebt eine normalisierende Wärmebehandlung die Übergangstemperatur von 40°C auf ca. 10°C. Im Schliffbild des Raumtemperaturgefüges des gewalzten Produktes sind neben dem globularen ferritisch-perlitischen Gefüge auch noch große Bereiche in widmannstädtischer Strukturen zu erkennen. Das normalisierte Gefüge ist ausschließlich globular ausgebildet. Aufgrund dieser Ergebnisse ist der Schluss zulässig, dass nach dem ersten Stich ein teilrekristallisierter Austenit vorliegt.

Das ESP-Blech nach der Fertigstraße mit einer Dicke von 4,6 mm erfüllt mit einer Streckgrenze von 360 MPa die Mindestanforderung für die Stahlgüte S355JR.

Die Kerbschlagproben mit dem Prüfquerschnitt von 5 x 4,6 mm zeigen eine deutliche Reaktion auf die Prüftemperatur, während die Kleinstproben (3 x 3 mm) selbst bei einer Prüftemperatur von -70°C eine lediglich sehr schwach reagieren. Weiters zeigt die Probengeometrie einen Einfluss auf die spezifische Kerbschlagarbeit.

10.2 Ausblick

Interessante weiterführende Untersuchungen liegen im Vergleich der Zähigkeitseigenschaften zwischen dem ESP-Blech und Blech welches von der konventionellen Herstellroute stammt.

ESP-Blech wird mit minimalen Dicken von 0,8 mm gewalzt und soll Kaltband für gewisse Anwendungen ersetzen. Ein wesentlicher Bestandteil weiterer Untersuchungen liegt daher in der Charakterisierung des Kaltumformverhaltens des ESP-Blechs für den Endverarbeiter. Weiters steht der Bau eines Kaltwalzwerkes in Cremona vor dem Abschluss, in welchem das ESP-Blech zu Kaltband weiterverarbeitet wird.

Am Lehrstuhl für Umformtechnik besteht die Möglichkeit mit einer Blechprüfmaschine Beprobungen durchzuführen. Dabei können Näpfchenversuche zur Untersuchung der Anisotropie durchgeführt werden. Weitere mögliche Untersuchungen sind die Aufnahme von Grenzformänderungskurven und der Tiefungsversuch nach Erikson zum Vergleich der Umformbarkeit.

11 Zusammenfassung

Durch das Stranggießen von dünnen Brammen mit anschließender Direktwalzung lassen sich die Herstellkosten wesentlich verringern. Weiters kann die Erzeugung von Flachprodukten auch auf kleinere Stahlwerke ausgedehnt werden, welche über keine Breitbandstraße verfügen.

Die Aufgabe dieser Arbeit war die Untersuchung ob durch die Direktumformung von Dünnbrammen aus der Gusshitze das gleiche Gefüge im Endprodukt eingestellt werden kann, als über die konventionelle Route. Damit verbunden ist die Fragestellung ob auch die geforderten mechanischen Eigenschaften beim Direkteinsatz erreicht werden können.

Mittels Laborversuchen erfolgte die Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens und der Austenitkorngrößenentwicklung im Zuge der Umformung. Weiters wurde Probenmaterial aus der Industrieanlage ausgeschleust und beprobt.

Nach der Erstellung des Versuchsaufbaus zum Schmelzen, Abgießen und der Umformung direkt aus der Gusshitze erfolgten im Zuge von Vorversuchen Stufenstauchversuche mit der Hydraulikpresse. Dabei wurden auf die Proben zwei Umformstufen aufgebracht. Im Umwandlungsgefüge konnte jedoch kein wesentlicher Unterschied zwischen den beiden Prozessvarianten Kalteinsatz und Direkteinsatz festgestellt werden. Da aus dem Sekundärgefüge der Rekristallisationsfortschritt nur sehr bedingt erkennbar ist, erfolgten zur Charakterisierung des Rekristallisationsverhaltens Doppelstauchversuche mit der Servotest-Maschine. Dabei zeigte der mikrolegierte Stahl S355JR im Temperaturbereich von 1000°C und darunter eine wesentliche Verzögerung des Rekristallisationsfortschritts aufgrund der sich mit abnehmender Temperatur in zunehmendem Maß ausscheidenden Mikrolegierungselemente Nb und V.

