

S. Monschein, N. Kostwein, K. S. Ragger, D. Zügner, J. Fasching, R. Schnitzer

Determination of the degree of recrystallization of a microalloyed HSLA steel by using metallographic methods

Ermittlung des Rekristallisationsgrads eines mikrolegierten HSLA-Stahls unter Verwendung metallographischer Methoden

Received: March 25, 2022

Accepted: April 25, 2022

Translation: E. Engert

Eingegangen: 25. März 2022

Angenommen: 25. April 2022

Abstract

On the one hand, this work aims at describing the grain elongation of compressed samples of a microalloyed high-strength steel using appropriate parameters. On the other hand, the degree of recrystallization is to be determined based on the samples' grain elongation. For this purpose, single-hit compression tests were performed with varying test param-

Kurzfassung

Ziel dieser Arbeit war es einerseits die Kornstreckung von gestauchten Proben eines mikrolegierten hochfesten Stahls durch geeignete Parameter zu beschreiben und andererseits anhand der Kornstreckung den Rekristallisationsgrad der Proben zu ermitteln. Hierfür wurden mit Hilfe eines Umformdilatometers Einzelstauchversuche mit variierenden Versuchsparametern

Authors:

Stefan Monschein, Nikolaus Kostwein, Ronald Schnitzer Department of Materials Science, Montanuniversität Leoben, Franz Josef-Straße 18, 8700 Leoben, Austria; E-Mail: stefan.monschein@unileoben.ac.at

Katharina S. Ragger voestalpine Wire Rod Austria GmbH, Drahtstraße 1, 8792 St. Peter-Freienstein, Austria

Dominik Zügner voestalpine Forschungsservicegesellschaft Donawitz GmbH, Kerpelystraße 199, 8700 Leoben, Austria

Josef Fasching voestalpine Stahl Donawitz GmbH, Kerpelystraße 199, 8700 Leoben, Austria

Open Access. © 2022 the author(s), published by De Gruyter. This work is licensed under the Creative Commons Attribution 4.0 International License.

eter settings using a deformation dilatometer to generate samples characterized by various degrees of recrystallization. Three parameters were chosen to describe the grain elongation. It was found that the parameter defining the ratio length/width of the original grain provides the highest sensitivity regarding changes in the grain elongation. Aiming at determining the degree of recrystallization, a critical grain elongation threshold value was determined below which it is assumed that a grain is recrystallized. The results show that choosing the right threshold value allows an automated determination of the degree of recrystallization of a microalloyed high-strength steel in the light microscope.

Keywords: *Static recrystallization, HSLA steel, single-hit compression tests, metallographic analysis of prior austenite grains*

1 Introduction

High-strength low-alloyed (HSLA) steels belong to the group of microalloyed steels. Owing to a combination of thermomechanical rolling processes and the addition of microalloying elements such as niobium, titanium or vanadium, they are characterized by excellent strength and toughness while also providing good weldability and processability [1]. Thermomechanical rolling processes are to provide a possibly fine-grained microstructure which has a positive impact on both strength and toughness [2]. When niobium is added, the non-recrystallization temperature (T_{NR}), the temperature below which no complete recrystallization of the microstructure occurs between the rolling steps, will rise [3]. This can be explained by the solute-drag effect [3, 4] as well as by the formation of strain-induced NbC precipitates [3, 5]. During thermomechanical rolling, these effects are deliberately sought to obtain a non-recrystallized, flattened post finish rolling "pancake structure". Owing to the great number of nucleation sites, subse-

durchgeführt, um Proben mit unterschiedlichen Rekristallisationsgraden zu erzeugen. Für die Beschreibung der Kornstreckung wurden drei Parameter gewählt, wobei sich zeigte, dass jener Parameter, der das Längen-zu-Breiten-Verhältnis des Originalkorns beschreibt, die größte Sensitivität im Hinblick auf Veränderungen der Kornstreckung liefert. Für die Bestimmung des Rekristallisationsgrads wurde ein kritischer Grenzwert der Kornstreckung ermittelt, unter welchem ein Korn als rekristallisiert angenommen wurde. Die Ergebnisse zeigen, dass die Wahl des richtigen Grenzwerts eine automatisierte lichtmikroskopische Bestimmung des Rekristallisationsgrads eines mikrolegierten hochfesten Stahls ermöglicht.

Schlagwörter: *statische Rekristallisation, HSLA Stahl, Einzelstauchversuche, metallographische Analyse ehemaliger Austenitkörner*

1 Einleitung

Hochfeste niedriglegierte (HSLA, „engl.: high-strength low-alloyed“) Stähle zählen zur Gruppe der mikrolegierten Stähle und erreichen durch eine Kombination von thermomechanischen Walzprozessen und der Zugabe von Mikrolegierungselementen, wie zum Beispiel Niob, Titan oder Vanadium, hervorragende Festigkeiten und Zähigkeiten bei ebenso guter Schweiß- und Verarbeitbarkeit [1]. Das Ziel der thermomechanischen Walzprozesse besteht darin, ein möglichst feinkörniges Gefüge nach dem Walzen zu erhalten, da dieses gleichzeitig sowohl die Festigkeit, als auch Zähigkeit positiv beeinflusst [2]. Durch die Zugabe von Niob steigt die Rekristallisationsstoptemperatur (T_{NR} , „engl.: non-recrystallization temperature“) an, die jene Temperatur ist, unter der es zu keiner vollständigen Rekristallisation des Gefüges zwischen den Walzschritten kommt [3]. Erklärt werden kann dies einerseits durch den „Solute-Drag“-Effekt [3, 4], als auch durch die Bildung dehnungsinduzierter NbC-Ausscheidungen [3, 5]. Beim thermomechanischen Walzen werden diese Effekte bewusst

quent cooling induces a fine-grained microstructure. As early as when choosing the furnace temperature, attention must be paid to bring into solution the niobium present in the alloy to take full advantage of the positive effect of niobium during the thermomechanical rolling process. The material is therefore typically annealed in the range of about 1200 °C thus increasing the risk of grain coarsening. For this reason, titanium is used as an additional alloying element. On the one hand, it forms thermally stable TiN precipitates which, at elevated temperatures, inhibit the grain growth. On the other hand, due to its high affinity for nitrogen, titanium inhibits the formation of Nb(C,N) which facilitates the dissolution of NbC precipitates [2, 6]. The kinetics of the microalloying precipitates as well as the recrystallization behavior are highly dependent on the choice of parameters for the rolling process. Another aspect to be taken into account is the fact that the microalloying elements may themselves interact. Studies already provide evidence for such interactions of niobium and titanium [7–10]. It is therefore imperative to understand the effect of microalloying elements on the precipitation kinetics and the recrystallization behavior to choose the optimum rolling parameters.

In the past, double-hit compression tests have proven their worth in investigating the influence of the temperature, the degree of deformation, and the rate of deformation on the static recrystallization and the precipitation behavior of microalloyed steels [8, 11–15]. These tests represent an indirect method for the determination of the statistical recrystallization based on analyzing the flow curves of two consecutive compressions. However, these tests have the disadvantage of an elaborate sample preparation and the fact that the degree of recrystallization of

gewählt, um nach dem Endwalzen eine nicht rekristallisierte, flachgedrückte Gefügestruktur („engl.: pancake structure“) zu erhalten. Bei der anschließenden Abkühlung resultiert daraus, aufgrund der großen Anzahl an Keimstellen, ein feinkörniges Gefüge. Um die positive Wirkung von Niob beim thermomechanischen Walzen optimal nutzen zu können, muss bereits durch die Wahl der Ofentemperatur darauf geachtet werden, das in der Legierung befindliche Niob in Lösung zu bringen. Üblicherweise wird daher im Bereich um 1200 °C geglüht, wodurch das Risiko von Kornvergrößerung erhöht wird. Aus diesem Grund kommt Titan als weiteres Legierungselement zum Einsatz. Dieses bildet einerseits thermisch stabile TiN-Ausscheidungen, welche das Kornwachstum bei erhöhten Temperaturen hemmen. Andererseits hindert Titan aufgrund der hohen Affinität zu Stickstoff die Bildung von Nb(C,N), was das Auflösen von NbC-Ausscheidungen begünstigt [2, 6]. Die Kinetik der Mikrolegierungsausscheidungen als auch das Rekristallisationsverhalten sind stark abhängig von der Wahl der Parameter während des Walzprozesses. Ebenfalls muss berücksichtigt werden, dass es zu einer Wechselwirkung der Mikrolegierungselemente selbst kommen kann, die für Niob und Titan bereits in Studien gezeigt wurde [7–10]. Für die Wahl der optimalen Walzparameter ist ein Verständnis der Wirkungsweise der Mikrolegierungselemente auf die Ausscheidungskinetik und das Rekristallisationsverhalten daher essentiell.

In der Vergangenheit haben sich Doppelstauchversuche („engl.: double-hit deformation tests“) bewährt, um den Einfluss von Temperatur, Umformgrad und Umformrate auf die statische Rekristallisation sowie das Ausscheidungsverhalten mikrolegierter Stähle zu untersuchen [8, 11–15]. Bei diesen Versuchen handelt es sich um eine indirekte Methode zur Bestimmung der statischen Rekristallisation durch Analyse der Fließkurven zweier aufeinanderfolgender Stauchungen. Ein Nachteil dieser Versuche ist jedoch einerseits die aufwendige Probenfertigung und andererseits,

rolled products cannot be directly determined in the as-rolled condition.

Therefore, other indirect and direct methods, such as metallographic methods using the light optical microscopy (LOM) [16–19], microhardness measurements [20, 21], or electron backscatter diffraction, provide an alternative for the determination of the degree of recrystallization [20–22].

Light microscopes are part of the standard metallography equipment. Determining the degree of recrystallization using light-optical methods is thus the simplest and cheapest of the above mentioned possibilities. The basic principle of this technique used to determine the recrystallization degree of steels is to “freeze” the deformed austenitic microstructure by direct quenching from the austenite region which induces the formation of a martensitic microstructure. A suitable etching methodology using picric acid offers the possibility to reveal the prior austenite grain boundaries (PAGB) [23, 24]. In previous works, the degree of recrystallization was determined from the ratio of the recrystallized grains’ intersections to the total number of all intersections using a line intercept method [17, 19]. However, one disadvantage of this method is the fact that one must decide for each and every single grain whether it is considered a recrystallized or a non-recrystallized grain which complicates an automated evaluation of the degree of recrystallization.

As part of this work, deformation dilatometer compression tests were performed on a microalloyed HSLA steel aiming at producing samples with different degrees of recrystallization. Here, the main objective was to develop a methodology to directly determine

dass der Rekristallisationsgrad von gewalzten Produkten nicht direkt im walzharten Zustand ermittelt werden kann.

Als Alternative bieten sich daher weitere indirekte sowie direkte Methoden für die Bestimmung des Rekristallisationsgrads an, wie beispielsweise lichtmikroskopische (LIM) metallographische Methoden [16–19], Mikrohärtmessungen [20, 21] oder die Elektronenrückstreubeugung („engl.: electron backscatter diffraction“) [20–22].

