

# Lehrstuhl für Umformtechnik

Montanuniversität Leoben



## **CHARAKTERISIERUNG DER GEFÜGEENTWICKLUNG UND UMFORMBARKEIT BEI DER HALBWARMUMFORMUNG VON STÄHLEN**

Georg Kromoser

Werkstoffwissenschaften G970

Leoben, März 2017

## **Eidesstattliche Erklärung**

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

Leoben, 07.02. 2017

Georg Kromoser

## **Danksagung**

Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr bin ich, für das Ermöglichen dieser Diplomarbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik und die großartige Unterstützung während der Durchführung, zu großem Dank verpflichtet.

Bei Chistian Stöckl und Ralph Ambrosch möchte ich mich für die Unterstützung bei der Probenherstellung und Durchführung der zahlreichen Stauchversuche recht herzlich bedanken.

Bedanken möchte ich mich auch bei meinen Freunden, die mich immer wieder motiviert haben und mit denen ich eine unvergessliche Zeit in Leoben verbringen durfte.

Mein besonderer Dank gilt meiner Familie, auf die ich mich in allen Lebenslagen verlassen kann und die mir durch ihre Unterstützung das Studium erst ermöglicht hat.

## **Kurzfassung**

Unter Halbwarmumformung versteht man das Umformen im Temperaturbereich zwischen dem klassischen Kalt- und Warmumformen. Man versucht die Vorteile der beiden Verfahren zu verbinden und gleichzeitig deren Nachteile, durch gezielte Wahl der Umformtemperatur, zu umgehen. Im Vergleich zum Kaltumformen, kann der Kraftbedarf erheblich gesenkt und, im Vergleich zur Warmumformung, die Genauigkeit der produzierten Teile gesteigert werden.

In der Literaturrecherche wurde der Stand der Technik, des Fertigungsverfahrens der Halbwarmumformung, erhoben. Im Zuge dessen erfolgte auch eine Patentrecherche.

Die experimentellen Untersuchungen wurden an den Werkstoffen 42CrMo4 und 20MnCrMo7, die für Schmiedeanwendungen konzipiert sind, durchgeführt. Der Versuchsplan wurde auf Basis der ZTU und ZTA Diagramme der entsprechenden Werkstoffe und unter Betrachtung realer Prozessführungen, beim Warmumformen erstellt. Die ZTU und ZTA Diagramme wurden mit der Software JMatPro berechnet.

Um die Halbwarmumformbarkeit der ausgewählten Werkstoffe zu charakterisieren, wurden Stauchversuche mit dem Thermo-Mechanical-Treatment Simulator von Servotest durchgeführt. Die Versuche wurden unter verschiedenen Temperaturführungen durchgeführt, um den Einfluss des Erwärmungsvorgangs auf die Umformkraft und Gefügeentwicklung, zu prüfen. Die Umformbarkeit wurde unter Betrachtung der Umformkraft, in Abhängigkeit der Umformtemperatur und Umformgeschwindigkeit bestimmt. Anhand von metallographischen Schliffen konnten die entstandenen Gefüge charakterisiert werden. Ergänzend wurden Härtemessungen an den Schliffen durchgeführt.

Die Ergebnisse der Umformversuche zeigen, dass die Fließspannung der untersuchten Stähle, im Temperaturbereich von 500 bis 800°C, mit steigender Temperatur, kontinuierlich abnimmt. Eine Umformung im Zweiphasengebiet führt zwar zu Mischgefügen, ist aber für die Erhöhung des Umformvermögens günstig.

## **Abstract**

The term warm forming means a forming in the temperature range between conventional cold and hot forming. The technique tries to combine the advantages of the two processes and at the same time to circumvent the disadvantages by using the best forming temperature. Compared to cold forming, the forming force can be considerably reduced, and the accuracy of the parts produced can be increased compared to the hot forming process.

In literature research, the state of the art in the production process of warm forming was investigated. In the course of this a patent search took place.

The experimental investigations were carried out on the materials 42CrMo4 and 20MnCrMo7, which are used for forging applications. The experimental plan was drawn up on the basis of the TTT and TTA diagrams of the corresponding materials, and in view of real process control during hot forming. The TTT and TTA diagrams were calculated using the software JMatPro.

In order to characterize the workability in the investigated temperature range of the selected materials, upsetting tests were carried out with a Thermo-Mechanical-Treatment Simulator. For the experiments, various heating procedures were used to test the influence of the heating process on the forming force and microstructural development. The workability was determined by considering the forming force, as a function of the forming temperature and the forming speed. The resulting microstructures have been characterized by means of metallographic sections. In addition, hardness measurements were carried out on the sections.

The results of the forming tests show that the flow stress of the tested steels decreases continuously in the temperature range of 500 to 800°C. A forming in the two-phase region leads to a mixed microstructure but the formability of the investigated materials increases further.

# Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	- 1 -
2	Aufgabenstellung.....	- 3 -
3	Stand der Technik.....	- 5 -
3.1	Verfahren und Einsatzmöglichkeiten .....	- 6 -
3.2	Umformtemperatur.....	- 8 -
3.3	Umformkraft und Werkzeuge .....	- 11 -
3.4	Patentrecherche .....	- 13 -
3.5	Herstellung von Stahlkolben .....	- 20 -
3.6	Werkstoffe für das Halbwarmumformen.....	- 24 -
3.6.1	Einsatzstähle .....	- 24 -
3.6.2	Vergütungsstähle.....	- 25 -
3.6.3	Bainitische Stähle .....	- 26 -
3.6.4	Automatenstähle.....	- 27 -
4	Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen.....	- 27 -
4.1	Erholung und Rekristallisation.....	- 30 -
4.2	Dynamische Erholung.....	- 30 -
4.3	Dynamische Rekristallisation.....	- 32 -
4.4	Statische Rekristallisation.....	- 33 -
4.5	Gefüge nach der Umformung.....	- 33 -
5	Fließkurvenaufnahme .....	- 36 -
6	Simulation.....	- 39 -
6.1	Simulation der Kolbenfertigung .....	- 40 -
6.2	Simulation des Rastegaev-Stauchversuches .....	- 46 -
6.3	Ergebnisse der Simulation .....	- 48 -
7	Versuche.....	- 49 -
7.1	Probenpräparation .....	- 50 -
7.2	Umformung .....	- 52 -
7.3	Temperaturführung.....	- 55 -
7.4	Messungen .....	- 59 -
8	Ergebnisse .....	- 60 -
8.1	Fließkurven .....	- 60 -

8.1.1	20MnCrMo7 – direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet .....	- 60 -
8.1.2	42CrMo4 – direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet .....	- 62 -
8.1.3	20MnCrMo7 - direkt erhitzt, Ausgangszustand Normalgeglüht .....	- 63 -
8.1.4	42CrMo4 – direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 64 -
8.1.5	20MnCrMo7 – austenitisiert, Ausgangszustand weichgeglüht.....	- 65 -
8.1.6	42CrMo4 – austenitisiert, Ausgangszustand vergütet .....	- 65 -
8.2	Gefüge .....	- 66 -
8.2.1	20MnCrMo7 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 67 -
8.2.2	42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand vergütet.....	- 68 -
8.2.3	20MnCrMo7 - direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand Normalgeglüht .....	- 69 -
8.2.4	42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 70 -
8.2.5	20MnCrMo7 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht.....	- 71 -
8.2.6	Auswirkung der Umformgeschwindigkeit auf 20MnCrMo7 .....	- 72 -
8.2.7	Auswirkung der Umformgeschwindigkeit auf 42CrMo4 .....	- 73 -
8.2.8	42CrMo4 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand vergütet .....	- 74 -
8.2.9	Mischgefüge bei 42CrMo4 – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 75 -
8.3	Härte.....	- 76 -
8.4	Diskussion der Ergebnisse .....	- 78 -
9	Zusammenfassung und Ausblick .....	- 80 -
	Abkürzungsverzeichnis .....	- 81 -
	Literaturverzeichnis .....	- 83 -
	Abbildungsverzeichnis.....	- 87 -
	Tabellenverzeichnis .....	- 89 -

## **1 Einleitung**

Die Massivumformung zeichnet sich durch eine hohe Wirtschaftlichkeit und Flexibilität in der Bauteilgestaltung aus. Je nach Anforderungen und technischen Möglichkeiten haben sich viele verschiedene Verfahren etabliert. Abhängig von der Umformtemperatur teilt man diese in Kaltumformung, Warmumformung, oder Halbwarmumformung ein. Unter Kaltumformen versteht man im Allgemeinen eine Umformung unterhalb der Rekristallisationstemperatur eines Werkstoffs. Bei den meisten Werkstoffen wird Kaltumformung auch als eine Umformung bei Raumtemperatur bezeichnet. Dabei verfestigt der Werkstoff mit zunehmender Verformung. Warmumformen hingegen ist ein Umformen oberhalb der Rekristallisationstemperatur eines Werkstoffs. Die typische Warmumformtemperatur von Stahl erstreckt sich von 950 bis 1300 °C. Die klassische Umformtechnik geht von einer Umformung entweder im Kaltumform- oder im Warmumformbereich aus, wobei jeder der beiden Temperaturbereiche seine speziellen Vorteile aufweist. Um die Vorteile der Kaltumformung mit denen der Warmumformung zu kombinieren, versucht man den Temperaturbereich zwischen den beiden Verfahren zu nutzen. Das entsprechende Umformverfahren wird sinngemäß Halbwarmumformung genannt. Die Halbwarmumformung ist ein relativ neues Fertigungsverfahren, stößt aber auf immer größeres Interesse seitens der Industrie. Unter dem Halbwarmumformen versteht man im Allgemeinen eine Umformung im Temperaturbereich zwischen 600 und 800 °C. Man versucht die Vorteile der Kaltumformung mit den Vorteilen der Warmumformung zu verbinden, die Nachteile beider Verfahren aber zu umgehen. Es ist generell bekannt, dass die Umformbarkeit von Stählen mit steigender Temperatur zunimmt, wenn man von Blaubruchbereich und Rotbruchbereich absieht. Das Kaltumformen ist durch hohe Werkstückgenauigkeit und maßhaltige Teile gekennzeichnet, die oftmals nicht mehr nachbearbeitet werden müssen. Funktionsflächen wie die Verzahnungen von Getriebeteilen lassen sich dadurch sehr wirtschaftlich herstellen. Ein wichtiger Aspekt der Kaltumformung ist die auftretende Kaltverfestigung, mit einhergehender Verringerung der Bruchdehnung. Die entscheidenden Nachteile von Kaltumformprozessen sind der hohe Kraftbedarf, verbunden mit hohen Werkzeugbelastungen. Je nach Werkstoff wird die Grenze der Umformbarkeit durch



das eingeschränkte Umformvermögen schnell erreicht. Stähle mit höherem Kohlenstoffgehalt oder legierte Stähle lassen sich bei Raumtemperatur sehr schwierig und nur mit kleinen Umformgraden verformen. Im Gegensatz dazu arbeitet das Warmumformen mit Temperaturen, bei denen der Formänderungswiderstand der Werkstoffe sehr gering ist. Dadurch können nahezu beliebige Formen hergestellt werden. Bei der Warmumformung sind der Wahl des Werkstoffes aufgrund der guten Umformbarkeit, verbunden mit geringen Umformkräften, beinahe keine Grenzen gesetzt. Durch die hohen Temperaturen tritt aber erhebliche Zunderbildung auf, die eine schlechte Oberflächengüte zur Folge hat. Ein weiteres Problem stellt die Randentkohlung bei hohen Temperaturen dar, die im Falle von nicht mehr bearbeiteten Oberflächen, ungünstige Werkstoffeigenschaften im Randbereich zur Folge hat. Durch nicht vermeidbare Temperaturgradienten muss auch mit erhöhten Ungenauigkeiten, durch Schrumpfung der Werkstücke beim Abkühlen, gerechnet werden. Durch auftretende Phasenumwandlungen wird der Effekt noch verstärkt. Durch das Warmumformen wird zwar wie beim Kaltumformen ein sehr günstiger Faserverlauf erzielt, aber die Festigkeitssteigerung aufgrund der Verformung fällt wegen der schnellen Rekristallisation nur sehr gering aus. Das Verfahren der Halbwarmumformung arbeitet im Vergleich zur Kaltumformung mit erhöhten und im Gegensatz zur Warmumformung mit abgesenkten Temperaturen. Die genaue Wahl der Umformtemperatur hängt von vielen Faktoren ab und ist für jeden Werkstoff eigens zu betrachten. Generell gültige Grenzen für das verwendete Temperaturintervall lassen sich nur sehr schwer angeben. Auch eine physikalisch korrekte Definition des Halbwarmumformbereiches kann nicht gegeben werden. Jede Umformung, die über der Rekristallisationstemperatur stattfindet, wird als Warmumformung bezeichnet. Der Begriff Halbwarmumformung hat sich aber allgemein für ein Umformen zwischen Raumtemperatur und Schmiedetemperatur eingebürgert.

Die Motivation des Einsatzes der Halbwarmumformung ist oftmals eine Reduktion der Pressenkraft, die beim Kaltumformen oft eine limitierende Größe darstellt oder aber eine Erhöhung der Genauigkeit, welche mit klassischen Schmiedeprozessen nicht erreichbar wäre. Auch sind viele Werkstoffe durch die klassische Kaltumformverfahren nicht oder nur eingeschränkt umformbar, wodurch die

Halbwarmumformung zu einer Erweiterung des Kaltumformens genutzt wird. Ein immer wichtigerer Aspekt in der Umformtechnik stellt die Einsparung von Energie dar, die zum Erwärmen, oder zum Umformen benötigt wird. Im Gegensatz zur klassischen Warmumformung kann durch den Einsatz der Halbwarmumformung mit deutlich reduzierten Temperaturen viel Energie eingespart werden. Ein Einsatz der Halbwarmumformung ist immer dann besonders vorteilhaft, wenn maßgenaue Teile in großen Stückzahlen hergestellt werden müssen. Halbwarmumgeformte Bauteile finden deshalb oft im Automobilbau ihre Anwendung. Durch das ständige Bemühen der Automobilhersteller ihren Flottenverbrauch zu minimieren, ist die Nachfrage nach gewichtsoptimierten Bauteilen groß. Die Forderung nach leichteren Bauteilen kann oft nur durch höhere Festigkeiten der Werkstoffe erfüllt werden. Um diese Werkstoffe noch umformen zu können, wird immer öfter auf die Halbwarmumformung zurückgegriffen.



Abb. 1: Typische HWU Teile, Bild: Schuler AG

## 2 Aufgabenstellung

Das Halbwarmumformen von Stählen hat sich bis jetzt nur für spezielle Anwendungen und Nischenprodukte durchsetzen können. Oft wird das Verfahren der Halbwarmumformung deswegen nicht angewendet, weil die Prozessgrenzen nicht genau bekannt sind. Stattdessen wird auf klassische Umformverfahren zurückgegriffen, obwohl eine Umformung im Halbwarmbereich entscheidende Vorteile hätte. Daraus folgt, dass ein breiter Einsatz der Halbwarmumformung an einen ausreichenden Wissensstand über die Umformbarkeit von Stählen im Halbwarmtemperaturbereich geknüpft ist.

Daraus ergibt sich die Aufgabenstellung, die Halbwarmumformung von Stählen zu charakterisieren, wobei besonders der Temperaturbereich zwischen 600 und 800°C von Interesse sein soll. Die Charakterisierung dieses Bereichs ist deswegen von Bedeutung, weil zusätzlich zu den Verformungsvorgängen Phasenumwandlungen auftreten. Ziel ist es, die Wahl der optimalen Umformtemperatur und die Auswahl des jeweiligen Stahls zu erleichtern. Dafür müssen zuerst die Einflussgrößen auf die Umformbarkeit und die daraus resultierenden Fertigungsparameter gefunden werden.

Es sollen Umformversuche an den Stählen 42CrMo4 und 20MnCrMo7 durchgeführt werden, um deren Verhalten beim Halbwarmumformen zu charakterisieren. Das Umformverhalten soll dabei mittels Zylinderstauchversuchen nach Rastegaev auf einem Umformsimulator ermittelt werden. Dabei ist sowohl die Umformtemperatur als auch die wirkende Umformgeschwindigkeit, verbunden mit entsprechenden Umformgraden, von zentraler Bedeutung. Anders als beim Warmumformen, sind die Art der Herstellung des Vormaterials, und damit das vorliegende Ausgangsgefüge, ausschlaggebend für die Umformbarkeit. Der Grund dafür ist die fehlende, oder unvollständig ablaufende Gefügeumwandlung in Austenit. Es soll daher die Auswirkung von verschiedenen Temperaturführungen beim Erwärmen, auf die Umformbarkeit ermittelt werden. Die Umformbarkeit soll hinsichtlich der benötigten Umformkraft, des entstehenden Werkstoffgefüges und der Härte der umgeformten Proben charakterisiert werden.

Ein interessantes Einsatzgebiet der Halbwarmumformung, bei massivumgeformten Bauteilen, ist die Kolbenherstellung. Auch bei Kolben wird eine Gewichtsreduktion durch den Einsatz von höherfesten Werkstoffen angestrebt. Durch die verringerten Trägheitskräfte der bewegten Teile kann die Gesamtkonstruktion der Motoren leichter ausfallen. Das führt zu einer größeren Agilität der Motoren und der Verbrauch kann verringert werden. Es soll daher eine Machbarkeitsstudie durchgeführt werden, ob das Verfahren der Halbwarmumformung für die Herstellung von Dieselkolben aus Stahl geeignet ist. Dazu soll eine FEM Umformsimulation an einer entsprechenden

Geometrie durchgeführt werden, wobei die auftretenden Kräfte von besonderem Interesse sind.

Um den Entwicklungsstand der Halbwarmumformung zu erfassen soll eine Patentrecherche durchgeführt werden. Von Interesse ist dabei der Stand der Technik der Halbwarmumformung allgemein, und in weiterer Folge Entwicklungen zu Stahl-Dieselpolben.

### **3 Stand der Technik**

Die Halbwarmumformung als Fertigungsverfahren ist bereits seit den sechziger Jahren Gegenstand diverser Untersuchungen. Es wurden bereits einige umfangreiche Zusammenfassungen zum Thema Halbwarmumformen angefertigt, die den jeweiligen Stand der Technik dokumentieren. In jüngster Zeit besteht wieder verstärktes Interesse an dem Fertigungsverfahren der Halbwarmumformung, weil man durch die ständig steigenden Anforderungen, hinsichtlich der verarbeiteten Werkstoffe, bereits oft an die Grenze der Umformbarkeit stößt. Auch wird die Energieeffizienz der Industrieprozesse immer wichtiger. Bei jedem Warmumformverfahren, zu dem auch die Halbwarmumformung zählt, ist die Wärmtemperatur ausschlaggebend für den Energieverbrauch. Ziel ist es daher meist, die Temperatur nur soweit zu erhöhen, wie für die Umformung notwendig ist. Eine allgemein gültige Abgrenzung des Verfahrens vom Kalt und Warmumformen ist schwierig. Die Möglichkeiten der Abgrenzung des Verfahrens vom klassischen Warm und Kaltumformen werden in [1], [2] und [3] aufgezeigt. Unter Warmumformen versteht man meist eine Umformung oberhalb der Rekristallisationstemperatur. Das Werkstück liegt nach einer Warmumformung zwar in einer anderen Form, doch im selben Gefügestand vor, da die eingebrachten Defekte durch die Rekristallisation abgebaut werden. Kaltumformen nennt man eine Umformung bei Raumtemperatur, ohne vorgeschaltete Erwärmung. Somit kann auch keine Rekristallisation stattfinden und der Werkstoff liegt nach der Umformung, je nach Umformgrad, in mehr oder weniger kaltverfestigten Zustand vor. Meist wird die Umformtemperatur, die als maßgebliche Größe bei allen Warmumformverfahren gilt, für die Definition des Halbwarmumformens verwendet. Im Allgemeinen wird nach [1] dann von Halbwarmumformen gesprochen, wenn die Umformtemperatur zwischen

Raumtemperatur und der klassischen Schmiedetemperatur liegt. Für Stahlwerkstoffe kann nach [4] Halbwarmumformung auch als eine Umformung im Bereich zwischen der Blausprödigkeit und der Rotbrüchigkeit verstanden werden. Dieser Bereich erstreckt sich für un- und niedriglegierte Stähle von ca. 200 bis 500°C und von 800 bis 900°C.

### **3.1 Verfahren und Einsatzmöglichkeiten**

Über die Motivation des Einsatzes der Halbwarmumformung berichten [5] und [3]. Viele Teile, die heute durch Halbwarmumformen hergestellt werden, waren ursprünglich entweder Kaltfließpress-, oder Gesenkschmiedeteile, bzw. Warmfließpressteile. Ein maßgeblicher Grund um von der Kaltumformung auf Halbwarmumformung zu wechseln, ist die bei höheren Temperaturen niedrigere Fließspannung, sowie das größere Umformvermögen. Die erreichbare Genauigkeit beim Halbwarmumformen ist, im Vergleich zum klassischen Warmumformen, wesentlich größer und die Werkstücke zeichnen sich durch eine hervorragende Oberflächenqualität aus. Aus dieser schon recht stark vereinfachten Gegenüberstellung ergibt sich die logische Folgerung, dass der Temperaturbereich zwischen Warm und Kaltumformung Vorteile für manche Anwendungen bringt. Besonders attraktiv erscheint ein Einsatz der Halbwarmumformung dann, wenn durch die hohe erreichbare Genauigkeit, Nachbearbeitungsschritte eingespart werden können und das Bauteil mittels Kaltumformen nicht herstellbar ist.

Über die Einsatzmöglichkeiten der Halbwarmumformung von Stahl geben [1], [6], [7], [8] und [9] Auskunft. Die Halbwarmumformung ist überall dort wirtschaftlich einsetzbar, wo Bauteile mit hohen Oberflächenanforderungen, engen Toleranzen, verbunden mit großen Stückzahlen gefertigt werden. Halbwarmumgeformte Teile sind deswegen vor allem in der Automobilindustrie, und dort bei Komponenten der Antriebssysteme, zu finden. Typische Bauteile sind Komponenten für Gleichlaufgelenke, wie Achszapfen, Kugelnaben, Tulpenwellen oder Tripodensterne. Aber auch in anderen Bereichen wird die Halbwarmumformung bereits erfolgreich eingesetzt. Zu erwähnende Bauteile sind Kegelräder, mit fertig gepresster Verzahnung, oder Klauenpole für Lichtmaschinen. Eine weitere Anwendung des Halbwarmumformens stellen Stahlkolben für Verbrennungsmotoren dar, wie sie in verschiedenen Patenten, z.B. in der WO2012/119589A2, [10] beschrieben sind.

Auch dort kommt das Verfahren zum Einsatz, weil hochpräzise Bauteile, mit ausgezeichneter Oberfläche wirtschaftlich gefertigt werden können. Neben den vielen Anwendungen in der Massivumformung wird auch in der Blechumformung die Halbwarmumformung immer wichtiger. Um bei Automobilen noch wesentliche Gewichtseinsparungen zu erreichen, müssen immer festere Blechkomponenten eingesetzt werden. Um diese Bleche noch umformen zu können, wird immer öfter auf die Halbwarmumformung zurückgegriffen, wie in der DE102015208752, [11] beschrieben ist. Um noch endkonturnähere Bauteile zu fertigen, können halbwarmumgeformte Teile noch einem Kaltkalibriervorgang unterzogen werden. In Abb. 2 sind die Fertigungsschritte einer typischen Tripodenwelle dargestellt. Eine spanende Nachbearbeitung der Funktionsflächen kann durch den nachgeschalteten Kalibriervorgang entfallen

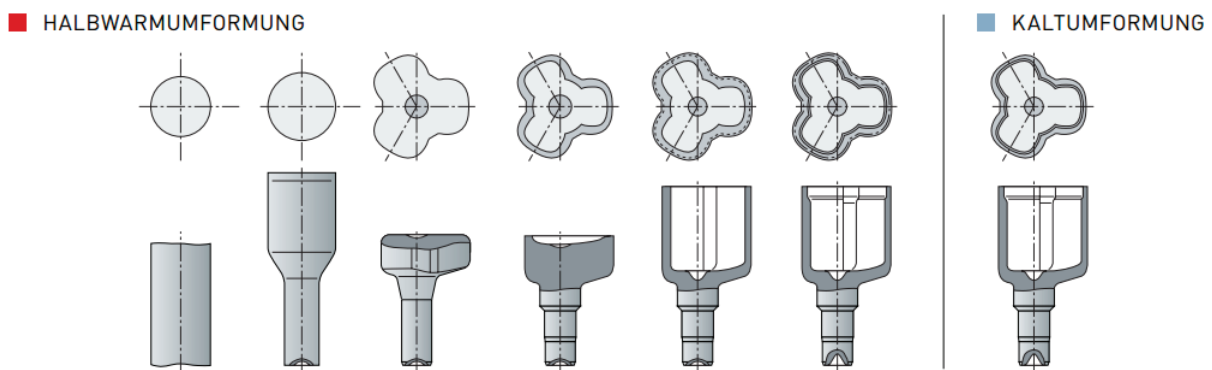


Abb. 2: Tripodenfertigung, Bild: Schuler

Die Halbwarmumformung funktioniert in viel engeren Grenzen als das klassische Warm- oder Kaltumformen. Die verfahrenstechnischen Probleme behandeln [1], [5] und [8]. Es ist schwierig für die Halbwarmumformung eine einheitliche Prozessführung anzugeben, da die Anforderungen an die gefertigten Teile sehr unterschiedlich sein können. Der Prozess muss sehr genau auf das jeweilige Werkstück und vor allem an den verwendeten Werkstoff angepasst werden. Zum Einsatz kommt in der Halbwarmumformung fast ausschließlich rundes Vormaterial. Da oft mit geringem Materialüberlauf beim Pressen oder Gesenkschmieden gearbeitet wird, muss das Rohteilgewicht in engen Grenzen gehalten werden. Daher wird oft präzisionsgewalztes oder geschältes Ausgangsmaterial verwendet. Um gleichbleibende Umformbedingungen gewährleisten zu können, wird ein hoher Automatisierungsgrad verlangt. Es handelt sich meistens um einen mehrstufigen

Umformprozess, wobei das Werkstück mittels Greifer weitertransportiert wird. Da kurze Druckberührzeiten gefordert werden kommen hauptsächlich mechanische, seltener Hydraulische Pressen zum Einsatz.

### **3.2 Umformtemperatur**

Die Umformtemperatur ist die maßgebliche Größe in jedem Warmumformprozess und ist deshalb integraler Bestandteil der meisten wissenschaftlichen Arbeiten über das Halbwarmumformen. In Folge soll nur auf einige wichtige Arbeiten eingegangen werden [1], [2], [3], [4], [12]. Die Fließspannung, welche ein Maß für den Kraftbedarf beim Umformen ist, wird maßgeblich von der Umformtemperatur bestimmt. Weitere Einflussgrößen sind der Umformgrad und die Umformgeschwindigkeit. Die Fließspannung von Stahl nimmt, mit Ausnahme des Bereichs der Blausprödigkeit und der Rotbrüchigkeit, mit steigender Temperatur ab. In diesen Bereichen kommt es trotz einer Temperaturerhöhung zu einer Abnahme der Umformbarkeit. Bei niedrig legierten Stählen erstreckt sich der Bereich der Blausprödigkeit von 200°C bis etwa 500°C. Dieser Temperaturbereich hat sich allgemein als die untere Grenze des Halbwarmumformens erwiesen. Als die obere Grenze wird oft der Bereich der Rotbrüchigkeit angegeben, der je nach Werkstoff und Legierungselementen zwischen 800 und 900°C liegt. Ab 900°C setzt außerdem eine starke Zunderbildung, mit entsprechender Randentkohlung ein. Daraus ergibt sich der Umstand, dass für die Halbwarmumformung sehr häufig das ideale Temperaturfenster von 500 bis 800°C angegeben wird. In diesem Temperaturbereich laufen verschiedene metallkundliche Vorgänge ab. Zum einen finden Kristallerholungs und Rekristallisationsvorgänge statt und zum anderen setzt im oberen Bereich die Phasenumwandlung zwischen  $\alpha$  und  $\gamma$  ein. Mit den metallkundlichen Vorgängen, und besonders mit dem Umwandlungsverhalten der Stähle beschäftigt sich [2]. Im für die Umformung relevanten Teil des Eisen-Kohlenstoffdiagramms (in Abb. 3 rot gekennzeichnet) kann in verschiedene Bereiche unterschieden werden, die sich für die Halbwarmumformung anbieten. Es besteht die Möglichkeit unter 723°C umzuformen, wo der Werkstoff als  $\alpha$ - Mischkristall und Eisenkarbid  $\text{Fe}_3\text{C}$  vorliegt. Bei den untereutektoiden Stählen kann im Gebiet der  $\alpha$  und  $\gamma$ - Mischkristalle und bei übereutektoiden Stählen im Gebiet der  $\gamma$ -Mischkristalle und  $\text{Fe}_3\text{C}$  verformt werden.

Letztendlich kann auch im Gebiet des reinen  $\gamma$  umgeformt werden, wobei dieser Bereich der klassischen Warmumformung zugeschrieben wird.

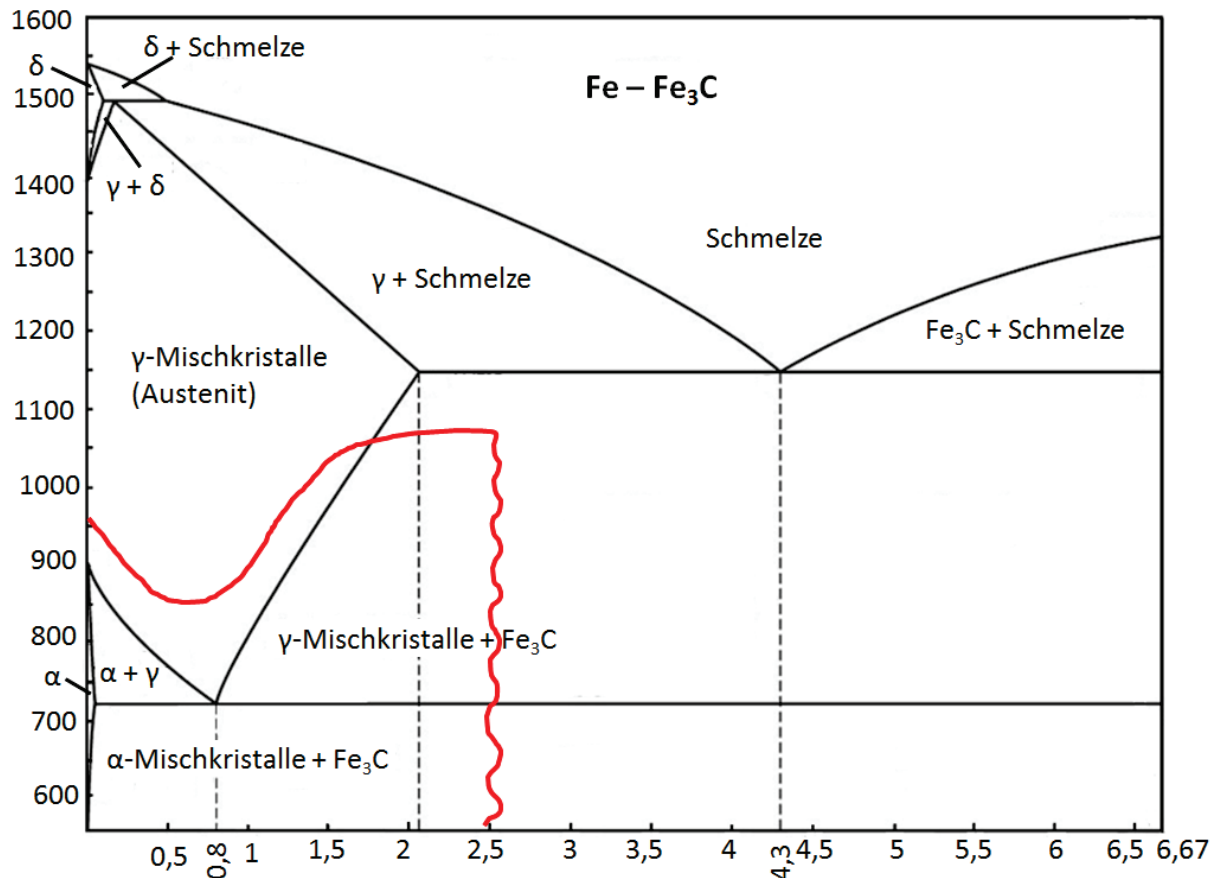


Abb. 3: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und für die Halbwarmumformung relevanter Bereich

Wie in [13] nachgewiesen wurde, beginnt bereits im Gebiet unter  $723^{\circ}\text{C}$ , das heißt, unterhalb der Umwandlungstemperatur, ab  $500^{\circ}\text{C}$  eine Rekristallisation. Ab  $670^{\circ}\text{C}$  läuft diese dann vollständig ab. In den Bereichen oberhalb der Umwandlungstemperatur laufen diffusionsgesteuerte Phasenumwandlungen ab, die mit gewisser Zeitverzögerung stattfinden. Diese Umwandlungstemperaturen, in Abhängigkeit der Aufheizgeschwindigkeit, werden im ZTA-Schaubild dargestellt. Bei Aufheizraten von  $10^{\circ}\text{C}$  pro Sekunde wie sie bei Induktionserwärmung üblich sind, erreicht man das Gebiet der  $\alpha$ - $\gamma$  Umwandlung bei gängigen Kohlenstoffstählen, wie C45 zeitverzögert, oder erst bei deutlich höheren Temperaturen. Das reine  $\gamma$  Gebiet wird in gleicher Weise erst bei höheren Temperaturen erreicht. Gegenüber den normalen Umwandlungspunkten bestehen in etwa Temperaturverschiebungen von  $20\text{-}30^{\circ}\text{C}$ . Eine Umformung in diesem Übergangsbereich von Ferrit Perlit und Austenit führt aber zwangsläufig zu einem Mischgefüge, das aus rekristallisiertem Ferrit und je



nach Abkühlung aus Martensit, Zwischenstufe oder feinstreifigem Perlit besteht. Dass die Umwandlungskinetik, vom Umformgrad und von der Temperaturverteilung im Werkstück abhängig ist, begünstigt zusätzlich die Ausbildung eines Mischgefüges. Um Bauteile auslegen zu können ist aber meist ein einheitliches Gefüge erwünscht, was eine Glühbehandlung der halbwarm umgeformten Teile oft unumgänglich macht. Die Problematik der Mischgefüge wird umso kritischer, je näher man sich dem Zweiphasengebiet annähert, da durch die innere Reibung Temperaturerhöhungen auftreten, und durch die Erhöhung der Gitterfehler, die Umwandlungstemperaturen herabgesetzt werden. Auch das Ausgangsgefüge beeinflusst das Umwandlungsverhalten der Stähle, und damit das sich einstellende Gefüge. Bei einem legierten Einsatzstahl wandelt zum Beispiel ein Zwischenstufengefüge schneller um, als ein ferritisch-perlitisches Gefüge. Um gleichbleibende Bauteileigenschaften zu erhalten ist es wichtig die Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen voraussagen zu können. Dies ist in Anbetracht der vielen Einflussparameter sehr schwierig und eine genaue Voraussage wird sich nur bei sehr ähnlichen Teilen treffen lassen. Es soll auf die Arbeiten [3] [12] und [4] verwiesen werden, die sich mit den Umformeigenschaften, und in weiterer Folge mit den Bauteileigenschaften ausgewählter Stähle, oder Stahlgruppen beim Halbwarmumformen beschäftigt haben.