Einen weiteren Unterschied im Rekristallisationsverhalten zeigt die Wahl der Prozessvariante. Beim Direkteinsatz verschiebt sich das statische Rekristallisationsregime hin zu längeren Zeiten. Durch das gröbere Ausgangsgefüge sind weniger Keimstellen zur Bildung neuer Körner vorhanden. Weiters verfestigt das wiedererwärmte, feinere Austenitgefüge im Gegensatz zum groben Primärgefüge bei Umformgraden unter dem Spannungspeak rascher, wodurch eine höhere Triebkraft zur Rekristallisation vorliegt.

Im Zuge der mehrstufigen Versuche konnte gezeigt werden, dass eine wirksame Kornfeinung durch die Umformung mit hohen Temperaturen und großen Umformgraden in den ersten Stichen erzielt werden kann. Eine wesentliche Erkenntnis ist, dass bereits durch eine

zweistufige Umformung des Primärgefüges mit Umformgraden von $\varphi = 0,65$ pro Stich ein globulares Austenitgefüge erzielt werden kann. Nach einer dreistufigen Umformung liegt ein vergleichbares Austenitgefüge zwischen dem Kalteinsatz und dem Direkteinsatz vor. Somit konnte gezeigt werden, dass mit dem wesentlich günstigerem Direktwalzen nach drei Umformschritten vor der Fertigstaffel ein mit dem Kalteinsatz vergleichbarer Gefügestand eingestellt werden kann.

Bei dem Stahl S355JR mit Nb und V mikrolegiert liegt bei Starttemperaturen von 1000 und 1100°C ein teilweise gestrecktes Austenitgefüge nach dem dritten Stich vor, da die Umformtemperaturen des zweiten und des dritten Stichts unter der Rekristallisationstemperatur liegen. Durch eine Rückerwärmung auf 1150°C (simulierte induktive Zwischenerwärmung) rekristallisiert das gestreckte Gefüge zu einem globularen Austenit.

Im Zuge der Inbetriebnahme der ESP-Anlage erfolgte die Beprobung vom Stahl S355JR direkt aus der Anlage. Es wurde Probematerial an unterschiedlichen Stellen von der Dünnbramme her kommend bis zum fertigen Warmband ausgeschleust. Dabei erfolgte die Beurteilung des aus der Umformung resultierenden, ferritisch-perlitischen Gefüges und die Durchführung von Zugversuchen. Da die Zähigkeit wesentlich empfindlicher auf die Gefügebeschaffenheit reagiert als die Festigkeit erfolgten Kerbschlagbiegeversuche, um den Einfluss einer mehrstufigen Umformung vom Gussprodukt her kommend bis zum Fertigprodukt zu analysieren. Die Wahl der Probenlage erfolgte quer zur Gieß- bzw. Walzrichtung. Parallel dazu erfolgten Kerbschlagbiegeversuche an normalgeglühten Proben zur Untersuchung des Einflusses einer weiteren Umkörnung auf das Zähigkeitsverhalten.

Die Übergangstemperatur der Dünnbramme liegt bei ca. 70°C. Durch eine Umformung und damit verbundene Rekristallisation verschiebt sich die Übergangstemperatur auf 40°C nach der HRM 1 und 30°C nach der HRM 3. Das Gefüge nach einer normalisierenden weist eine Übergangstemperatur von ca. 0°C auf.

Die Streckgrenze vom untersuchten ESP-Blech mit einer Dicke von 4,6 mm liegt bei von 360 MPa und erfüllt somit die Mindestanforderungen.

Durch Optimierung der Umformparameter lassen sich in den meisten Fällen auch bei einem kleinen Gesamtumformgrad mit dem wesentlich kostengünstigeren Direkteinsatz vergleichbare Festigkeitswerte einstellen wie beim Kalteinsatz mit größeren Gießdicken.