Ein Lichtmikroskop zählt zum Standardrepertoire in der Metallographie, weswegen die Ermittlung des Rekristallisationsgrads durch lichtoptische Methoden die vergleichsweise einfachste und günstigste der oben genannten Möglichkeiten bietet. Das Grundprinzip dieser Technik bei der Ermittlung des Rekristallisationsgrads von Stählen besteht darin, das verformte austenitische Gefüge durch direktes Abschrecken aus dem Austenitgebiet einzufrieren, wodurch es zur Ausbildung eines martensitischen Gefüges kommt. Durch die Wahl einer geeigneten, auf Pikrinsäure basierenden Ätzmethodik ist es anschließend möglich, die ehemaligen Austenitkorngrenzen (PAGB, „engl.: prior austenite grain boundaries“) sichtbar zu machen [23, 24]. Mittels eines Linienschnittverfahrens wurde in vergangenen Arbeiten [17, 19] der Rekristallisationsgrad aus dem Verhältnis der Schnittpunkte der rekristallisierten Körner zur Gesamtzahl aller Schnittpunkte ermittelt. Ein Nachteil dieser Methodik besteht jedoch darin, dass für jedes einzelne Korn individuell bestimmt werden muss, ob dieses zu den rekristallisierten oder nicht rekristallisierten Körnern gezählt wird. Dies erschwert eine automatisierte Auswertung des Rekristallisationsgrads.

In dieser Arbeit wurden mit einem Umformdilatometer Einzelstauchversuche an einem mikrolegierten HSLA-Stahl durchgeführt, mit dem Ziel, Proben mit unterschiedlichen Rekristallisationsgraden zu erzeugen. Das Hauptziel dieser Arbeit war es, eine Methodik

the degree of recrystallization of compressed samples in the light microscope. For this purpose, a grain elongation threshold value was used as a measure to decide whether a grain is considered as recrystallized or non-recrystallized. Therefore, this work also aims at defining the grain elongation based on appropriate parameters and at comparing these parameters. The time-dependent degree of recrystallization of the steel examined in this work was already subject of prior double-hit compression tests and investigations by the authors [8]. Thus, the results of the prior published work could be used to determine suitable parameters to determine the recrystallization degree from the analysis of the grain elongation.

2 Experimental Work

Table 1 outlines the chemical composition of the examined microalloyed steel.

Single-hit compression tests were performed applying varying test parameters to produce samples with various degrees of recrystallization. The single-hit compression tests were carried out using a TA Instruments dilatometer DIL 805 A/D. The samples had a diameter of 5 mm and a length of 10 mm. They were manufactured by machining from rolled starting material. A type S thermocouple was welded to the samples to control the temperature during the test.

zu entwickeln, um den Rekristallisationsgrad von gestauchten Proben direkt lichtmikroskopisch zu ermitteln. Hierfür wurde ein Grenzwert der Kornstreckung als Maß herangezogen, um zu entscheiden, ob ein Korn als rekristallisiert oder nicht rekristallisiert angenommen wird. Aus diesem Grund war es ein weiteres Ziel dieser Arbeit, die Kornstreckung über geeignete Parameter zu definieren und diese miteinander zu vergleichen. Der zeitabhängige Rekristallisationsgrad des in dieser Arbeit untersuchten Stahls wurde von den Autoren bereits vorab durch Doppelstauchversuche untersucht [8], weswegen die Ergebnisse der vorab publizierten Arbeit verwendet werden konnten, um geeignete Parameter für die Ermittlung des Rekristallisationsgrads aus der Analyse der Kornstreckung zu ermitteln.

2 Experimentelle Arbeit

Die chemische Zusammensetzung des untersuchten mikrolegierten Stahls befindet sich in Tabelle 1.

Um Proben mit unterschiedlichen Rekristallisationsgraden zu erzeugen wurden Einzelstauchversuche mit variierenden Versuchsparametern durchgeführt. Die Einzelstauchversuche wurden mit einem Dilatometer DIL 805 A/D der Firma TA Instruments realisiert. Die Proben hatten einen Durchmesser von 5 mm und eine Länge von 10 mm und wurden durch zerspannende Methoden aus dem gewalzten Ausgangsmaterial gefertigt. Um die Temperatur während des Versuchs zu steuern wurde ein Thermoelement Typ S an den Proben angeschweißt.

	C	Mn	Ni	Cr	Mo	Si	Nb	Ti	Fe
m%	0.22	1.27	0.48	0.49	0.24	0.22	0.026	0.015	bal.

Table 1: Chemical composition of the examined microalloyed steel.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung des untersuchten mikrolegierten Stahls.

Figure 1: Schematic representation of the time-temperature-deformation schedule for the single-hit compression tests. Step 1: heating the sample to the annealing temperature $T_a = 1100^\circ\text{C}$ or 1250°C at a heating rate of $+10^\circ\text{Cs}^{-1}$; step 2: holding time for the annealing temperature $t_a = 300$ s; step 3: cooling down to the deformation temperature T_{def} of 850°C at a cooling rate of -10°Cs^{-1} ; step 4: holding time of 30 s to ensure a uniform heating of the sample cross section; step 5: compression of the sample at a degree of deformation φ of 0,2 and a rate of deformation $\dot{\varphi} = 10$ s $^{-1}$; step 6: holding the T_{def} for different holding times (t_{inter}) between 0 and 2000 s; step 7: quenching of the samples at a quenching rate of -100°Cs^{-1} .

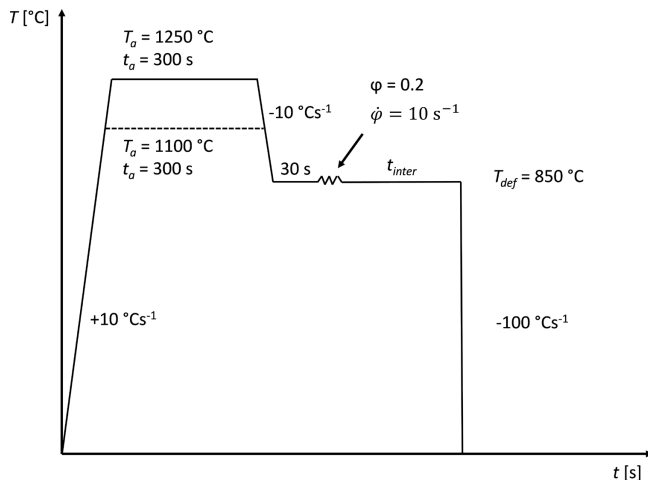


Bild 1: Schematische Darstellung des Zeit-Temperatur-Umform-Verlaufs der Einzelstauchversuche. Schritt 1: Aufheizen der Probe auf Glühtemperatur $T_a = 1100^\circ\text{C}$, bzw. 1250°C mit einer Aufheizrate von $+10^\circ\text{Cs}^{-1}$; Schritt 2: Haltezeit der Glühtemperatur $t_a = 300$ s; Schritt 3: Abkühlen auf die Umformtemperatur $T_{\text{def}} = 850^\circ\text{C}$ mit einer Kühlrate von -10°Cs^{-1} ; Schritt 4: Haltezeit von 30 s, um eine gleichmäßige Durchwärmung des Probenquerschnitts zu gewährleisten; Schritt 5: Stauchung der Probe mit einem Umformgrad $\varphi = 0,2$ und einer Umformrate $\dot{\varphi} = 10$ s $^{-1}$; Schritt 6: Halten der T_{def} für unterschiedliche Haltezeiten (t_{inter}) zwischen 0 und 2000 s; Schritt 7: Abschrecken der Proben mit einer Abschreckgeschwindigkeit von -100°Cs^{-1} .

Figure 1 is a schematic illustration of the time-temperature-deformation schedule of the single-hit compression tests. In the first series of tests, the samples were heated to an annealing temperature (T_a) of 1100°C at a heating rate of $+10^\circ\text{Cs}^{-1}$. After an annealing time (t_a) of 300 s, they were cooled down to the deformation temperature (T_{def}) of 850°C at a cooling rate of -10°Cs^{-1} . After a holding time of 30 s, which was to ensure a uniform temperature profile along the sample cross section, the samples were compressed up to a degree of deformation (φ) of 0.2 at a strain rate ($\dot{\varphi}$) of 10 s $^{-1}$. After the deformation, different holding times (t_{inter}) between 0 and 2000 s were applied for T_{def} to analyze the influence of time on the recrystallization progress. The samples were directly quenched from the austenite region

Bild 1 zeigt schematisch den Temperatur-Zeit-Umform-Verlauf der durchgeführten Einzelstauchversuche. Die Proben wurden in der ersten Versuchsreihe mit einer Heizrate von $+10^\circ\text{Cs}^{-1}$ auf eine Glühtemperatur (T_a) von 1100°C aufgeheizt und nach einer Glühzeit (t_a) von 300 s mit einer Abkühlrate von -10°Cs^{-1} auf die Umformtemperatur (T_{def}) von 850°C abgekühlt. Nach einer Haltezeit von 30 s, welche einen gleichmäßigen Temperaturverlauf entlang des Probenquerschnitts gewährleisten sollte, wurden die Proben mit einer Dehnrage ($\dot{\varphi}$) von 10 s $^{-1}$ bis zu einem Umformgrad (φ) von 0,2 gestaucht. Um den Einfluss der Zeit auf den Rekristallisationsfortschritt zu untersuchen wurde T_{def} nach der Umformung für unterschiedliche Haltezeiten (t_{inter}) zwischen 0 und 2000 s gehalten. Abschließend wurden die Proben mit einer Abkühlrate von -100°Cs^{-1}

at a cooling rate of $-100\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ resulting in a martensitic microstructure. In addition to the first series of tests, a second series was performed at a T_a of $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$. The remaining test parameters were kept the same in both series of tests.

After the single-hit compression tests, the samples were cut in longitudinal direction to examine the microstructure of the compressed and quenched samples. The cut samples were mounted with the aid of a hot mounting press. They were ground up to a grit of 4000 using SiC grinding paper and subsequently polished up to a grit of $1\text{ }\mu\text{m}$ with diamond suspension. The polished samples were etched using the CRIDA CHEMIE etchant CRIDA QT plus to reveal the PAGB structure within the martensitic microstructure. For this purpose, the freshly polished samples were thoroughly cleaned using isopropanol and immersed in the etching solution for 15 minutes at room temperature. When the etching attack was weak or insufficient, the samples were cleaned using isopropanol and re-polished for a minute using a $1\text{ }\mu\text{m}$ diamond suspension. Subsequent to a second isopropanol cleaning process, the re-polished samples were immersed in the etching solution for another 5–10 minutes. The structure of the PAGB was made visible using a ZEISS light microscope Axio Imager M1. At least three LOM images were acquired of adjacent positions of the compressed samples for the quantitative evaluation of the grain elongation to obtain statistical information on the determined grain elongation values (see Figure 2). In this context, the magnification of the microscope was chosen such that the image contained between 400 and 600 grains.