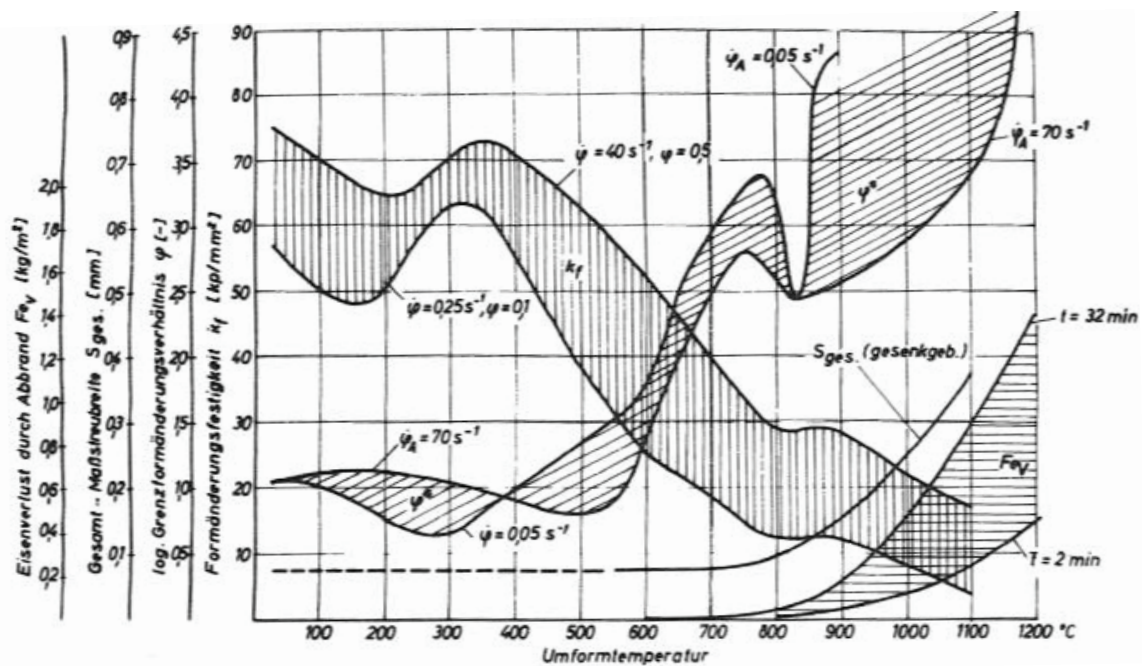


Abb. 4: Einfluss der Umformtemperatur auf die Umform- und Werkstückeigenschaften von C15, Quelle: [3]

### 3.3 Umformkraft und Werkzeuge

Für die Auslegung der Umformmaschinen und Werkzeuge ist der Kraftbedarf bei der Umformung wichtig. In [3], [13] und [2] wird über die Ermittlung und Vorhersage der benötigten Umformkraft berichtet. Für die Wahl der Werkzeugmaschinen sind die erforderlichen Kräfte und Arbeitsbeträge ausschlaggebend. Diese müssen bei der Gestaltung der Werkzeuge berücksichtigt werden. Arbeitsbedarf und Energieverbrauch sind für die Wirtschaftlichkeit eines Umformverfahrens mitverantwortlich. Die Kräfte und der Arbeitsbedarf werden hauptsächlich durch die Formänderungsfestigkeit, die Reibung und die Geometrie des Werkstücks beeinflusst. Die Formänderungsfestigkeit ist eine reine Werkstoffkenngröße und gibt jene Spannung an, unter der sich der Werkstoff bei einachsiger Beanspruchung plastisch verformt. Sie ist abhängig vom Umformgrad, der Formänderungsgeschwindigkeit und der Temperatur.

In [2] wird die Wahl des geeigneten Werkzeugwerkstoffs erläutert. Da das für die Halbwarmumformung genutzte Temperaturintervall zwischen 500 und 800 °C liegt, muss bei Werkzeugen, die in direktem Kontakt mit dem Werkzeug stehen, mit Arbeitstemperaturen von 160 bis 350°C gerechnet werden. An exponierten Stellen, wie Fließpressschultern, können kurzfristig noch viel höhere Temperaturen auftreten. Der Werkzeugwerkstoff muss aber gleichzeitig Flächenpressungen von 1500 bis 2000 N/mm<sup>2</sup> ertragen. Die Werkzeuge müssen dafür Härten von 55 bis 60 Rockwell Einheiten aufweisen. Die Wahl des Werkzeugwerkstoffs ist daher ein Kompromiss zwischen erreichbarer Härte und Warmfestigkeit. Kaltarbeitsstähle scheiden aufgrund ihrer bescheidenen Warmhärte aus und Warmarbeitsstähle haben meist zu geringe Härten. Daraus ergibt sich, dass für die Halbwarmumformung am ehesten die Schnellarbeitsstähle geeignet sind. Diese Werkstoffe sind aber empfindlich auf schroffe Abkühlung und neigen zur Rissbildung. Das ist besonders bei wasserdispergierten Schmiermitteln, die auf das Werkzeug aufgesprüht werden, zu beachten. Die Werkzeuglebensdauer kann durch geeignete Schmierstoffe drastisch erhöht werden. In [14] wird eine kurze Übersicht der verwendeten Schmierstoffe gegeben. Für Umformprozesse bei niedriger Temperatur wird auch beim Halbwarmumformen, die bei der Kaltumformung eingesetzte Zinkphosphatierung,

sinnvoll sein. Bei höheren Temperaturen haben sich besonders Schmierstoffe auf Graphitbasis bewährt. Diese sind thermisch sehr stabil und in der Anwendung ungiftig.

Aus den vorher beschriebenen Punkten geht hervor, dass die Halbwarmumformung nicht so universell wie die Kalt- oder Warmumformung einsetzbar ist. Kennt man jedoch die Prozessgrenzen hinreichend genau, ergeben sich bei bestimmten Produkten oder Produktfamilien entscheidende Vorteile durch die Halbwarmumformung. Das Fertigungsverfahren ist vor allem dadurch gekennzeichnet, dass kleine Abweichungen vom idealen Prozessfenster, bereits großen Einfluss auf die Eigenschaften des umgeformten Produktes haben. Es ist daher ein hoher Automatisierungsgrad anzustreben, um die Abweichungen so gering wie möglich zu halten. Aus diesem Grund hat sich die Halbwarmumformung besonders in der Automobilindustrie durchsetzen können. Dort werden Teile hoher Präzision in sehr großen Stückzahlen hergestellt (Siehe Abb. 2).

### 3.4 Patentrecherche

Um den Entwicklungsstand der Halbwarmumformung zu erfassen, wurde eine Patentrecherche durchgeführt. Von Interesse war dabei, der Stand der Technik der Halbwarmumformung allgemein, und in weiterer Folge Entwicklungen zu Stahl-Dieselpolben. Folgende Fragestellungen sollten durch die Patentrecherche beantwortet werden:

1. Wer hat Patente, welche die Halbwarmumformung betreffen angemeldet?
2. Für welche Einsatzgebiete wurden die Patente angemeldet (Blechumformung, Massivumformung, Kolbenherstellung)?
3. Welcher bevorzugte Temperaturbereich wird in den Patenten für die Umformung genannt?
4. Ist ein Trend in der Anzahl der angemeldeten Patente erkennbar?

Für die Patentrecherche wurde das elektronische Patentdokumentenarchiv (depatisnet) des Deutschen Patent- und Markenamtes verwendet. Die Suche im Patentregister(espacenet) des europäischen Patentregisters wurde ergänzend verwendet. Die Ergebnisse sind in Tabelle 1 aufgelistet, wobei nur die wichtigsten Patente enthalten sind. Die Suchbegriffeingabe erfolgte im Bedienermodus „Expertenrecherche“. Für die Eingabe der Suchbegriffe stehen verschiedene Operatoren zur Verfügung, die eine Konkretisierung der Sucheingabe ermöglichen. Ein vereinfachtes Beispiel einer Sucheingabe ist unten angeführt.

```
(  
  BI = Halbwarmumform? UND BI = Stahl?  
)  
ODER  
(  
  BI = Halbwarmfließpressen UND BI = Stahl?  
)  
ODER  
(  
  BI = Halbwarmschmieden UND BI = Stahl  
)
```

Tabelle 1: Patente und angegebene Temperaturen

Patentnummer	Anmelder	Massivumformung	Blechumformung	Kolbenherstellung	Umformtemperatur[°C]	<A1 <A3 >A3	Grund des Temperaturbereichs
DE102015208752A1	Hyundai Motor Company		x		200-600	x	Erhalt des Ausgangsgefüges
DE102015210634A1	MAHLE International GmbH	x			600-800	-	-
DE102012014258A1	Salzgitter Flachstahl GmbH		x		50-700	x	Erhalt des Ausgangsgefüges
DE102014116950A1	ThyssenKrupp Steel Europe AG	x			600-900	x	Vermeidung der Austenitisierung
DE102008032024B4	Daimler AG	x		x	"um A1"	x	Vermeidung einer Gefügeschädigung
DE102009016079A1	Jochen Kruse	x			25	-	-
DE102012022123A1	Daimler AG	x			200-600	-	-
DE102010020373A1	Salzgitter Flachstahl GmbH		x		"kalt"	-	Vermeidung Festigkeitsabbau
DE102011108162A1	Salzgitter Flachstahl GmbH		x		"kalt"	x	Vermeidung Festigkeitsabbau
DE102013014346A1	MAHLE International GmbH	x		x	600-900	-	-
DE102013009232A1	Salzgitter Flachstahl GmbH		x		350-900	x	Vermeidung Festigkeitsabbau
DE102013014344A1	MAHLE International GmbH	x		x	600-900	-	-
WO002012119589A2	Mahle International GmbH			x	600-900	-	-
WO002014033033038A1	Volkswagen AG	x			100-300	-	-
DE00004418922A1	Eumuco Aktiengesellschaft	x			-	-	-
DE000010339350B4	ISE Automotive GmbH		x		500-730	-	-
DE000019834510A1	Feintool International Holding AG		x		570-600	-	-
DE102008038068A1	Schuler Pressen GmbH & Co. KG	x			620-920	-	-
DE102012017525A1	Volkswagen AG	x			200-850	-	-
DE102013014344A1	Mahle International GmbH			x	600-900	-	-

Es soll in weiterer Folge nur auf die wichtigsten Patente genauer eingegangen werden. So wird zum Beispiel in der DE 10 2009 016 079 A1 die Herstellung von Kugelzapfen durch Kaltpressen von bainitischen Vormaterial beschrieben. Derartige Kugelzapfen werden besonders im Fahrzeugbau verwendet, wie z.B. in Lenkgestängen, Koppelstangen und Stabilisatorverbindungen. Bei dem beschriebenen Verfahren wird Vormaterial verwendet, das schon aus der Walzhitze gezielt abgekühlt wird, um ein bainitisches Gefüge herzustellen. Dieses bainitische Vormaterial kann, auch ohne aufwändige Glühung auf kugelige Karbide (GKZ-Glühung), durch Pressen weiterverarbeitet werden. Bei den vorher genannten Teilen werden oft Innenangriffe benötigt, die sich dadurch leicht herstellen lassen. Die gepressten Rohlinge erhalten ihre Festigkeit aus der Grundfestigkeit des Drahtes und der Kaltverformung beim Pressen. Es kann dieselbe Festigkeit erreicht werden, wie bei der klassischen Herstellroute über Vergütungsstähle. Die teure Wärmebehandlung kann entfallen.

In der DE 10 2015 210 634 A1 wird vorgeschlagen ein Filtergehäuseteil durch Halbwarmumformen herzustellen. Bei diesem Bauteil handelt es sich um einen gepressten, mehr oder weniger rotationssymmetrischen Napf. Solche Bauteile eignen sich hervorragend für die Anwendung des Fließpressens. Es wird vorgeschlagen, die Umformung bei warmer oder halbwarmer Temperatur durchzuführen, wobei für das Halbwarmumformen ein idealer Bereich zwischen 600 und 800°C genannt wird.

Die Forderung von hohen Umformgraden, verbunden mit engen Toleranzen, wird durch halbwarm umgeformte Teile erfüllt, weshalb ein verstärktes Interesse in Richtung dieser Technologie herrscht. Die DE 10 2013 014 346 A1 und DE 10 2013 014 344 A1 erläutern die Möglichkeiten der Fertigung von geschmiedeten Stahlkolben und die Motivation, diese durch Halbwarmumformen herzustellen. Es werden anschaulich die kritischen Fertigungsschritte beschrieben. Ein aus Stahl geschmiedeter Kolben wird derzeit meist zweiteilig ausgeführt wobei ein Kolbenoberteil mit der ausgeformten Verbrennungsmulde, und ein Kolbenunterteil hergestellt werden. Für die Halbwarmumformung ist laut den genannten Patenten

besonders der Kolbenoberteil geeignet, da ein napfförmiger, rotationssymmetrischer Teil vorliegt. Der Vorteil, der durch den Einsatz der Halbwarmumformung gegenüber der Warmumformung erreicht wird, ist die hohe Oberflächenqualität. So ist es möglich, die Verbrennungsmulde durch Pressen auszuformen, und auf einen Zerspanungsvorgang zu verzichten. Dadurch lassen sich komplexe Formen verwirklichen, die im Idealfall nicht mehr nachbearbeitet werden müssen. Die Umformung kann dabei durch klassisches Warmumformen bei 1200 bis 1300°C und anschließender Kaltkalibrierung geschehen, oder durch Halbwarmumformen, bei 600 bis 900 °C. Für den Kolbenunterteil wird das klassische Warmumformen vorgeschlagen. In der DE10 2011 118 297 A1 wird für den Kolbenunterteil ein Ultra-High-Carbon (UHC) Stahl vorgeschlagen, und für den Kolbenoberteil, das heißt die Brennraumseitige Komponente, einen Vergütungsstahl. Bevor der UHC Stahl halbwarm umgeformt wird, ist es zweckmäßig die Karbide durch eine Glühung vorher in eine kugelige Form überzuführen. Anschließend erfolgt eine Halbwarmumformung bei einer Temperatur von 800 bis 1100 °C

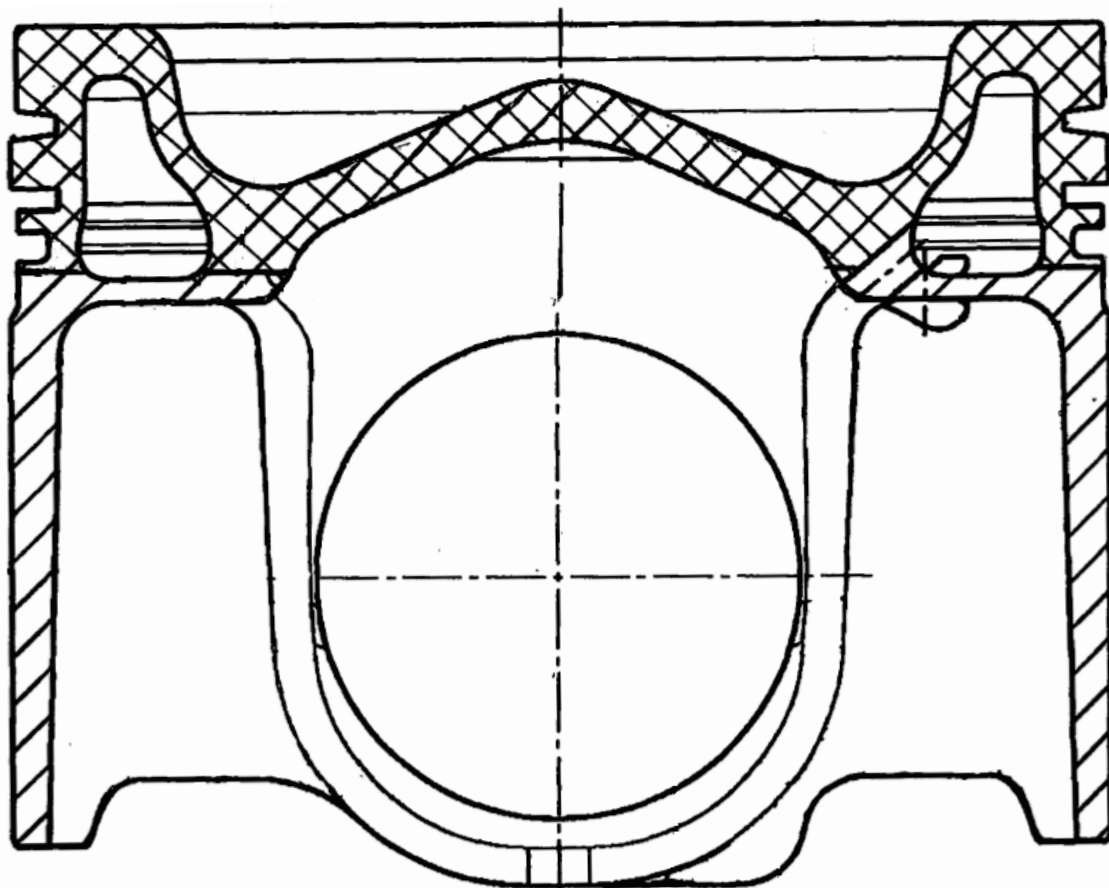


Abb. 5: HWU Kolben Quelle: DE 10 2013 014 346 A1 (Beschriftung entfernt)

Auch in der DE 10 2008 032 024 B4 wird ein UHC Stahl für das Fließpressen vorgestellt, der deutlich Chromreduziert ist. Werden die Karbide durch eine Glühung in eine sphärische Form übergeführt, eignet sich dieser gut für das Halbwarmfließpressen, wobei ein idealer Temperaturbereich für das Halbwarmumformen von 850 bis 1150 °C vorgeschlagen wird. Hervorzuheben ist, dass eine Thermomechanische Behandlung vorgeschlagen wird, bei der bewusst im Zweiphasengebiet umgeformt wird, um ein bestimmtes Bauteilgefüge herzustellen.

**Diese Wärmebehandlung gliedert sich in:**

1. Erwärmung auf eine Homogenisierungstemperatur, die bis zu 200°C größer als die Austenitisierungstemperatur sein soll.
2. Heißumformung mit einem Umformgrad größer als 1,2, unter stetiger Abkühlung auf eine Temperatur, die unterhalb der A1-Umwandlungstemperatur liegt.
3. Warmumformung bei einer Temperatur von bis zu 200°C, größer als die A1-Temperatur.
4. Anschließende Abkühlung

Nach dieser Thermomechanischen Behandlung soll der Werkstoff in einem Gefüge, bestehend aus Ferrit und Karbiden vorliegen. Als das Einsatzgebiet für solche umgeformten Bauteile werden Getriebeteile und Fahrwerkskomponenten im Automobilbau genannt.

In der DE10 2012 022 123A1 wird ein Nockenwellenschiebestück beschrieben, das für den Einsatz im Automobilbereich konzipiert ist. Diese Nockenwellenschiebestücke dienen dazu, den Ventilhub in einem Verbrennungsmotor variieren zu können. Da dieses Bauteil dynamisch belastet wird und im Berührungspunkt am Ventil eine Gleitbewegung ausführt, werden hohe Anforderungen an den Werkstoff gestellt. Als Werkstoff für das genannte Bauteil wird der Stahl C56E2 genannt, da dieser Stahl sehr gute Härteigenschaften aufweist, die in einem weiten Eigenschaftsbereich modifiziert werden können. Als Fertigungsverfahren werden unter anderem das Warm- und Halbwarmumformen genannt. Für das Halbwarmumformen wird der Temperaturbereich von 200 bis 600°C vorgeschlagen. Beim Halbwarmumformen kann, wie beim Warmumformen des Nockenwellenschiebestücks, eine nachgeschaltete Wärmebehandlung notwendig sein.



Über ein Halbwarmumformverfahren für Blech und die Vorgänge im Gefüge gibt Patent DE 102015 208 752A1 Auskunft. Es wird der Temperaturbereich unterhalb der Umwandlungstemperatur des Stahlwerkstoffs genutzt, wobei der Werkstoff vor dem Erwärmen einphasig ist. Durch eine Umformung in verschiedenen Temperaturbereichen kann die Festigkeit und die Umformbarkeit des Stahlblechs eingestellt werden. Je höher die Temperatur beim Umformen des Blechs ist, desto duktiler verhält es sich im Gebrauch. Die Eigenschaften werden in einem Temperaturbereich von 300 bis 600°C verändert. Es wird somit sichergestellt, dass der Werkstoff einphasig bleibt. Dies ist bei Blech meist gewünscht, da eine Phasenumwandlung zu zusätzlichen Spannungen und Verzug führen kann.

Die DE 10 2011 108 162 A1 beschreibt ein Verfahren das den Temperaturbereich von 400 bis 700 °C nutzt um Blechplatinen umzuformen. Wichtig ist, dass die Verformung und somit Kaltverfestigung schon ins Vormaterial eingebracht wird. Es wird erwähnt, dass Umformgrade dieses vorgeschalteten Walzschriffs von 5 bis 35 % ideal sind, aber nicht näher auf die Gründe eingegangen. Hauptziel der Erfindung ist, dass die Kaltverfestigung nicht durch Erholung, oder Rekristallisation rückgängig gemacht wird. Es wird darauf hingewiesen, dass die optimale Umformtemperatur von den geforderten Eigenschaften abhängig ist. Bevorzugt wird der Temperaturbereich zwischen 540 und 700°C. Durch die Umformung kann eine weitere Festigkeitssteigerung erreicht werden, da die Umformtemperatur für eine vollständige Erholung oder Rekristallisation bei den üblichen Taktzeiten von 15 s, oder darunter nicht ausreicht. Es wird auch die Möglichkeit genannt, die  $A_{c1}$ -Temperatur bewusst zu überschreiten, um bestimmte Eigenschaften des Werkstoffs, die nicht näher genannt, sind zu beeinflussen.

DE 10 2013 009 232 A1 beschreibt die Halbwarmumformung von bainitischen Vormaterial. Die Umformung geschieht unterhalb der  $A_{c1}$ - Umwandlungstemperatur, wodurch ein Festigkeitsverlust durch Umwandlungsvorgänge vermieden wird. Im Gegensatz zu Stahlgüten, die warmumgeformt und anschließend, eine festigkeitssteigernde Wärmebehandlung erfordern, können beim Halbwarmumformen die Werkstoffeigenschaften vor der Umformung eingestellt werden.

Patent DE 10 2010 020 373 A1 beschreibt ein Verfahren zum Halbwarmumformen von manganlegierten Stahlblech im Temperaturbereich von 500 bis 700°C. Es wird angegeben, dass die Halbwarmumformung deswegen angewendet wird, damit in den umgeformten Bereichen das Rest- verformungsvermögen ausreichend hoch bleibt. Durch die richtige Wahl der Umformtemperatur kann die Festigkeit in den umgeformten Bereichen entweder höher, gleich, oder niedriger als im Vormaterial sein.

Es besteht laut DE 10 2012 014 258 A1 die Möglichkeit die Halbwarmumformung nicht nur zum klassischen Umformen, sondern auch zum Trennen von Werkstoffen zu nutzen. Dabei wird der Werkstoff unterhalb der  $A_{c1}$ -Temperatur erhitzt und dann durch Scherschneiden getrennt. Durch die erhöhte Temperatur entstehen Schnittkanten mit hoher Oberflächengüte. Durch Erholungsprozesse werden auch die Eigenspannungen der Blechzuschnitte deutlich reduziert.

Aus der Patentliteratur geht hervor, dass es grundsätzlich zwei verschiedene Motivationen für den Einsatz der Halbwarmumformung gibt. Man muss zwischen dem Einsatz in der Blechumformung und in der Massivumformung unterscheiden. Die beiden Bereiche der Umformtechnik stellen sehr unterschiedliche Anforderungen an die Umformverfahren. Werden massiv-umgeformte Bauteile durch Halbwarmumformen hergestellt, sind diese meist vorher durch klassisches Warm oder Kaltumformen hergestellt worden. Für den Fall, dass das Bauteil vorher kalt umgeformt wurde, steht für den Anwender meist eine Reduktion der Pressenkraft, oder eine Erhöhung des Umformvermögens im Vordergrund. Die Temperatur soll dabei nur soweit erhöht werden, dass die Genauigkeit und die Oberflächenqualität im Wesentlichen der, des Kaltumformens entsprechen. Wurden die Teile vorher warm umgeformt, soll meist die Genauigkeit erhöht, und somit Nachbearbeitungsschritte eingespart werden. Die Temperatur muss in diesem Fall verringert werden, solange das Umformvermögen noch ausreicht. In der Halbwarm-Massivumformung wird meist eine Wärmebehandlung der umgeformten Teile durchgeführt, um ein homogenes Gefüge zu erreichen. Der Gefügestand direkt nach der Umformung ist daher meist nicht besonders relevant. Somit kann auch über der  $A_{c1}$ -Temperatur

umgeformt werden, da eventuell entstehende Mischgefüge durch die nachgeschaltete Wärmebehandlung wieder aufgelöst werden. In fast allen Patenten, die die Massivumformung betreffen, wird für das Halbwarmumformen ein möglicher Temperaturbereich für die Umformung, bis ins Zweiphasengebiet genannt.

In der Blechumformung hingegen, wird fast ausschließlich bei einer Temperatur kleiner als die  $A_{c1}$ -Temperatur umgeformt. Dies ist dadurch erklärbar, da die Eigenschaften des Werkstoffs meist schon beim Walzen eingestellt werden. Bei der Halbwarmumformung dieses Vormaterials dürfen daher die Eigenschaften nur mehr geringfügig verändert werden. Daher ist bei den meisten Patenten, welche die Blechumformung betreffen, der Temperaturbereich nach oben durch die  $A_{c1}$ -Temperatur begrenzt. Außerdem würde durch die Umwandlung des Gefüges, von Ferrit zu Austenit, ein starker Verzug resultieren.

### **3.5 Herstellung von Stahlkolben**

Kolben für Pkw wurden lange Zeit ausschließlich aus Aluminium, mittels Schwerkraftguss hergestellt. Diese Aluminiumkolben konnten durch sukzessive Verbesserungen, den immer stärkeren Belastungen aufgrund der Weiterentwicklung der Motoren, angepasst werden. Seit einigen Jahren befinden sich bei Pkw Dieselmotoren, neben Aluminium, auch Stahlkolben in der Entwicklung. Stahlkolben haben sich bei Nutzfahrzeugmotoren in der Großserie millionenfach bewährt. Beide Werkstoffe haben ihre charakteristischen Vor- und Nachteile. [15]

Die verwendeten Werkstoffe, wie Aluminiumlegierungen und Stahl, haben sehr unterschiedliche physikalische und mechanische Eigenschaften, die bei der Auslegung berücksichtigt werden müssen. Stahlwerkstoffe haben auch bei hohen Temperaturen hohe Festigkeitswerte, weisen aber eine schlechte Wärmeleitfähigkeit auf. Die Wärmedehnung ist geringer, als die von Aluminiumlegierungen. Demgegenüber besitzen Aluminiumlegierungen eine hohe Wärmeleitfähigkeit und Wärmedehnung. Die Warmfestigkeit ist gegenüber von Stahl niedriger und Aluminiumwerkstoffe zeigen einen Alterungsprozess. Darum ist die Kolbentemperatur bei der Auslegung der Bauteile von großer Bedeutung. [15]

Die annähernd dreifache Dichte von Stahl, führt bei gleicher Konstruktion vorerst zu einem Kolbenmehrgewicht. Unter Ausnutzung der höheren Festigkeit kann der Kolben aber wesentlich materialsparender konstruiert werden, sodass das Gewicht gleich, oder sogar geringer als bei Aluminiumkolben ausfällt. Ähnelten die Pkw Dieselkolben am Anfang ihrer Entwicklung noch sehr stark denen, die bei Lkw eingesetzt wurden, haben heutige Konzepte deutlich an Gewicht eingespart und Struktursteifigkeit hinzugewonnen. Das Grundkonzept, das in der Kolbenkonstruktion derzeit verfolgt wird, ist der Monosteel- Kolben. Dieser besteht aus einem Ober-, und einem Unterteil, die separat hergestellt, und mittels Reib- oder Induktionsschweißen gefügt werden. Die Urformgebung bei Monosteel- Kolben erfolgt in den meisten Fällen durch Schmieden, wobei das Unterteil auch gegossen werden kann, was weitere Gewichtseinsparungen ermöglicht. Es lassen sich auch unterschiedliche Werkstoffe für Kolbenober- und Unterteil kombinieren. [15]



**Abb. 6: zweiteilige Bauweise**

Die Steigerung der Leistungsfähigkeit der Motoren geht mit ständig wachsenden Verbrennungstemperaturen einher. Ein Problem das bei Stahlkolben besteht ist die, im Vergleich zu Aluminium, dreimal geringere Wärmeleitfähigkeit. Es ergeben sich daher im Einsatz höhere Werkstofftemperaturen im Bereich der Brennmulde. Diese

Belastung führt oft zum thermischen Versagen durch Rissbildung, oder durch Oberflächenoxidation. In Abb. 7 ist die Temperaturverteilung eines Stahlkolbens im Vergleich zu einem Aluminiumkolben, bei gleichen Einsatzbedingungen dargestellt. Der Aluminiumkolben erreicht maximale Muldenrandtemperaturen von 440 °C. Der Monosteel- Kolben wird im Vergleich um 90 °C heißer und erreicht eine maximale Temperatur im Muldenrand von 530°C

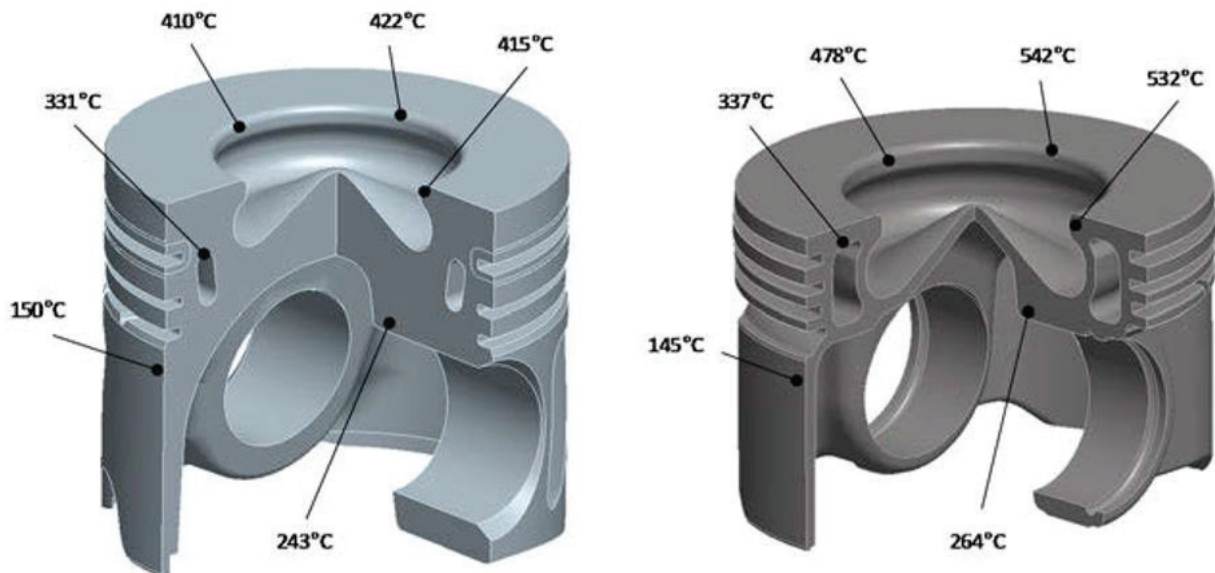


Abb. 7: Temperaturverteilung im Aluminiumkolben (links) und im Stahlkolben (rechts) Quelle: [15]

In Bezug auf halbwarm-umgeformte Kolben bedeutet ein solcher Temperaturbereich schon das beginnende Einsetzen von Gefügeänderungen. In [12] wird gezeigt, dass ab 500°C je nach Umformgrad, Rekristallisations- und Erholungsvorgänge stattfinden. Die Eigenschaften des Werkstoffs sind unter einer solchen Belastung stark zeitabhängig, was eine Berechnung und Auslegung von halbwarm-umgeformten Kolben in der Anwendung erschwert. Um definierte und stabile Werkstoffeigenschaften zu erhalten, wird daher in den meisten Fällen eine Glühbehandlung nach dem Halbwarmumformen empfohlen.