12 Literaturverzeichnis

- [Abu99] R. Abushosha, O. Comineli und B. Mintz; Influence of Ti on hot ductility of C-Mn-Al steels, *Materials Science and Technology* Vol. 15, 1999, S. 278-286
- [Akh01] S. Akhlaghi und S. Yue; Effect of thermomechanical processing on the hot ductility of a Nb-Ti microalloyed steel, *ISIJ International* Vol. 41, Nr. 11, 2003, S. 1350-11356
- [Ame00] D. Ameling; Advanced steelmaking and rolling technology for sustainable steel, *Stahl und Eisen* 120, Nr. 9, 2000, S. 27-32
- [Ane92] E. Anelli; Application of mathematical modelling to hot rolling and controlled cooling of wire rods and bars, *ISIJ International* Vol. 32, Nr. 3, 1992, S. 440-449
- [Ard01] A.J. DeArdo; Metallurgical basis for thermomechanical processing of microalloyed steels, *Ironmaking and Steelmaking* Vol. 28, Nr. 2, 2001, S. 138-144
- [Arv08] G. Arvedi, F. Mazzolari, J. Siegl, G. Holleis und A. Angerbauer; Acciaieria Arvedi Cremona Works – From ISP to ESP ultimate casting and direct rolling technology, Conference paper, Rolling and Processing Conference '08, 16.-17. September 2008, Linz, Österreich, Artikel Nr. 5.1
- [Arv10] G. Arvedi, F. Mazzolari, J. Siegl, G. Hohenbichler und G. Holleis; Arvedi ESP first thin slab endless casting and rolling results, *Ironmaking and Steelmaking* Vol. 37, Nr. 4, 2010, S. 271-275
- [ASM04] ASM Handbook Volume 9; Metallography and microstructures, 2004, S. 647
- [Avr39] M. Avrami; Kinetics of Phase Change I, *Journal of Chemical Physics* Vol. 7, 1939, S. 1103-1112
- [Bal93] W. Ballandio und F. G. Hauk; Stranggießen, Heißeinsatz, Direktwalzen – Erzeugung von Maschinenbaustahl im austenitischen Temperaturbereich, *Stahl und Eisen* 113, Nr. 2, 1993, S. 79-85
- [Bel08] J.R. Bell, L.C. Prichard und A. Sprenger; Startup of Severcorr greenfield CSP plant in Columbus, Mississippi, Conference paper, 3rd International Conference on thermomechanical processing of steels, 10.-12. September 2008 Padua, Italien

- [Ben08] W. Bender, R. Klima, H.B. Längen und C.D. Wuppermann; Resource efficiency in the steel industry in Germany – status 2008, Stahl und Eisen 128, Nr. 11, 2008, S. 125-140
- [Ber98] C. Bernhard; Mechanische Eigenschaften und Rißanfälligkeit erstarrender Stähle unter stranggießähnlichen Bedingungen, Dissertation an der Montanuniversität Leoben, 1998
- [Ber08] W. Bergmann; Werkstofftechnik 1, ISBN 978-3-446-41338-2, 2008, S. 121
- [Bes891] H. Bessemer; Über die Herstellung von endlosem Blech aus schmiedbarem Eisen und Stahl direkt aus flüssigem Metall, Stahl und Eisen Nr. 11, 1891, S. 921-926
- [Bey92] J.H. Beynon und C.M. Sellars; Modeling microstructure and its effects during multipass hot rolling, ISIJ International Vol. 32, Nr. 3, 1992, S. 359-367
- [Bil07] C. Bilgen, T. Böcher, C.P. Reip und J. Schlüter; Erzeugung von Mehrphasen- und Röhrenstählen auf CSP- Anlagen, Stahl und Eisen 127, Nr. 12, 2007, S. 37-42
- [Ble97] W. Bleck, R. Kaspar, W. Müschenborn und F. Rakoski; Grundlagen der integrierten Wärmebehandlung, Stahl und Eisen 117, Nr. 4, 1997, S. 39-46
- [Bru97] H. Bruns und R. Kaspar; Direct charging of thin slabs of a cold formable HSLA steel, Steel Research 68, Nr. 5, 1997, S. 215-219
- [Buc02] B. Buchmayr; Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad, ISBN 3-540-43014-8, Springer- Verlag Berlin, Heidelberg, New York, 2002, S. 266
- [Bur10] R. Burger, D. Cavina, A. Gruess und T. Witt; Integrated process automation – A necessity for successful ESP process implementation, Proceedings, Arvedi ESP Summit, 4.-5. Mai 2010, Cremona, Italien, Paper No. 3
- [Cho01] S.H. Cho, K.B. Kang und J.J. Jonas; The dynamic, static and metadynamic recrystallization of a Nb-microalloyed steel, ISIJ International Vol. 41, Nr. 1, 2001, S. 63-69
- [Cho02] S.H. Cho, K.B. Kang und J.J. Jonas; Effect of manganese on recrystallization kinetics of niobium microalloyed steel, Materials Science and Technology Vol. 18, 2002, S. 389-395