The quantitative evaluation of the grain elongation was carried out using the image analysis software MIPAR 3.3.4. The software not only allows an automated identifi-

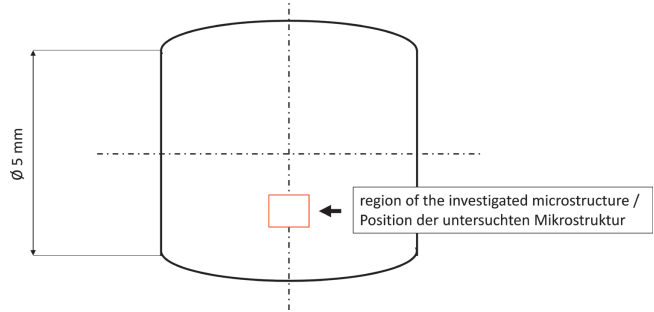
direkt aus dem Austenitgebiet abgeschreckt, wodurch sich ein martensitisches Gefüge ausbildete. Zusätzlich wurde zur ersten Versuchsreihe eine zweite Versuchsreihe mit einer T_a von $1250\text{ }^{\circ}\text{C}$ durchgeführt. Die restlichen Versuchsparameter blieben in beiden Versuchsreihen gleich.

Um die Mikrostruktur der gestauchten und abgeschreckten Proben untersuchen zu können, wurden diese nach den Einzelstauchversuchen in Längsrichtung zerteilt. Die zerteilten Proben wurden mit einer Warmeinbettpresse eingebettet, mit SiC-Schleifpapier bis zu einer Körnung von 4000 geschliffen und anschließend bis zu einer Körnung von $1\text{ }\mu\text{m}$ mit Diamantsuspension poliert. Um die Struktur der PAGB innerhalb des martensitischen Gefüges sichtbar zu machen, wurden die polierten Proben mit dem Ätzmittel CRIDA QT plus der Firma CRIDA CHEMIE geätzt. Hierzu wurden die frisch polierten Proben gründlich mit Isopropanol gereinigt und bei Raumtemperatur für 15 Minuten in die Ätzlösung gelegt. Im Fall eines schwachen, beziehungsweise unzureichenden Ätzangriffs, wurden die Proben mit Isopropanol gereinigt und circa eine Minute mit einer Diamantsuspension von $1\text{ }\mu\text{m}$ nachpoliert. Nach einer erneuten Reinigung mit Isopropanol wurden die nachpolierten Proben für weitere 5–10 Minuten in die Ätzlösung getaucht. Die Struktur der PAGB wurde mittels Lichtmikroskopie unter Verwendung eines ZEISS Axio Imager M1 Mikroskops sichtbar gemacht. Für die quantitative Auswertung der Kornstreckung wurden mindestens drei LIMI-Aufnahmen an benachbarten Positionen der gestauchten Proben angefertigt, um eine statistische Aussage über die ermittelten Werte der Kornstreckung zu erhalten (siehe Bild 2). Dabei wurde die Vergrößerung des Mikroskops so gewählt, dass sich innerhalb der Aufnahme zwischen 400 und 600 Körner befanden.

Die quantitative Auswertung der Kornstreckung erfolgte mit der Bildanalysesoftware MIPAR 3.3.4. Diese Software ermöglicht einerseits eine automatisierte Erkennung der einzel-

Figure 2: Schematic representation of the compressed samples to illustrate the position of the examined microstructure.

Bild 2: Skizze der gestauchten Proben zur Beschreibung der Position der untersuchten Mikrostruktur.



cation of individual grains but also provides a description of the grains' shape based on various parameters. Three different parameters were applied in the present work to quantitatively determine the grain elongation: the Y/X aspect ratio ($AR_{Y/X}$) described in formula 1, the a/b aspect ratio ($AR_{a/b}$) described in formula 2, and the eccentricity (E) described in formula 3.

$$AR_{Y/X} = \frac{Y}{X} \quad (1)$$

$$AR_{a/b} = \frac{a}{b} \quad (2)$$

$$E = \frac{\sqrt{a^2 - b^2}}{a} \quad (3)$$

In formula 1, Y and X describe the maximum grain diameters in the vertical and horizontal image direction of the respective grain. In order for $AR_{Y/X}$ to be used, the LOM image needs to be oriented in a way such that the samples' compression plane in the longitudinal section runs parallel to the vertical image axis. An ellipse was fitted into each grain using the evaluation software in order to determine $AR_{a/b}$ and E, where a describes the length of the major axis and b the length of the minor axis of the fitted ellipse. Figure 3 shows a LOM image of an etched sample

nen Körner und ermöglicht andererseits die Kornform durch unterschiedliche Parameter beschreiben zu können. In vorliegender Arbeit wurden für die quantitative Bestimmung der Kornstreckung drei unterschiedliche Parameter herangezogen: das Y/X-Seitenverhältnis ($AR_{Y/X}$, „engl.: Y/X-aspect-ratio“), welches durch Formel 1 beschrieben wird; das a/b-Seitenverhältnis ($AR_{a/b}$, „engl.: a/b-aspect-ratio“), welches durch Formel 2 beschrieben wird und die Exzentrizität (E), welche durch Formel 3 beschrieben wird.

$$AR_{Y/X} = \frac{Y}{X} \quad (1)$$

$$AR_{a/b} = \frac{a}{b} \quad (2)$$

$$E = \frac{\sqrt{a^2 - b^2}}{a} \quad (3)$$

In Formel 1 beschreiben Y und X die maximalen Korndurchmesser in vertikaler sowie horizontaler Bildrichtung des jeweiligen Kornes. Für die Verwendung des $AR_{Y/X}$ war es daher erforderlich, die LIM1-Aufnahme so auszurichten, dass die Stauchebene der Proben im Längsschliff parallel zur vertikalen Bildachse war. Für die Bestimmung von $AR_{a/b}$ sowie von E wurde durch die Auswertesoftware eine Ellipse in jedes Korn gefittet, wobei a die Länge der Hauptachse und b die Länge der Nebenachse der gefitteten Ellipse beschreibt. Bild 3 zeigt eine LIM1-Aufnahme eines geätzten

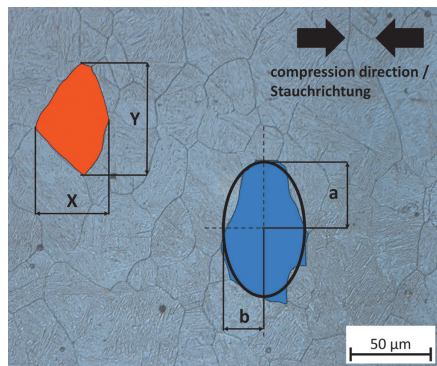


Figure 3: LOM image of an etched section of a compressed sample after a $T_a = 1250^\circ\text{C}$ and $t_{\text{inter}} = 10$ s. The red and blue grains are to illustrate the grain parameters Y, X, a, and b.

Bild 3: LOM-Aufnahme eines geätzten Schiffs einer gestauchten Probe nach einer $T_a = 1250^\circ\text{C}$ und $t_{\text{inter}} = 10$ s. Das rote und blaue Korn dienen zur Veranschaulichung der Kornparameter Y, X, a und b.

section subsequent to a single-hit compression test after a T_a of 1250°C and a t_{inter} of 10 s as well as a schematic illustration of the grain shape using the grain parameters Y, X, a, and b.

The curves were normalized in order to improve the comparability of the time-dependent profile of the grain elongation (see formula 4).

$$e_{g,\text{norm},i} = \frac{e_{g,i}}{e_{g,t0}} \quad (4)$$

Formula 4 describes the determination of the normalized grain elongation ($e_{g,\text{norm}}$), where $e_{g,i}$ is the grain elongation after $t_{\text{inter}} = i$ and $e_{g,t0}$ is the mean grain elongation after a t_{inter} of 0 s (direct quenching after compression).

In [8], the recrystallization behavior was indirectly determined from the flow curve of two successive compressions. The tests in the present work differ only in that the samples were directly quenched after t_{inter} . As the degree of recrystallization is a function of t_{inter} , the same degree of recrystallization was obtained, regardless of whether a second compression was carried out. Therefore, the recrystallization values indirectly determined by the authors [8] can be used in this work to determine appropriate pa-

Schliffs einer Probe nach einem Einzelstauchversuch nach einer $T_a = 1250^\circ\text{C}$ und einer $t_{\text{inter}} = 10$ s, sowie schematisch die Beschreibung der Kornform durch die Kornparameter Y, X, a und b.

Um die zeitabhängigen Verläufe der Kornstreckung besser vergleichbar zu machen, wurden die Kurven normiert (siehe Formel 4).

$$e_{g,\text{norm},i} = \frac{e_{g,i}}{e_{g,t0}} \quad (4)$$

Formel 4 beschreibt die Ermittlung der normierten Kornstreckung ($e_{g,\text{norm}}$, „engl.: normalized grain elongation“), wobei $e_{g,i}$ die Kornstreckung nach einer $t_{\text{inter}} = i$ und $e_{g,t0}$ die mittlere Kornstreckung nach einer $t_{\text{inter}} = 0$ s beschreibt (direktes Abschrecken nach der Stauchung).

In [8] wurde das Rekristallisationsverhalten indirekt über den Verlauf der Fließspannung von zwei aufeinanderfolgenden Stauchungen ermittelt. Die Versuche in vorliegender Arbeit unterscheiden sich dahingehend lediglich darin, dass die Proben nach t_{inter} direkt abgeschreckt wurden. Da der Rekristallisationsgrad abhängig ist von t_{inter} , hat sich unabhängig davon ob eine zweite Stauchung durchgeführt wurde, in beiden Fällen der gleiche Rekristallisationsgrad eingestellt. Aus diesem Grund können die von den Autoren [8] indirekt ermittelten Rekristallisationswerte

rameters for the light microscope analysis of the degree of recrystallization.

Similar to what *Chen et al.* [20] described for the examination of an aluminum alloy, a criterion was introduced in this work which defines when a grain is considered as recrystallized. A critical threshold value (f_{crit}) was defined as a criterion for the three parameters of the grain elongation ($AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$, and E). The degree of recrystallization (R_{xx}) of the microstructure is subsequently obtained from formula 5:

$$R_{xx} = \frac{A_{Rxx}}{A_{total}} \quad (5)$$

Here, A_{Rxx} describes the total area of all recrystallized grains in the respective LOM image, whereas A_{total} is the total area of all grains, regardless of whether they are recrystallized or not.

The aim of the work was to choose f_{crit} for $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$, and E such that a difference between the recrystallization values determined from formula 5 and the values previously determined by the authors [8] is as small as possible. For this purpose, f_{crit} was varied and the results were plotted together with the results of the double-hit compression test. In order for the deviation of the curves showing the recrystallization values of the double-hit compression tests [8] and the recrystallization values of the light microscope examinations after the single-hit compression tests to be quantified, the Euclidean distance (d_E) between the measurement values was used. This process is described in formula 6:

$$d_E = \sqrt{\sum_{i=1}^n (Rxx_{i,DH} - Rxx_{i,SH})^2} \quad (6)$$

Thus, the degree of recrystallization after the double-hit compression tests at the time i ($Rxx_{i,DH}$) and the mean value of the degree of

herangezogen werden, um geeignete Parameter für die lichtmikroskopische Analyse des Rekristallisationsgrads in dieser Arbeit zu ermitteln.