In der Patentrecherche wurden einige Patente zu halbwarm-umgeformten Kolben gefunden, die hinsichtlich der Konstruktion, Fertigung und Wärmebehandlung gut beschrieben sind. Bei den Patenten welche die Kolbenherstellung, in Verbindung mit der Halbwarmumformung betreffen, wird eine zweiteilige Konstruktion angewendet. Es wird ein Kolbenoberteil und ein Kolbenunterteil gefertigt, und diese dann mittels eines Fügeverfahrens verbunden. Hauptsächlich wird ein Reibschweißverfahren

angewandt. Das Verfahren der Halbwarmumformung wird nur für das Kolbenoberteil, mit dem ausgeformten Kolbenboden vorgeschlagen. Das Kolbenunterteil wird klassisch, durch Schmieden, bei 900 bis 1200°C, oder durch ein Gießverfahren hergestellt. Beim Kolbenoberteil können die Vorteile der Halbwarmumformung deswegen zum Tragen kommen, weil ein flacher, napfförmiger Teil (Abb. 6) ohne Hinterschneidungen vorliegt. Prinzipiell ist es möglich, die Brennmulde im Kolbenboden durch eine Drehbearbeitung, auch mit Hinterschneidung herzustellen, jedoch wird darauf abgezielt, diese nach dem Halbwarmumformen, nicht mehr zu bearbeiten. Nach dem Fügen werden noch der Kolbenumfang mit der überstehenden Reibschweißnaht und die Stirnseite bearbeitet und die Kolbenbohrung gefertigt.

### **3.6 Werkstoffe für das Halbwarmumformen**

Für das Halbwarmumformen eignen sich im Wesentlichen jene Stahlsorten, die auch für das Fließpressen bei Raumtemperatur eingesetzt werden. In der Literatur wurden jedoch auch Untersuchungen zum Umformverhalten von Stählen durchgeführt, die beinahe keine Umformbarkeit im kalten Zustand aufweisen. Wie und wie stark sich eine Erhöhung der Umformtemperatur auf die Verformbarkeit eines Werkstoffs auswirkt ist im Einzelfall zu prüfen. Im Allgemeinen wird aber bei einer Temperaturerhöhung die Umformbarkeit zu höheren Werten hin verschoben.

#### **3.6.1 Einsatzstähle**

Zu den klassischen Stählen, die durch Halbwarmumformen verarbeitet werden zählen die Einsatzstähle. Diese Werkstoffgruppe ist für Anwendungen bestimmt, bei denen eine harte Oberfläche in Kombination mit einem zähen Kern gefordert ist. Der Name rührt von ihrer früheren Verarbeitung her, bei der das Bauteil in Kohlepulver „eingesetzt“ wurde, um dann durch hohe Temperatur, den Kohlenstoff in die Randschicht diffundieren zu lassen. Heute wird der Kohlenstoff dem Glühofen bereits gasförmig zugeführt. Bei dem anschließenden Härtevorgang ist der Kohlenstoffgehalt nur am Rand groß genug, um eine Aufhärtung zu erzielen, wodurch der Kern zäh bleibt. Da sich durch das Einsatzhärten Zähigkeit und Härte sehr gut miteinander verbinden lassen, werden bevorzugt Zahnräder und ähnliche Bauteile mit dieser Technik hergestellt. Mit Einsatzstählen sind bei Zahnrädern die höchsten Dauerfestigkeiten erzielbar, da durch die martensitische Umwandlung im Randbereich, Druckspannungen induziert werden. Durch den relativ geringen Kohlenstoffgehalt von ca. 0,1-0,3%, im Grundwerkstoff, weisen Einsatzstähle auch im kalten Zustand eine relativ gute Umformbarkeit auf. Über die Umformeigenschaften im Halbwarmtemperaturbereich liegen bereits einige umfangreiche Arbeiten vor [1], [3], [16]. Einsatzstähle weisen durch ihr Anwendungsspektrum in der Automobilindustrie, wo Zahnräder und ähnliche rotationssymmetrische Bauteile in großen Stückzahlen benötigt werden, ideale Voraussetzungen für die Verarbeitung durch Halbwarmumformen auf.

### 3.6.2 Vergütungsstähle

Die Gebrauchseigenschaften der Vergütungsstähle werden durch Härten und anschließendem Anlassen eingestellt, was als vergüten bezeichnet wird. Sie zeichnen sich durch ausgezeichnete Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften aus. Die Umformbarkeit im Kalt, Warm und Halbwarmumformbereich von Vergütungsstählen ist bereits ausführlich untersucht worden [17]. Die ausgewogenen Eigenschaften der Vergütungsstähle machen diese ideal für viele Anwendungen mit hohen mechanischen und dynamischen Anforderungen. Sie werden in Getriebeteilen, bei Kurbelwellen oder bei Nockenwellen vielfach eingesetzt. In der Automobilindustrie sind traditionelle Werkstoffe wie z.B. 35CrMo immer mehr durch den 42CrMo4 ersetzt worden [17]. 42CrMo4 ist ein typischer Vertreter der niedriglegierten Vergütungsstähle für Schmiede-anwendungen. Seine Eigenschaften machen ihn ideal für den Einsatz bei dynamisch hochbelasteten Teilen, wie Kurbelwellen, Nockenwellen und Pleuel. Vergütungsstähle werden in großem Umfang durch Fließpressen bei Raumtemperatur verarbeitet. Die hohe Streckgrenze bereitet aber Probleme mit großen Umformkräften und geringer Umformbarkeit. Der Stahl muss, um seine optimalen Eigenschaften zu erhalten, gehärtet und angelassen werden, was sehr Energie und Zeitintensiv ist. Deswegen versucht man in jüngster Zeit Alternativwerkstoffe zu finden, die den Belastungen genauso gerecht werden, oder noch übertreffen und ohne teure Wärmebehandlung auskommen. Auch die Einsparung von teuren Legierungselementen wie Chrom, bei gleichbleibenden mechanischen Eigenschaften steht im Vordergrund von neuen Stahentwicklungen. Es wurden bereits einige Stahlwerkstoffe entwickelt, die mit geringerem Legierungsgehalt ähnliche Festigkeiten, wie konventionelle Vergütungsstähle erreichen. Dabei kann ein Weg verfolgt werden wie bei Ausscheidungshärtenden Ferritisch-Perlitischen Stahlsorten kurz AFP Stählen, oder bainitischen Stahlsorten, die beide ihre Festigkeit während des Abkühlens aus der Schmiedehitze ausbilden. Somit kann die teure Wärmebehandlung eingespart werden. Die AFP Stähle weisen jedoch geringere Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften, als die Vergütungsstähle auf.



### 3.6.3 Bainitische Stähle

Bainitische Stahlsorten stellen einen guten Kompromiss zwischen Kosten und mechanischen Eigenschaften dar. Wie in Abb. 8 gezeigt, können diese die Lücke zwischen den Vergütungsstählen und den AFP Stählen schließen. Bei den bainitischen Stählen führt eine kontrollierte Abkühlung zur Festigkeitssteigerung, wodurch eine nachgeschaltete Wärmebehandlung wie bei den Vergütungsstählen entfallen kann. Der Stahl wird dabei klassisch Warmumgeformt und dann kontrolliert abgekühlt. Dafür muss die Abkühlung bis auf 400 °C kontrolliert erfolgen. Der in den nachfolgenden Untersuchungen verwendete Schmiedestahl 20MnCrMo7 ist bereits am Markt verfügbar. Die Ausbildung des Bainits wird allein durch die Legierungselemente Chrom Mangan und Molybdän erzielt. Nickel als relativ teures Legierungselement kann entfallen. [18]

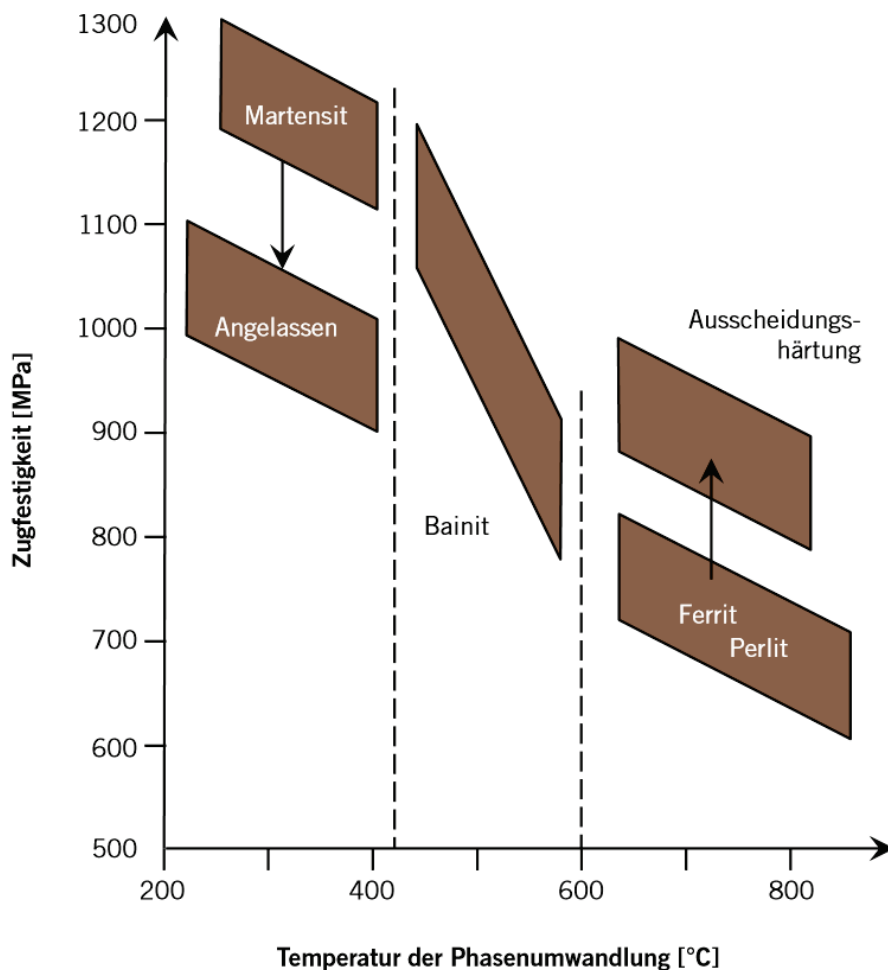


Abb. 8: Zugfestigkeit der umgeformten Stähle, Quelle: [18]

### **3.6.4 Automatenstähle**

Auch die Eignung der Automatenstähle für die Halbwarmumformung wurde in der Literatur untersucht. Automatenstähle sind Stähle für die Mengenfertigung von Erzeugnissen mit spanabhebender Bearbeitung. Sie weisen eine besonders kurzbrüchige Spanausbildung, verbunden mit geringen Schnittkräften auf. Das Gefüge muss dafür durch die Einlagerung zahlreicher, gleichmäßig verteilter Einschlüsse, möglichst heterogen aufgebaut sein. Die gute Zerspanbarkeit wird durch Zulegieren von Schwefel, Blei, Tellur oder Wismut erreicht. Trotz dieser versprödenden Elemente konnte eine gute Umformbarkeit der untersuchten Automatenstähle im Halbwarmtemperaturbereich nachgewiesen werden. [4]

Es soll auch darauf hingewiesen werden, dass auch für Schnellarbeitsstähle Untersuchungen auf deren Umformbarkeit durch Halbwarmumformen vorliegen. Stähle wie der S-6-5-2 weisen nach [16] nur geringfügig höhere Fließspannungswerte im weichgeglühtem Zustand wie der Wälzlagerstahl 100Cr6 auf, der gerne durch Halbwarmumformen verarbeitet wird.

## **4 Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen**

Die Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen ist von der Umformtemperatur, des Umformgrades, der Umformgeschwindigkeit und der Temperaturführung beim Erhitzen und beim Abkühlen abhängig. Da in der Praxis recht kurze Zykluszeiten angestrebt sind, laufen die Vorgänge im Gefüge meist nicht vollständig ab. Die Umwandlungszeiten sind sehr stark vom Ausgangsgefüge abhängig, weshalb der Ausgangszustand des Vormaterials sehr wichtig ist. So wandelt z.B. ein zuvor kaltverfestigtes Material schneller um, als eines ohne vorhergehende Verformung.

In Abb. 9 sind die beim Halbwarmumformen möglichen Temperaturführungen schematisch dargestellt. Bei Temperaturverlauf 1 wird der Werkstoff von Raumtemperatur auf die gewünschte Umformtemperatur, die noch unterhalb der  $A_{c1}$ -Umwandlungstemperatur liegt, erhitzt, dann umgeformt und nach der Umformung wieder abgekühlt. Der Werkstoff durchläuft keine  $\alpha$ - $\gamma$  Umwandlung, weshalb auch keine vollständige Gefügeneubildung erfolgt. In diesem Temperaturbereich laufen

aber schon Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge ab. Nach [19] rekristallisiert der Ferrit ab 500°C schon während der Umformung, und beim langsamen Abkühlen an Luft. Auch die Karbidlamellen beginnen sich oberhalb etwa 600°C einzuformen. Es ist zu erwarten, dass das Gefüge nach der Umformung aber im wesentlichen dem verformten Ausgangsgefüge, mit mehr oder weniger stark ausgeprägten Rekristallisationseffekten, entspricht. Der Grad der Rekristallisation hängt von der Höhe der Umformtemperatur, dem Umformgrad und der Dauer der Erhitzung ab. Zu beachten ist, dass die  $A_{c1}$ -Umwandlungstemperatur auch mit zunehmendem Umformgrad sinkt, was zur Folge haben kann, dass sich Teile des Gefüges während der Umformung unerwünscht in Austenit umwandeln können. Bei rascher Abkühlung kann sich dann ein Mischgefüge ausbilden.

Bei Temperaturführung 2 wird der Werkstoff vor der Verformung über die  $A_{c1}$ -Umwandlungstemperatur erhitzt. Die Umformung geschieht im Zweiphasengebiet. Je nach Höhe der Umformtemperatur wandelt ein Teil des Gefüges in Austenit um, während der Rest noch im Ausgangszustand vorliegt. Nach [3] kann die Umformbarkeit im Zweiphasengebiet abnehmen, was auf die unterschiedlichen Rekristallisationsgeschwindigkeiten zurückzuführen sein könnte. Beim Unterschreiten der  $A_{c1}$ -Linie wandelt der Austenit je nach Abkühlgeschwindigkeit, wieder in ein ferritisch-perlitisches Gefüge, oder ein Mischgefüge, bestehend aus Ferrit, Perlit und Martensit um, wobei anstatt von Martensit auch Bainitbildung auftreten kann.

Fall 3 der möglichen Temperaturführungen ist eher als klassisches Warmumformen bekannt, wo der Werkstoff im vollständig austenitischen Zustand umgeformt wird. Der untere Bereich des Gamma-Gebiets wird jedoch auch noch zum Halbwarmumformen gezählt.

Es besteht auch die Möglichkeit den Werkstoff über die  $A_{c1}$ -Übergangstemperatur zu erwärmen, die Temperatur zu halten, anschließend abzukühlen, um dann im Einphasengebiet umzuformen. Diese Art der Temperaturführung kann dann sinnvoll sein, wenn eine Gefügeneubildung vor dem Umformen erwünscht ist, eine Umformung aber nicht im Zweiphasengebiet stattfinden soll, weil für den entsprechenden Werkstoff die Umformbarkeit im Einphasengebiet größer ist.

Die Temperaturführungen 5 und 6 sind eher theoretischer Natur, da eine Erhitzung ins Gamma Gebiet, mit anschließender Verformung bei niedriger Temperatur, die

Vorteile der Halbwarmumformung zunichtemacht. Zum einen würden hohe Energiekosten entstehen und zum anderen würde eine starke Verzunderung auftreten.

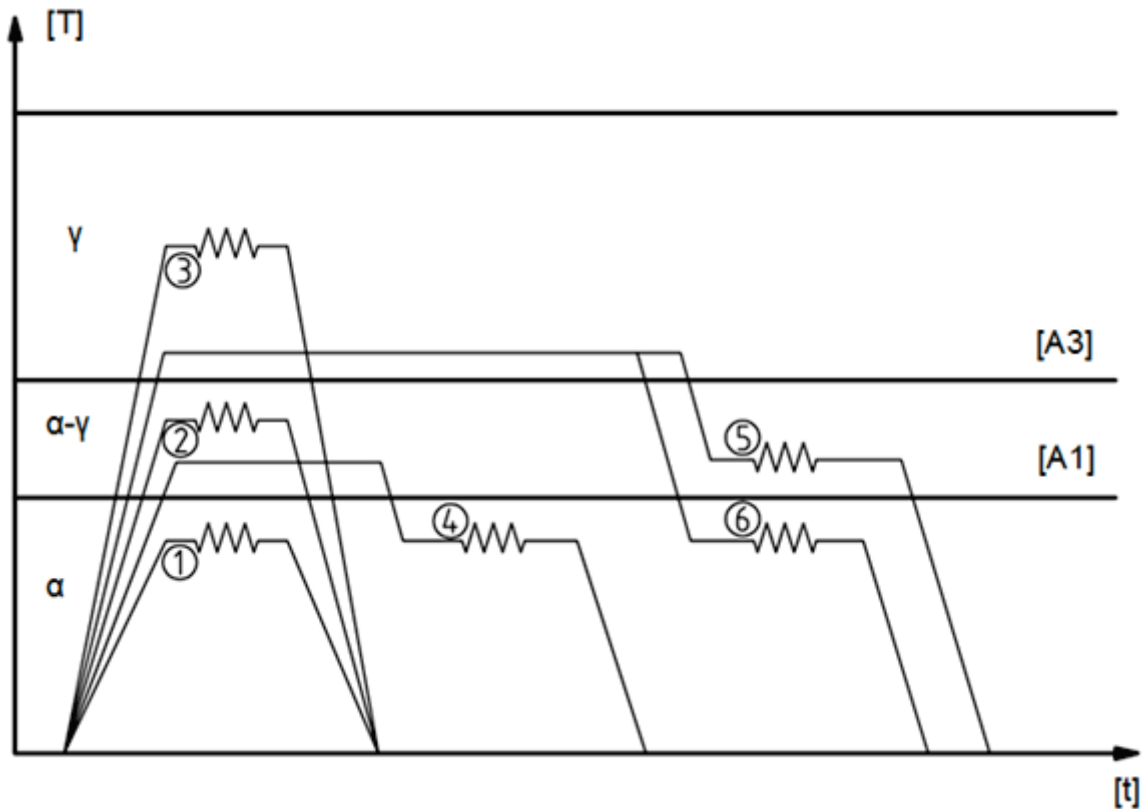


Abb. 9: Temperaturführungen beim Halbwarmumformen

Durch die Umformung wird, falls diese im Zweiphasengebiet oder darüber stattfindet, der Beginn der Ferritbildung zu kürzeren Zeiten hin verschoben. Diese Beschleunigung wird umso größer, je tiefer die Umformtemperatur ist. Die ebenfalls diffusionsgesteuerte Perlitbildung wird in ähnlichem Maße beeinflusst. Die Starttemperatur der Martensitbildung wird durch die Umformung nicht eindeutig geändert. Aufgrund der noch vorhandenen Verzerrung des Gitters könnte der Umklappvorgang bei höheren Temperaturen stattfinden. Die Gitterdefekte stören aber die koordinierten Atombewegungen beim Umklappen. [20]

## **4.1 Erholung und Rekristallisation**

Nach [21], setzt die Rekristallisation des Ferrits schon während der Umformung, bei Temperaturen oberhalb von 500 °C ein. Die Karbidlamellen des Perlits beginnen sich während der Umformung oberhalb von 600°C, und speziell beim nachfolgenden Glühen, in wenigen Minuten kugelig einzuformen. Aus Fließspannungs-Temperaturschaubildern ergibt sich ein starker Anstieg der Fließspannung im Blaubruchbereich, der die untere Grenze des Halbwarmumformens darstellt. Oberhalb dieses Temperaturbereiches ist mit dem Beginn der Rekristallisation zu rechnen. Eine klare Aussage zum Rekristallisationsverhalten ermöglichen die Umformkennwerte jedoch nicht, weshalb auf Verfestigungsmessungen nach dem Umformen zurückgegriffen werden muss. [22]

Eine durch die Umformung erzeugte hohe Versetzungsdichte kann durch zwei unterschiedliche Mechanismen abgebaut werden, die Erholung und die Rekristallisation. Bei der Erholung geschieht der Abbau der Versetzungsdichte vorwiegend durch Diffusion von Leerstellen. Dieser Mechanismus ist bei niedrigeren Temperaturen vorherrschend. Anschließend an die Erholung kann die restliche Versetzungsdichte durch Rekristallisation weiter verringert werden, vorausgesetzt die Temperatur ist hoch genug. Bei üblichen Prozesszeiten laufen diese Prozesse meist nur unvollständig ab, da die Verweilzeit auf erhöhter Temperatur kurz ist. [20]

## **4.2 Dynamische Erholung**

In Metallen mit hoher Stapelfehlerenergie wie  $\alpha$ -Eisen können die Versetzungen klettern und Quergleiten. Bei erhöhter Temperatur sind die Versetzungen beweglicher, sodass dynamische Erholung auftreten kann. Die Erholung äußert sich in einem Plateau in der Spannungs-Dehnungs-Kurve. Während der Verformung steigt die Fließspannung an, weil sich die gebildeten Versetzungen gegenseitig in der Bewegung behindern. Durch den Anstieg der Versetzungsdichte steigt auch die Triebkraft für die Erholung. Es entstehen Kleinwinkelkorngrenzen und Subkörner. Ab einer gewissen Dehnung halten sich die Verfestigung und die Entfestigung die Waage und es kommt zu keinem weiteren Anstieg der Fließspannung.

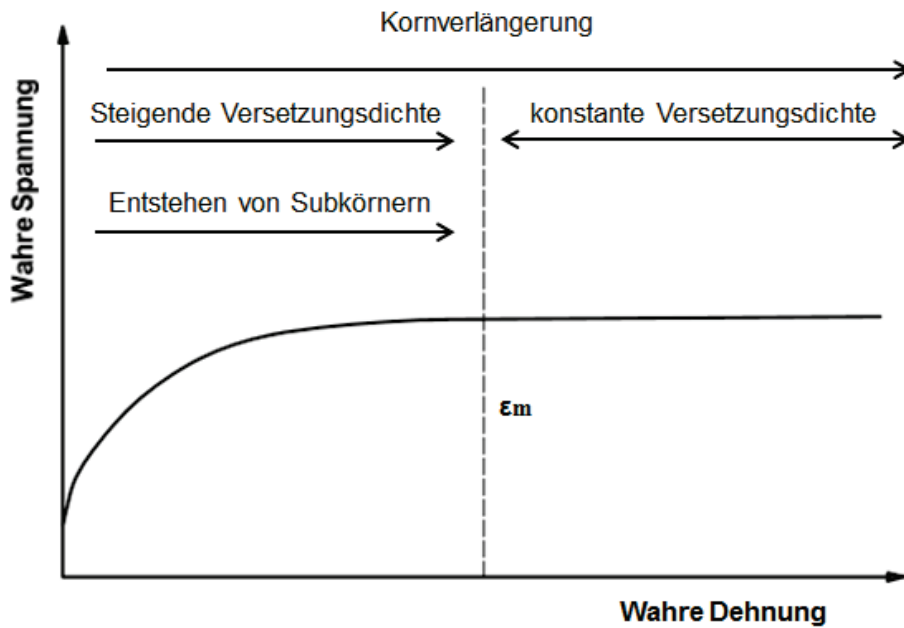


Abb. 10: Einfluss der Dehnung auf die Versetzungsdichte bei der dynamischen Erholung

Bei thermischer Aktivierung des Werkstoffs wird die Gefügeentwicklung von der Verformungstemperatur  $T$ , der Dehnrates  $\dot{\epsilon}$  und der momentanen Dehnung  $\epsilon$  bestimmt. Die Dehnrates und die Umformtemperatur werden oft zu einem einzigen Parameter, dem Zener-Hollomon Parameter  $Z$  zusammengefasst,  $Q$  ist die Aktivierungsenergie der Diffusion. [23]

$$Z = \dot{\epsilon} * e^{\frac{Q}{RT}}$$

Die grundlegenden Mechanismen der Dynamischen Erholung sind Versetzungsklettern, Quergleiten und Gleiten, welche wie bei der Statischen Erholung zu Kleinwinkelkorngrenzen führen. Durch die auferlegte Spannung wird die Triebkraft zur Versetzungsbewegung erhöht, und Versetzungen gleichen Vorzeichens können sich gegenseitig auslöschen. Die Verformung führt zu einem kontinuierlichen Entstehen und Auslöschen von Kleinwinkelkorngrenzen. Ab einer Dehnung von typischerweise 0,5% bis 1% erreichen die beiden Mechanismen einen Gleichgewichtszustand und die Fließspannung steigt mit zunehmender Dehnung nicht weiter an. Obwohl die Versetzungen und Substrukturen Bewegungen ausführen, bleiben die eigentlichen Korngrenzen unbeweglich und die Körner beginnen ihre Form zu ändern. Das bedeutet, dass, obwohl die Fließspannung auf einem konstanten Niveau bleibt, ein mikrostrukturelles Gleichgewicht während dynamischer Rekristallisation aber nicht erreicht wird. Während der Verformung bei

erhöhten Temperaturen resultiert dynamische Rekristallisation in einer mehr geordneten Anordnung der Subkörner, die sich dann in Bändern auf den Ebenen hoher Spannung anordnen. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass bei niedrigen Temperaturen und hohen Dehnraten (hohes  $Z$ ) die Versetzungserzeugung dominiert während bei hohen Temperaturen und niedrigen Dehnraten (niedriges  $Z$ ) die Entfestigung überwiegt. [23]

### 4.3 Dynamische Rekristallisation

In Metallen mit niedriger Stapelfehlerenergie laufen die Erholungsprozesse langsam ab und es tritt ab einer kritischen Verformung Rekristallisation auf. Die neuen Körner beginnen an den alten Korngrenzen, die als Keime dienen, zu wachsen. Bei weiterer Verformung steigt die Versetzungsdichte aber auch in den neuen Körnern an, was ein weiteres Wachstum bremst. Im Gegensatz zur Spannungs-Dehnungs-Kurve die sich bei dynamischer Erholung ergibt, ist ein deutliches Maximum vorhanden, bevor die Fließspannung in ein Plateau mündet. Für die dynamische Rekristallisation ist eine kritische Verformung notwendig. Die Größe der neu gebildeten Körner während der Umformung steigt linear mit sinkender Spannung und bleibt während der Verformung konstant. Die Fließspannung ist beinahe unabhängig von der Ausgangskorngröße. [23]

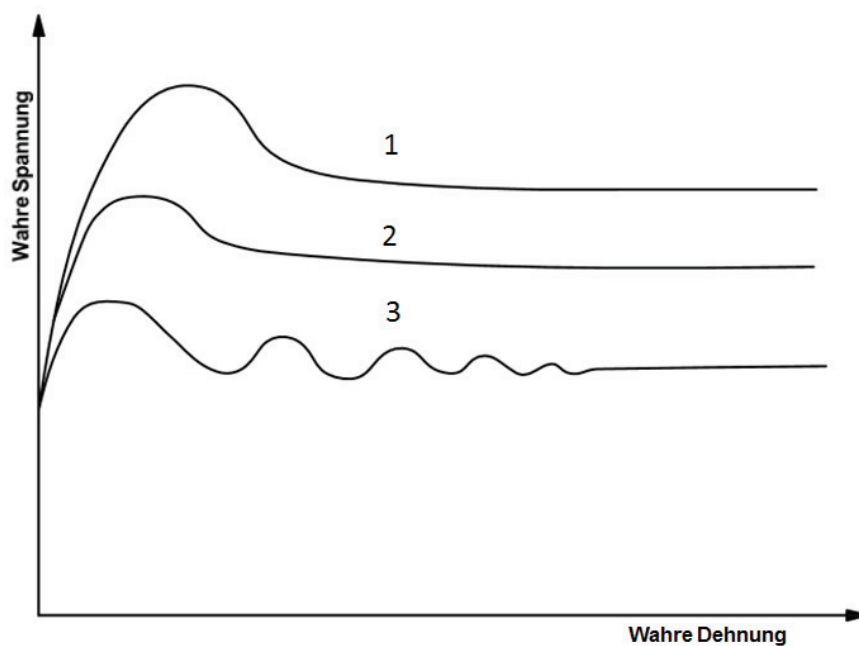


Abb. 11: Einfluss der Dehnung auf die Verfestigung bei der Dynamischen Rekristallisation

#### **4.4 Statische Rekristallisation**

Statische Rekristallisation tritt auf, wenn ein verformtes Werkstück gegläht wird, oder nach der Warmumformung langsam abkühlt. Da die treibende Kraft für die Rekristallisation zum Teil bereits durch die dynamische Rekristallisation beim Umformen abgebaut wird, ist die Umwandlungskinetik verlangsamt. Die treibende Kraft hängt stark von  $Z$  ab.

**Nach dem Umformen kann man drei Regionen im Gefüge unterscheiden:**

1. Kleine dynamisch rekristallisierte Körner, die fast versetzungsfrei sind
2. Größere rekristallisierte Körner, mit mittlerer Versetzungsdichte
3. Nicht rekristallisiertes Material, mit hoher Versetzungsdichte

Jeder dieser Regionen wird bei einem längeren Abkühlvorgang oder beim nachfolgenden Glühen ein anderes Rekristallisationsverhalten zeigen.

In Region 1 werden die Körner durch die sogenannte metadynamische Rekristallisation weiterwachsen.

Wenn in Bereich 2 die Versetzungsdichte unter einem kritischen Wert liegt, wird die sogenannte metadynamische Erholung einsetzen. Ist die kritische Versetzungsdichte für die Rekristallisation überschritten, so setzt statische Rekristallisation ein.

Die Region 3 mit hoher Versetzungsdichte wird zuerst statische Erholung und anschließend statische Rekristallisation zeigen. Wenn das Material vollständig rekristallisiert ist, kann anschließend Kornwachstum einsetzen. [23]

#### **4.5 Gefüge nach der Umformung**

Die Einflüsse auf die Gefügeentwicklung sind sehr vielfältig, weshalb eine genaue Vorhersage des entstehenden Gefüges schwierig ist. Das, nach der Umformung vorliegende, Gefüge ist abhängig von der Umformtemperatur, dem Umformgrad und der Umformgeschwindigkeit. Zusätzlich ist auch der Vorzustand des Ausgangsgefüges relevant, da die Versetzungsdichte über das Rekristallisationsverhalten bestimmt. Auch der Abkühlvorgang darf nicht vernachlässigt werden, da durch die Umformung die Versetzungsdichte drastisch erhöht wird und deshalb Rekristallisationsvorgänge sehr schnell ablaufen können.

Anhand zweier typischer Temperaturführungen für das Halbwarmumformen soll die Gefügeentwicklung veranschaulicht werden. In Abb. 12 ist die Gefügeentwicklung



beim Umformen unter der A1 Umwandlungstemperatur dargestellt. Geht man von einem Material ohne allzu große Versetzungsdichte aus, verändert sich das Gefüge beim Erhitzen nur wenig. Es treten Erholungsvorgänge und bei höherer Temperatur Rekristallisationsvorgänge auf. Bei längerer Glühdauer beginnen sich die Zementitlamellen einzuformen. Wird nun verformt steigt die Versetzungsdichte stark an, was viele Keime für die Rekristallisation bedeutet. Die neuen Körner beginnen unter dynamischer Rekristallisation an den Korngrenzen zu wachsen. Kühlt der Werkstoff nach dem Umformen langsam ab, trägt auch die statische Rekristallisation zur Gefügeentwicklung bei.

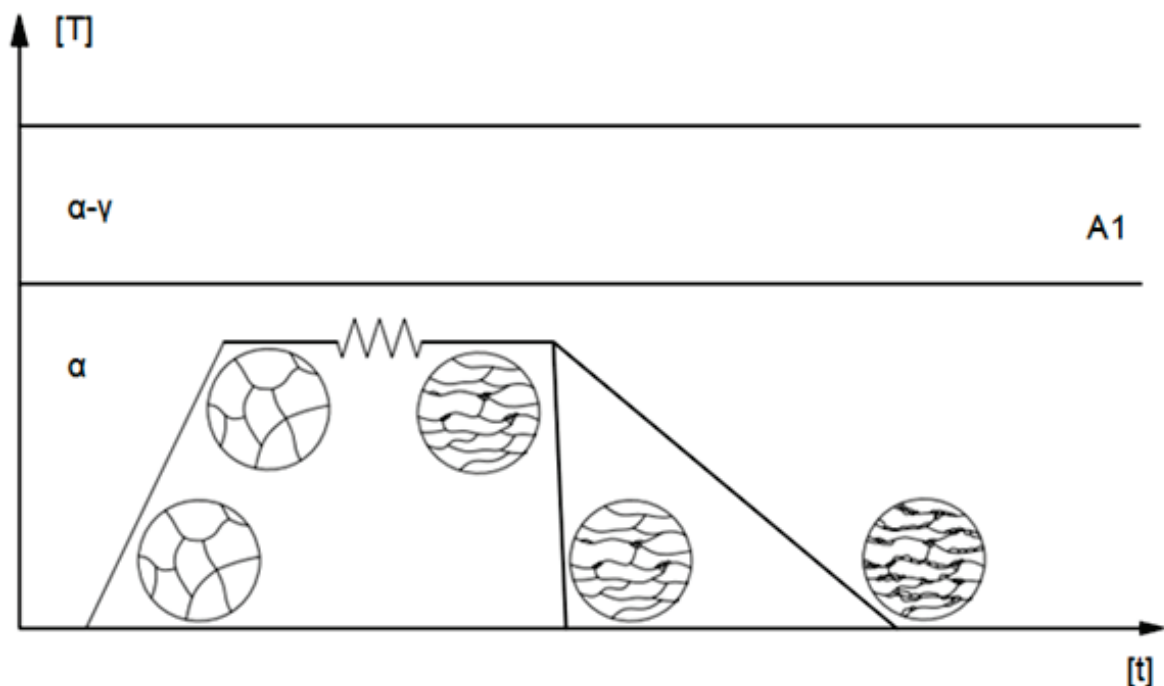


Abb. 12: Umformen unter der A1-Umwandlungstemperatur

Abb. 13 zeigt die Temperaturführung beim Halbwarmumformen im Zweiphasengebiet. Bis zum Erreichen der  $A_{c1}$ -Übergangstemperatur laufen dieselben Vorgänge wie beim vorigen Beispiel ab. Ist die Umwandlungstemperatur erreicht, beginnt die Austenitkeimbildung an den Korngrenzen oder an Bereichen mit sehr hoher Versetzungsdichte. Je nach Temperatur wandelt ein bestimmter Anteil in Austenit um, wobei die Umwandlungszeit ganz wesentlich vom Ausgangszustand und der Versetzungsdichte abhängig ist. Die Verformung geschieht bei einem zweiphasigen Zustand nicht mehr homogen über das Gefüge verteilt, sondern konzentriert sich in Bereichen mit geringerem Verformungswiderstand. Wird beim Abkühlen eine kritische Abkühlrate erreicht bildet sich aus den Austenitkörnern

Martensit. Der zum Teil rekristallisierte Ferrit wird durch die Abkühlung nicht verändert. Bei langsamer Abkühlung wandelt der Austenit wieder in ein ferritisch-perlitisches Gefüge um, wobei die Umwandlung zu Ferrit durch die Umformung schon früher erfolgt.