- [Com99] O. Comineli, R. Abushosha und B. Mintz; Influence of titanium and nitrogen on hot ductility of C-Mn-Al steels, *Materials Science and Technology* Vol. 15, 1999, S. 1058-1068
- [Cro00] D.N. Crowther, Y. Li, T. N. Baker, M.J.W. Green und P.S. Mitchell; The development of vanadium containing high strength steels for thin slab casting, Conference preprints, Conference paper: Thermomechanical processing of steels, 24.-26. Mai 2000, Church house conference centre, London, UK, S. 527-537
- [DeF66] De Ferri Metallographia II, Gefüge der Stähle, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1966, S. 25 u. 32
- [Deg08] M. Degner; Technologie der Warmbänderzeugung, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, ISBN 978-3-514-00757-4, 2008, S. 75
- [Deh08] A. Dehghan-Manshadi und P.D. Hodgson; Dependency of recrystallization mechanism to the initial grain size, *Metallurgical and Materials Transactions A* Vol. 39 A, 2008, S. 2830-2840
- [Doe86] E. Doege, H.M. Nolkemper und I. Saeed, Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe, ISBN-3-446-14427-7, 1986, S. 21
- [Elw04] A.M. Elwazri, P. Wanjara und S. Yue; Effect of carbon content on dynamic recrystallization behaviour of plain carbon steels, *Canadian Metallurgical Quarterly* Vol. 43, Nr. 4, 2004, S. 507-512
- [Elw99] A.M. El-Wazri, F. Hassani, S. Yue, E. Es-Sadiqui, L.E. Collins und K. Iqbal; The effect of thermal history on the hot ductility of microalloyed steels, *ISIJ International* Vol. 39, No. 3, 1999, S. 253-262
- [Ene09] N. N.; Produktionskosten verlangt nach Energiesparlösungen, *Stahl und Eisen* 129, Nr. 6, 2009, S. 17
- [Eng98] B. Engl, M. Albedyhl, M. Brühl, C. Klinkenberg, H. Langer, H. Pircher und K. Wünneberg; Werkstoffliche Aspekte des Dünnbrammengießens, *Stahl und Eisen* 118, Nr. 5, 1998, S. 41-50
- [Est84] Y. Estrin und H. Mecking; A unified phenomenological description of work hardening and creep based on one-parameter models, *Acta metall.* Vol. 32, Nr. 1, 1984, S. 57-70

- [Fer03] A. I. Fernandez, P. Uranga, B. Lopez und J. M. Rodriguez – Ibabe; Dynamic recrystallization behaviour covering a wide austenite grain size range in Nb and Nb-Ti microalloyed steels, Materials Science and Engineering A361, 2003, S. 367-376
- [Fle93] G. Flemming, F. Hofmann, W. Rhode und D. Rosenthal; Die CSP-Anlagentechnik und ihre Anpassung an erweiterte Produktionsprogramme, Stahl und Eisen 113, Nr. 2, 1993, S. 37-46
- [Flü92] P. Flüß, R. Kaspar, N. Zentara und O. Pawelski; Laborsimulation zum Einfluß der Prozeßbedingungen auf Gefüge und Eigenschaften beim Direktwalzen von Dünnbrammen, Stahl und Eisen 113, Nr. 10, 1992, S. 51-59
- [Fuj03] N. Fujata, T. Narushima, Y. Iguchi, C. Ouchi; Grain refinement of as cast austenite by dynamic recrystallization in HSLA steels, ISIJ International Vol. 43, Nr. 7, 2003, S. 1063-1072
- [Gui10] A. Guidani und A. Mantova; Arvedi ESP[®] Technology, Conference paper, MEFORM 2010, 24.-26. März 2010, Freiberg, Deutschland, S. 115-123
- [Has03] S. Hashimoto; Effect of Nb on hot rolled high strength steel sheets produced by thin slab casting and hot direct rolling process, ISIJ International Vol. 43, Nr. 10, 2003, S. 1658-1663
- [Hen00] C. Hendricks, W. Rasim, H. Janssen, H. Schnitzer, E. Sowka und P. Tese'; Inbetriebnahme und erste Ergebnisse der Gießwalzanlage der Thyssen Krupp Stahl AG, Stahl und Eisen 120, Nr. 2, 2000, S. 61-68
- [Hod92] P.D. Hodgson und R.K. Gibbs; A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels, ISIJ International Vol. 32, Nr. 12, 1992, S. 1329-1338
- [Hof01] H.W. Hoffmeister und H.K. Tönshoff; Jahrbuch schleifen, honen, läppen und polieren, Verfahren und Maschinen, 60. Ausgabe, 2001, S. 50
- [Jon95] J.J. Jonas, T.M. Maccagno and S. Yue; The role of dynamic recrystallization in industrial hot working, Mc. Gill University, Department of metallurgical engineering, Montreal, 1995, S. 179-193
- [Kam90] Y. Kamada, T. Hashimoto und S. Wantanabe; Effect of hot charge rolling condition on mechanical properties of Nb bearing steel plate, ISIJ International Vol. 30, Nr. 3, 1990, S. 241-247