Ähnlich wie von *Chen et al.* [20] für die Untersuchung einer Aluminium-Legierung beschrieben, wurde in dieser Arbeit ein Kriterium eingeführt, welches definiert, wann ein Korn als rekristallisiert angesehen wird. Als Kriterium wurde für die drei Parameter der Kornstreckung ($AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$ und E) ein kritischer Grenzwert (f_{crit}) definiert. Der Rekristallisationsgrad (R_{xx}) des Gefüges ergibt sich anschließend aus Formel 5:

$$R_{xx} = \frac{A_{Rxx}}{A_{total}} \quad (5)$$

Hierbei beschreibt A_{Rxx} die Gesamtfläche aller in der jeweiligen LIMI-Aufnahme rekristallisierten Körner und A_{total} die Gesamtfläche aller Körner, unabhängig ob rekristallisiert, oder nicht.

Ziel dieser Arbeit war es für $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$ und E f_{crit} so zu wählen, dass zwischen den aus Formel 5 ermittelten Rekristallisationswerten und den vorab von den Autoren [8] ermittelten Werten eine möglichst geringe Differenz besteht. Hierfür wurde f_{crit} variiert und die Ergebnisse gemeinsam mit den Ergebnissen der Doppelstauchversuche geplottet. Um die Abweichung der Kurven der Rekristallisationswerte der Doppelstauchversuche [8] und der Rekristallisationswerte der lichtmikroskopischen Untersuchungen nach den Einzelstauchversuchen quantifizierbar zu machen, wurde der euklidische Abstand (d_E) zwischen den Messwerten als Maß hierfür herangezogen. Dies ist in Formel 6 beschrieben:

$$d_E = \sqrt{\sum_{i=1}^n (Rxx_{i,DH} - Rxx_{i,SH})^2} \quad (6)$$

Für die Bestimmung von d_E zwischen den Ergebnissen der Doppelstauchversuche und der Einzelstauchversuche benötigt man dem-

recrystallization after the single-hit compression tests at the same instant ($Rxx_{i,SH}$) is required in order to determine d_E between the results of the double-hit compression tests and the single-hit compression tests. In general, the progression of the curves becomes increasingly similar with decreasing d_E .

3 Results

3.1 Quantitative determination of the grain elongation

Figure 4 shows the progression of the $e_{g,norm}$ curve over time after the single-hit compression tests, described by the three parameters $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$, and E for different T_a , respectively. Figure 4a shows the value chart for a T_a of 1100 °C in which a temporal decrease of the grain elongation can be observed for all three parameters. The highest decrease of $e_{g,norm} = 0.92$ at a t_{inter} of 10 s to 0.70 at a t_{inter} of 2000 s can be observed for $AR_{Y/X}$, whereas the grain elongation for $AR_{a/b}$ only decreases from 0.95 to 0.80 and from 0.97 to 0.90 for E . For a t_{inter} of between 100 s and 300 s, the $e_{g,norm}$ curves for $AR_{a/b}$ and E

nach den Rekristallisationsgrad nach den Doppelstauchversuchen zum Zeitpunkt i ($Rxx_{i,DH}$) sowie den Mittelwert des Rekristallisationsgrads nach den Einzelstauchversuchen zum jeweils selben Zeitpunkt ($Rxx_{i,SH}$). Generell gilt, dass der Verlauf der Kurven mit sinkendem d_E ähnlicher wird.

3 Ergebnisse

3.1 Quantitative Bestimmung der Kornstreckung

Bild 4 zeigt den zeitlichen Verlauf der $e_{g,norm}$ nach den Einzelstauchversuchen, jeweils beschrieben durch die drei Parameter $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$ und E für unterschiedliche T_a . Bild 4a zeigt den Verlauf für eine T_a von 1100 °C, wobei eine zeitliche Abnahme der Kornstreckung für alle drei Parameter ersichtlich wird. Die stärkste Abnahme der $e_{g,norm}$ von 0,92 bei einer t_{inter} von 10 s auf 0,70 bei einer t_{inter} von 2000 s ist für $AR_{Y/X}$ zu beobachten, wohingegen die Kornstreckung für $AR_{a/b}$ lediglich von 0,95 auf 0,80 und bei E von 0,97 auf 0,90 abnimmt. Der $e_{g,norm}$ -Verlauf des $AR_{a/b}$ und der E zeigt zwischen einer t_{inter} von 100 s bis 300 s ein Abfla-

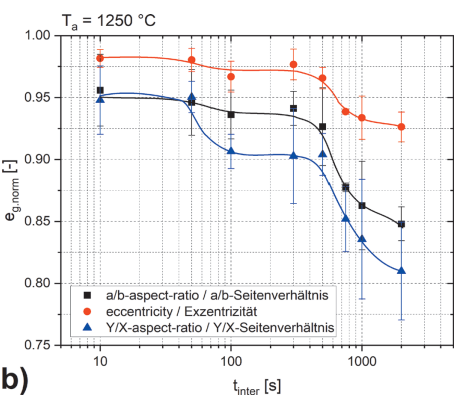
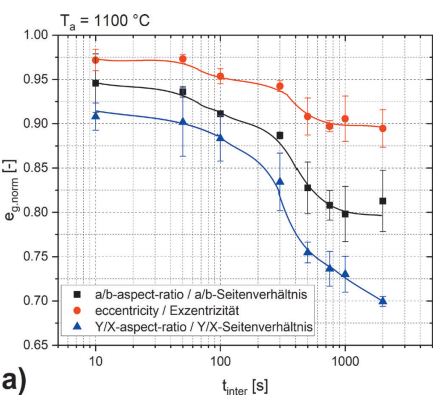


Figure 4a and b: Profile of $e_{g,norm}$ over time after the single compression tests, described by the parameters $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$, and E for a T_a of a) 1100 °C and b) 1250 °C.

Bild 4a und b: zeitlicher Verlauf von $e_{g,norm}$ nach den Einzelstauchversuchen, beschrieben durch die Parameter $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$ und E für eine T_a von a) 1100 °C und b) 1250 °C.

flatten. Figure 4b shows the progression of the $e_{g,norm}$ curve for $T_a = 1250^\circ\text{C}$ over time. Here, $e_{g,norm}$ remains approximately constant for all three parameters up to a t_{inter} of 100 s, while values subsequently decrease and a plateau is formed for a t_{inter} of between 100 and 400 s. As already outlined for a T_a of 1100°C , the $AR_{y/x}$ curve progression over time shows the largest decrease of $e_{g,norm}$ for a T_a of 1250°C resulting in the most pronounced plateau formation in the curves' progression.

3.2 Determination of the degree of recrystallization

Figure 5 shows the profiles for the degree of recrystallization for different annealing temperatures (1100°C and 1250°C) over time determined by the authors in [8] in double-hit compression tests' as well as the recrystallization degree after the single-hit compression tests determined from formula 5 as a function of the grain elongation parameter and f_{crit} . Figure 5a shows the curves for the recrystallization established from $AR_{y/x}$ after a T_a of 1100°C and a variation of f_{crit} between 1.05 and 1.25. For $t_{inter} < 300$ s, a f_{crit} of 1.20 corresponds most closely to the recrystallization curve after the double-hit compression tests. For longer t_{inter} , a better agreement is obtained for $f_{crit} = 1.15$. In Figure 5b, the curve for $AR_{y/x}$ and a f_{crit} of 1.10 shows the best agreement with the values of the double-hit compression tests after a T_a of 1250°C up to a t_{inter} of 500 s. For $t_{inter} > 500$ s, a better agreement is obtained for a f_{crit} of 1.15. After a T_a of 1250°C , the double-hit compression tests result in the formation of

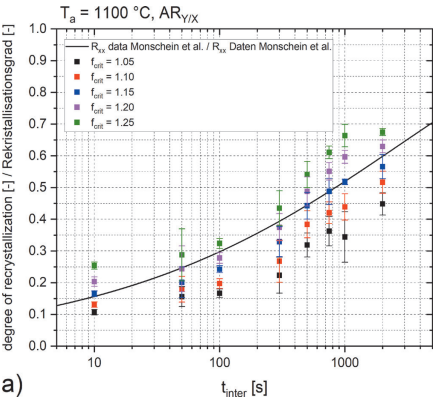
chen. Bild 4b zeigt den zeitlichen Verlauf von $e_{g,norm}$ für eine T_a von 1250°C . Hierbei zeigt sich für alle drei Parameter, dass bis zu einer t_{inter} von 100 s die $e_{g,norm}$ annähernd konstant bleibt und es anschließend zu einer Abnahme und der Ausbildung eines Plateaus zwischen t_{inter} von 100–400 s kommt. Wie bereits für eine T_a von 1100°C beschrieben, zeigt auch bei einer T_a von 1250°C der zeitliche Verlauf von $AR_{y/x}$ die größte Verringerung von $e_{g,norm}$, was zur deutlichsten Ausprägung des Plateaus im Kurvenverlauf führt.

3.2 Ermittlung des Rekristallisationsgrads

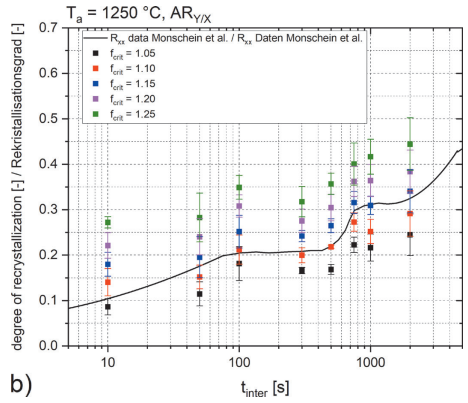
Bild 5 zeigt die anhand von Doppelstauchversuchen von den Autoren in [8] ermittelten zeitlichen Verläufe des Rekristallisationsgrads für unterschiedliche Glühtemperaturen (1100°C und 1250°C) sowie die aus Formel 5 ermittelten Rekristallisationsgrade nach den Einzelstauchversuchen abhängig vom Kornstreckungsparameter und f_{crit} . Bild 5a zeigt die aus $AR_{y/x}$ ermittelten Verläufe der Rekristallisation nach einer T_a von 1100°C und einer Variation von f_{crit} zwischen 1,05 und 1,25. Für $t_{inter} > 300$ s zeigt ein f_{crit} von 1,20 die größte Übereinstimmung zum Rekristallisationsverlauf nach den Doppelstauchversuchen. Für längere t_{inter} gibt es eine bessere Übereinstimmung für $f_{crit} = 1,15$. Nach einer T_a von 1250°C zeigt in Bild 5b jene Kurve von $AR_{y/x}$ und f_{crit} von 1,10 bis zu einer t_{inter} von 500 s die beste Übereinstimmung zu den Werten der Doppelstauchversuche. Für $t_{inter} > 500$ s zeigt sich eine bessere Übereinstimmung bei einem f_{crit} von 1,15. Die Ergebnisse der Doppelstauchversuche zeigen nach einer T_a von 1250°C die Bildung

Figure 5a to f: Profile of the recrystallization over time as a function of f_{crit} for the different grain elongation parameters and different T_a as well as the profile of the recrystallization previously determined by the authors [8] in double-hit compression tests. a) $AR_{y/x}$, $T_a = 1100^\circ\text{C}$; b) $AR_{y/x}$, $T_a = 1250^\circ\text{C}$; c) $AR_{a/b}$, $T_a = 1100^\circ\text{C}$; d) $AR_{a/b}$, $T_a = 1250^\circ\text{C}$; e) E , $T_a = 1100^\circ\text{C}$; f) E , $T_a = 1250^\circ\text{C}$.