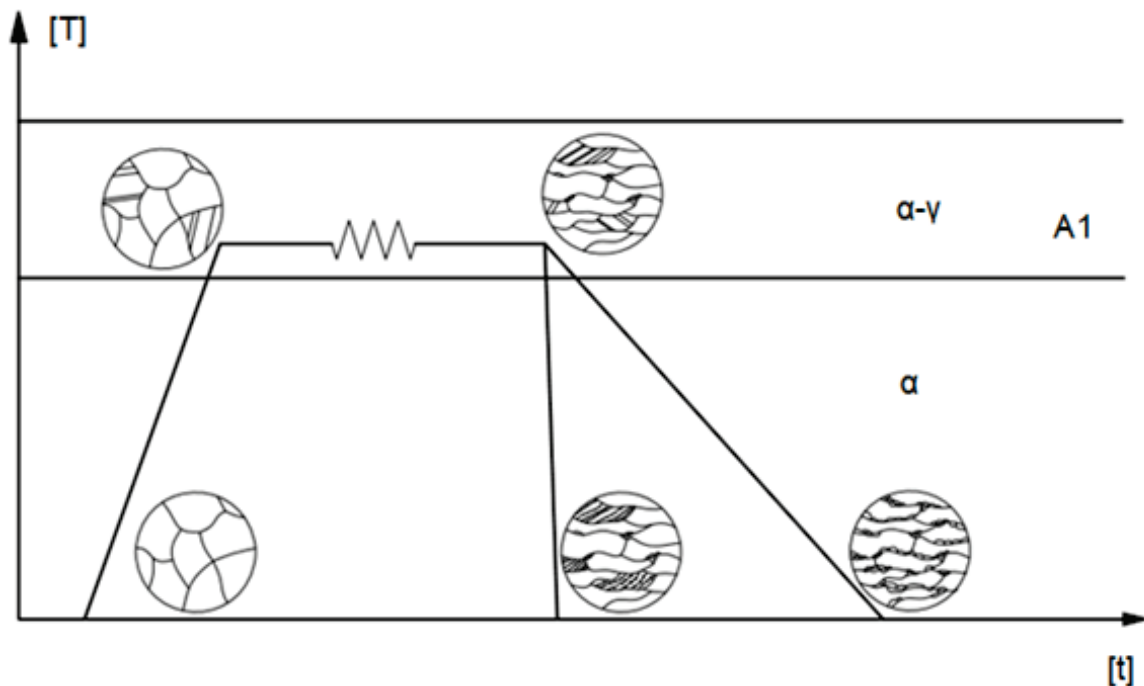


Abb. 13: Umformen im Zweiphasengebiet

Um das Umwandlungsverhalten in Abhängigkeit von der Temperatur und somit die entstehenden Gefüge bestimmen zu können, werden ZTU-Diagramme verwendet. Mit Hilfe der ZTU-Diagramme kann der Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Gefügeausbildung beschrieben werden. Es wird in isotherme und kontinuierliche ZTU Diagramme unterschieden. Beim isothermen ZTU Diagramm wird der Werkstoff von Austenitisierungstemperatur rasch auf eine bestimmte Temperatur abgekühlt und auf dieser Temperatur gehalten, wodurch sich ein bestimmtes Gefüge ausbildet (Siehe Abb. 14). Im Gegensatz dazu, wird beim kontinuierlichen ZTU Diagramm von Austenitisierungstemperatur mit einer bestimmten Abkühlrate abgekühlt. Je nach Abkühlrate entstehen unterschiedliche Gefüge, die anhand des Diagramms abgelesen werden können.

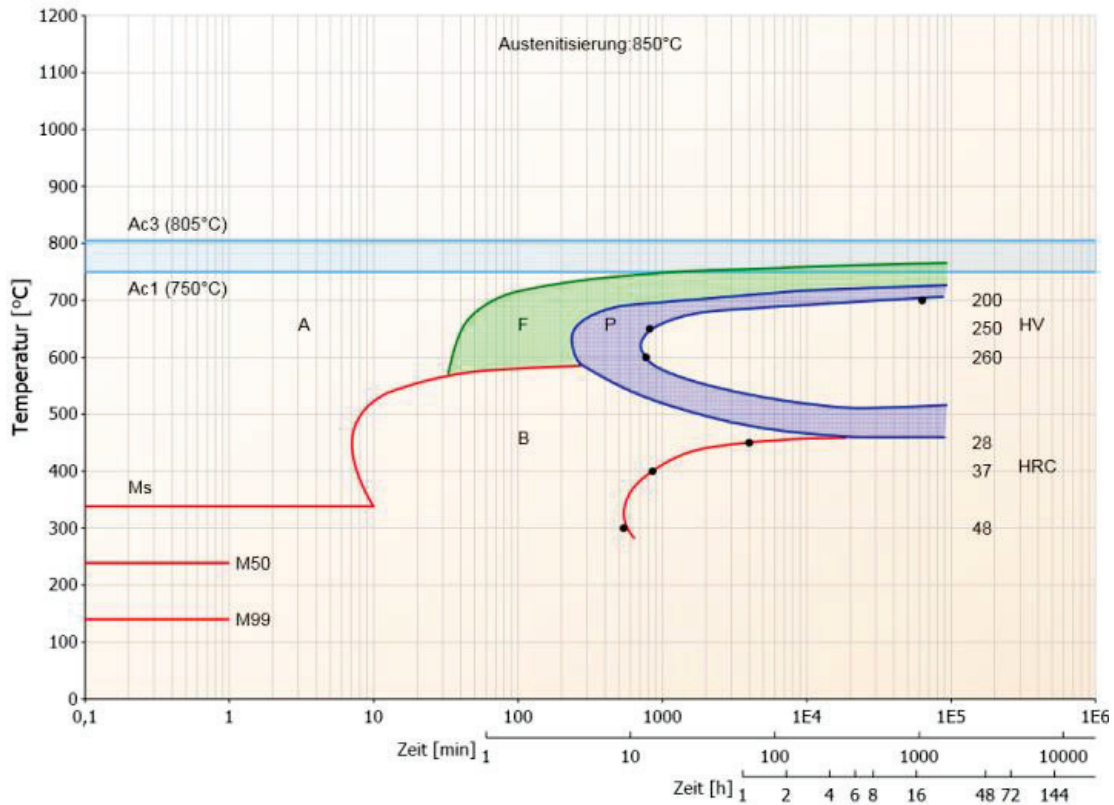


Abb. 14: Isothermes ZTU Schaubild, 42CrMo4, Quelle: Dr. Sommer Werkstofftechnik

## 5 Fließkurvenaufnahme

Die Fließkurve beschreibt die Fließspannung in Abhängigkeit vom Umformgrad. Voraussetzungen für eine Bestimmung ist eine möglichst homogene Umformung. Um ein plastisches Fließen eines Werkstoffs in der Umformzone zu bewerkstelligen, und aufrecht zu erhalten, müssen die wirkenden Spannungen eine werkstoffspezifische, charakteristische Größe erreichen. Fließkurven können auf verschiedene Arten gemessen werden, wie durch einen Zug, Druck oder Torsionsversuch, wobei die beiden ersten die gebräuchlichsten sind. Der Vorteil des Zugversuchs ergibt sich daraus, dass eine einfache Umrechnung der Dehnung und der Zugkraft, in Umformgrad und Fließspannung möglich ist. Die Messung im Zugversuch ist auch unbeeinflusst von Reibungseinflüssen. Der Nachteil der Verwendung des Zugversuches für die Umformtechnik ist, dass schon bei sehr kleinen Umformgraden eine örtliche Einschnürung auftritt. Eine Auswertung für die üblichen hohen Umformgrade ist nur bedingt möglich. Der Torsionsversuch ist weniger verbreitet, kann aber für sehr hohe Umformgrade verwendet werden. Dabei wird eine

kreiszyllindrische Probe, durch ein Moment um ihre Achse, kontinuierlich verdrillt. Aus dem gemessenen Verdrehwinkel und dem Drehmoment, kann die Verschiebung und die Schubspannung berechnet werden. Druck oder Stauchversuche bieten die Möglichkeit sehr hohe Umformgrade bei einer einfachen Messung zu realisieren. Die Probe wird zwischen zwei Stauchbahnen verformt, und die benötigte Kraft gemessen. Bei dem Verformungsvorgang wird die Höhe der meist zylindrischen Probe verringert und der Durchmesser erhöht, wobei an der Kontaktfläche zwischen Stauchbahn und Probe Reibung auftritt, die bei der Versuchsdurchführung und Auswertung berücksichtigt werden muss. [24]

Für die Ermittlung von Werkstoffkennwerten ist es in der Umformtechnik üblich, die wirkende Kraft auf die tatsächliche Fläche zu beziehen. Im Bereich des plastischen Fließens wird diese Spannung Fließspannung genannt.

$$k_f = \frac{F}{A}$$

Zur Darstellung einer Fließkurve wird die Fließspannung über dem Umformgrad  $\varphi$  aufgetragen. Die Definition des Umformgrades kann Anhand des einachsigen Zugversuches hergeleitet werden. Dazu bezieht man die Längenänderung  $dl$  auf die augenblickliche Länge  $l$  und es ergibt sich:

$$d\varphi = \frac{dl}{l}$$

Der Umformgrad ergibt sich dann durch integrieren über den Umformweg.

$$\varphi = \int_{l_0}^{l_1} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_1}{l_0}$$

Im Gegensatz zum Zugversuch besteht bei Druckversuchen das Problem der Reibungskraft zwischen den Stempelflächen und der Probe. Um den Reibungseinfluss, bei der Aufnahme von Fließkurven mittels des Zylinderstauchversuches, so gering wie möglich zu halten, wurden verschiedene Varianten entwickelt. Durch die Reibungskraft wird verhindert, dass die Probe ihren Durchmesser gleichmäßig über die Länge ändern kann, was zu einem Ausbauchen der Probe in der Mitte führt. Dadurch weicht der Spannungszustand immer mehr von dem gewünschten einachsigen Zustand ab.

Beim Zylinderstauchversuch nach Rastegaev werden Proben verwendet, die an der Stirnseite eine Vertiefung aufweisen, welche mit Schmierstoffen gefüllt wird. Bei Raumtemperatur kann Paraffin, und bei höheren Temperaturen Glaspulver verwendet werden. Das wegen des hohen Drucks oder Temperaturerhöhung verflüssigte Medium bildet in der Schmiertasche, unter dem bei der Umformung wirkenden hohen axialen Drucks, ein hydrostatisches Druckpolster aus. Die Festkörperreibung zwischen Stempel und Probenoberfläche wird dadurch durch Flüssigkeitsreibung ersetzt. Zusätzlich übt der Innendruck eine radiale Kraft auf den Bund der Schmiertasche nach außen auf, die der Reibungskraft entgegengesetzt ist. Bei optimaler Dimensionierung der Schmiertaschen heben sich die beiden Kraftkomponenten auf. Dadurch kann eine homogene Umformung der Probe erreicht werden. Es wird auch Schmierstoff in den Spalt zwischen Wulststirnfläche und Stauchbahn gepresst, was auch die Reibung in dem Bereich verringert, wo sich Stempel und Probe berühren. Die Reibungskraft wird also durch drei verschiedene Mechanismen beeinflusst. [24]

- *Verminderung der Flächenberührung*
- *Radiale Kraft durch den Innendruck auf den Wulst*
- *Im Verbleibenden Kontaktbereich wird die Schmierung verbessert*

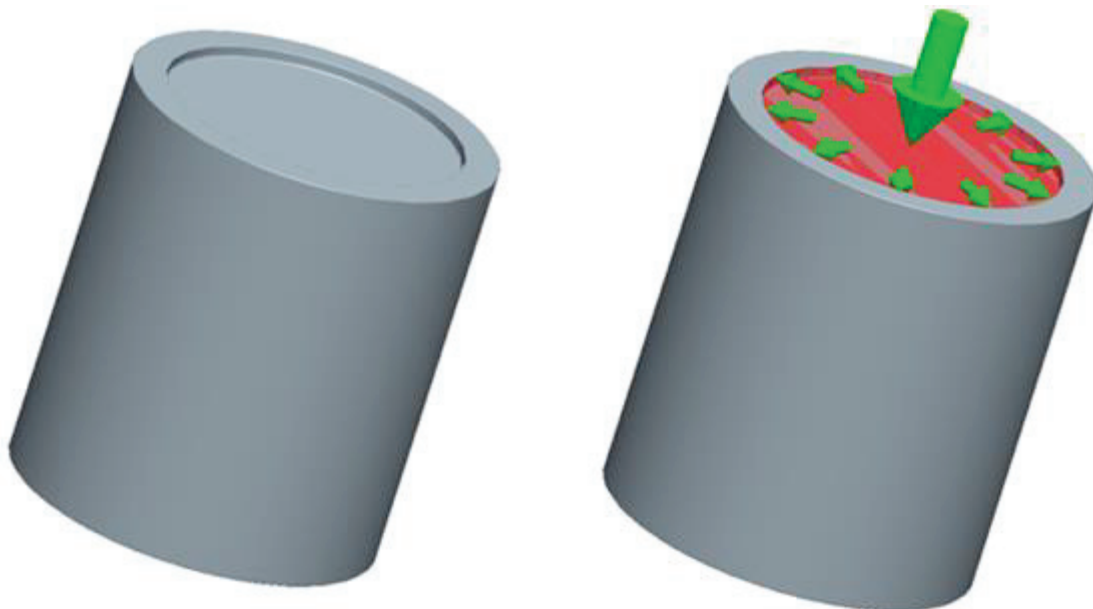


Abb. 15: Rastegaev - Probe

Eine homogene Umformung liegt vor, wenn die Radialkräfte, die auf den Wulst durch den Innendruck aufgebracht werden, die entgegengesetzten Reibungskräfte aufheben. Es sind sowohl die Radialkräfte, als auch die Reibkräfte proportional zur Stauchkraft. Somit kann eine optimale Höhe des Wulstes in Abhängigkeit zur Reibungszahl berechnet werden. [24] Auf die Berechnung soll in weiterer Folge jedoch nicht eingegangen werden.

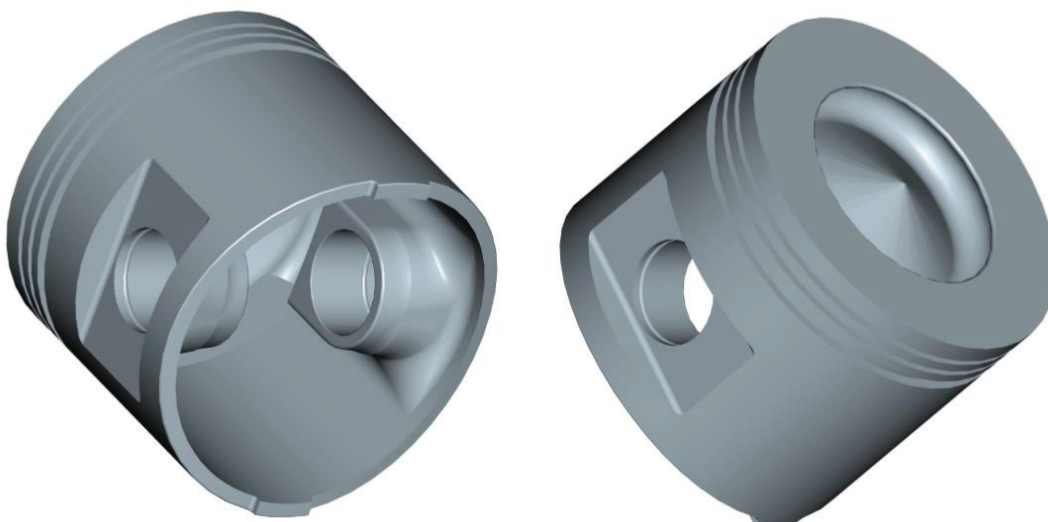
## **6 Simulation**

Die Kombination zwischen den, gegenüber der Kaltumformung, relativ hohen Temperaturen und immer noch großen Umformkräften führt bei der Halbwarmumformung zu einer starken Belastung der Werkzeuge. Die erreichbare Werkzeuglebensdauer ist daher deutlich geringer als beim Kaltfließpressen. Im Oberflächenbereich der Aktivelemente wie Stempel, Matrize und Auswerfer überlagern sich mechanische, thermische und tribologische Werkstoffbelastungen. Die mechanische Werkstoffbelastung resultiert aus dem hohen Fließwiderstand des Werkstoffs während der Umformung und ist abhängig von Umformtemperatur, Formänderungsgeschwindigkeit und Umformgrad. Die mechanische Belastung führt zu Werkzeugbrüchen und Deformationen. Durch die zyklische Belastung können sich auch Ermüdungsrisse bilden. Die tribologische Beanspruchung äußert sich durch Werkzeugverschleiß, wie Abrasion und Adhäsion. Während der Umformung liegt im Werkzeug ein örtlich und zeitlich veränderliches Temperaturfeld vor. Besonders während der Druckberührzeit treten starke Temperaturgradienten, in den Oberflächenschichten, der sich berührende Teile auf. Mit zunehmender Temperatur nehmen die Festigkeit und die Verschleißbeständigkeit der Werkstoffe ab. Die zyklischen thermischen Beanspruchungen bewirken im Werkzeug mechanische Spannungen, die zu Temperaturwechsellrissen führen können. Der Werkzeugwerkstoff muss sehr vielen Anforderungen wie Formstabilität, Bruchsicherheit, Verschleißfestigkeit, Anlassbeständigkeit und Thermoschockbeständigkeit gerecht werden. Die Anforderungen konkurrieren meist miteinander weshalb der für den Einsatzfall bestmögliche Kompromiss gefunden werden muss. [5]

Mittels einer Umformsimulation können die Belastungen auf die Werkzeuge abgeschätzt werden. Auch das Fließen des Werkstoffs unter Belastung kann sehr genau dargestellt werden. Es wurde die Eignung des Halbwarmumformens für die Kolbenfertigung durch Rückwärtsfließpressen untersucht, wobei die Werkzeugbelastung im Vordergrund stand. Die Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen sollte mittels des Rastegaev Stauchversuches charakterisiert werden. Um die Verformung der Stauchproben besser voraussagen zu können wurde auch der Rastegaev Stauchversuch simuliert.

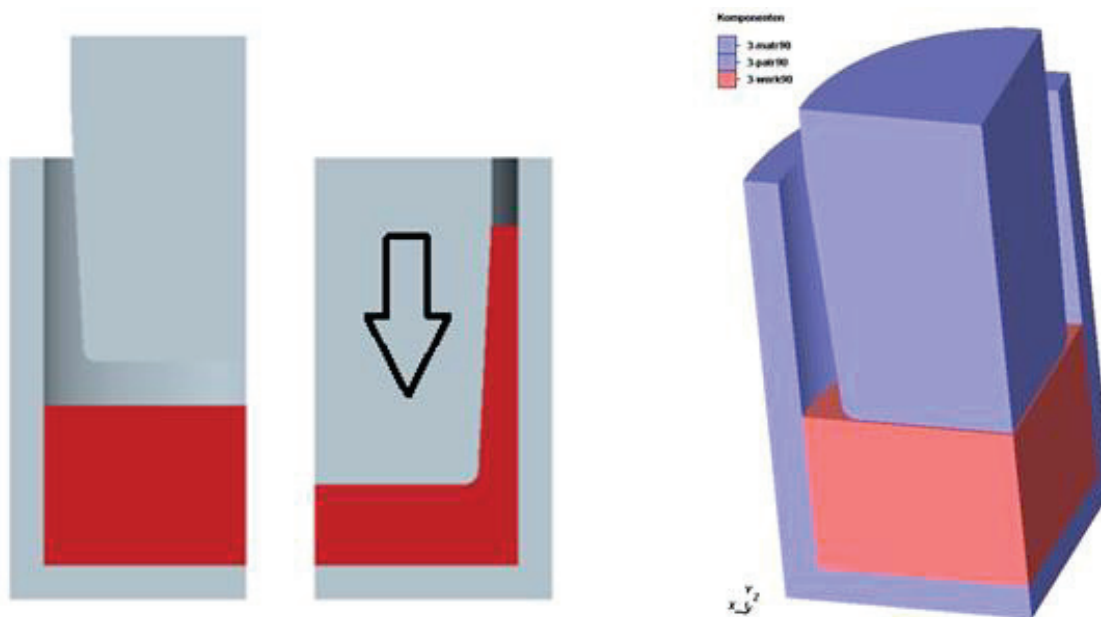
### **6.1 Simulation der Kolbenfertigung**

Unabhängig davon, ob Stahlkolbenrohteile für zweiteilige oder einteilige Kolbenkonstruktionen durch Halbwarmfließpressen hergestellt werden sollen, liegen mehr oder weniger rotationssymmetrische Napfteile vor. Für diese napfförmigen Teile bietet sich das Rückwärtsfließpressen an. Die Kombination der Forderung nach präzisen Rohteilen, die nur noch wenig nachbearbeitet werden müssen und den napfförmigen Teilen, lassen das Halbwarmfließpressen für die Kolbenfertigung nahezu ideal erscheinen. Um die bei der Umformung wirkenden Kräfte bei derartigen Teilen abschätzen zu können wurde eine Simulation von einer vereinfachten Geometrie erstellt.



**Abb. 16: Fertiger Kolben**

Für das Fließpressen von Kolben oder Kolbenteilen wird eine Stahlrunde in einem Werkzeug positioniert und in einer oder mehreren Stufen Umgeformt. Der Werkstoff steigt dabei entlang des eindringenden Stempels der Matrizenwand empor, bis die gewünschte Bodendicke erreicht ist. Die Bewegung des Stempels und die Fließrichtung des Werkstoffs ist Abb. 17 links und die simulierte Geometrie in Abb. 17 rechts gezeigt



**Abb. 17:** links: Fließpressvorgang, rechts: 3-D Modell

Der Fertigungsprozess soll hinsichtlich der wirkenden Kräfte an Werkzeug und Werkstück ausgewertet werden. Da der Fließpressteil rotationssymmetrisch ist, wurde der Prozess als Viertelmodell aufgebaut. Der Durchmesser des Napfes beträgt 60mm. Der Rohteil hat in der Simulation ebenfalls 60mm Durchmesser und ist 24 mm hoch. Der Stempelweg kann variiert werden jedoch wurden alle Simulationen mit einem Hub von 13mm erstellt. Es soll sich laut Berechnung, unter Berücksichtigung eines konstanten Volumens, eine Gesamthöhe des fertigen Napfes von 50mm ergeben. Nicht berücksichtigt wurde eine Verrundung des heraufsteigenden Bundes. Die Patuze ist konisch ausgebildet, hat aber eine ebene Stirnfläche. In der Praxis wird man stets versuchen kegelförmige Stirnflächen zu verwirklichen, um das Fließen des Materials nach außen zu begünstigen. In [14] wurden Rückwärtsfließpressversuche mit, für das Fließpressen günstigen Stempelgeometrien durchgeführt. Die Stempel wiesen eine kegelige Stirnfläche und einen Fließbund auf. Durch die kegelige Stirnfläche und besonders den Fließbund



kann die Stempelkraft verringert werden. Bei den Fließpresssimulationen für die Kolbenherstellung wurde bewusst eine ungünstigere Stempelform verwendet, um auf die kompliziertere Geometrie beim realen Prozess Rücksicht zu nehmen.

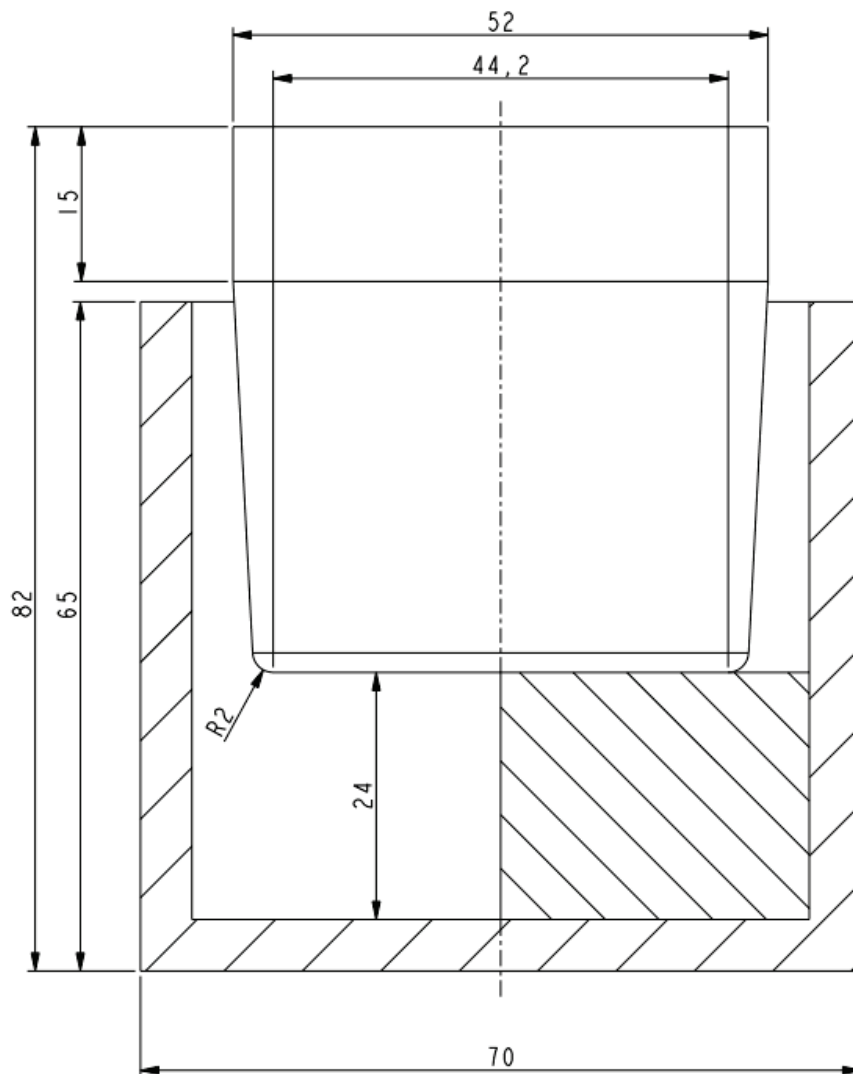


Abb. 18: Modellskizze

In Abb. 19 und Abb. 20 sind die Stempelkräfte während des Umformens, bei verschiedenen Temperaturen dargestellt. Die Simulationen wurden für die Werkstoffe 42CrMo4 und 20MnCrMo7 erstellt. Beide Werkstoffe liegen dabei in normalgeglühtem Ausgangsgefüge vor. Die Stempelkraft ist gegen die verbleibende Bodendicke aufgetragen. Beide Werkstoffe zeigen auch in der Simulation eine starke Abhängigkeit des Fließwiderstandes von der Temperatur, wie aus der Praxis bekannt ist. Eine Erhöhung der Temperatur führt bei beiden Werkstoffen zu niedrigeren Umformkräften wobei diese Abhängigkeit beim 20MnCrMo7 viel stärker ausgeprägt ist. So variieren die maximalen Stempelkräfte beim 42CrMo4 von 750 bis 1800 kN

und beim 20MnCrMo4 von 1200 bis 5300 kN. Alle Kurven haben gemeinsam, dass die Kraft zuerst linear ansteigt und ab einem gewissen Umformgrad der Kraftanstieg stark abnimmt. Dies ist an den deutlichen Knicken in den Kurven ersichtlich, wobei dieses Verhalten bei höheren Temperaturen stärker ausgeprägt ist. Dies ist durch Rekristallisationsvorgänge erklärbar, durch die der Werkstoff eine Verfestigung wieder abbauen kann. Für den Beginn der Rekristallisation ist ein kritischer Umformgrad erforderlich, der im Allgemeinen zwischen 1 bis 5% liegt. Ab dem Beginn der Phasenumwandlung von  $\alpha$  zu  $\gamma$  sinkt der Fließwiderstand besonders stark. Dies ist auch der Grund weshalb massivumgeformte Halbwarmschmiedeteile gerne im Bereich der beginnenden Phasenumwandlung umgeformt werden.

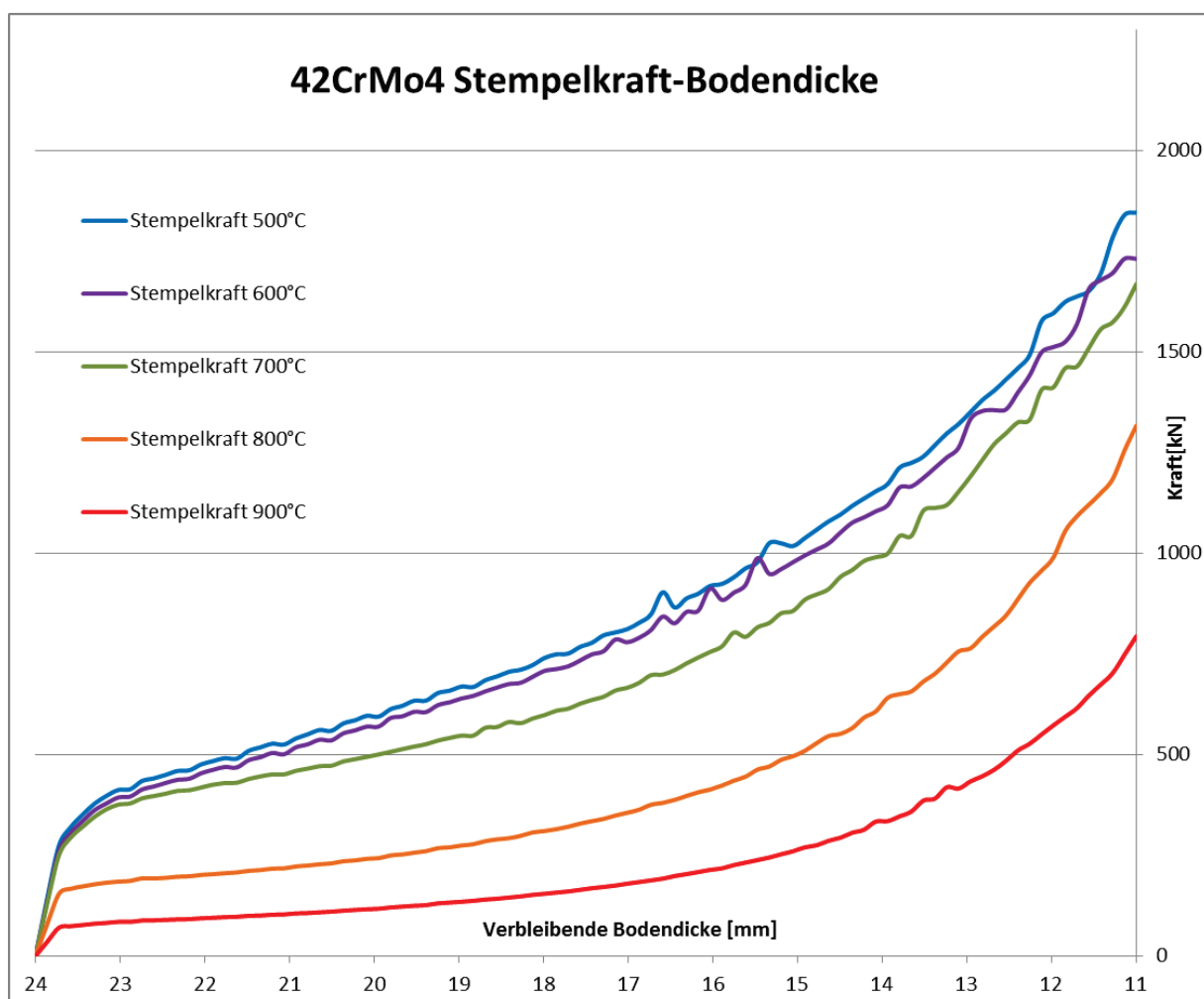


Abb. 19: Abhängigkeit der Stempelkraft von der Bodendicke bei 42CrMo4

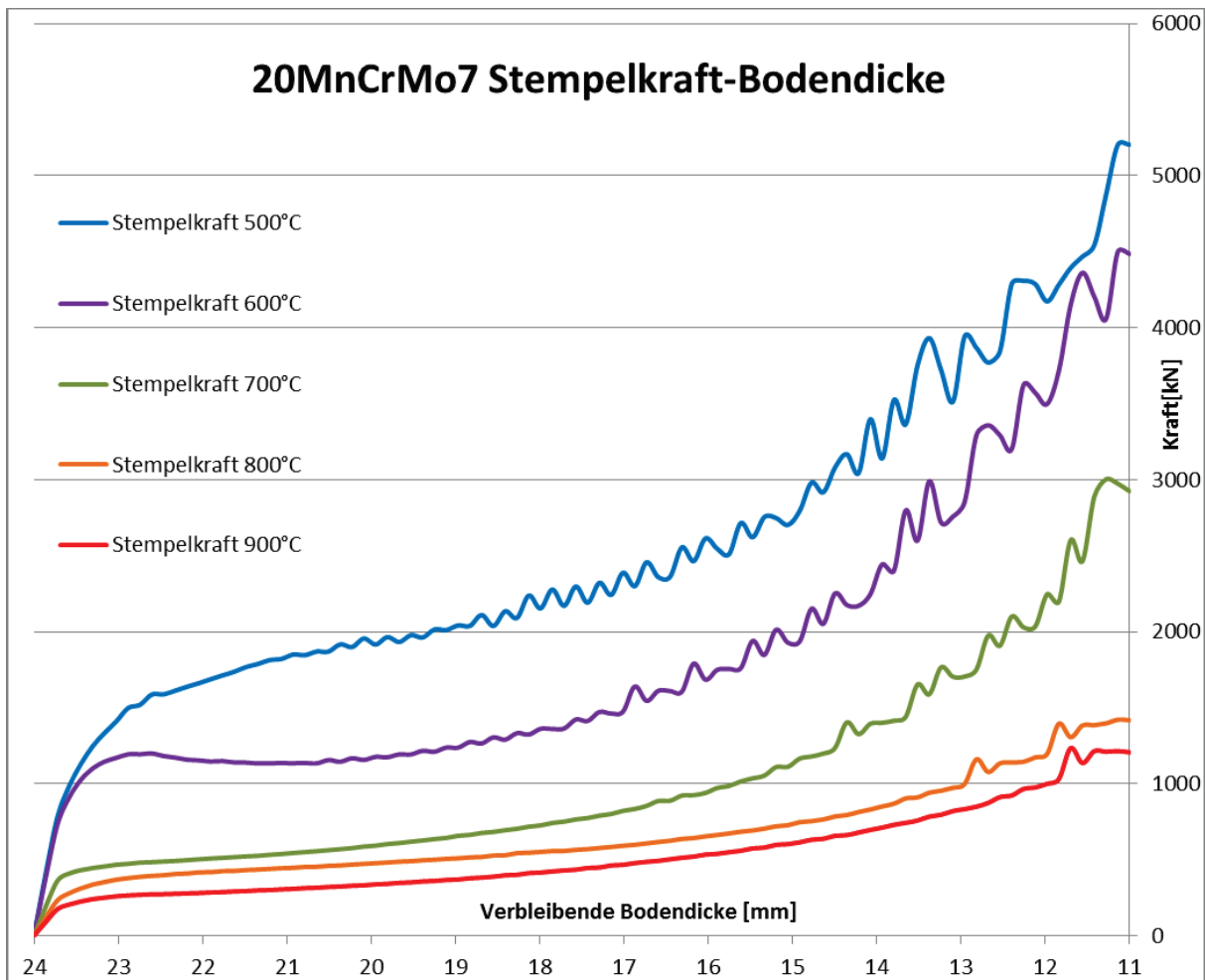


Abb. 20: Abhängigkeit der Stempelkraft von der Bodendicke bei 20MnCrMo7

In Abb. 21 ist die maximale Hauptspannung kurz vor Vollendung des Umformvorgangs bei 700°C gezeigt. Für Umformvorgänge sind die maximalen Zugspannungen maßgeblich, da der Werkstoff bevorzugt in zugbelasteten Bereichen versagt. Man erkennt, dass sich Zugspannungen nur im oberen Randbereich ausbilden. Das wurde auch erwartet, da sich der Stempel entgegen der Steigrichtung des Materials bewegt und dort die Werkstoffoberfläche nicht durch das Werkzeug umschlossen wird. Die maximale Druckspannung tritt, wie erwartet, in der Mitte des Bodens auf und nimmt zum Rand hin ab, da das Material über den Bund abfließen kann. Vergleicht man die Spannungsverteilung bei 700°C so tritt beim 20MnCrMo7 fast die doppelte Druckspannung auf wie beim 42CrMo4. Der am höchsten belastete Werkzeugteil beim Rückwärtsfließpressen ist der Stempel.