- [Kap86] W. Kapellner, R. Kaspar und O. Pawelski; Simulationsversuche zur Minimierung des Gesamtumformgrades beim Warmumformen von Stählen, Stahl und Eisen 106, Nr. 16, 1986, S. 839-845
- [Kas01] R. Kaspar; Ferritic rolling in the thin slab direct rolling technology, La Revue de Metallurgie-CIT, 2001, S. 667-674
- [Kas03] R. Kaspar; Microstructural aspects and optimization of thin slab direct rolling of steels, Steel Research 74, Nr. 5, 2003, S. 318-326
- [Kas91] R. Kaspar und P. Fließ; Laboratory simulation of the direct rolling of steel, Steel Research 62, Nr. 11, 1991, S. 501-506
- [Kat03] T. Kato, Y. Ito, M. Kawamoto, A. Yamanaka und T. Wantanabe; Prevention of slab surface cracking by microstructure control, ISIJ International Vol. 43, No. 11, 2003, S. 1742-1750
- [Kle98] S. Kleber; Physikalische Simulation eigenschaftsbestimmender Vorgänge beim thermomechanischen Walzen, Dissertation an der TU Graz, Österreich, 1998
- [Kir92] M. Kirchgaßner, G. Posch, P. Baldinger und A. Kneissl; Austenitkornätzung und Charakterisierung von Teilchen an mikrolegierten Stählen, Berichte der Metallographie- Tagung Friedrichshafen, 11.-13. September 1991, Sonderband 23, 1992, S. 131-141
- [Koz92] I. Kozasu; Processing – Thermomechanical controlled processing, Materials Science and Technology Vol. 7, 1992, Construction and Properties of Steel, ISBN 3-527-26820-0, VCH Weinheim, S. 183-217
- [Kun89] K. Kunishige und N. Nago; Strengthening and toughening of hot-direct-rolled steels by addition of a small amount titanium, ISIJ International Vol. 29, Nr. 11, 1989, S. 940-946
- [Lan10] J. Lanschützer, A. Jungbauer, G. Hohenbichler, G. Wersching, A. Baumberger und G. Winder; Arvedi ESP plant integration, Conference paper, Technical summit on Arvedi ESP Technology, 04.-05. Mai 2010, Cremona, Italien, Artikel Nr. 5
- [Lew98] J. Lewis, J.J. Jonas und B. Mintz; The formation of deformation induced ferrite during mechanical testing, ISIJ International Vol. 38, Nr. 3, 1998, S. 300-309
- [Laa91] A. Laasraoui und J.J. Jonas; Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates, Metallurgical Transactions A Vol. 22 A, 1991, S. 1545-1558