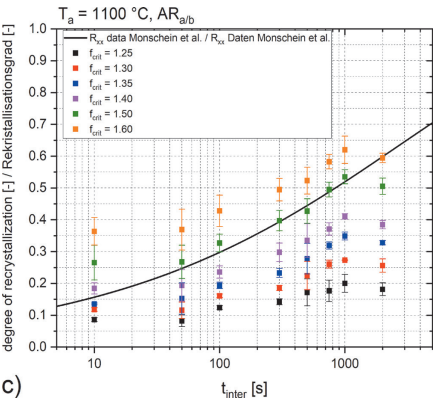
Bild 5a bis f: zeitlicher Verlauf der Rekristallisation abhängig von f_{crit} für die unterschiedlichen Kornstreckparameter und unterschiedliche T_a , sowie der von den Autoren [8] vorab durch Doppelstauchversuche ermittelte Verlauf der Rekristallisation. a) $AR_{y/x}$, $T_a = 1100^\circ\text{C}$; b) $AR_{y/x}$, $T_a = 1250^\circ\text{C}$; c) $AR_{a/b}$, $T_a = 1100^\circ\text{C}$; d) $AR_{a/b}$, $T_a = 1250^\circ\text{C}$; e) E , $T_a = 1100^\circ\text{C}$; f) E , $T_a = 1250^\circ\text{C}$.



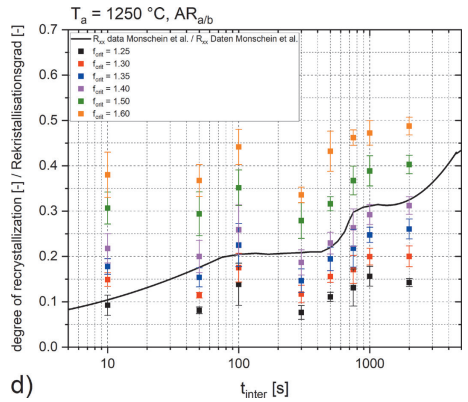
a)



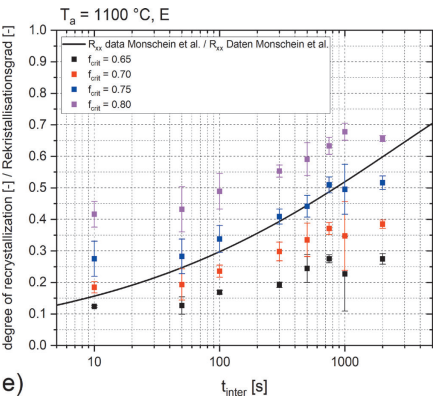
b)



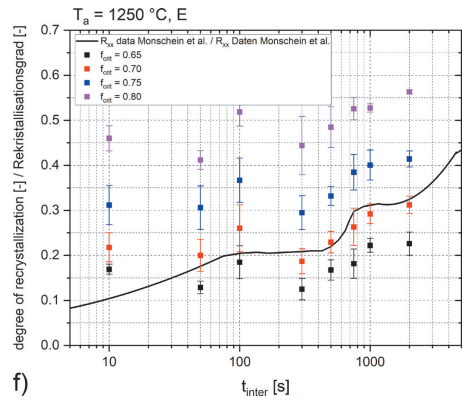
c)



d)



e)



f)

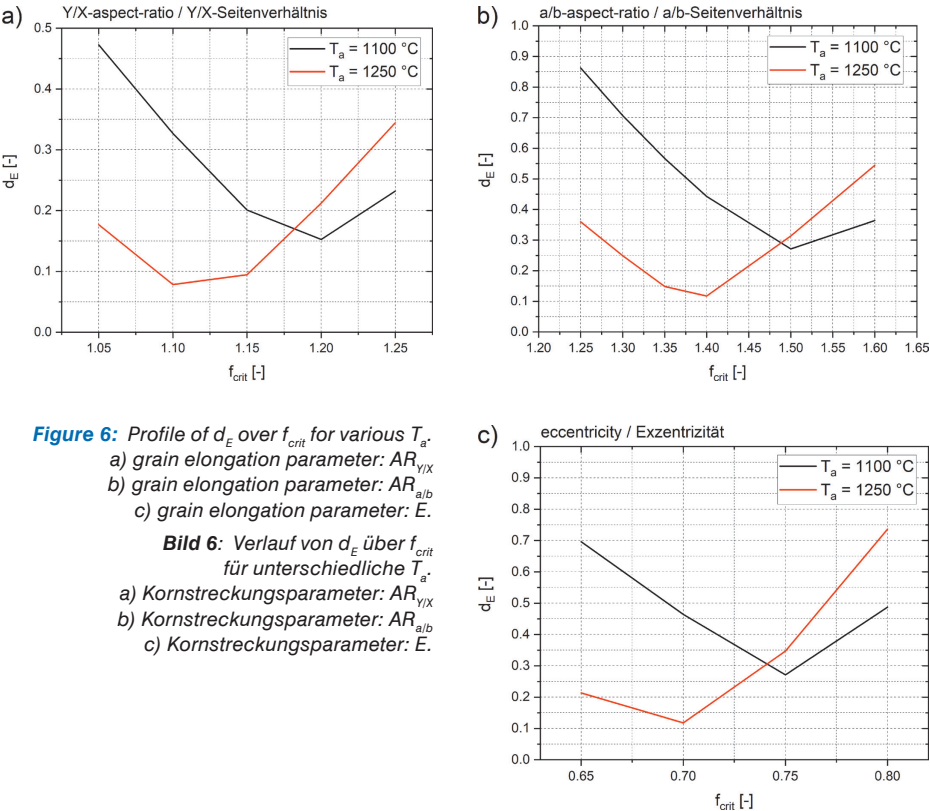


Figure 6: Profile of d_E over f_{crit} for various T_a .

- a) grain elongation parameter: $AR_{Y/X}$
- b) grain elongation parameter: $AR_{a/b}$
- c) grain elongation parameter: E .

Bild 6: Verlauf von d_E über f_{crit} für unterschiedliche T_a .

- a) Kornstreckungsparameter: $AR_{Y/X}$
- b) Kornstreckungsparameter: $AR_{a/b}$
- c) Kornstreckungsparameter: E .

a plateau for t_{inter} between 100 s and 500 s. This could be attributed to the formation of strain-induced Nb(C,N) precipitates [8]. All curves in Figure 5b show the formation of a plateau at the same position, regardless of f_{crit} . d_E was used as a measure to quantify the similarity of the recrystallization profiles as a function of f_{crit} after the double-hit compression tests [8] and single-hit compression tests (see formula 6). Figure 6a shows the progression of d_E as a function of T_a and f_{crit} , where $AR_{Y/X}$ was included as a grain elongation parameter. After a T_a of 1100 °C, the progression of d_E shows a minimum at a f_{crit} of 1.20, whereas a rise in T_a to 1250 °C leads to a further reduction of the minimum to $f_{crit} = 1.10$.

eines Plateaus für t_{inter} zwischen 100 s und 500 s, was auf die Bildung dehnungsinduzierter Nb(C,N) Ausscheidungen zurückzuführen war [8]. Unabhängig von f_{crit} zeigen alle Kurven in Bild 5b die Formation eines Plateaus an derselben Stelle. Um die Ähnlichkeit der Rekristallisationsverläufe nach den Doppelstauchversuchen [8] und Einzelstauchversuchen, abhängig von f_{crit} , zu quantifizieren, wurde d_E als Maß herangezogen (siehe Formel 6). Bild 6a zeigt den Verlauf von d_E , abhängig von T_a und f_{crit} , wobei $AR_{Y/X}$ als Kornstreckungsparameter herangezogen wurde. Nach einer T_a von 1100 °C zeigt der Verlauf von d_E ein Minimum bei einem f_{crit} von 1,20, wobei eine Erhöhung der T_a auf 1250 °C das Minimum auf $f_{crit} = 1,10$ senkt.

Figure 5c shows the recrystallization profiles for a T_a of 1100 °C determined from $AR_{a/b}$. It is found that a f_{crit} of 1.50 gives the best agreement with the recrystallization curve of the double-hit compression tests, this is further confirmed by a minimum of d_E in Figure 6b. Figure 5d shows the profiles for a T_a of 1250 °C determined from $AR_{a/b}$. Except for a t_{inter} of 10 s and 100 s, the profile for a $f_{crit} = 1.40$ gives the best agreement with the curve after the double-hit compression tests. This is also confirmed by the occurrence of a minimum at the aforementioned f_{crit} in the profile of d_E in Figure 6b.

The recrystallization curves over time in which the eccentricity of the fitted ellipse was used as a grain elongation parameter are shown in Figure 5e ($T_a = 1100$ °C) and Figure 5f ($T_a = 1250$ °C). A T_a of 1100 °C gives the best agreement for a f_{crit} of 0.75, though there are two outliers at a t_{inter} of 10 s and 2000 s. After a $T_a = 1250$ °C, the profile for a $f_{crit} = 0.70$ gives the best agreement, whereas two outliers occurred after a t_{inter} of 10 s and 100 s (here, a f_{crit} of 0.65 gives a better agreement). In Figure 6c the minima of the d_E curves can be found at a f_{crit} of 0.75 for a T_a of 1100 °C and at a f_{crit} of 0.70 for a T_a of 1250 °C. The d_E curves thus confirm the visual assessment of the profiles described above.

4 Discussion

The present work mainly aimed at determining the degree of recrystallization of a microalloyed steel by analyzing compressed samples using a light microscope. For that, single-hit compression tests were carried out with the aid of a deformation dilatometer to produce compressed samples with different degrees of recrystallization.

In previous works, for example those by Gomez et al. [17] and Fernandez et al. [19],

In Bild 5c sind die aus $AR_{a/b}$ ermittelten Verläufe der Rekristallisation für eine T_a von 1100 °C abgebildet. Es zeigt sich, dass ein f_{crit} von 1,50 die größte Übereinstimmung mit dem Rekristallisationsverlauf der Doppelstauchversuche liefert, was ebenfalls durch ein Minimum von d_E in Bild 6b bestätigt wird. Bild 5d zeigt die aus $AR_{a/b}$ ermittelten Verläufe für eine T_a von 1250 °C. Bis auf eine t_{inter} von 10 s und 100 s zeigt der Verlauf bei einem $f_{crit} = 1,40$ die beste Übereinstimmung mit dem Verlauf nach den Doppelstauchversuchen. Dies bestätigt auch der Verlauf von d_E in Bild 6b durch das Auftreten eines Minimums bei besagtem f_{crit} .