Die Belastung kann nach [14] durch die auf den Stempelquerschnitt  $A_{St}$  bezogene maximale Stempelkraft angegeben werden.

$$p_{Stmax} = \frac{F_{Stmax}}{A_{St}}$$

Die Verfahrensgrenzen sind beim Fließpressen oft durch die zulässige Werkzeugbelastung gegeben. Man setzt die zulässige bezogene Stempelkraft mit ungefähr  $2500\text{N/mm}^2$  fest. Daraus ergibt sich für den betrachteten Fall, dass die Belastung deutlich über den zulässigen Werten liegt. Um die Werkzeugbelastung zu senken, müsste die Geometrie des Stempels verändert werden.

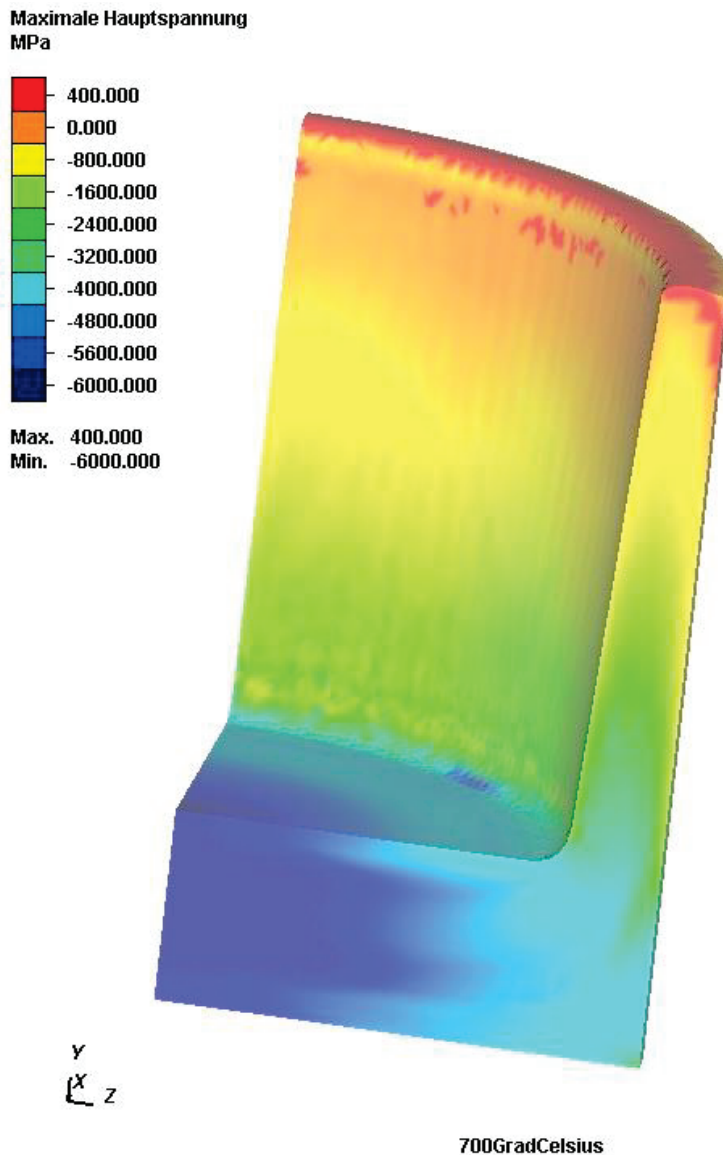


Abb. 21: Maximale Hauptspannung

## 6.2 Simulation des Rastegaev-Stauchversuches

Die Gefügeentwicklung beim Halbwarmumformen wird stark von der Temperatur und vom Umformgrad beeinflusst. Wie bei der Warmumformung werden zwar Rekristallisationsprozesse wirksam, doch reicht die Temperatur meist nicht aus, um eine vollständige Gefügeneubildung zu erreichen. Das, bei der Umformung gebildete Gefüge, liegt also auch nachher im Bauteil vor, sofern nicht eine Glühbehandlung nachgeschaltet wird. Im Temperaturbereich von 500 bis 800 °C ist die Fließspannung von Stahlwerkstoffen zwar niedriger, als bei der Kaltumformung, aber die wirkenden Umformkräfte sind dennoch sehr hoch. Beim Überwinden des Fließwiderstandes erwärmt sich das Werkstück aufgrund der inneren Reibung. Diese Erwärmung ist abhängig vom Umformgrad und der Umformgeschwindigkeit. Vor allem bei Umformvorgängen, bei denen nicht das gesamte Werkstück von der Umformung betroffen ist, stellen sich starke Temperaturgradienten im Werkstück ein. Besonders wenn knapp unter der Umwandlungstemperatur umgeformt wird, können einzelne Bereiche, je nach dort herrschenden Umformgrad, über diese Temperatur hinaus erwärmt werden. Es bilden sich dadurch Gefügebereiche in denen eine Phasenumwandlung eingetreten ist, während der Rest des Gefüges keine Umwandlung durchlaufen hat [2].

Mit größer werdenden Umformgrad wird die Rekristallisationsschwelle bekanntlich zu tieferen Temperaturen hin verschoben [4]. Die Triebkraft für die Rekristallisation ist ein Ungleichgewichtszustand im Gefüge bzw. die in den Versetzungen gespeicherte Energie. Ab einer ausreichend hohen Temperatur kann dieses Ungleichgewicht durch Diffusion der Atome bis zu einem gewissen Grad abgebaut werden. Unter realen Bedingungen ergeben sich bei einer Verformung immer Bereiche mit unterschiedlichen Umformgraden, die dann in weiterer Folge unterschiedliches Verhalten hinsichtlich der Rekristallisation zeigen.

Auch in Stauchproben ist die Umformung nicht homogen in der Probe verteilt. Für die Beurteilung des Gefüges, der halbwarm umgeformten Proben ist es daher notwendig, die genaue Lage des untersuchten Bereichs in der fertig umgeformten Probe zu kennen. Bei der Gegenüberstellung der Gefüge, die sich bei unterschiedlichen Temperaturen ausbilden ist daher immer die gleiche Stelle in der jeweiligen Probe zu untersuchen. Das Trennen der Proben erfolgt mit einer

wassergekühlten Trennmaschine. Da die Proben per Hand positioniert werden müssen, ist eine Abweichung der Lage des Trennschnitts nicht auszuschließen. Daher ist es sinnvoll, jene Bereiche für die Charakterisierung des Gefüges heranzuziehen, in denen eine möglichst homogene Verteilung des Umformgrades vorliegt. Um die Umformung besser zu visualisieren und um die Bereiche festzulegen, in denen die Gefügeuntersuchungen stattfinden sollen, wurde der Stauchversuch simuliert. Dadurch kann eine Abschätzung des Umformgrades und der tatsächlichen Temperaturverteilung in den Proben vorgenommen werden.

Die Simulationen wurden für Rastegaev Proben mit einer Höhe von 24mm und einem Durchmesser von 16mm erstellt, wie sie auch für die Praktischen Versuche dienen sollen. Die Bundhöhe beträgt 0,3mm und die Bundbreite 0,6mm. Die Geometrie wurde in der Simulation zwischen zwei Stauchbahnen gestaucht, wobei der Schmierfilm und die Wirkung des hydrostatischen Drucks, durch Annahme eines sehr geringen Reibwerts nachempfunden sind. Durch Vergleich der sich am Probenumfang ausbildenden Radien von realen Stauchproben mit den Errechneten, konnte der Coulombsche Reibwert mit 0,01 bestimmt werden. Die Verformungsgeschwindigkeit sollte gängigen Werten in der Praxis entsprechen und wurde mit 10/s festgelegt, wobei diese über den Weg konstant angenommen wurde. Die Simulation wurde für den, für die Halbwarmumformung verwendeten Temperaturbereich von 500 bis 900 °C in Abstufung von 100 °C berechnet. Die Stempeltemperatur betrug 25°C was nicht der Realität entspricht, da meist Heizeinrichtungen vorhanden sind. Der Einfluss auf das Fließverhalten der gesamten Probe kann aber aufgrund der kurzen Belastungszeit als gering betrachtet werden.

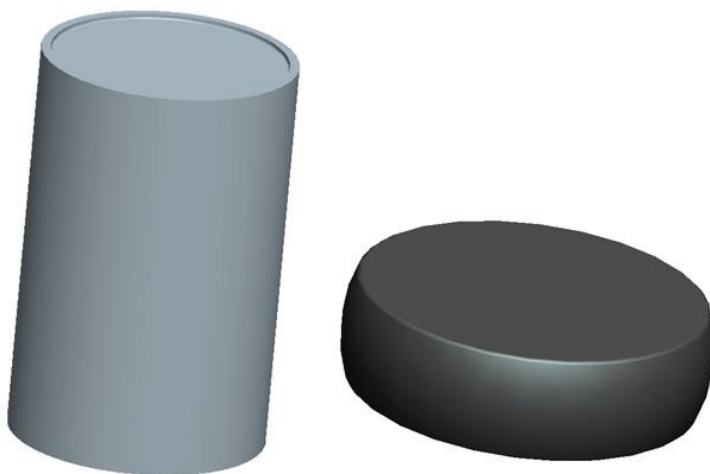


Abb. 22: Rastegaev Probe vor und nach der Umformung

### 6.3 Ergebnisse der Simulation

Für die berechnete Verteilung des Umformgrades im Querschnitt ergibt sich das typische Aussehen eines Schmiedekreuzes. Man erkennt, dass im Bereich des Bundes ein sehr hoher Umformgrad vorliegt, der sich aus der Abscherung des Materials aufgrund der erhöhten Reibung ergibt. Ein gleichmäßig hoher Umformgrad stellt sich in der Mittelebene der Probe ein. Die Schnittansicht (Abb. 23) soll die Gleichmäßigkeit der Verteilung des Umformgrades verdeutlichen.

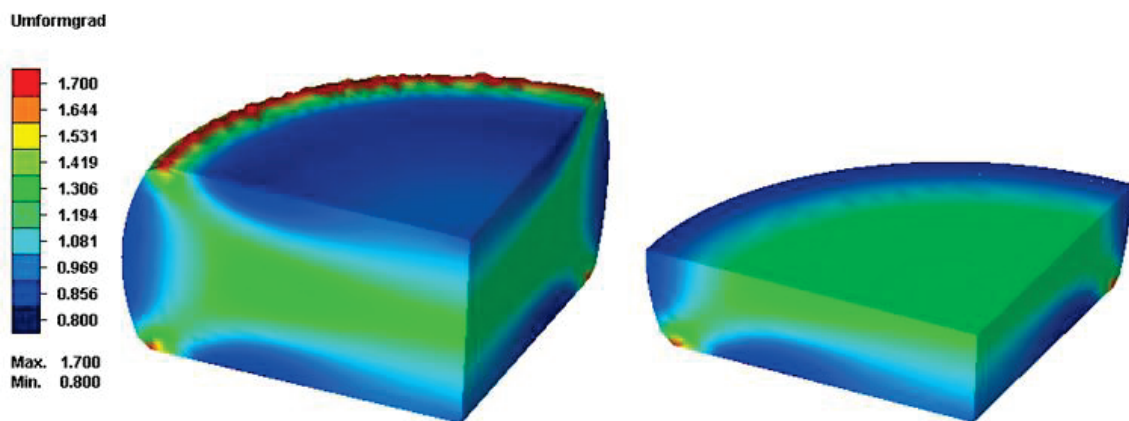


Abb. 23: Umformgrad in der Stauchprobe

Auch die Temperaturverteilung ergibt die höchsten Werte in der Mittelebene der Proben, wie in Abb. 24 ersichtlich ist. Durch die Innere Reibung beim Umformvorgang tritt in der Simulation im Durchschnitt eine Temperaturerhöhung von 70 °C ein was durchaus mit den gemessenen Werten übereinstimmt.

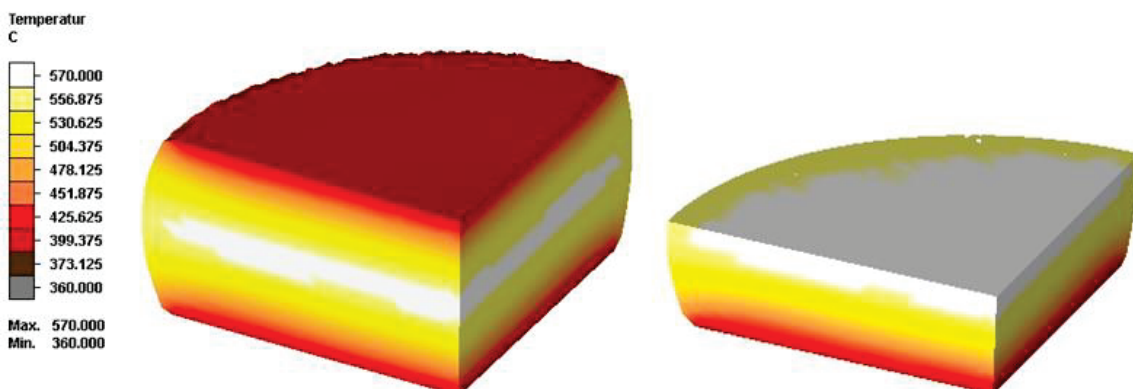


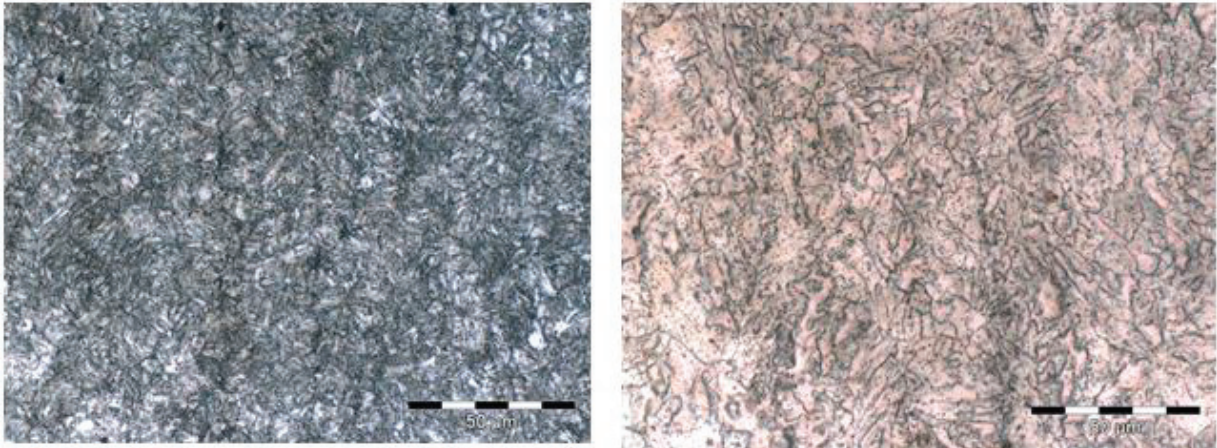
Abb. 24: Temperaturverteilung beim Umformen

Aus den Ergebnissen geht hervor, dass eine Gefügebestimmung am sinnvollsten im Bereich der Mittelebene der Probe durchgeführt werden kann, auch wenn die Temperaturerhöhung berücksichtigt werden muss. In diesem Bereich herrscht eine relativ gleichmäßige Temperaturverteilung und der Umformgrad variiert auch nur gering. Beim Ausführen des Trennschnitts fallen daher kleine Abweichungen von der idealen Position nicht so stark ins Gewicht. Aus den Verschiebungsvektoren die den Materialfluss in der Simulation anzeigen geht hervor, dass die maximale Streckung der Körner in einem Querschliff sichtbar gemacht werden kann. Im Flachschliff werden die gestreckten Körner normal zur Fließrichtung angeschnitten was dazu führt dass diese mehr oder weniger symmetrisch erscheinen.

## **7 Versuche**

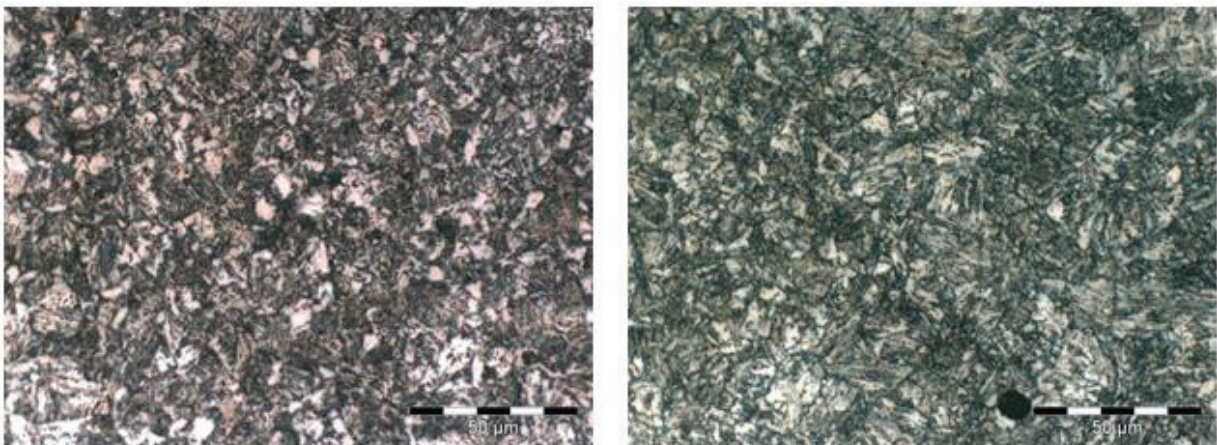
Als Versuchswerkstoffe wurden der gängige Vergütungsstahl 42CrMo4 und der bainitische Schmiedestahl 20MnCrMo7 gewählt. Beide Werkstoffe zeichnen sich durch eine ausgezeichnete Umformbarkeit bei klassischer Schmiedetemperatur aus. Im Gegensatz zum 42CrMo4 der für eine Vergütungsbehandlung durch Härten und Anlassen bestimmt ist, bildet der 20MnCrMo7 durch das gezielte Abkühlen aus der Schmiedehitze seine Gebrauchseigenschaften aus. Angestrebt wird dabei ein bainitisches Gefüge, das sich durch eine hohe Festigkeit auszeichnet. Weitere Wärmebehandlungsvorgänge können dadurch entfallen. Der 20MnCrMo7 wurde in Stangenmaterial, von 60mm Durchmesser, in weichgeglühtem Zustand angeliefert Abb. 27 links. Vom 42CrMo4 standen vergütete Stäbe mit 20mm zur Verfügung Abb. 27 rechts. Beim weichgeglühten Material erkennt man deutlich die kugelig in der ferritischen Matrix eingeformten Zementitlamellen. Ein Weichglühgefüge stellt für eine Umformung den idealsten Zustand dar. Die kugeligen Karbide behindern den Materialfluss sehr wenig. Das vergütete Gefüge des 42CrMo4 hingegen ist für eine Umformung aufgrund der hohen Härte eher ungeeignet. Die Kornfeinung des 20MnCrMo7 erfolgt durch das Zulegieren von Niob und Titan. Dies hat zur Folge, dass vereinzelt Titan-Carbonitridausscheidungen mit bis zu 25µm Größe auftreten [25].





**Abb. 25: Anlieferungszustand, links: 42CrMo4, rechts 20MnCrMo7**

Um bei beiden Werkstoffen Versuche mit gleichem Ausgangszustand durchführen zu können, wurde ein Teil des Probenmaterials Normalgeglüht. Dazu wurden beide Werkstoffe über ihre Austenitisierungstemperatur erhitzt, und anschließend im Ofen langsam abgekühlt. Um sicherzustellen, dass der Werkstoff auch vollständig umwandelt, wurden die Werkstoffe 20 min lang auf Austenitisierungstemperatur gehalten und dann im Ofen langsam abgekühlt. Die beiden entstehenden Normalglühgefüge sind in Abb. 26 ersichtlich.

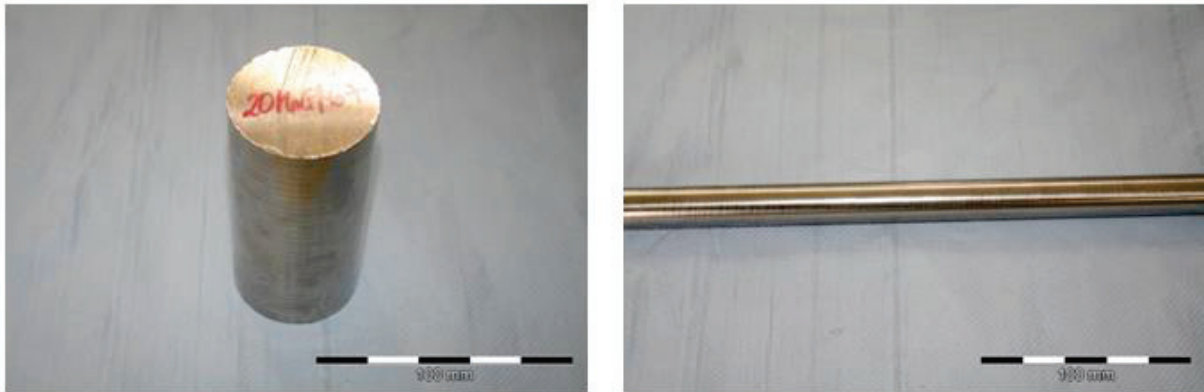


**Abb. 26: Normalglühgefüge, links 42CrMo4, rechts 20MnCrMo7**

## 7.1 Probenpräparation

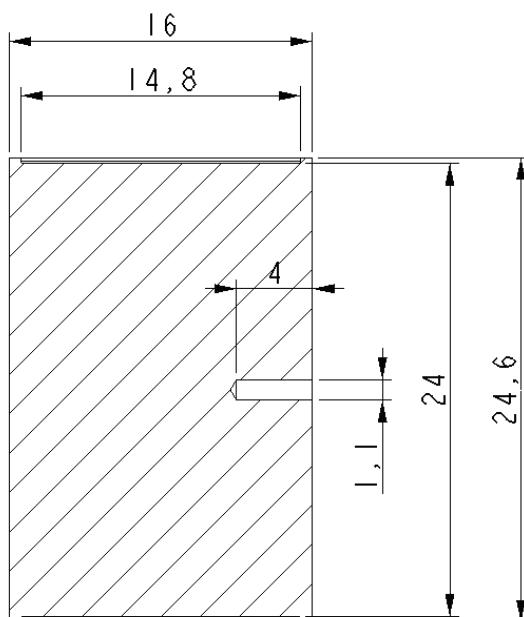
Die zu untersuchenden Werkstoffe waren 20MnCrMo7, der für bainitische Schmiedeteile verwendet wird und der weit verbreitete Vergütungsstahl 42CrMo4. Vom 20MnCrMo7 standen kurze Stäbe mit 60mm Durchmesser zur Verfügung. Um Rastegaev Proben zu fertigen wurden diese Stäbe geviertelt, und diese Stücke dann

durch Drehen und Fräsen auf die gewünschte Abmessung gebracht. Dadurch wurden auch eventuell vorhandene Mittelseigerungen entfernt. Vom 42CrMo4 war Stangenmaterial mit 20mm Durchmesser vorhanden. Die Probenfertigung gestaltete sich dadurch einfacher, da das aufwändige Zerteilen in Viertelstücke entfallen konnte.



**Abb. 27: Probenmaterial**

Die Versuche wurden mit Rastegaev Proben mit einem Durchmesser von 16mm und einer Höhe von 24mm durchgeführt. Die Schmiertasche zur Verminderung der Reibung an der Ober- und Unterseite wird von einem Bund, mit einer Bundhöhe von 0,3mm und einer Bundbreite von 0,6mm begrenzt. Zusätzlich wurde an jeder Probe eine 1,1mm Bohrung für die Aufnahme eines Thermoelements eingebracht. Der Querschnitt der Probengeometrie ist in Abb. 28 zu sehen.



**Abb. 28: Probengeometrie**

Nach der Verformung im Umformsimulator liegen die Proben als flache Scheiben vor. Aufgrund der Simulationsdaten konnte abgeleitet werden, dass es sinnvoll ist, die Gefügebeurteilung in der Mittelebene der Proben durchzuführen. Dazu wurde von jeder umgeformten Probe jeweils ein Quer und ein Flachschnitt eingebettet. Die scheibenförmigen Proben wurden gemäß Abb. 29 mit einer wassergekühlten Trennschleifmaschine geteilt und die relevanten Stücke in einer Warmeinbettpresse eingebettet. Das Schleifen der Proben erfolgte mittels Siliziumcarbid Papier mit verschiedenen Körnungen, in mehreren Stufen. Als Vorbereitung für das Ätzen wurde mit ein und drei  $\mu$  Diamantsuspensionen poliert. Die Ätzung der Schlitze erfolgte mit 3-prozentiger alkoholischer Salpetersäurelösung (Nital).

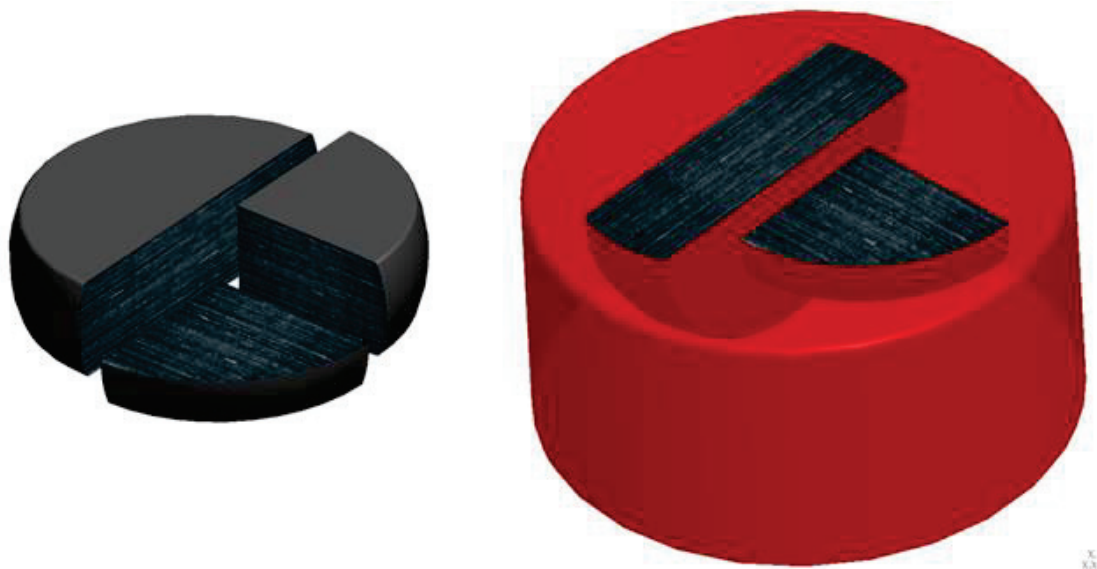


Abb. 29: Trennen der Proben und Schliff

## 7.2 Umformung

Die Fließkurven wurden mittels Zylinderstauchversuchen nach Rastegaev auf einem Umformsimulator TMTS (Thermo-Mechanical Treatment Simulator), am Lehrstuhl für Umformtechnik aufgenommen. Mit dem Umformaggregat können, zur Ermittlung von Warmfließkurven, mittels Zylinder und Flachstauchversuchen Dehnraten von 0,0001/s bis 100/s verwirklicht werden. Durch einen Versuchsofen und die induktive Probenheizung ist beinahe jede Temperaturführung, vor und während des Umformens möglich. Zusätzlich zur Heizung der Proben können diese entweder mit Luft oder Wasser gekühlt werden.

**Stauchversuche ohne vorhergehende Austenitisierung werden in folgenden Schritten durchgeführt:**

- Proben Vorwärmung mittels induktiver Heizung (Heizrate von 15K/s)
- Füllen der Taschen an den Stirnflächen mit Glaspulver.
- Aufheizen der Proben auf Umformtemperatur (Heizrate von 15K/s ).
- 180 s Halten auf Umformtemperatur.
- Überheizen der Proben um 15°C, um den Temperaturverlust während der Manipulationszeit von der Induktionsanlage in den Prüfraum zu kompensieren.
- Transport der Probe in den Prüfraum.
- Warten, bis die geforderte Umformtemperatur exakt erreicht ist.
- Durchführen des Stauchversuches

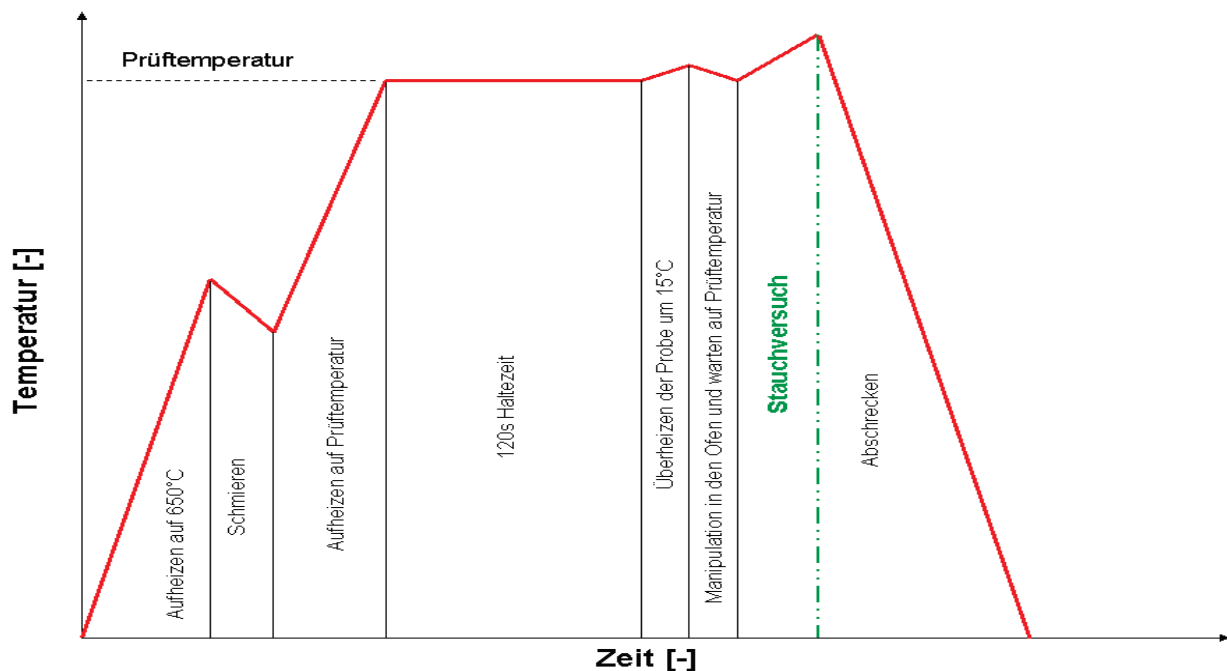


Abb. 30: Stauchversuche ohne vorhergehende Austenitisierung

Unter der Annahme eines einachsigen Spannungszustandes und Volumenkonstanz gilt der folgende Zusammenhang zur Berechnung der Fließspannungen aus den gemessenen Kraft-Weg Daten.