- [Li02] Y. Li, D.N. Crowther, P.S. Mitchell und T.N. Baker; The evolution of microstructure during thin slab direct rolling processing in vanadium microalloyed steels, ISIJ International Vol. 42, No. 6, 2002, S. 636-644
- [Li04] Y. Li, J.A. Wilson, D.N. Crowther, P.S. Mitchell, A.J. Craven und T.N. Baker; The effects of vanadium, titanium and zirconium on the microstructure and mechanical properties of thin slab cast steels, ISIJ International Vol. 44, Nr. 6, 2004, S. 1093-1102
- [Li96] G. Li, T.M. Maccagno, D.Q. Bai und J.J. Jonas; Effect of initial grain size on the static recrystallization kinetics of Nb microalloyed steels, ISIJ International Vol. 36, No. 12, 1996, S. 1479-1485
- [Luo02] H. Luo, L.P. Karjalainen, D.A. Potter, H.M. Liimatainen und Y. Zhang; The influence of Ti on the hot ductility of Nb- bearing steels in simulated continuous casting process, ISIJ International Vol. 44, No. 3, 2002, S. 273 - 282
- [Lüp00] R. Lüpke, W. May, G. Radusch und W. Rasim; Planung einer Gießwalzanlage und Bau in ein integriertes Hüttenwerk, Stahl und Eisen 120, Nr. 1, 2000, S. 23-28
- [Maz08] F. Mazzolari, G. Arvedi und M. Calcinoni; ISP and ESP technology in integrated mills and mini mills – New potentials for steel producers, Conference paper, Rolling and Processing Conference '08, 16.-17. September 2008, Linz, Österreich, Artikel Nr. 5.2
- [McQ02] H.J. McQueen und N.D. Ryan; Constitutive analysis in hot working, Materials Science and Engineering A322, 2002, S. 43-63
- [Med96] S.F. Medina und C.A. Hernandez; Modelling of the dynamic recrystallization of austenite on low alloy and microalloyed steels, Acta mater. Vol. 44, Nr. 1, 1996, S. 165-171
- [Mey88] L. Meyer; Optimierung der Werkstoffeigenschaften bei der Herstellung von Warmband und Kaltband aus Stahl, Stahl Verlag Stahl Eisen, Düsseldorf, 1998
- [Mey96] L. Meyer; Principle, practice and results of thermomechanical processing of flat-rolled steel products, in Thermo-Mechanical processing in theory, modelling & practice [TMP]² Conference proceedings, ASM Sweden, 1996, S. 93-120

- [Min001] B. Mintz; Influence of nitrogen on hot ductility of steels and its relationship to problem of transverse cracking, *Ironmaking and Steelmaking* Vol. 27, Nr. 5, 2000, S. 343-347
- [Min03] B. Mintz, A. Cowley, C. Talian, D.N. Crowther und R. Abushosa; Influence of P on hot ductility of high C, Al and Nb containing steels, *Materials Science and Technology* Vol. 19, 2003, S. 184-188
- [Min06] B. Mintz und A. Cowley; Deformation induced ferrite and its influence on the elevated temperature tensile flow stress-elongation curves of plain C-Mn and Nb containing steels, *Materials Science and Technology* Vol. 22, Nr. 3 2006, S. 279-292
- [Min99] B. Mintz; The influence of composition on the hot ductility of steels and to the problem of transverse cracking, *ISIJ International* Vol. 39, No. 9, 1999, S. 833 - 855
- [Muo97] C.A. Muojekwu, D.Q. Jin, V.H. Hernandez, I.V. Samarasekera und J.K. Brimacombe; Hot- direct rolling, runout table cooling and mechanical properties of steel strips produced from thin slabs, 38th MWSP Conf. Proc., Iss, Vol. XXXIV, 1997, S. 351-365
- [Nag99] C. Nagasaki, J. Kihara; Evaluation of irregular embrittlement of a low carbon steel in austenite temperature range, *ISIJ International* Vol. 39, Nr. 1, 1999, S. 75-83
- [Pic92] B. Pickering; High strength low alloy steels, *Materials Science and Technology* Vol. 7, Construction and Properties of Steel, ISBN 3-527-26820-0, VCH Weinheim, 1992, S. 339-399
- [Pol03] E.I. Poliak, J.J. Jonas; Initiation of dynamic recrystallization in constant strain rate hot deformation, *ISIJ International* Vol. 43, No. 5, 2003, S. 684-691
- [Pol96] E. I. Poliak, und J. J. Jonas; A one-parameter approach to determining the critical conditions for the initiation of dynamic recrystallization, *Acta mater.* Vol. 44, Nr. 1, 1996, S. 127-136
- [Rou94] C. Roucoules, P.D. Hodgson, S. Yue und J.J. Jonas; Softening and microstructural change following the dynamic recrystallization of austenite, *Metallurgical and Materials Transactions A* Vol. 25 A, 1994, S. 389-400