Die zeitlichen Verläufe der Rekristallisation, in denen die Exzentrizität der gefitteten Ellipse als Kornstreckungsparameter herangezogen wurde, sind in Bild 5e ($T_a = 1100$ °C) und Bild 5f ($T_a = 1250$ °C) abgebildet. Bei einer T_a von 1100 °C gibt es die beste Übereinstimmung für ein f_{crit} von 0,75, wobei es zwei Ausreißer bei einer t_{inter} von 10 s und 2000 s gibt. Nach einer $T_a = 1250$ °C zeigt jene Kurve mit einem $f_{crit} = 0,70$ die beste Übereinstimmung mit zwei Ausreißern nach einer t_{inter} von 10 s und 100 s (Hier liefert ein f_{crit} von 0,65 eine bessere Übereinstimmung.). Die Minima in den d_E -Verläufen in Bild 6c befinden sich bei einer T_a von 1100 °C bei einem f_{crit} von 0,75 und bei einer T_a von 1250 °C bei einem f_{crit} von 0,70. Die d_E -Verläufe bestätigen demnach die weiter oben beschriebene optische Begutachtung der Kurvenverläufe.

4 Diskussion

Das Hauptziel der vorliegenden Arbeit war es, den Rekristallisationsgrad eines mikrolegierten Stahls durch eine lichtmikroskopische Analyse von gestauchten Proben zu ermitteln. Hierfür wurden Einzelstauchversuche mit einem Umformdilatometer durchgeführt, um gestauchte Proben mit unterschiedlichen Rekristallisationsgraden zu erzeugen.

In vergangenen Arbeiten, beispielsweise von Gomez et al. [17] und Fernandez et al. [19],

a line intercept method was used to analyze the degree of recrystallization of microalloyed steels. In both works, the degree of recrystallization was calculated from the ratio of line intersections of recrystallized grains to the number of intersections of all grains. However, both works do not provide any detailed information on which grains were considered recrystallized and which were not. *Chen et al.* [20] investigated the recrystallization behavior of an aluminum alloy. However, they chose another approach. In their work, they arbitrarily chose a threshold value of the $AR_{Y/X}$ of 1.75 as a criterion to decide whether a grain was recrystallized or not. Again, the grounds for choosing this threshold value were not specified. The degree of recrystallization was subsequently calculated from the ratio of the surface area of recrystallized grains and the total surface area of all grains.

A similar approach was chosen in the present work to determine the degree of recrystallization of a microalloyed steel. Three parameters were defined in a first step to describe the grain elongation, namely $AR_{Y/X}$, $AR_{a/b}$, and E , where $AR_{Y/X}$ is the Y/X aspect-ratio of the elongated grain. In this context, it must be made sure that the LOM image is oriented in such a way that the samples' compression plane runs parallel to the image axis. However, using $AR_{Y/X}$ has the advantage over using $AR_{a/b}$ and E in that the ellipses do not have to be fitted into each and every grain. Thus, the grain shape directly provides information on the grain elongation.

In the next step, the profile of the grain elongation over time was normalized and the results were plotted (see Figure 4) in order to compare the curves. The same tendency can be observed for all profiles. However, it can also be observed that the $AR_{Y/X}$ curves show the largest temporal decrease after a

wurde ein Linienschnittverfahren angewendet, um den Rekristallisationsgrad mikrolegierter Stähle zu untersuchen. Der Rekristallisationsgrad errechnete sich in beiden Arbeiten aus dem Verhältnis der Linienschnittpunkte rekristallisierter Körner zur Anzahl der Schnittpunkte aller Körner. Jedoch wurde in beiden zitierten Arbeiten nicht näher erläutert, welche Körner als rekristallisiert angenommen wurden und welche nicht. *Chen et al.* [20] untersuchten das Rekristallisationsverhalten einer Aluminium-Legierung und wählten einen anderen Ansatz. In deren Arbeit diente ein willkürlich gewählter Grenzwert des $AR_{Y/X}$ von 1,75 als Kriterium, um zu entscheiden, ob es sich um ein rekristallisiertes oder nicht rekristallisiertes Korn handelte. Auch hier wurde nicht näher erläutert, weshalb gerade dieser Grenzwert für die Entscheidung herangezogen wurde. Der Rekristallisationsgrad errechnete sich anschließend aus dem Verhältnis der Fläche der rekristallisierten Körner zur Gesamtfläche aller Körner.

In der vorliegenden Arbeit wurde für die Bestimmung des Rekristallisationsgrads eines mikrolegierten Stahls ein ähnlicher Ansatz gewählt. Im ersten Schritt wurden drei Parameter definiert, um die Kornstreckung zu beschreiben, nämlich das $AR_{Y/X}$, das $AR_{a/b}$ und die E . Beim $AR_{Y/X}$ handelt es sich um das Y/X -Seitenverhältnis des gestreckten Kornes. Hierbei muss darauf geachtet werden, die LIMI-Aufnahme so auszurichten, dass die Stauchebeine der Proben parallel zur Bildachse ist. Die Verwendung des $AR_{Y/X}$ hat jedoch gegenüber dem $AR_{a/b}$ und der E den Vorteil, dass keine Ellipse virtuell in jedes Korn gefittet werden muss und somit die Kornform direkt eine Auskunft über die Kornstreckung liefert.

Im nächsten Schritt wurden die zeitlichen Verläufe der Kornstreckung normiert und die Ergebnisse geplottet (siehe Bild 4), um die Verläufe untereinander zu vergleichen. Hier zeigt sich einerseits, dass alle Verläufe den selben Trend haben. Es zeigt sich aber auch andererseits, dass sowohl nach einer T_a von 1100 °C,

T_a of 1100 °C and a T_a of 1250 °C. The results of these analyses thus suggest that the $AR_{y/x}$ provides the highest sensitivity with regard to changes in the grain elongation. The time-dependent degree of recrystallization of the examined steels was already previously determined by the authors in double-hit compression tests. The results were published in [8]. In that work, the authors could show that a plateau formed in the recrystallization curves after a T_a of 1250 °C and between a t_{inter} of 100 s to 500 s. This can be attributed to the formation of strain-induced Nb(C,N)-precipitates. Other authors could also observe this effect in works investigating the recrystallization behavior of microalloyed steels [12–15]. The profile of $e_{g,norm}$ in Figure 4b shows the formation of a plateau at the same position. Hence, the presented methodology is also suitable to indicate the formation of strain-induced microalloying precipitates.

In order to extrapolate the degree of recrystallization from the grain elongation, a grain elongation threshold value (f_{crit}) was taken as a criterion to define if a grain is considered as recrystallized or non-recrystallized. Figure 5 shows the determined recrystallization profiles for the different grain elongation parameters, as well as for the two varying annealing temperatures of 1100 °C and 1250 °C. Not only the recrystallization curves determined from the single-hit compression tests were plotted but also those based on the double-hit compression tests published by the authors in [8]. In a comparison of the curves after a T_a of 1100 °C and those after a T_a of 1250 °C, those representing the values after a higher annealing temperature are characterized by a slower recrystallization. As has already been stated above, this can be attributed to the formation of strain-induced Nb(C,N)-precipitates after a $T_a = 1250$ °C. In addition to that, an increase in the austenite grain size can be observed

als auch nach einer T_a von 1250 °C die Verläufe des $AR_{y/x}$ die größte zeitliche Abnahme aufweisen. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen legen daher nahe, dass das $AR_{y/x}$ die größte Sensitivität im Hinblick auf Veränderungen der Kornstreckung liefert. Der zeitabhängige Rekristallisationsgrad des untersuchten Stahls wurde von den Autoren bereits vorab durch Doppelstauchversuche bestimmt und die Ergebnisse in [8] publiziert. Die Autoren konnten dort zeigen, dass es nach einer T_a von 1250 °C sowie zwischen einer t_{inter} von 100 s bis 500 s zur Ausbildung eines Plateaus in den Rekristallisationskurven kam. Verantwortlich hierfür war die Bildung dehnungsinduzierter Nb(C,N)-Ausscheidungen. Diesen Effekt konnten auch andere Autoren bei der Untersuchung des Rekristallisationsverhaltens mikrolegierter Stähle beobachten [12–15]. Der $e_{g,norm}$ -Verlauf in Bild 4 b) zeigt die Ausbildung eines Plateaus an derselben Stelle, weswegen sich diese Methodik ebenfalls eignet, um die Bildung dehnungsinduzierter Mikrolegierungsausscheidungen anzuzeigen.

Um von der Kornstreckung auf den Rekristallisationsgrad schließen zu können, wurde ein Grenzwert der Kornstreckung (f_{crit}) als Kriterium herangezogen, unter welchem ein Korn als rekristallisiert, beziehungsweise über welchem ein Korn als nicht rekristallisiert gilt. Bild 5 zeigt die dadurch ermittelten Rekristallisationsverläufe für die unterschiedlichen Kornstreckungsparameter sowie die zwei variierenden Glühtemperaturen von 1100 °C und 1250 °C. Neben den aus den Einzelstauchversuchen ermittelten Rekristallisationsverläufen sind ebenfalls die von den Autoren in [8] veröffentlichten Verläufe der Doppelstauchversuche geplottet. Vergleicht man die Kurven nach einer T_a von 1100 °C mit jenen von 1250 °C zeigen die Verläufe nach einer höheren Glühtemperatur eine verlangsamte Rekristallisation. Dies liegt, wie bereits weiter oben beschrieben, an der Formation dehnungsinduzierter Nb(C,N)-Ausscheidungen nach einer $T_a = 1250$ °C. Des Weiteren kommt es nach einer Erhöhung der T_a von 1100 °C auf 1250 °C

during annealing after the rise of T_a from 1100 °C to 1250 °C, which has a decelerating effect on the recrystallization owing to the lower number of nucleation sites.

The similarity of the recrystallization curves of the single-hit and the double-hit compression tests was quantified based on d_E . The curves for d_E plotted over f_{crit} shown in Figure 6 confirm the optically determined agreements of the profiles in Figure 5. The Euclidean distance is a single value. It thus does not allow any statement on the occurrence of curve outliers. Taking a closer look at the curve profiles, some isolated deviations of the degrees of recrystallization in the single-hit compression tests and the profiles of the double-hit compression tests can be observed. For $AR_{a/b}$ after a T_a of 1100 °C (Figure 5c), this is evidenced by a dropping degree of recrystallization between a t_{inter} of 1000 s and 2000 s. After a T_a of 1250 °C (Figure 5d), the degrees of recrystallization of the single-hit compression tests after a t_{inter} of 10 s and 100 s show higher values than the profiles after the double-hit compression tests. The same tendency can be observed in Figure 5e and Figure 5f where the eccentricity is used as a measure for the grain elongation. The smallest deviations between the profiles of the single-hit and the double-hit compression tests can be observed for the curves in which $AR_{y/x}$ is taken as a grain elongation parameter. See Figures 5a and 5b. The results of this work demonstrate that, owing also to its increased sensitivity regarding changes in the grain elongation, using $AR_{y/x}$ as a parameter for the grain elongation is best suited to analyze the degree of recrystallization of microalloyed steels. Figure 5a, Figure 5b, and Figure 6 thus show that a f_{crit} of 1.20 after a T_a of 1100 °C and a f_{crit} of 1.10 after a T_a of 1250 °C provide the best results when $AR_{y/x}$ was used as a grain elongation parameter. In concrete terms, this means that grains whose ratio grain length to grain width fall

während der Glühung zu einer Erhöhung der Austenitkorngröße, was in weiterer Folge auf Grund der geringeren Anzahl an Keimstellen ebenfalls einen rekristallisationsverzögernden Effekt verursacht.