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{F \cdot h}{A_0 \cdot h_0} = \frac{F}{A_0} \cdot e^\varphi$$

$$\varphi = \ln \frac{h}{h_0}$$

$k_f$ ...Fließspannung [MPa]

$F$ ...Stauchkraft [N]

$A_0$ ...Ausgangsquerschnitt [mm<sup>2</sup>]

$A$ ...aktueller Querschnitt [mm<sup>2</sup>]

$h_0$ ...Ausgangshöhe [mm]

$h$ ...aktuelle Höhe [mm]

Da sich die Probe während des Umformens erwärmt, werden bei einer konstanten Umformgeschwindigkeit, für die jeweilige Ausgangstemperatur, zu niedrige Fließspannungen ermittelt. Diese so genannten nicht isothermen Fließkurven können in isotherme Fließkurven umgerechnet werden. Im Folgenden werden nur die nicht isothermen Fließkurven dargestellt, da für eine Umrechnung die spezifische Wärmekapazität und Dichte beim jeweiligen Temperaturniveau vorliegen müssten.

Der Berechnung von isothermen Fließkurven liegen folgende Beziehungen zu Grunde:

$$k_f \cdot \varphi \cdot V = c_p \cdot \rho \cdot V \cdot \Delta \vartheta$$

$$\Delta \vartheta = \frac{k_f \cdot \varphi}{c_p \cdot \rho} \Rightarrow \text{Temperaturerhöhung durch die Umformwärme}$$

$k_f$ ...Fließspannung [MPa]

$\varphi$ ...Umformgrad[-]

$c_p$ ...spezifische Wärmekapazität [J/kgK]

$\rho$  = Dichte [kg/m<sup>3</sup>]

$V$  = umgeformtes Volumen [m<sup>3</sup>]

$\Delta \vartheta$  = Temperaturerhöhung [K]

### 7.3 Temperaturführung

Die Umformversuche wurden unter verschiedenen Temperaturführungen durchgeführt. Die erste Versuchsreihe hatte zum Ziel, die Umformbarkeit der beiden Werkstoffe nach dem direkten Erwärmen auf die jeweilige Umformtemperatur, zu charakterisieren. Für die erste Versuchsreihe kamen die Versuchswerkstoffe in Anlieferungszustand, also der 42CrMo4 in vergütetem, und der 20MnCrMo7 in weichgeglühtem Zustand zum Einsatz. Die Proben wurden direkt von Raumtemperatur auf die gewünschte Umformtemperatur erhitzt und umgeformt.

Für die zweite Versuchsreihe wurden dieselben Werkstoffe zuerst normalgeglüht und anschließend auch auf direktem Wege auf Umformtemperatur erhitzt, und umgeformt. Die Temperaturführung bei Versuchsreihe 1 und 2 ist in Abb. 31 links, schematisch dargestellt.

In einer weiteren Versuchsreihe wurden die Werkstoffe vor der Umformung auf eine Temperatur von 50°C über der A1 Umwandlungstemperatur erhitzt, anschließend auf die gewünschte Temperatur abgekühlt und dann auf niedrigerer Temperatur umgeformt. Die entsprechende Temperaturführung ist in Abb. 31 rechts dargestellt. Aufgrund der unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen wurde beim 42CrMo4 auf 830°C und beim 20MnCrMo4 auf 850°C geglüht.

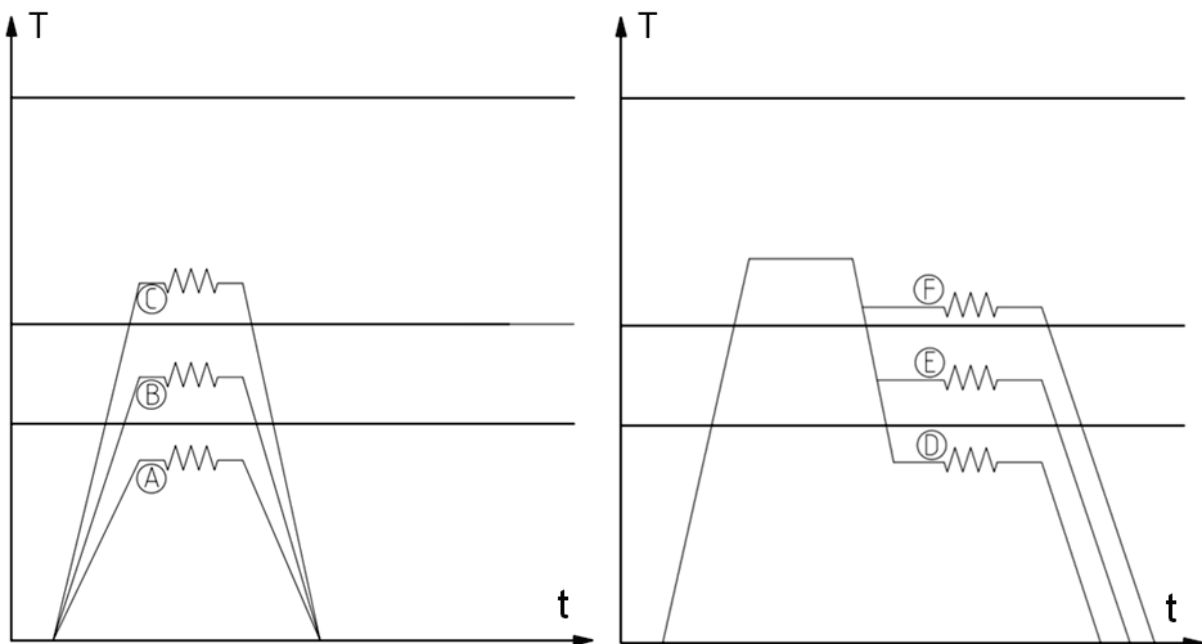
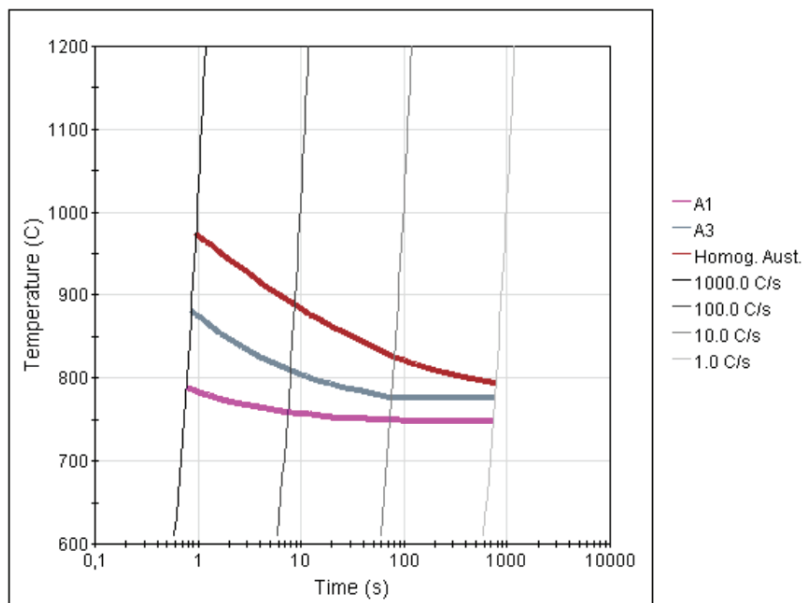


Abb. 31: Temperaturführung bei den Versuchen

Bei den Versuchen kann der untersuchte Temperaturbereich von 500 bis 800°C in verschiedene Bereiche hinsichtlich des vorliegenden Gefügestandes bei der Umformung unterteilt werden (siehe: Abb. 9). Je nach Temperatur wird dabei im  $\alpha$ ,  $\gamma$  oder im Zweiphasengebiet dazwischen umgeformt. Zu beachten ist, dass die Gefügestandumwandlung zeitabhängig ist. Bei allen Versuchen wurde eine Heizrate von 15 K/s gewählt, um reale Aufheizvorgänge in der Industrie nachzustellen. Da eine Gefügestandumwandlung ein diffusionsgesteuerter und somit zeitabhängiger Vorgang ist, sind die Umwandlungstemperaturen bei derart kurzen Wärmzeiten zu höheren Temperaturen hin verschoben. Die Abhängigkeit der A1 und A3 Umwandlungstemperaturen von 42CrMo4 sind in Abb. 32 dargestellt. Das Diagramm wurde mit der Berechnungssoftware JMatPro erstellt. Man erkennt, dass bei den in den Versuchen verwendeten Aufheizraten von 15K/s, die A3 Umwandlungstemperatur von 42CrMo4 um 50°C höher liegt als im Gleichgewichtszustand.



**Abb. 32: ZTA Diagramm 42CrMo4**

Bei Versuchsreihe 1 und 2 wurden die Proben direkt auf die gewünschte Umformtemperatur gebracht (Abb. 31 links). Je nach Umformtemperatur liegt entweder ein einphasiges  $\alpha$  Gefüge (Temperaturführung A), ein Mischgefüge aus  $\alpha$  und  $\gamma$  (Temperaturführung B) oder ein einphasiges  $\gamma$  Gefüge (Temperaturführung C) vor. Wird unterhalb der A1 Temperatur umgeformt, wird ein Gefüge erwartet, das im wesentlichen dem verformten Ausgangsgefüge, mit entsprechenden

Rekristallisationserscheinungen entspricht. Bei Versuchsreihe 1 wurde ein sehr unterschiedliches Verhalten bei der Umformung erwartet, da die verglichenen Werkstoffe in einem sehr verschiedenen Ausgangsgefüge vorlagen. Beim vorliegenden Vergütungsgefüge des 42CrMo4 wurde unterhalb der A1 Umwandlungstemperatur ein sehr bescheidenes Umformvermögen erwartet. Da der 20MnCrMo7 in einem Weichglühgefüge vorlag, wurde eine gute Umformbarkeit auch bei tiefen Temperaturen erwartet. Bei höheren Temperaturen wird die Fließspannung zu niedrigeren Werten verschoben. Es ist also prinzipiell davon auszugehen, dass bei einer Umformung im Zweiphasengebiet die Umformbarkeit höher liegt als bei einer Umformung im Einphasengebiet. Es tritt aber der Effekt auf, dass sich die Umformung aufgrund des vorliegenden Mischgefüges auf jene Bereiche konzentrieren wird der einen geringeren Widerstand gegen plastische Verformung aufweist. Bei bestimmten Stählen kann daher eine Abnahme der Umformbarkeit, bei Erreichen des Zweiphasengebietes, eintreten. Das Verhältnis von  $\alpha$  zu  $\gamma$  Phase ist neben der Temperatur auch noch von der Aufheizgeschwindigkeit abhängig.

Bei Versuchsreihe 3 wurden die Proben zuerst auf Austenitisierungstemperatur gebracht, anschließend abgekühlt und dann umgeformt. Zu beachten ist, dass die Umwandlung von  $\gamma$  in  $\alpha$  Zeit benötigt und dass je nach Abkühlgeschwindigkeit und Haltedauer vor dem Umformen, die Gefügebestandteile in verschiedenen Verhältnissen vorliegen.

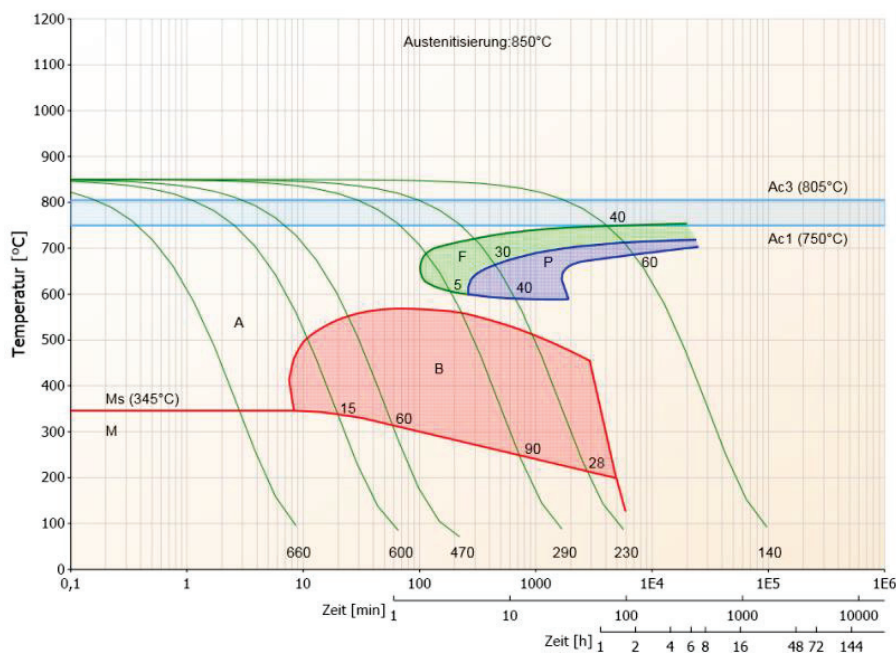


Abb. 33: ZTU Diagramm 42CrMo4, Quelle: Dr. Sommer Werkstofftechnik



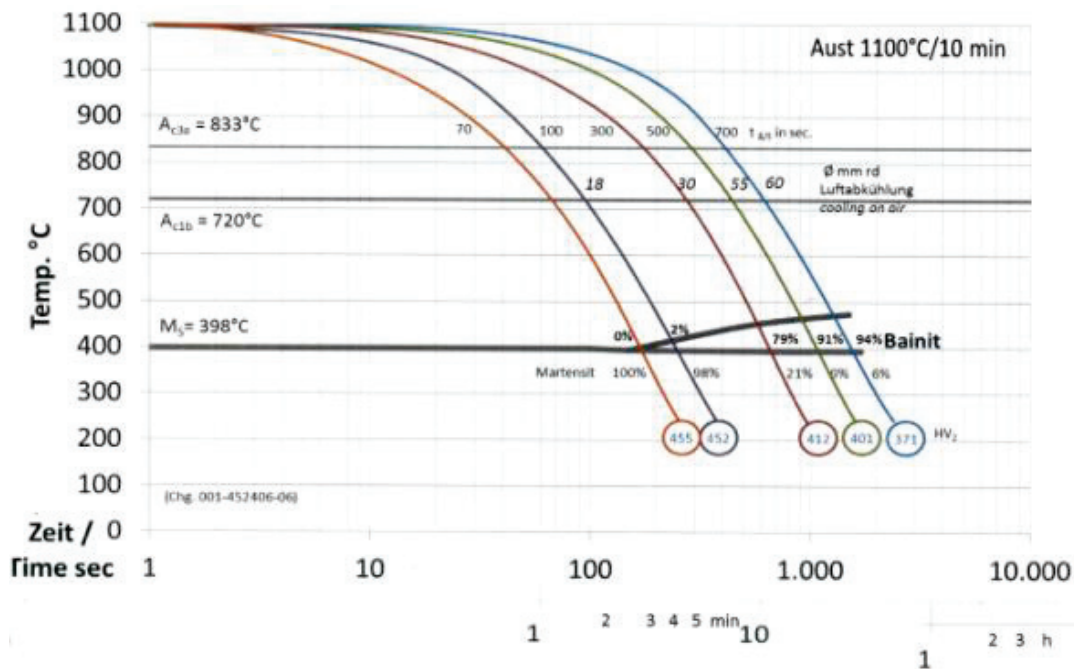


Abb. 34: ZTU Diagramm 20MnCrMo7, Quelle: EZM Mark

Unabhängig von der gewählten Temperaturführung wurden die Umformversuche für das Temperaturintervall von 500 bis 800°C in Abstufung von 25°C durchgeführt. Bei allen drei Versuchsreihen wurden die Proben unmittelbar nach der Umformung mit Wasser abgekühlt. Bereiche in denen der Werkstoff als  $\gamma$ -Phase vorliegt werden somit martensitisch. Generell können durch die rasche Abkühlung keine zusätzlichen Rekristallisationserscheinungen auftreten. Somit kann auf das direkt nach der Umformung vorliegende Gefüge rückgeschlossen werden.

Durch die plastische Verformung steigt die Temperatur der Probe, während der Verformung an. Der Temperaturanstieg betrug je nach Starttemperatur in etwa 70°C und ist abhängig von der Umformgeschwindigkeit. Um die Wärmeverluste während der Manipulation auszugleichen, wurden die Proben um 15°C über die Zieltemperatur erhitzt. Um den Einfluss der Umformgeschwindigkeit auf die Umformbarkeit und Gefügeentwicklung zu untersuchen wurden die Versuche mit einer Umformgeschwindigkeit von 3, 10 und 20/s durchgeführt.

## 7.4 Messungen

Die Versuche wurden hinsichtlich der Fließkurven, des entstandenen Gefüges und der Härte der umgeformten Proben ausgewertet.

Während den Umformversuchen wurden folgende Größen gemessen:

- **Werkstücktemperatur**
- **Stempelkraft**
- **Stempelweg**

Die Stempelkraft wird vom Umformsimulator, durch in den Stempelhalterungen integrierte Kraftmesseinrichtungen, aufgezeichnet. Die Temperatur der Probe wird durch ein, in der vorgesehenen Bohrung positioniertes Thermoelement, gemessen.

Die Härte des umgeformten Gefüges wurde nach HV10 mit einem Kleinlasthärteprüfgerät (Emcotest) bestimmt. Bei den Härtemessungen wurde darauf geachtet, dass die Eindrücke in einem Bereich zu liegen kommen in dem annähernd derselbe Umformgrad herrscht und somit auch ein gleicher Gefügestand vorliegt. (Vgl. Abb. 23: Umformgrad in der Stauchprobe) Der entsprechende Bereich ist mit schematischen Härteeindrücken in Abb. 35 gekennzeichnet

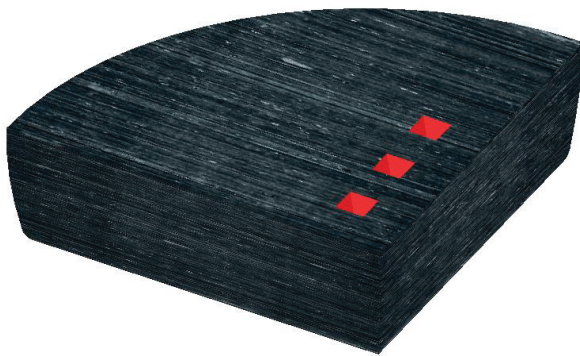


Abb. 35: Härteeindrücke

Der Gefügestand wurde nach der Umformung anhand eines Längs und Querschliffs bestimmt.

## 8 Ergebnisse

### 8.1 Fließkurven

Gemäß dem Versuchsplan wurden die Fließkurven der Werkstoffe für zwei verschiedene Temperaturführungen ermittelt. Dabei wurden die Proben einmal direkt von Raumtemperatur auf die Umformtemperatur erhitzt und für den zweiten Fall zuerst über die A1 Umwandlungstemperatur erhitzt, anschließend auf die gewünschte Umformtemperatur abgekühlt und umgeformt. Siehe Abb. 31. Zusätzlich wurde bei den direkt erhitzten Proben die Umformgeschwindigkeit variiert.

#### 8.1.1 20MnCrMo7 - direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet

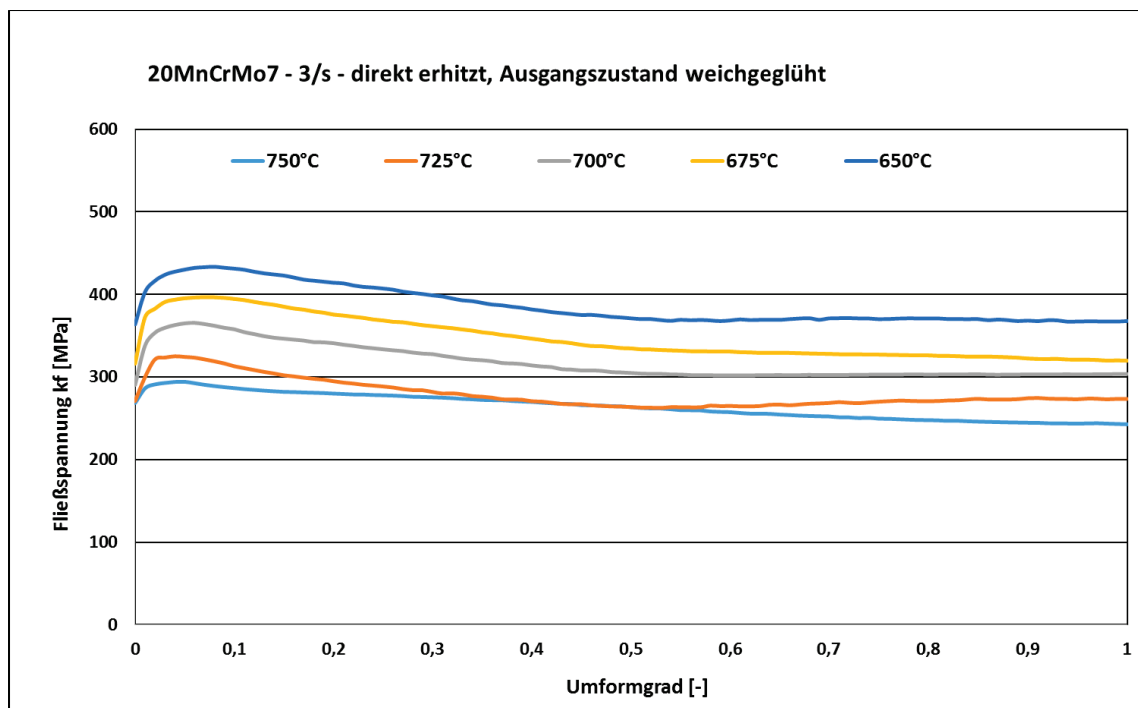


Abb. 36: Fließkurven von 20MnCrMo7, 3/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht

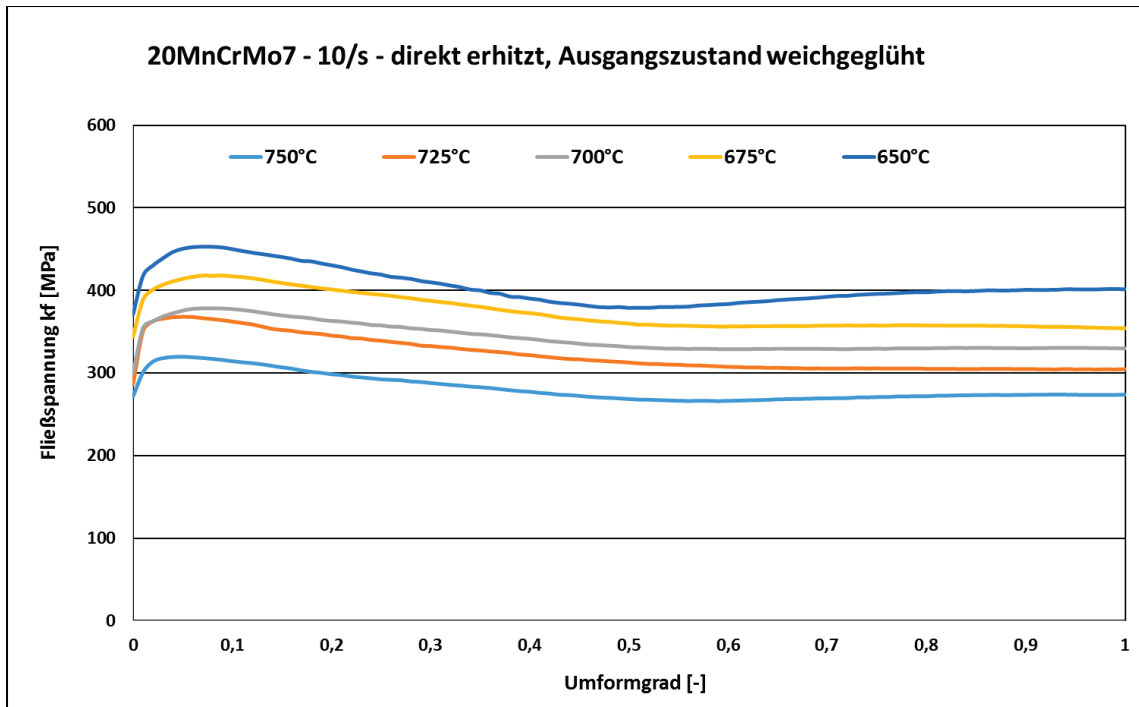


Abb. 37: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht

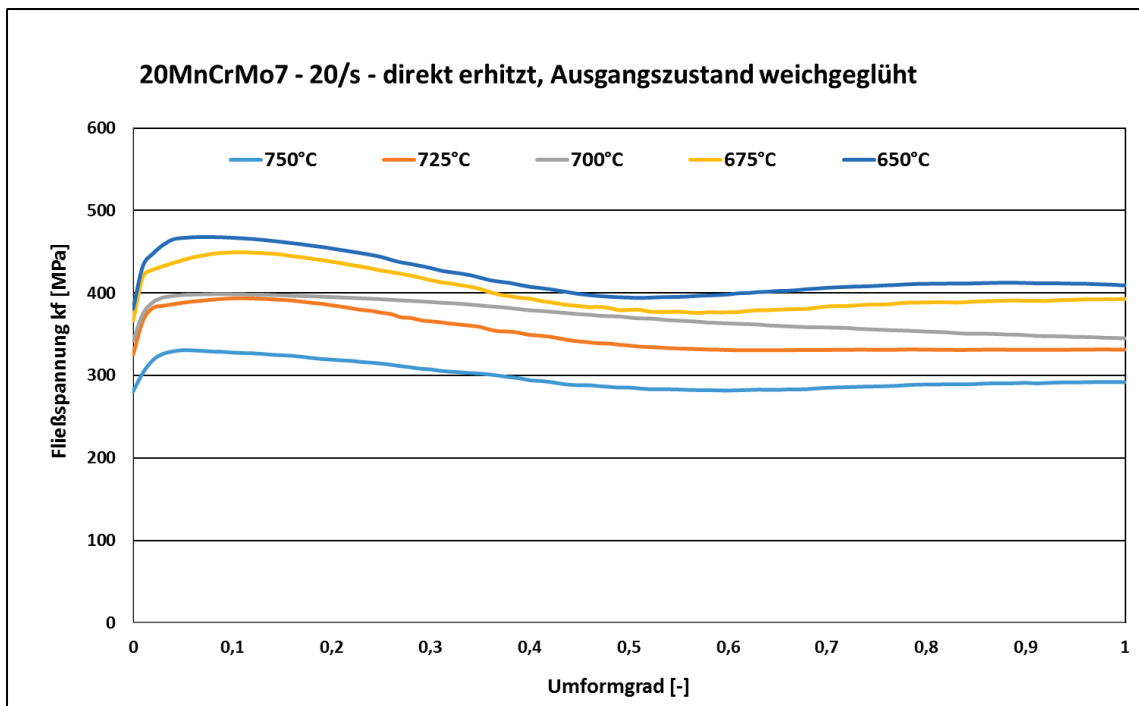


Abb. 38: Fließkurven von 20MnCrMo7, 20/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht

Die Gefügebilder des 20MnCrMo7, in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur sind in Abb. 51 zu finden.

### 8.1.2 42CrMo4 - direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet

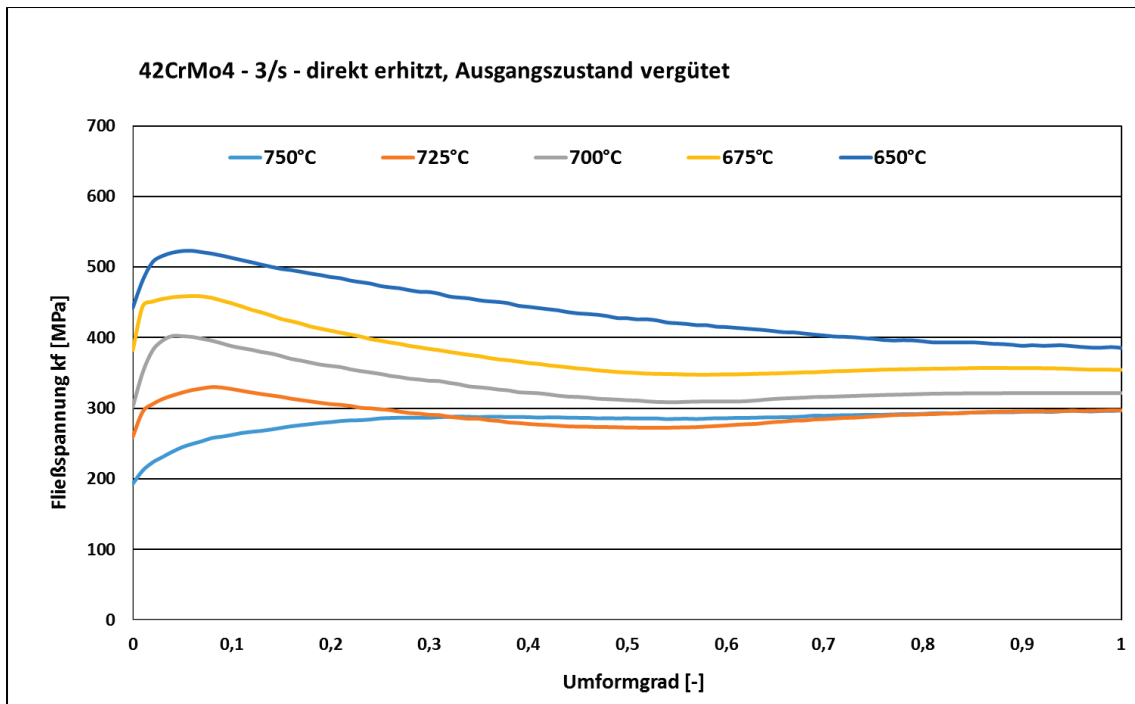


Abb. 39: Fließkurven von 42CrMo4, 3/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet

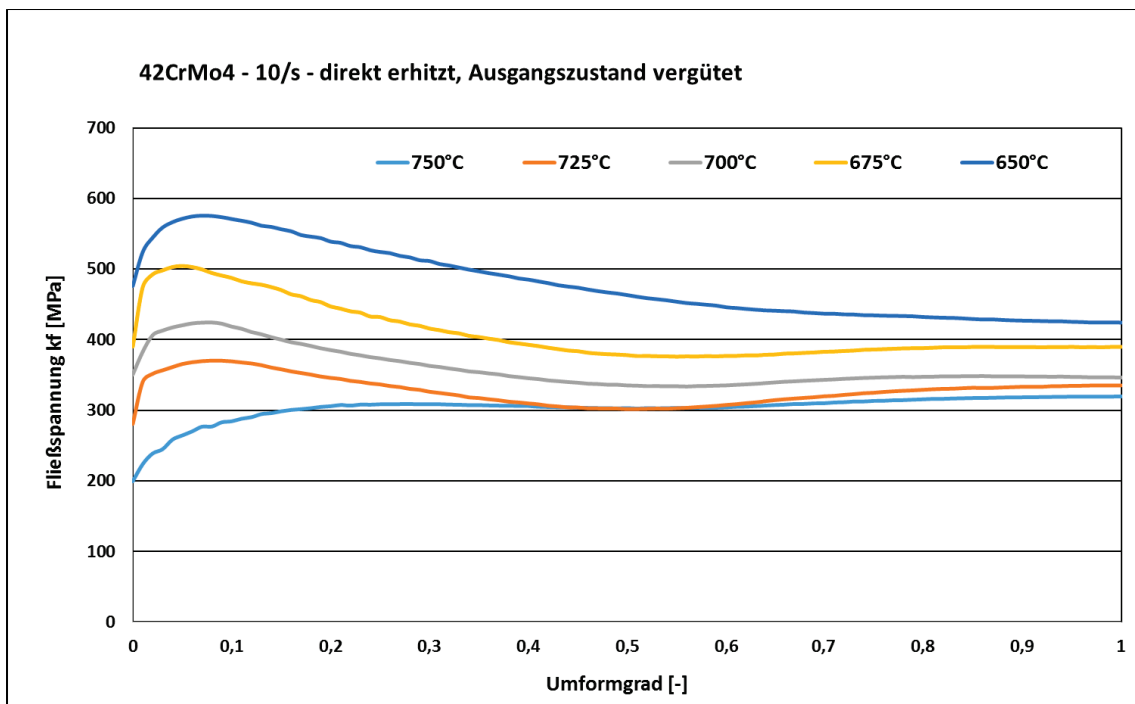


Abb. 40: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet

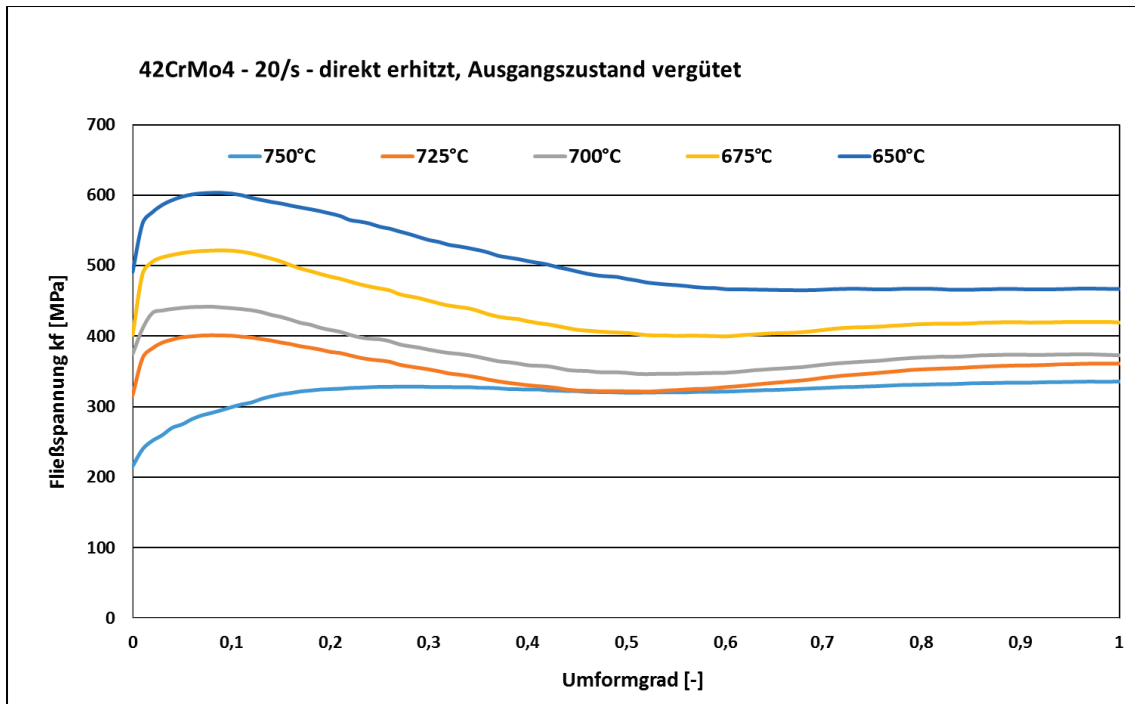


Abb. 41: Fließkurven von 42CrMo4, 20/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet

Die Gefügebilder des 42CrMo4, in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur sind in Abb. 52 zu finden.