- [Sch10] K. Schwaha, G. Hohenbichler, F. Mazzolari; Arvedi ESP-Technologie – das erste Dünnbrammen-Endlos-Gießwalzverfahren der Welt, BHM, 155. Jg., Heft 7, 2010, S. 330-333
- [Sch91] H. Schumann; Metallographie, ISBN: 3-342-00431-2, 1991, S. 358-359
- [Sel80] C.M. Sellars; in "Hot rolling and forming processes", C.M. Sellars and G.J. Davies, (eds.), The Metals Society, London, 1980
- [Sel88] C.M. Sellars; Computer modelling of microstructural evolution during hot working, Int. Conf. on physical metallurgy of thermomechanical processing of steels and other metals, THERMEC 88; Tokyo June 6-10, 1988, e.d. I. Tamura, Iron and steel Inst. Jap., S. 448-457
- [Sho08] R. Shore, J. Watzinger und G. Holleis; Casting technology and machine design solutions for ESP plants, Conference paper, Rolling and Processing Conference '08, 16.-17. September 2008, Linz, Österreich, Artikel Nr. 5.3
- [Sho10] R. Shore, J. Watzinger; Plant design and specific ESP components, Conference paper, Technical summit on Arvedi ESP Technology, 04.-05. Mai 2010, Cremona, Italien, Artikel Nr. 2
- [Sri92] P. Sricharoenchai, C. Nagasaki, J. Kihara; Hot ductility of high purity steels containing niobium, ISIJ International Vol. 32, Nr. 10, 1992, S. 1102-1109
- [Ste08] Online im Internet<http://www.steel-grips.com/newsdesk/asia/World_s_first_3x1_strand_CSP_plant_for_Essar_Steel.html> Abfrage 14.11.2008
[GMT + 01:00] 09:00
- [Sue98] M. Suehiro; An analyses of the solute drag effect of Nb on recrystallization of ultra low carbon Steel, ISIJ International Vol. 38, No. 6, 1992, S 547-552
- [Sun95] W.P. Sun und E.B. Hawbold; Prediction of the onset of static recrystallization after hot deformation, ISIJ International Vol. 35, No. 7, 1995, S. 908-913
- [Sun95.1] W.P. Sun, E.B. Hawbold und T.R. Meadowcroft; Modelling recrystallization kinetics during strip rolling, 36. MSWP Conf.Proc., ISS-AIME, Vol. XXXII, 1995, S. 325-335
- [Sun97] W.P. Sun and E.B. Hawbold; Comparison between static and metadynamic recrystallization - An application to the hot rolling of steels, ISIJ International Vol. 37, Nr. 10, 1997, S. 1000-1009

- [Suz97] M. Suzuki, C.H. Yu, H. Shibata und T. Emi; Recovery of hot ductility by improving thermal pattern of continuously cast low carbon and ultra low carbon steel slabs for hot direct rolling, ISIJ International Vol. 37, Nr. 9, 1997, S. 862-871
- [Tho86] B.G. Thomas, J.K. Brimacombe und I.V. Samasekera; The formation of panel cracks in steel ingots: A state-of-the-art-review, ISS Transactions 7, 1986, S. 7-20
- [Ura07] P. Uranga, B. Lopez und J.M. Rodrigez-Ibabe; Microstructural modelling of Nb microalloyed steels during thin slab direct rolling processing, Steel Research International, Nr. 3, 2007, S. 199-209
- [VEs07] M.A.H. van Es; Actual performance and future developments at Corus'Direct sheet plant, Stahl und Eisen 127, Nr. 4, 2007, S. 57-61
- [Wie84] H. Wiesinger, F. Hirschmanner; Brammenwarneinsatz und Direktwalzung, Stahl und Eisen 104, Nr. 22, 1984, S. 1161-1165
- [Zen96] N. Zentara und R. Kaspar; Optimierung der Stichpläne beim Direktwalzen von Dünnbrammen aus Stahl, Stahl und Eisen 116, Nr. 4, 1996, S. 99-105