Die Ähnlichkeit der Verläufe der Rekristallisationskurven der Einzelstauch- und Doppelstauchversuche wurde mit Hilfe dem d_E quantifiziert. Die in Bild 6 abgebildeten Verläufe des d_E über dem f_{crit} bestätigen die optischen Übereinstimmungen der Kurven in Bild 5. Bei dem euklidischen Abstand handelt es sich um einen Einzelwert, welcher demnach keine Aussage über das Auftreten von Ausreißern zwischen den Kurvenverläufen liefert. Bei genauer Betrachtung der Kurvenverläufe zeigen sich jedoch teilweise punktuelle Abweichungen der Rekristallisationsgrade der Einzelstauchversuche und den Verläufen der Doppelstauchversuche. Dies zeigt sich für das $AR_{a/b}$ nach einer T_a von 1100 °C (Bild 5c) in einer Abnahme des Rekristallisationsgrads zwischen einer t_{inter} von 1000 s und 2000 s. Nach einer T_a von 1250 °C (Bild 5d) liefern die Rekristallisationsgrade der Einzelstauchversuche nach einer t_{inter} von 10 s sowie 100 s höhere Werte als die Verläufe nach den Doppelstauchversuchen. Der gleiche Trend ist zu beobachten, wenn die Exzentrizität als Maß für die Kornstreckung herangezogen wird, was sich in Bild 5e und Bild 5f zeigt. Die geringsten Abweichungen zwischen den Verläufen der Einzelstauch- und Doppelstauchversuche zeigen jene Kurven, in denen $AR_{y/x}$ als Kornstreckungsparameter verwendet wurde, was in Bild 5a und Bild 5b ersichtlich wird. In Kombination mit der erhöhten Sensitivität, welches das $AR_{y/x}$ im Hinblick auf Veränderungen der Kornstreckung zeigt, zeigen die Ergebnisse dieser Arbeit, dass sich die Verwendung des $AR_{y/x}$ als Parameter der Kornstreckung am besten eignet um den Rekristallisationsgrad mikrolegierter Stähle zu untersuchen. Bild 5a, Bild 5b und Bild 6 zeigen demnach, dass in den Verläufen in denen $AR_{y/x}$ als Kornstreckungsparameter verwendet wurde, nach einer T_a von 1100 °C ein $f_{crit} = 1,20$ und nach einer T_a von

below 1.10 or 1.20, respectively, are considered as recrystallized.

In this work, it could be shown that f_{crit} is a function of the grain elongation parameter and that it is also slightly dependent of the deformation parameters. However, once f_{crit} is determined for a deformation process, the method presented here allows an automated analysis of the degree of recrystallization in microalloyed steels using the light microscope.

5 Summary

This work aimed at directly determining the degree of recrystallization of compressed samples of a microalloyed HSLA steel in the light microscope. For this purpose, single-hit compression tests were performed with varying test parameters using a deformation dilatometer to produce samples with various degrees of recrystallization. The time-dependent degree of recrystallization of the examined steels was already previously determined by the authors in double-hit compression tests. Based on the respective results, the evaluation parameters for the direct light microscope analysis of the degree of recrystallization could be adjusted in order to obtain the best possible agreement between the recrystallization curves of the single-hit and the double-hit compression tests. A critical grain elongation threshold value (f_{crit}) was taken as a measure to decide whether the respective grains were recrystallized or not. Three parameters were chosen to describe the grain elongation, namely the Y/X aspect-ratio ($AR_{Y/X}$), the a/b aspect-ratio ($AR_{a/b}$), and the eccentricity (E). The results of this work can be summarized as follows:

- After an annealing temperature (T_a) of 1100 °C, the curves for the normalized

1250 °C ein $f_{crit} = 1,10$ die besten Resultate liefert. Konkret bedeutet dies, dass in besagtem Fall Körner als rekristallisiert gelten, in denen das Kornlänge-zu-Kornbreite-Verhältnis unter 1,10, beziehungsweise 1,20 liegt.

Bezüglich f_{crit} konnte in dieser Arbeit gezeigt werden, dass dieser Wert abhängig ist vom Kornstreckungsparameter sowie ebenfalls geringfügig von den Umformparametern. Wird f_{crit} für einen Umformprozess jedoch einmal bestimmt, ermöglicht die hier gezeigte Methode eine automatisierte lichtmikroskopische Analyse des Rekristallisationsgrads mikrolegierter Stähle.

5 Zusammenfassung

Diese Arbeit hatte das Ziel, den Rekristallisationsgrad von gestauchten Proben eines mikrolegierten HSLA-Stahls direkt lichtmikroskopisch zu ermitteln. Hierfür wurden mittels eines Umformdilatometers Einzelstauchversuche mit variierenden Versuchsparametern durchgeführt, um Proben mit unterschiedlichem Rekristallisationsgrad zu erzeugen. Der zeitabhängige Rekristallisationsgrad des untersuchten Stahls wurde von den Autoren bereits vorab durch Doppelstauchversuche bestimmt [8]. Anhand dieser Ergebnisse war es möglich, die Auswerteparameter für die direkte lichtmikroskopische Analyse des Rekristallisationsgrads anzupassen, um eine bestmögliche Übereinstimmung zwischen den Rekristallisationsverläufen der Einzelstauch- und Doppelstauchversuche zu erhalten. Ein kritischer Grenzwert der Kornstreckung (f_{crit}) wurde als Maß herangezogen, um zu entscheiden, ob es sich bei den jeweiligen Körnern um rekristallisierte oder nicht rekristallisierte Körner handelt. Um die Kornstreckung zu beschreiben wurden drei Parameter ausgewählt, nämlich das Y/X-Seitenverhältnis ($AR_{Y/X}$), das a/b-Seitenverhältnis ($AR_{a/b}$) und die Exzentrizität (E). Die Ergebnisse der Arbeit lassen sich wie folgt zusammenfassen:

- Nach einer Glüh Temperatur (T_a) von 1100 °C zeigen die Verläufe der normierten Korn-

grain elongation ($e_{g, \text{norm}}$) for all three grain elongation parameters are characterized by a temporal decrease. The most pronounced decrease can be observed for the $AR_{\gamma/\chi}$ curve, followed by $AR_{a/b}$, and E. After a $T_a = 1250^\circ\text{C}$, the profile of $e_{g, \text{norm}}$ over time shows a constant progression for all grain elongation parameters up to a holding time (t_{inter}) of 100 s. A plateau is subsequently formed between a t_{inter} of 100 s to 400 s. For this annealing temperature, the profile of $AR_{\gamma/\chi}$ over time also shows the strongest decrease of $e_{g, \text{norm}}$ as well as the most pronounced plateau.

- The double-hit compression tests previously performed [8] indicated that strain-induced Nb(C,N) precipitates formed after a $T_a = 1250^\circ\text{C}$ and a t_{inter} of 100 s. This is evidenced by the formation of a plateau in the recrystallization diagram. With regard to the profile of $e_{g, \text{norm}}$ after a T_a of 1250°C and a t_{inter} of 100 s, all three grain elongation parameters are characterized by the same trend. The profile of $e_{g, \text{norm}}$ over time is therefore also suited to show the beginning of the formation of strain-induced precipitates. The most pronounced plateau is formed for $AR_{\gamma/\chi}$, followed by $AR_{a/b}$ and E.
- After a T_a of 1100°C , the recrystallization profiles for which $AR_{\gamma/\chi}$ is chosen as a grain elongation parameter show that the best agreement of the recrystallization profiles between the double-hit and the single-hit compression tests is obtained for a f_{crit} of 1.20 up to a t_{inter} of 300 s. For $t_{\text{inter}} > 300$ s, a f_{crit} of 1.15 shows the best agreement. The Euclidean distance (d_E), taken as a measure to quantify the similarity of the curves, shows the best agreement of the recrystallization profiles for a f_{crit} of 1.20. The curves determined from $AR_{a/b}$ as well as d_E show that the greatest similarity for the recrystallization profiles is obtained for $f_{\text{crit}} = 1.50$. For the recrystallization profiles in which E is used as a grain elongation parameter, the best

streckung ($e_{g, \text{norm}}$) für alle drei Kornstreckungsparameter eine zeitliche Abnahme. Die stärkste Abnahme zeigt die Kurve des $AR_{\gamma/\chi}$, gefolgt vom $AR_{a/b}$ und der E. Nach einer $T_a = 1250^\circ\text{C}$ zeigt der zeitliche Verlauf der $e_{g, \text{norm}}$ für alle Kornstreckungsparameter bis zu einer Haltezeit (t_{inter}) von 100 s einen konstanten Verlauf, wobei es im Anschluss zur Ausbildung eines Plateaus zwischen einer t_{inter} von 100 s bis 400 s kommt. Der zeitliche Verlauf der $AR_{\gamma/\chi}$ -Kurve zeigt auch bei dieser Glühtemperatur die stärkste zeitliche Abnahme von $e_{g, \text{norm}}$ sowie die deutlichste Ausprägung des Plateaus.

- Die vorab durchgeführten Doppelstauchversuche [8] zeigten, dass es nach einer $T_a = 1250^\circ\text{C}$ und einer t_{inter} von 100 s zur Bildung dehnungsinduzierter Nb(C,N)-Ausscheidungen kam. Dies zeigte sich durch die Ausbildung eines Plateaus im Rekristallisationsdiagramm. Alle drei Kornstreckungsparameter weisen für den Verlauf der $e_{g, \text{norm}}$ denselben Trend nach einer T_a von 1250°C und einer t_{inter} von 100 s auf, weswegen sich der zeitliche Verlauf der $e_{g, \text{norm}}$ ebenfalls eignet, um den Beginn der Formation dehnungsinduzierter Ausscheidungen anzuzeigen. Am deutlichsten ausgeprägt ist die Plateaubildung für das $AR_{\gamma/\chi}$, gefolgt von dem $AR_{a/b}$ und der E.
- Nach einer T_a von 1100°C zeigen die Rekristallisationsverläufe, in denen das $AR_{\gamma/\chi}$ als Kornstreckungsparameter gewählt wurde, dass es bei einem f_{crit} von 1,20 bis zu einer t_{inter} von 300 s die beste Übereinstimmung der Rekristallisationsverläufe zwischen den Doppelstauch- und den Einzelstauchversuchen gibt. Für $t_{\text{inter}} > 300$ s zeigt ein f_{crit} von 1,15 die beste Übereinstimmung. Die euklidische Distanz (d_E), welche als Maß herangezogen wurde, um die Ähnlichkeit der Kurven zu quantifizieren, zeigt bei einem f_{crit} von 1,20 die größte Übereinstimmung der Rekristallisationsverläufe. Die aus den $AR_{a/b}$ ermittelten Verläufe, sowie die d_E , zeigen, dass bei einem $f_{\text{crit}} = 1,50$ die größte Ähnlichkeit für die Rekristallisationsverläufe besteht. Für die Verläufe der Rekristallisation,

agreement is obtained after a $f_{crit} = 0.75$, though two outliers occur after a t_{inter} of 10 s and 2000 s. d_E likewise has a minimum at $f_{crit} = 0.75$, indicating the best curve agreement.