### 8.1.3 20MnCrMo7 - direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht

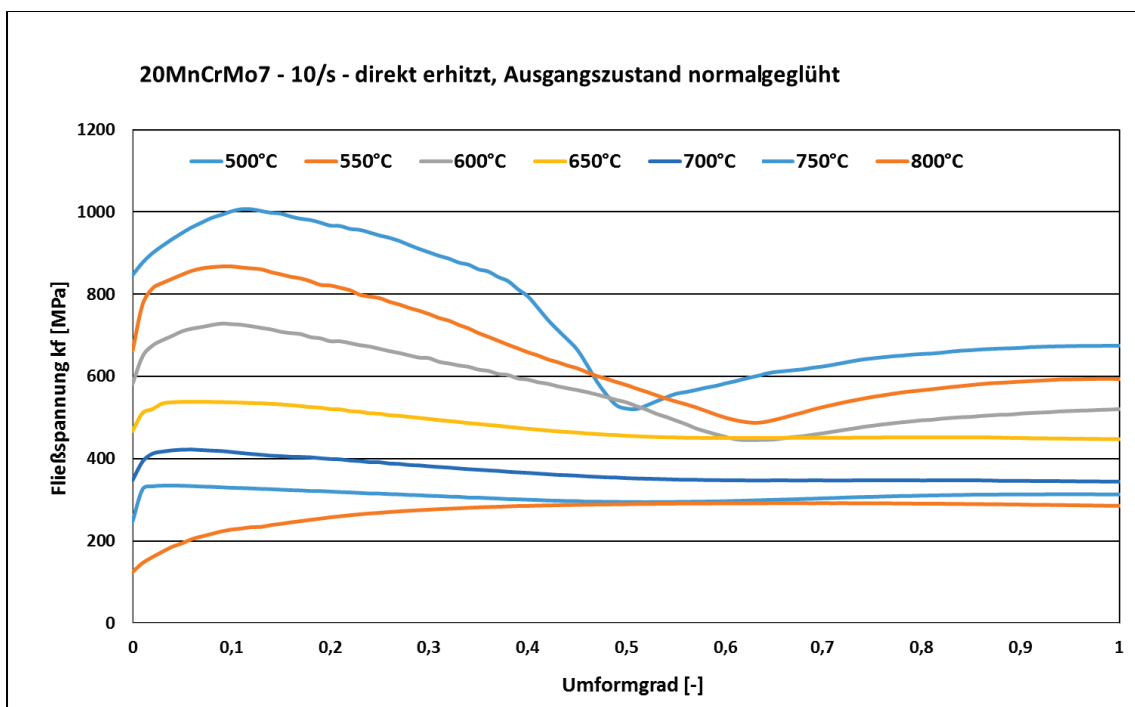


Abb. 42: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht

Gefügebilder siehe Abb. 48

Die recht deutlichen Knicke in den Fließkurven, werden durch eine ungültige Verformung der Probe, während des Versuches hervorgerufen. Unter bestimmten Umständen kann die Probe abscheren, wie in Abb. 43 gezeigt. Diese Fließkurven sind nur bis zu einem Umformgrad von etwa 0,25 gültig.

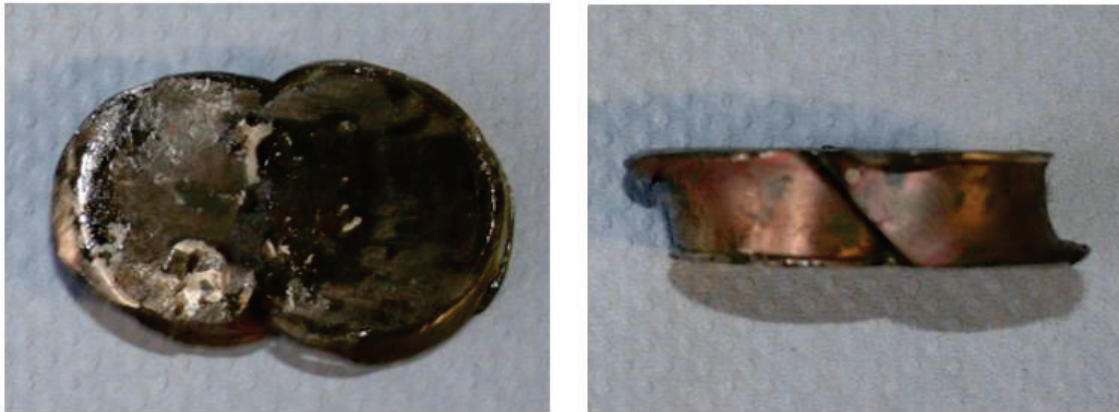


Abb. 43: ungültige Verformung der Stauchprobe

#### 8.1.4 42CrMo4 - direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht

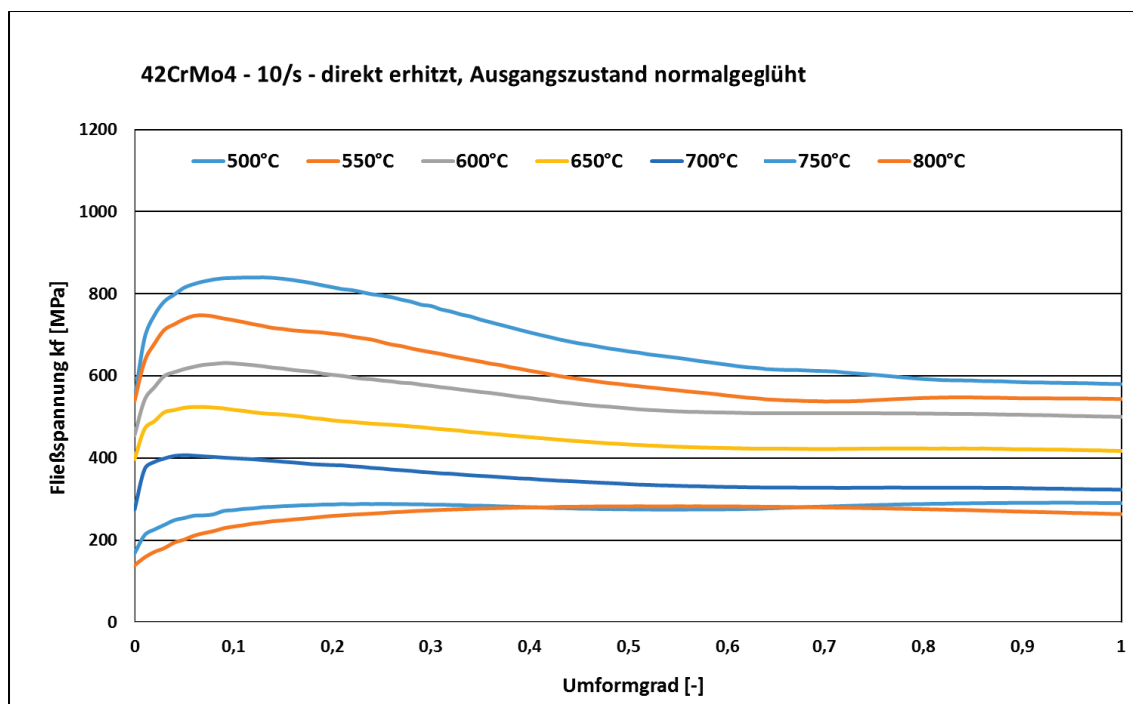


Abb. 44: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht

Gefügebilder siehe Abb. 49

### 8.1.5 20MnCrMo7 - austenitisiert, Ausgangszustand weichgeglüht

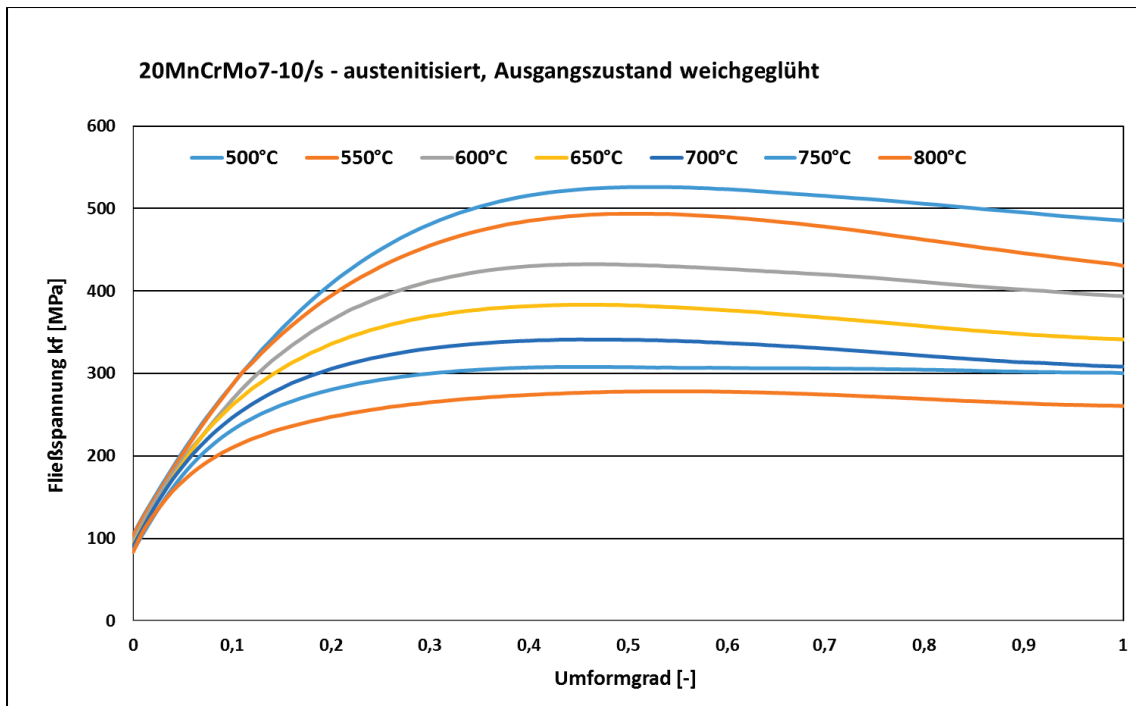


Abb. 45: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, austenitisiert, Ausgangszustand weichgeglüht  
Gefügebilder siehe Abb. 50

### 8.1.6 42CrMo4 - austenitisiert, Ausgangszustand vergütet

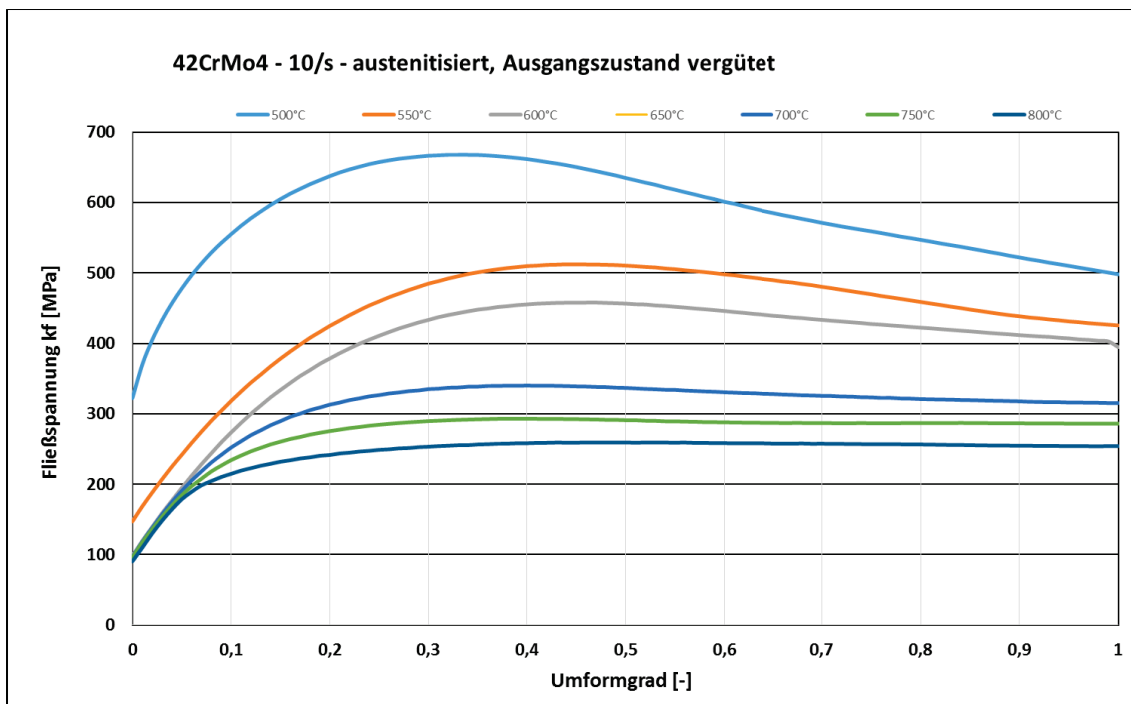


Abb. 46: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, austenitisiert, Ausgangszustand vergütet  
Gefügebilder siehe Abb. 53



## 8.2 Gefüge

Für die Auslegung von Bauteilen ist die Kenntnis des beim Fertigungsverfahren entstehenden Gefüges unerlässlich, da die mechanischen Eigenschaften stark vom Gefügestand abhängen. Die abgebildeten Gefügeschautafeln (Abb. 47 bis Abb. 54) zeigen, die bei unterschiedlichen Temperaturführungen und Verformungsgeschwindigkeiten, entstehenden Gefüge, in Abhängigkeit der Umformtemperatur. Bei den Versuchen sollten Bedingungen nachgestellt werden, wie sie bei realen Umformvorgängen vorliegen können. Als Versuchswerkstoffe kamen, die schon beschriebenen Stähle 42CrMo4 und 20MnCrMo7 zum Einsatz. Die Ausgangsgefüge sind in Abb. 25 und Abb. 26 zu sehen. Es wurden sowohl Versuche mit den im Anlieferungszustand vorliegenden Werkstoffen, als auch mit normalgeglühten Proben durchgeführt.

### 8.2.1 20MnCrMo7 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht

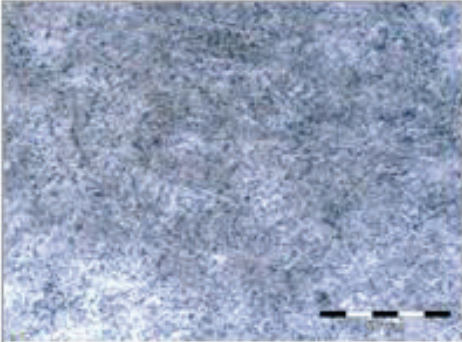
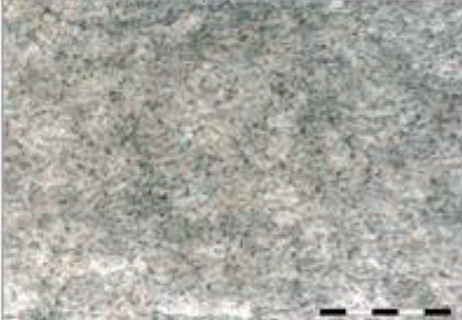
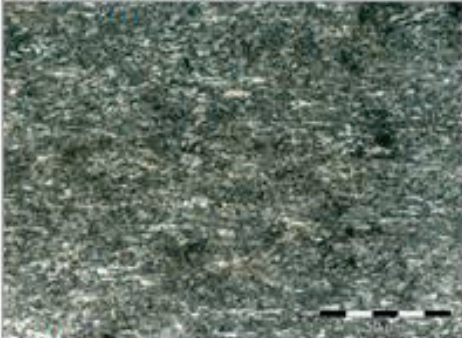
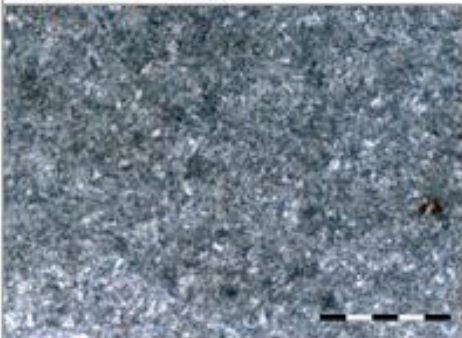
	<p>Nicht rekristallisiertes Ausgangsgefüge mit kugelig eingeformten Zementitlamellen.</p>
<p>20MnCrMo7 500°C</p> 	<p>Nicht rekristallisiertes Ausgangsgefüge mit kugelig eingeformten Zementitlamellen</p>
<p>20MnCrMo7 600°C</p> 	<p>Ferritisch perlitisches Gefüge Starke Kornstreckung mit Rekristallisationseffekten</p>
<p>20MnCrMo7 700°C</p> 	<p>Vollmartensitisches Gefüge</p>
<p>20MnCrMo7 800°C</p>	

Abb. 47: 20MnCrMo7 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht

## 8.2.2 42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand vergütet

	<p>Verformtes vergütetes Ausgangsgefüge Keine Rekristallisationseffekte erkennbar</p>
<p>42CrMo4 500°C</p> 	<p>Verformtes vergütetes Ausgangsgefüge Vereinzelt beginnende Rekristallisation an den ehemaligen Martensitnadeln</p>
<p>42CrMo4 600°C</p> 	<p>Verformtes vergütetes Ausgangsgefüge Größere Rekristallisierte Bereiche</p>
<p>42CrMo4 700°C</p> 	<p>Vollmartensitisches feinkörniges Gefüge Keine ehemaligen Austenitkorn Grenzen erkennbar</p>
<p>42CrMo4 800°C</p>	

Abb.: 42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand vergütet

### 8.2.3 20MnCrMo7 - direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

 <p>20MnCrMo7 500°C</p>	<p>Verformter Ferrit und Perlit Keine Rekristallisationseffekte erkennbar</p>
 <p>20MnCrMo7 600°C</p>	<p>Verformter Ferrit und Perlit Vereinzelt beginnende Rekristallisation</p>
 <p>20MnCrMo7 700°C</p>	<p>Verformter Ferrit und Perlit Größere Rekristallisierte Bereiche</p>
 <p>20MnCrMo7 800°C</p>	<p>Vollmartensitisches feinkörniges Gefüge Keine ehemaligen Austenitkomgrenzen erkennbar</p>

Abb. 48: 20MnCrMo7 - direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

## 8.2.4 42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

	<p>Ferrit und Perlit</p> <p>Keine Rekristallisationseffekte erkennbar</p>
<p>42CrMo4 500°C</p> 	<p>Verformter Ferrit und Perlit</p> <p>Vereinzelt beginnende Rekristallisation</p>
<p>42CrMo4 600°C</p> 	<p>Verformter Ferrit und Perlit</p> <p>Größere Rekristallisierte Bereiche</p>
<p>42CrMo4 700°C</p> 	<p>Vollmartensitisches feinkörniges Gefüge</p> <p>Keine ehemaligen Austenitkomgrenzen erkennbar</p>
<p>42CrMo4 800°C</p>	

Abb. 49: 42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

## 8.2.5 20MnCrMo7 - austenitisiert - 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht

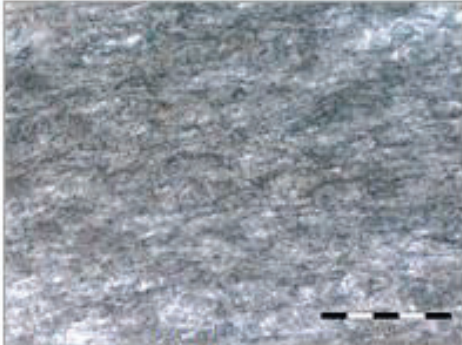
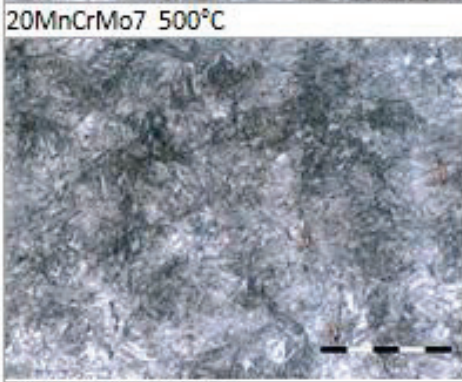
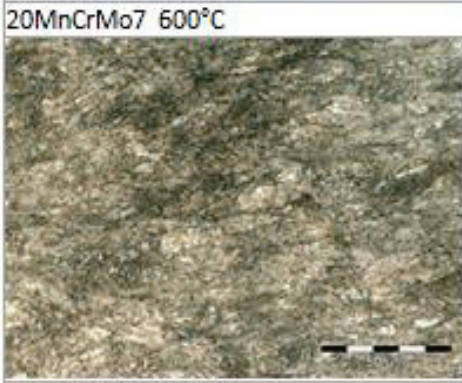
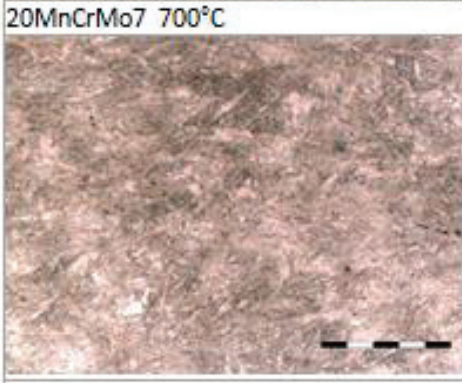
 <p>20MnCrMo7 500°C</p>	<p>Martensitisch Gestreckte ehemalige Austenitkomgrenzen</p>
 <p>20MnCrMo7 600°C</p>	<p>Martensitisch Ehemalige Austenitkomgrenzen ohne vorherrschende Textur</p>
 <p>20MnCrMo7 700°C</p>	<p>Martensitisch Stark gestreckte ehemalige Austenitkomgrenzen</p>
 <p>20MnCrMo7 800°C</p>	<p>Martensitisch Stark gestreckte ehemalige Austenitkomgrenzen</p>

Abb. 50: 20MnCrMo7 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht

## 8.2.6 Auswirkung der Umformgeschwindigkeit auf 20MnCrMo7

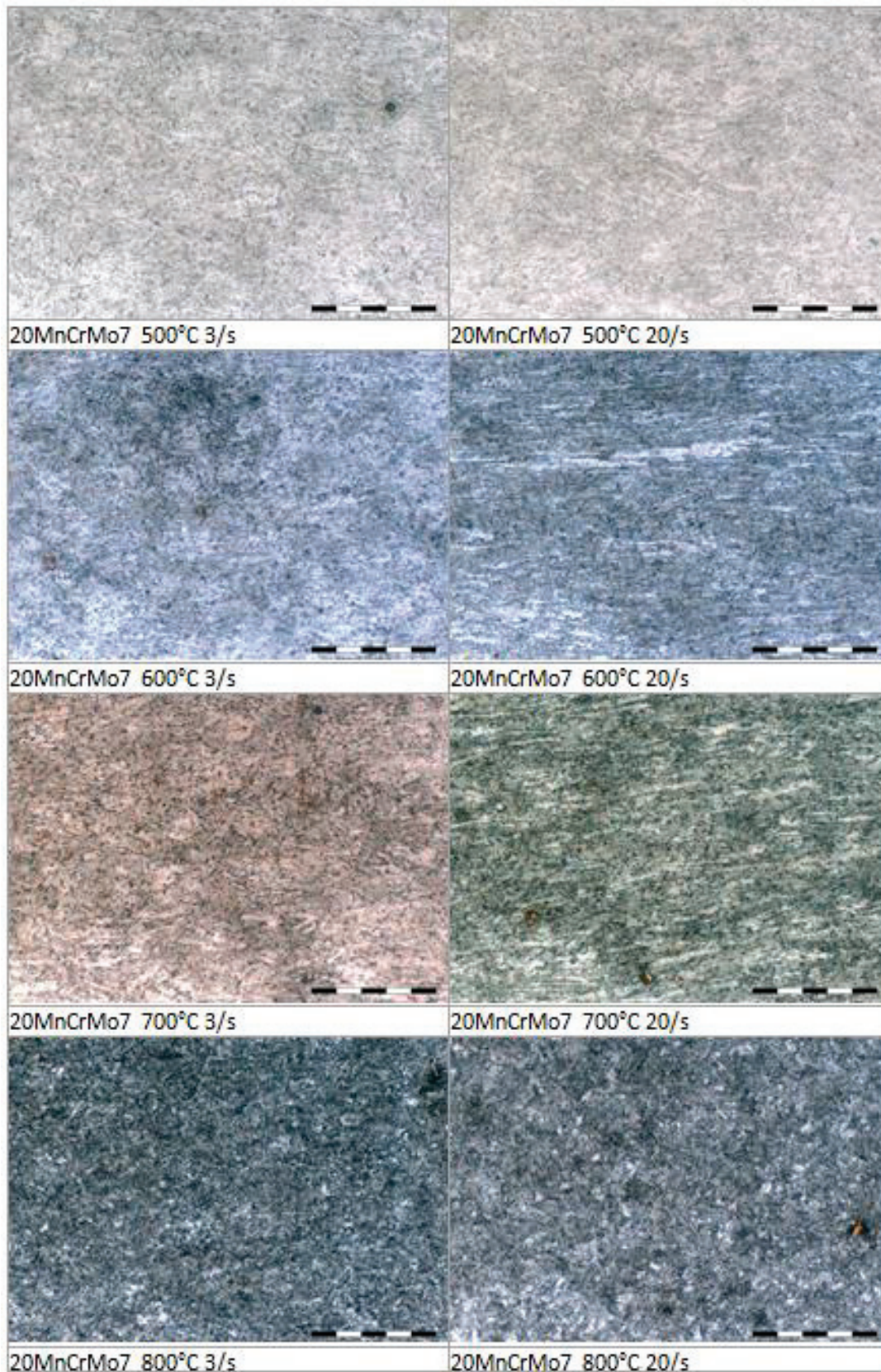


Abb. 51: Gefügebilder von 20MnCrMo7 in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur

**8.2.7 Auswirkung der Umformgeschwindigkeit auf 42CrMo4**

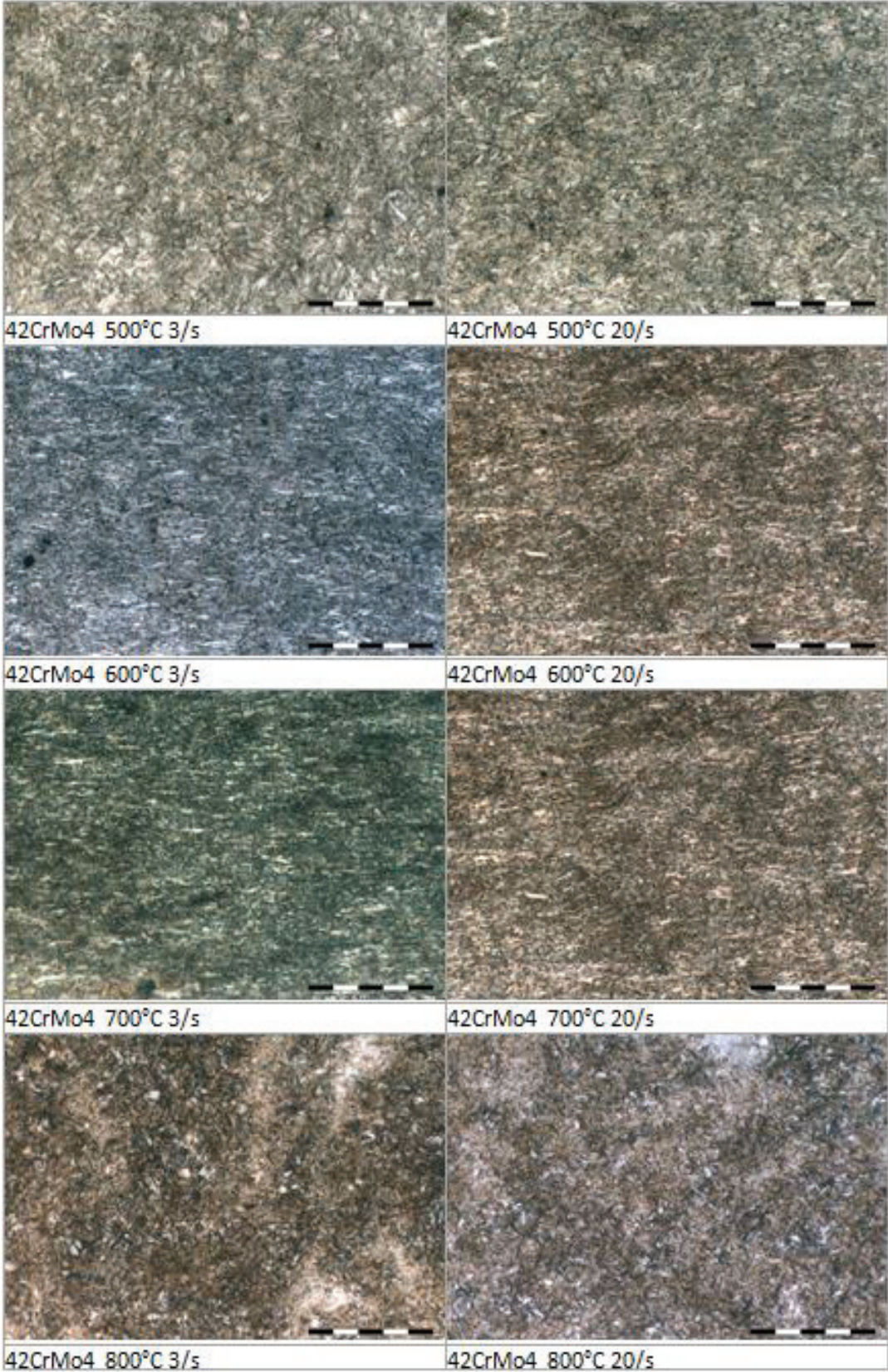


Abb. 52: Gefügebilder von 42CrMo4 in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur



### 8.2.8 42CrMo4 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand vergütet

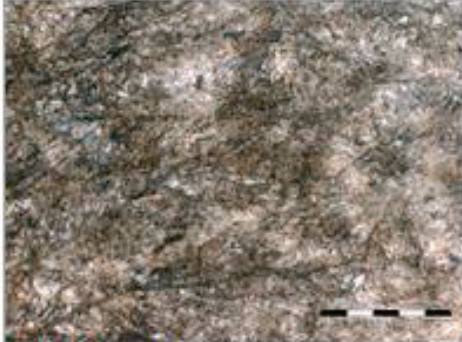
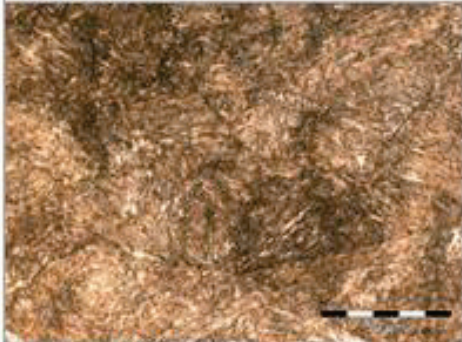
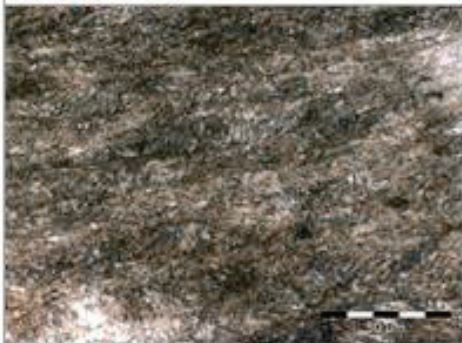

 <p>42CrMo4 500°C</p>	<p>Martensitisch</p> <p>Stark gestreckte ehemalige Austenitkorngrenzen</p>
 <p>42CrMo4 600°C</p>	<p>Martensitisch</p> <p>Ehemalige Austenitkorngrenzen ohne vorherrschende Textur</p>
 <p>42CrMo4 700°C</p>	<p>Martensitisch</p> <p>Stark gestreckte ehemalige Austenitkorngrenzen</p>
 <p>42CrMo4 800°C</p>	<p>Martensitisch</p> <p>Stark gestreckte ehemalige Austenitkorngrenzen</p>

Abb. 53: 42CrMo4 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand vergütet

## 8.2.9 Mischgefüge bei 42CrMo4 – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

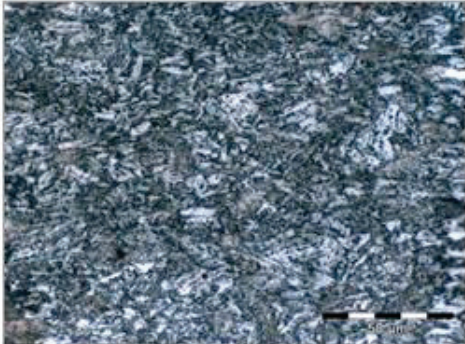
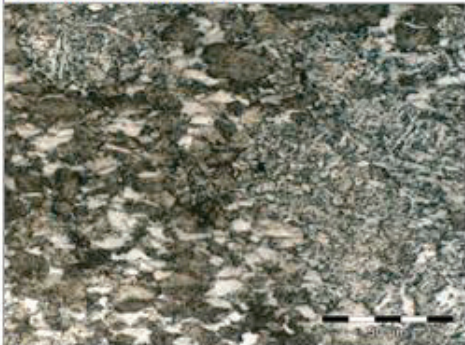

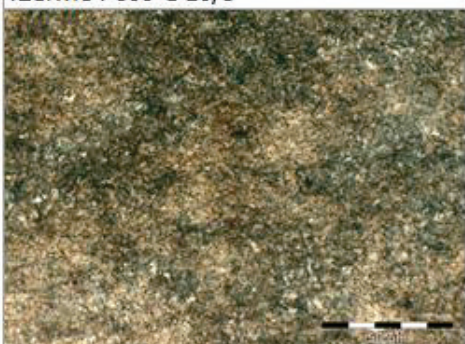
 <p>42CrMo4 500°C 10/s</p>	Ferritisch-Perlitisches Grundgefüge mit beginnender Zementiteinformung
 <p>42CrMo4 550°C 10/s</p>	Ferritisch-Perlitisches Grundgefüge mit deutlich sichtbarer Zementiteinformung
 <p>42CrMo4 600°C 10/s</p>	Stark gestreckte Perlitkörner mit beginnender Rekristallisation
 <p>42CrMo4 650°C 10/s</p>	Durch die Verformung homogenisiertes Gefüge mit Rekristallisationserscheinungen

Abb. 54: Mischgefüge bei 42CrMo4 – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht

### 8.3 Härte

Bei den direkt erhitzten Proben wurde die Härte der umgeformten Proben, in Abhängigkeit von der Umformtemperatur, bestimmt. Da die Proben unmittelbar nach der Umformung mit Wasser gekühlt wurden wird die kritische Abkühlgeschwindigkeit für die Martensitbildung erreicht. Bei Vorliegen von Austenitbereichen nach dem Umformen kommt es daher zu deutlichen Härteanstiegen durch die Martensitbildung.