- After a T_a of 1250 °C, the recrystallization profiles for which $AR_{v/x}$ was taken as a grain elongation parameter show that the best agreement is obtained for a f_{crit} of 1.10 up to a t_{inter} of 500 s. A f_{crit} of 1.15 provides the best agreement for $t_{inter} > 500$ s, whereas d_E shows the best agreement of the recrystallization profiles for a f_{crit} of 1.10. d_E , as well as the profiles determined from the $AR_{a/b}$, show that, apart from two outliers after a t_{inter} of 10 s and 100 s, the best agreement of the recrystallization profiles is obtained for a $f_{crit} = 1.40$. For the recrystallization profiles in which E is used as a grain elongation parameter, the best curve agreement is obtained after a $f_{crit} = 0.70$, though two outliers occur after a t_{inter} of 10 s and 100 s. d_E also has a minimum for $f_{crit} = 0.70$, indicating the best agreement of the curves.
- After a T_a of 1250 °C, recrystallization profiles over time are characterized by the formation of a plateau for a t_{inter} of between 100 s to 400 s for all three grain elongation parameters. Hence, a light microscope analysis of the grain elongation is suited for indicating the recrystallization inhibiting properties of strain-induced microalloying precipitates.
- Taking the $AR_{v/x}$ as a grain elongation parameter is best suited for the determination of the degree of recrystallization in the light microscope. No ellipse must be fitted into each and every grain so that the grain shape itself provides information on the grain elongation. Furthermore, the

in denen E als Kornstreckungsparameter herangezogen wurde, zeigt sich die beste Übereinstimmung in den Kurvenverläufen nach einem $f_{crit} = 0.75$, wobei es zwei Ausreißer nach einer t_{inter} von 10 s und 2000 s gibt. Auch der d_E weist bei einem $f_{crit} = 0.75$ ein Minimum auf, was die beste Übereinstimmung der Kurven anzeigt.

- Nach einer T_a von 1250 °C zeigen die Rekristallisationsverläufe, in denen das $AR_{v/x}$ als Kornstreckungsparameter gewählt wurde, dass es bei einem f_{crit} von 1,10 bis zu einer t_{inter} von 500 s die beste Übereinstimmung der Rekristallisationsverläufe gibt. Für $t_{inter} > 500$ s zeigt ein f_{crit} von 1,15 die beste Übereinstimmung. d_E zeigt bei einem f_{crit} von 1,10 die größte Übereinstimmung der Rekristallisationsverläufe. Die d_E sowie die aus dem $AR_{a/b}$ ermittelten Verläufe zeigen, dass es bis auf zwei Ausreißer nach einer t_{inter} von 10 s und 100 s, die beste Übereinstimmung der Rekristallisationsverläufe bei einem $f_{crit} = 1,40$ gibt. Für die Rekristallisationsverläufe, in denen E als Kornstreckungsparameter herangezogen wurde, zeigt sich die beste Übereinstimmung in den Kurvenverläufen nach einem $f_{crit} = 0,70$, wobei es zwei Ausreißer nach einer t_{inter} von 10 s und 100 s gibt. Auch die d_E weist bei einem $f_{crit} = 0,70$ ein Minimum auf, was die beste Übereinstimmung der Kurven anzeigt.
- Nach einer $T_a = 1250$ °C weisen die zeitlichen Rekristallisationsverläufe für alle drei Kornstreckungsparameter das Ausbilden eines Plateaus zwischen einer t_{inter} von 100 bis 400 s auf. Durch eine lichtmikroskopische Analyse der Kornstreckung ist es daher möglich, die rekristallisationshemmenden Eigenschaften von dehnungsinduzierten Mikrolegierungsausscheidungen zu zeigen.
- Die Verwendung des $AR_{v/x}$ als Kornstreckungsparameter eignet sich am besten für die lichtmikroskopische Ermittlung des Rekristallisationsgrads. Einerseits muss keine Ellipse in jedes einzelne Korn gefittet werden, wodurch bereits die Kornform selbst eine Aussage über die Kornstre-

$AR_{y/x}$ is characterized by the highest sensitivity regarding changes in the grain elongation and presents the lowest number of outliers among the recrystallization profiles.

- The results of this work show that f_{crit} is a function of the deformation parameters and the grain elongation parameters. However, once f_{crit} is determined for a deformation process, this methodology allows an automated evaluation of the degree of recrystallization in the light microscope.

ckung liefert. Andererseits weist das $AR_{y/x}$ die größte Sensitivität im Hinblick auf Veränderungen der Kornstreckung auf und liefert die geringste Zahl an Ausreißern in den Rekristallisationsverläufen.

- Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass f_{crit} abhängig ist von den Umformparametern und dem Kornstreckungsparameter. Wurde f_{crit} für einen Umformprozess jedoch einmal bestimmt, ermöglicht diese Methodik eine automatisierte lichtmikroskopische Auswertung des Rekristallisationsgrads.

6 Acknowledgement

This work was supported by: the Austrian Federal Ministry of Climate Action and Energy, BMK, (846933) under the program "Produktion der Zukunft" (Production for the Future) of the "BMK Stiftungsprofessur für Industrie" (BMK Endowed Professorship for Industry); Austrian Research Promotion Agency GmbH (FFG:885187); Austrian Research Promotion Agency GmbH (FFG:873200).

6 Danksagung

Diese Arbeit wurde unterstützt durch: Österreichisches BMK (846933) im Rahmen des Programms "Produktion der Zukunft" der "BMK Stiftungsprofessur für Industrie"; Österreichische Forschungsförderungs GmbH (FFG:885187); Österreichische Forschungsförderungs GmbH (FFG:873200).

References / Literatur

- [1] Baker, T.N.: Ironmaking & Steelmaking 43 (2016) 4, pp. 264–307.
DOI: 10.1179/1743281215Y.0000000063
- [2] Vervynckt, S.; Verbeken, K.; Lopez, B.; Jonas, J.J.: International Materials Reviews 57 (2012) 4, pp. 187–207.
DOI: 10.1179/1743280411Y.0000000013
- [3] DeArdo, A. J.: International Materials Reviews 48 (2003) 6, pp. 371–402.
DOI: 10.1179/095066003225008833
- [4] Cahn, J.W.: Acta Metallurgica 10 (1962) 9, pp. 789–798.
DOI: 10.1016/0001-6160(62)90092-5
- [5] Dutta, B.; Sellars, C. M.: Materials Science and Technology 3 (1987) 3, pp. 197–206.
DOI: 10.1179/mst.1987.3.3.197
- [6] Baker, T.N.: Ironmaking & Steelmaking 46 (2019) 1, pp. 1–55.
DOI: 10.1080/03019233.2018.1446496
- [7] Hong, S. G.; Kang, K. B.; Park, C. G.: Scripta Materialia 46 (2002), pp. 163–168.
DOI: 10.1016/S1359-6462(01)01214-3
- [8] Monschein, S.; Kapp, M.; Zügner, D.; Fasching, J.; Landefeld, A.; Schnitzer, R.: steel research int. 92 (2021) 9, p. 2100065
DOI: 10.1002/srin.202100065
- [9] Hegetschweiler, A.; Borovinskaya, O.; Staudt, T.; Kraus, T.: Analytical chemistry 91 (2019) 1, pp. 943–950.
DOI: 10.1021/acs.analchem.8b04012
- [10] Webel, J.; Herges, A.; Britz, D.; Detemple, E.; Flaxa, V.; Mohrbacher, H.; Mücklich, F.: Metals 10

- (2020) 2, p. 243.
DOI: 10.3390/met10020243
- [11] Homsher, C. N.: Determination of the non-recrystallization temperature (TNR) in multiple microalloyed steels, 2013.
- [12] Esterl, R.; Sonnleitner, M.; Schnitzer, R.: Steel Research International 90 (2019) 3, 1800500.
- [13] Medina, S. F.; Mancilla, J. E.: ISIJ International 33 (1993) 12, pp. 1257–1264.
DOI: 10.2355/isijinternational.33.1257
- [14] Medina, S. F.; Mancilla, J. E.: Acta Metallurgica et Materialia 42 (1994) 12, pp. 3945–3951.
DOI: 10.1016/0956-7151(94)90172-4
- [15] Medina, S. F.; Mancilla, J. E.: ISIJ Int. 36 (1996) 8, pp. 1063–1069.
DOI: 10.2355/isijinternational.36.1063
- [16] Rossi, P. L. O.; Sellars, C. M.: Acta Materialia 45 (1997) 1, pp. 137–148.
DOI: 10.1016/S1359-6454(96)00167-X
- [17] Gómez, M.; Rancel, L.; Fernández, B. J.; Medina, S. F.: Materials Science and Engineering: A 501 (2009) 1-2, 188–196.
DOI: 10.1016/j.msea.2008.09.074
- [18] Perttula, J. S.; Karjalainen, L. P.: Materials Science and Technology 14 (1998) 7, 626–630.
DOI: 10.1179/mst.1998.14.7.626
- [19] Fernandez A. I.; Lopez, B.; Rodriguez-Ibabe, J. M.: Scripta Materialia Vol. 40 (1999) 5, pp. 543–549.
DOI: 10.1016/S1359-6462(98)00452-7
- [20] Chen, S. P.; Hanlon, D. N.; van der Zwaag, S.; Pei, Y. T.; Dehossan, J. T. M.: J Mater Sci 37 (2002) 5, pp. 989–995.
DOI: 10.1023/A:1014356116058
- [21] Malta, P. O.; Alves, D. S.; Ferreira, A. O. V.; Moutinho, I. D.; Dias, C. A. P.; Santos, D. B.: Metall and Mat Trans A 48 (2017) 3, pp. 1288–1309.
DOI: 10.1007/s11661-016-3935-3
- [22] Black, M. P.; Higginson, R. L.: Scripta Materialia 41 (1999) 2, pp. 125–129.
DOI: 10.1016/s1359-6462(99)00051-2
- [23] Béchet, S.; Beaujard, L.: Rev. Met. Paris 52 (1955) 10, pp. 830–836.
DOI: 10.1051/metal/195552100830
- [24] Esterl, R.; Sonnleitner, M.; Stadler, M.; Wölger, G.; Schnitzer, R.: Practical Metallography 55 (2018) 4, pp. 203–222.
DOI: 10.3139/147.110491

Bibliography

DOI 10.1515/pm-2022-1007

Pract. Metallogr. 59 (2022) 6; page 317–339

© 2022 Walter de Gruyter GmbH,
Berlin/Boston, Germany

ISSN 0032–678X · e-ISSN 2195–8599

Stefan Monschein



was born 1992 in Bruck an der Mur (Austria) and studied materials science at the Montanuniversität Leoben (Austria). He is now working on his PhD thesis about the improvement of the properties of high performance wire products.

Nikolaus Kostwein



was born 1996 in Klagenfurt (Austria) and studies materials science at the Montanuniversität Leoben (Austria). He is currently working on his master's thesis dealing with the solubility and precipitation in thermomechanically processed steel plates.