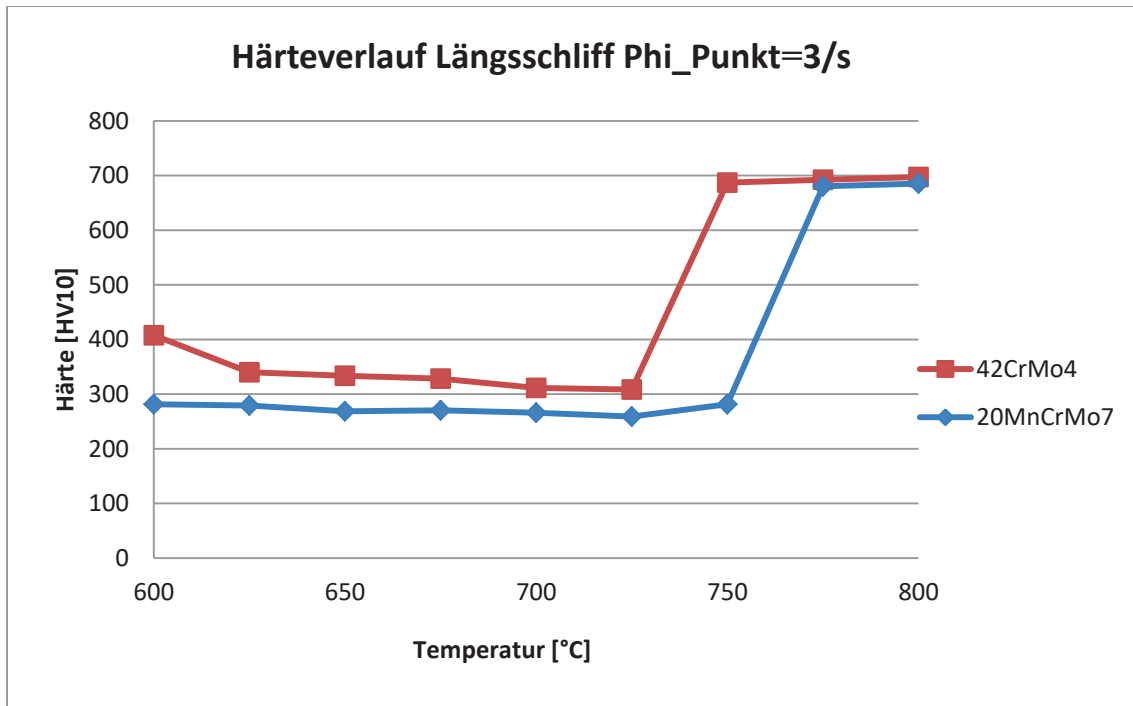


Abb. 55: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei  $\dot{\varphi} = 3/s$

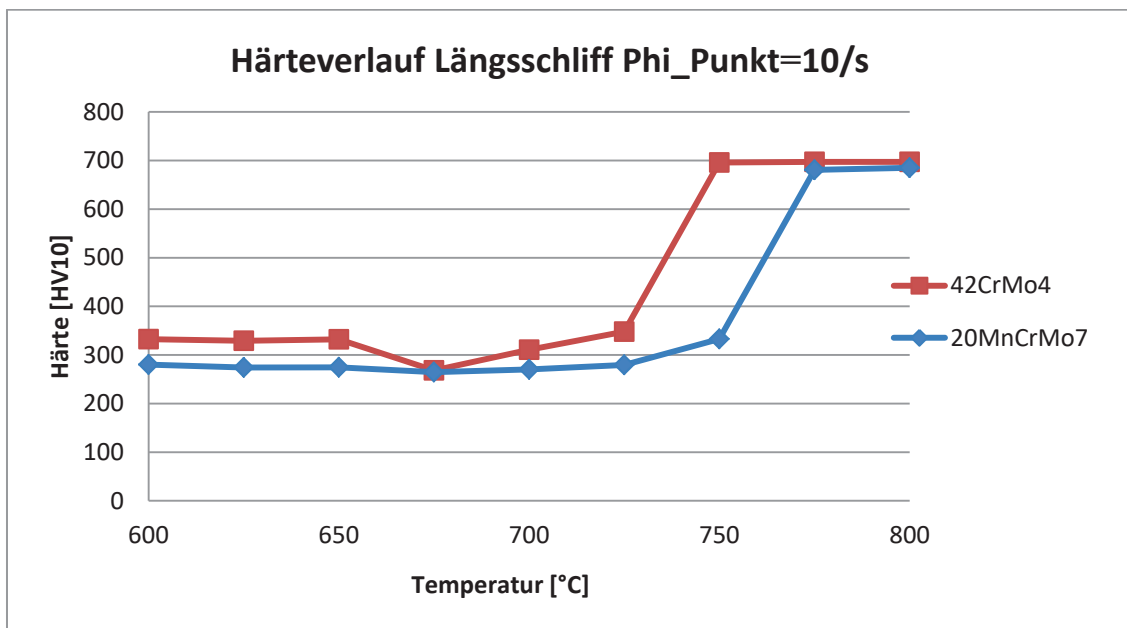


Abb. 56: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei  $\dot{\varphi} = 10/s$

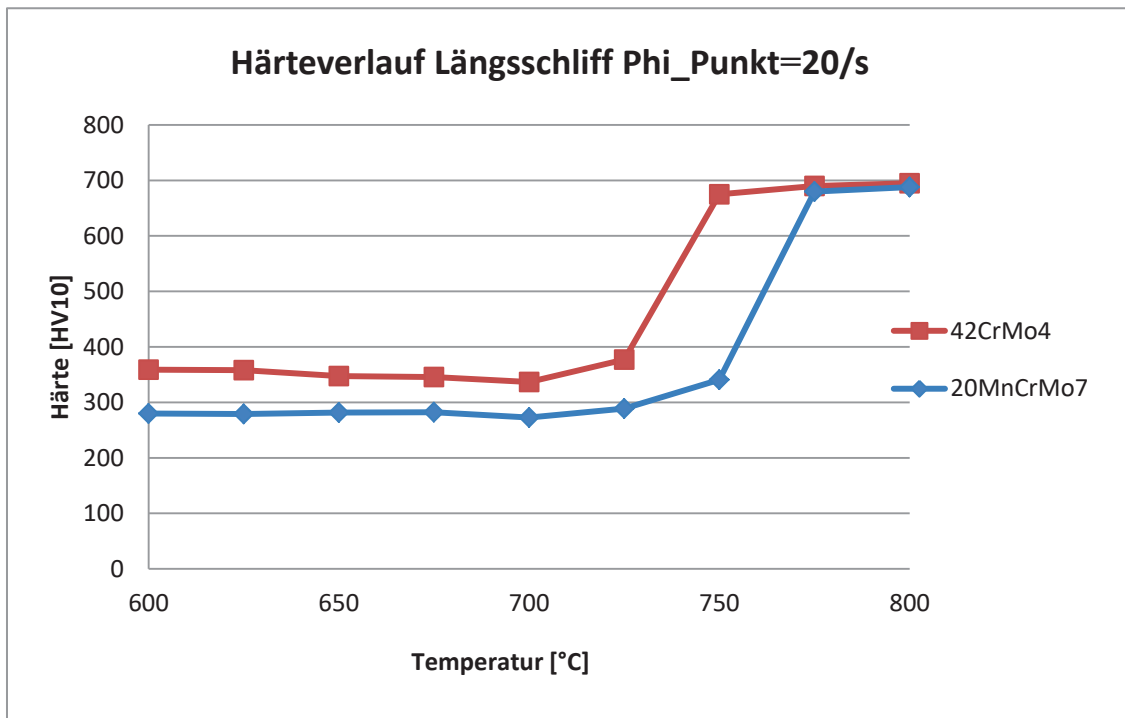


Abb. 57: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei  $\dot{\phi} = 20/s$

## 8.4 Diskussion der Ergebnisse

Die Halbwarmumformbarkeit der Stähle wird durch sehr viele Parameter beeinflusst. Da es keine allgemeine Definition der Umformbarkeit gibt, muss jedes Umformverfahren eigens betrachtet werden. Je nachdem welche Umformeigenschaften für das jeweilige Herstellungsverfahren ausschlaggebend sind, setzt eine gute Umformbarkeit andere Parameter voraus. Die Umformbarkeit kann auch nicht pauschal für eine Werkstoffgruppe angegeben werden, sondern muss immer für einen bestimmten Werkstoff, für das entsprechende Temperaturintervall durch Umformversuche ermittelt werden. Fließkurven stellen für die Beurteilung der Umformbarkeit eine wichtige Grundlage dar, da die Fließspannung ein Maß für den Kraftbedarf bei der Umformung ist. Der Gefügestand, der im untersuchten Werkstoff vor dem Umformen vorliegt, nimmt großen Einfluss auf das Fließverhalten des Werkstoffs, da die Umformbarkeit wesentlich vom Vorzustand abhängig ist.

Aufgrund der Vielzahl an Einflussfaktoren ist eine systematische Behandlung des Themas sehr wichtig. Für Halbwarmumformversuche ist daher ein vielseitiges Versuchsaggregat notwendig. Die Versuchsanlage TMTS, am Institut für Umformtechnik bietet dafür die idealen Voraussetzungen, da sämtliche, für die Halbwarmumformung relevanten Parameter sehr einfach variiert werden können.

Für die Auswertung der entstehenden Gefüge beim Halbwarmumformen hat sich ein Lichtmikroskop, bei guter Schliifpräparation als ausreichend erwiesen. So konnten, besonders bei den normalgeglühten Proben deutliche, rekristallisierte Bereiche schon ab 600°C nachgewiesen werden. Für die Beurteilung der Rekristallisation wären ergänzende EBSD Untersuchungen wünschenswert. Auch die Bildung von Mischgefügen, bei einer Umformung im Zweiphasengebiet, konnte nachgewiesen werden. Für Rückschlüsse auf dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge wären in Situ Messungen bei den Umformversuchen notwendig. Für das Verständnis der Umformung im halbwarmen Zustand sind diese Mechanismen von großer Bedeutung.

Die Frage der idealen Umformtemperatur kann für die Halbwarmumformung nicht allgemein beantwortet werden. Die Wahl der Umformtemperatur ist von den geforderten Eigenschaften beim Umformen, oder der produzierten Bauteile abhängig. Der aus der Literatur bekannte Effekt, dass die Umformbarkeit im Bereich

der beginnenden Umwandlung von  $\alpha$  zu  $\gamma$  geringer wird, konnte bei den untersuchten Werkstoffen nicht festgestellt werden. Bei industriell eingesetzten Aufheizvorgängen, wie der induktiven Erwärmung steht oft nicht ausreichend Zeit für eine vollständige Umwandlung zur Verfügung. Die Umwandlungstemperaturen des Werkstoffs werden dabei in hohem Maße von der Aufheizrate abhängig. Diese Verschiebung der Umwandlungspunkte zu längeren Zeiten, oder höheren Temperaturen ist vom Vorzustand des Werkstoffs abhängig. Das bedeutet, besonders für umwandlungsträge Werkstoffe, dass die Umform-temperaturen deutlich höher angesetzt werden müssen, oder aber dass entsprechende Haltezeiten vor der Umformung notwendig sind.

Die Kolbenfertigung bietet ideale Voraussetzungen für den Einsatz der Halbwarmumformung. Aus den Simulationsdaten geht deutlich hervor, dass der Kraftbedarf und die daraus entstehende Flächenpressung die limitierenden Faktoren bei der Fertigung sind.

## 9 Zusammenfassung und Ausblick

Es wurden Umformversuche an den Stahltypen 42CrMo4 und 20MnCrMo7 mittels eines Umformsimulators im Halbwarm-Temperaturbereich durchgeführt. Das untersuchte Temperaturintervall erstreckte sich von 500 bis 800°C, was eine Umformung im Zweiphasengebiet einschließt.

Das Verformungsverhalten wurde hinsichtlich der auftretenden Kräfte, der entstehenden Gefüge, und der Härte der umgeformten Proben charakterisiert. Die Untersuchung der auftretenden Umformkräfte wurde durch Messeinrichtungen, an der Umformmaschine TMTS, am Institut für Umformtechnik in Leoben durchgeführt. Die Gefügeentwicklung wurde anhand von metallographischen Schliffen mit dem Lichtmikroskop ausgewertet.

Es konnte für die zwei untersuchten Werkstoffe eine deutliche Abhängigkeit des Umformverhaltens und des entstehenden Gefüges vom Ausgangszustand des Gefüges beobachtet werden.

Eine Charakterisierung des entstehenden Gefüges war bei sorgfältiger Schliffpräparation mittels Lichtmikroskop möglich. Untersuchungen zum Erholungs- und Rekristallisationsverhalten sollten ergänzend mittels REM und EBSD durchgeführt werden

Zusammenfassend kann eine gute Eignung der untersuchten Werkstoffe für das Halbwarmumformen abgeleitet werden. Ein Rückgang der Umformbarkeit, beim Erreichen des Zweiphasengebietes, konnte nicht beobachtet werden. Um den Einsatzbereich der Halbwarmumformung in Zukunft zu erweitern, sind besonders Untersuchungen zu den ablaufenden metallkundlichen Vorgängen wünschenswert.

## Abkürzungsverzeichnis

HWU	Halbwarmumformung
REM	Rasterelektronenmikroskop
EBS	Electron Backscatter Diffraction
JMatPro	Softwarename
GKZ	Glühung auf kugelige Karbide
AFP	Ausscheidungshärtender Ferritisch-Perlitischer Stahl
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
TTT	Time-Temperature-Transformation
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
TTA	Time-Temperature-Austenitization
$\alpha$	Ferrit
$\gamma$	Austenit
$\sigma$	Spannung
$\varepsilon$	Dehnung
$\dot{\varepsilon}$	Dehngeschwindigkeit
$\varepsilon_m$	Dehnung bei der Gleichgewicht herrscht
$\varphi$	Umformgrad
$\dot{\varphi}$	Umformgeschwindigkeit
Z	Zener-Hollomon-Parameter
T	Temperatur
t	Zeit
$A_1$	Beginn des Zweiphasengebietes
$A_2$	Ende des Zweiphasengebietes
$A_3$	Beginn der Aufschmelzung
$k_f$	Fließspannung



Q	Aktivierungsenergie
R	Gaskonstante
$A_0$	Ausgangsfläche
h	Höhe
$h_0$	Ausgangshöhe
p	Druck oder Flächenpressung
$A_{c1}$	Umwandlungspunkt A1 beim Erwärmen
$A_{c3}$	Umwandlungspunkt A3 beim Erwärmen
$A_{r1}$	Umwandlungspunkt A1 beim Abkühlen
$A_{r3}$	Umwandlungspunkt A3 beim Abkühlen
krz	kubisch raumzentriertes Gitter
kfz	kubisch flächenzentriertes Gitter
$\mu$	Mikrometer

## Literaturverzeichnis

1. **Schmoeckel D., Sheljaskow, Dübler A.** *Entwicklungsstand und Einsatzbereiche der Halbwarmumformung.* Verein deutscher Werkzeugmaschinenfabriken, März 1992.
2. **Hirschvogel, M.** *Halbwarmumformung, In HFF-Bericht 9. UKH - Umformtechnisches Kolloquium Hannover: 43 - 51; 1977.*
3. **Lindner, H.** *Massivumformen von Stahl zwischen 600 und 900°C "Halbwarmgeschmiedeten" VDI Verlag 1960.*
4. **Nehl, E.** *Untersuchungen zum Halbwarmfließpressen von Automatenstählen. Berichte aus dem Institut für Umformtechnik. Band 70. Springer Verlag 1983.*
5. **Schmoeckel, D.** *Chancen und Probleme der Halbwarmumformung.*
6. **Lange K., Kammerer M., Pöhlandt K., Schöck J.** *Fließpressen Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2008.*
7. **Hirschvogel M., Körner E., Sheljaskow S.** *Halbwarmumformen – zukünftige Entwicklungstrends. 5. Umformtechnisches Kolloquium in Darmstadt 21./1-9 (1994).*
8. **Hirschvogel, M.** 1997, *Potentiale der Halbwarmumformung - ein Verfahrensvergleich. In Tagungsband des 6. umformtechnischen Kolloquiums (Darmstadt), pp. 195 - 205.*
9. **Liewald, M., Mletzko, C., Schieman, T.** *Lauwarmumformung von Stahl, In Schmiede - Journal, September 2010, S. 32 - 35.*
10. **Scharp, R., Berr, G., Boczek, S.O., Müller, R.** *Verfahren zur Herstellung eines Kolbens für einen Verbrennungsmotor. WO2012/119589A2 13. 9 2012.*
11. **Kim Young Tae, Gunpo-si Gyeonggi-do, Bae Moon Ki, Hwaseong-si Gyeonggi-do, Hyundai Motor Company.** *Verfahren zum halbwarmumformen höchstzugfester Stahlbleche. DE 102015 208 752A1 KR, 12. 05 2015.*
12. **Diether, U.** 1980. *Fließpressen von Stahl im Temperaturbereich 773K(500°C) bis 1073K(800°C), Berichte aus dem Institut für Umformtechnik, Band 54, Berlin, Heidelberg, New York, Springer-Verlag.*

13. **Jonck, R.** *Das Werkstoffverhalten beim Halbwarmumformen.* In: VDI-Berichte Nr.266 S. 111 - 114 (1976).
14. **Geiger, R., Dannenmann, E., Stefanakis, J.** *Untersuchungen zum Halbwarmfließpressen von Stahl,* In: *Berichte aus dem Institut für Umformtechnik Stuttgart 41, Girardet, Essen 1976.*
15. **Harrer, J, Baberg, A und Mergler, H.** *Modene Kolbenwerkstoffe und Kolbenkonstruktionen für Pkw-Diesel-Anwendungen: Aluminiumkolben versus Stahlkolben,* in: *Internationaler Motorenkongress 2014, Part of the series proceedings pp 119-135.*
16. **Jonck, R.** *Gefüge- und Eigenschaftsänderungen beim Halbwarmumformen von Einsatz-,Wälzlager- und Schnellarbeitsstählen.* In: *ZwF79(1984)11 S.563 - 568.*
17. **Li, Y.Y., Zhao, S.D.,Fan, S.Q., Zhong, B.** *Plastic properties and constitutive equations of 42 CrMo steel during warm forming process.* In: *Materials Science and Technology 2014; 30,6, S. 645 - 652.*
18. **Raedt, H.W., Speckenheuer U., Vollrath K.** *Neue Massivumgeformte Stähle,* *ATZ 03/2012 Jahrgang114 Seite 200 - 205.*
19. **Jonck, R.** *Vorgänge im Gefüge beim Halbwarmumformen von Stahl:* *ZwF78(1983)5, S.248 - 256.*
20. **Hoppe, H.** *Einfluss der Schmiedebedingungen auf das Umwandlungsverhalten von ausgesuchten Schmiedestählen.* In: *Umformtechnische Schriften, Band 37, Dissertationsschrift(1991), RWTH Aachen.*
21. **Jonck, R.** *Glühen halbwarmumgeformter Werkstücke.* *ZwF 72 (1977) 5 S. 261 - 267.*
22. **Siegel, R.** *Rekristallisationsvorgänge bei der Halbwarmumformung.* *Umformtechnik 10 (1976) S. 27 - 32.*
23. **Humphreys F.J., Hatherly M. und Recrystallisation and related Annealing Phenomena, Second Edition Elsevier 2004.**
24. **Oberländer, T. F.** *Ermittlung der Fließkurven und der Anisotropie-Eigenschaften metallischer Werkstoffe im Rastegaev-Stauchversuch, IFU Stuttgart, Springer-Verlag 1990.*

25. *Engeneer, S.; Wewers, B.; Merkel, C.; 20MnCrMo7 - Ein neuer hochfester bainitischer Stahl / A new high strength bainitic steel.*
26. *Halbwarmumformung von Stahl: Prozessgrundlagen <https://hps.hs-regensburg.de/heh39273/aufsaetze/halbwarm>. s.l. : Schmiedejournal, 2003.*
27. **Burgdorf, M.** Fließpressen von Stahl im Temperaturbereich 20° bis 700°C. In: Preprints zur 4. Internationalen Tagung Kaltumformung, Düsseldorf 1970, S.159 - 170.
28. **Merkel C., Engineer S.** *Hochfester bainitischer Stahl 20MnCrMo7 für Umformanwendungen, Schmiede-Journal, Sept.2014, 38-41.*
29. **Dycke, N.** *Grundprobleme und Lösungen beim Halbwarmumformen von Stählen. In: VDI-Bericht 266 "Kaltmassivumformung" - Düsseldorf: VDI - Verlag 1976, S. 101 - 109.*
30. **Schlowag E., Jahn T., Krumov H.** *Ergebnisse von Untersuchungen zum Halbwarm- Rückwärtsfließpressen von Stahl. Umformtechnik 5 (1971) S. 12 - 15.*
31. **Engineer, S., Jansen, P., Härtel, M., Hampel, C., Randelhoff, F.** *"Technological Properties of the New High Strength Bainitic Steel 20MnCrMo7", Proceedings of the 3rd International Conference on Steels in cars and Trucks, Salzburg 2011. pp 404-411.*
32. **Engineer, S., Merkel C.** *Hochfester bainitischer Stahl 20MnCrMo7 für Umformanwendungen. In: SchmiedeJOURNAL September 2014, S 38 - 41.*
33. **Berr G., Sascha S. O., Müller R., Scharp R., Mahle International GmbH.** *Verfahren zur herstellung eines Kolbens für einen Verbrennungsmotor und mittels dieses Verfahrens hergestellter Kolben. DE 10 2013 014 346 A1 Deutschland, 28. 08 2013.*
34. **Arruabarrena J., Lopez B., Rodriguez-Ibabe J.M.** *Influence of Prior Warm Deformation on Cementite Spherodization Process in a Low-Alloy Medium Carbon Steel. In: Metallurgical and Materials Transactions A45(3) März 2014.*
35. **Gallego J., Jorge A.M. Balancin JR.O.** *Mikrostrukture Evolution during Warm Deformation of Low Carbon Steel with Dispersed Cementite. In: Materials Science Forum, pp 505 - 510(2007).*

36. **Kruse., J.** *Kugelnzapfen aus einem Stahl mit bainitischem Gefüge und Verfahren zur Herstellung derartiger Kugelnzapfen.* DE 10 2009 016 079 A1 Deutschland, 03. 04 2009.
37. **Mütze S., Braun M., Luther F., Salzgitter Flachstahl GmbH.** *Verfahren zur herstellung eines Bauteils aus Stahl mit vermindeter Kantenrissempfindlichkeit.* DE 10 2012 014 258 A1 Deutschland, 12. 07 2012.
38. **Mütze S., Braun M., Mainkranz-Valentin M., Salzgitter Flachstahl GmbH.** *Verfahren zur Herstellung eines Bauteils durch Warmumformen eines Vorproduktes aus Stahl.* DE 10 2013 009 232 A1 Deutschland, 28. 05 2013.
39. **Evertz T., Flaxa V., Braun M. Salzgitter Flachstahl GmbH.** *Verfahren zur Herstellung eines Bauteils durch Warmumformen eines Vorproduktes aus Stahl.* DE 10 2011 108 162 A1 Deutschland, 20. 07 2011.
40. **Haug T., Kurbjuhn M., Pol F., Weißkopf K.** *Dichtereduzierte UHC-Stähle.* DE 10 2008 032 024 B4 Deutschland, 07. 07 2008.
41. **Fandel, M., Haug, T., Kurbjuhn, M., Weisskopf D. und DaimlerAG.** *Kolben für Verbrennungsmotoren und Halbzeug sowie Verfahren zu dessen Herstellung.* DE10 2011 118 297 A1 Deutschland, 10. 11 2011.
42. **Meyer, L. W., Masek, B.** *Thermomechanische Konzepte zur Gefügeänderung.*
43. **Samek, L., Peruzz, M., Arenholz E.** *Verfahren zur Herstellung eines Bauteils aus einem Eisen-Mangan-Stahlblech, voestalpine Stahl GmbH.* DE 10 2010 020 373 A1 Deutschland, 12. 05 2010.
44. **Hirschvogel, M.** *Die Fertigung von Werkstücken durch Kombination von Warm- und Kaltumformen, VDI-Berichte Nr 266, Neuhausen 1976 .*
45. **Harrer, J, Baberg, Arnd und Mergler, H.** *Modene Kolbenwerkstoffe und Kolbenkonstruktionen für Pkw-Diesel-Anwendungen: Aluminiumkolben versus Stahlkolben, in: Internationaler Motorenkongress 2014, Part of the series proceedings pp 119-135.*
46. **Meyer, L., W.** *Teilprojekt A3: Gefüge- und Eigenschaftsentwicklung von Stählen durch Warm- und Halbwarmumformung, In: Sonderforschungsbereich 283; 99 - 143;*

*Prozessketten der Massivumformung unter Aspekten der Produktivität und Umweltverträglichkeit, 2004.*

47. **Meyer-Nolkemper, H.** *Halbwarmfließpressen: Werkstoffe, Fließkurven, Werkstoffverhalten. In: Seminar "Neuere Entwicklungen im Bereich der Massivumformung", S. 1 - 17; Juni 1977, Forschungsinstitut Umformtechnik 14/15, Stuttgart.*

48. **Funke, P., Kovacevic, R.** *Beeinflussung des Formänderungsvermögens legierter Stähle bei der Warmformgebung durch Temperatur und Formänderungsgeschwindigkeit, In: Stahl und Eisen 1978; 98, 22; 1146 - 1150;.*

49. **Husain, Z.** *The kinetics of recovery and recrystallisation of low alloy steels during warm working: final report, In: EUR Technical steel research: 17907, von: Office for Official Publ. of the Europ. Communities, Luxembourg: 1998.*

## **Abbildungsverzeichnis**

Abb. 1: Typische HWU Teile, Bild: Schuler AG .....	- 3 -
Abb. 2: Tripodenfertigung, Bild: Schuler .....	- 7 -
Abb. 3: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm und für die Halbwarmumformung relevanter Bereich.....	- 9 -
Abb. 4: Einfluss der Umformtemperatur auf die Umform- und Werkstückeigenschaften von C15,.....	- 10 -
Abb. 5: HWU Kolben Quelle: DE 10 2013 014 346 A1 (Beschriftung entfernt).....	- 16 -
Abb. 6: zweiteilige Bauweise .....	- 21 -
Abb. 7: Temperaturverteilung im Aluminiumkolben (links) und im Stahlkolben (rechts) Quelle: [15].....	- 22 -
Abb. 8: Zugfestigkeit der umgeformten Stähle, Quelle: [18] .....	- 26 -
Abb. 9: Temperaturführungen beim Halbwarmumformen.....	- 29 -
Abb. 10: Einfluss der Dehnung auf die Versetzungsdichte bei der dynamischen Erholung .....	- 31 -
Abb. 11: Einfluss der Dehnung auf die Verfestigung bei der Dynamischen Rekristallisation .....	- 32 -
Abb. 12: Umformen unter der A1-Umwandlungstemperatur.....	- 34 -

Abb. 13: Umformen im Zweiphasengebiet.....	- 35 -
Abb. 14: Isothermes ZTU Schaubild, 42CrMo4, Quelle: Dr. Sommer Werkstofftechnik.....	- 36 -
Abb. 15: Rastegaev - Probe .....	- 38 -
Abb. 16: Fertiger Kolben.....	- 40 -
Abb. 17: links: Fließpressvorgang, rechts: 3-D Modell .....	- 41 -
Abb. 18: Modellskizze.....	- 42 -
Abb. 19: Abhängigkeit der Stempelkraft von der Bodendicke bei 42CrMo4 .....	- 43 -
Abb. 20: Abhängigkeit der Stempelkraft von der Bodendicke bei 20MnCrMo7 ....	- 44 -
Abb. 21: Maximale Hauptspannung.....	- 45 -
Abb. 22: Rastegaev Probe vor und nach der Umformung .....	- 47 -
Abb. 23: Umformgrad in der Stauchprobe .....	- 48 -
Abb. 24: Temperaturverteilung beim Umformen.....	- 48 -
Abb. 25: Anlieferungszustand, links: 42CrMo4, rechts 20MnCrMo7.....	- 50 -
Abb. 26: Normalglühgefüge, links 42CrMo4, rechts 20MnCrMo7 .....	- 50 -
Abb. 27: Probenmaterial .....	- 51 -
Abb. 28: Probengeometrie.....	- 51 -
Abb. 29: Trennen der Proben und Schliff.....	- 52 -
Abb. 30: Stauchversuche ohne vorhergehende Austenitisierung .....	- 53 -
Abb. 31: Temperaturführung bei den Versuchen.....	- 55 -
Abb. 32: ZTA Diagramm 42CrMo4 .....	- 56 -
Abb. 33: ZTU Diagramm 42CrMo4, Quelle: Dr. Sommer Werkstofftechnik .....	- 57 -
Abb. 34: ZTU Diagramm 20MnCrMo7, Quelle: EZM Mark .....	- 58 -
Abb. 35: Härteeindrücke .....	- 59 -
Abb. 36: Fließkurven von 20MnCrMo7, 3/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 60 -
Abb. 37: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 61 -
Abb. 38: Fließkurven von 20MnCrMo7, 20/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 61 -
Abb. 39: Fließkurven von 42CrMo4, 3/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet .....	- 62 -

Abb. 40: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet .....	- 62 -
Abb. 41: Fließkurven von 42CrMo4, 20/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand vergütet .....	- 63 -
Abb. 42: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 63 -
Abb. 43: unguiltige Verformung der Stauchprobe.....	- 64 -
Abb. 44: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, direkt erhitzt, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 64 -
Abb. 45: Fließkurven von 20MnCrMo7, 10/s, austenitisiert, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 65 -
Abb. 46: Fließkurven von 42CrMo4, 10/s, austenitisiert, Ausgangszustand vergütet .....	- 65 -
Abb. 47: 20MnCrMo7 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht .....	- 67 -
Abb. 48: 20MnCrMo7 - direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht ....	- 69 -
Abb. 49: 42CrMo4 – direkt erhitzt – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht .....	- 70 -
Abb. 50: 20MnCrMo7 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand weichgeglüht.....	- 71 -
Abb. 51: Gefügebilder von 20MnCrMo7 in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit .....	- 72 -
Abb. 52: Gefügebilder von 42CrMo4 in Abhängigkeit der Umformgeschwindigkeit und Umformtemperatur .....	- 73 -
Abb. 53: 42CrMo4 – austenitisiert – 10/s, Ausgangszustand vergütet .....	- 74 -
Abb. 54: Mischgefüge bei 42CrMo4 – 10/s, Ausgangszustand normalgeglüht.....	- 75 -
Abb. 55: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei $\dot{\varphi} = 3/s$ .....	- 76 -
Abb. 56: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei $\dot{\varphi} = 10/s$ .....	- 76 -
Abb. 57: Härte in Abhängigkeit von Temperatur und Umformgeschwindigkeit bei $\dot{\varphi} = 20/s$ .....	- 77 -

## Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Patente und angegebene Temperaturen .....	- 14 -
--	--------