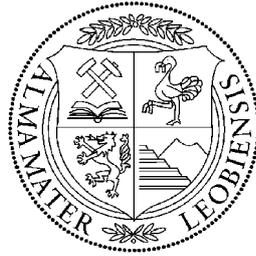


Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MAGISTERARBEIT

EINFLUSS VON SCHMIEDE- UND ABKÜHLBEDINGUNGEN AUF DAS GEFÜGE UND DIE EIGENSCHAFTEN AUSGEWÄHLTER AFP-STÄHLE

Harald Lehofer, Bakk.techn.

Studienrichtung Metallurgie

Juni 2007

Danksagung

Der erste und wichtigste Dank gilt meinen Eltern. Zu Beginn des Studiums glaubte ich, dass die Unterstützung, die ich von ihnen bekomme, selbstverständlich wäre. Erst im Laufe der Jahre und durch den Kontakt mit zahlreichen Kollegen merkte ich, dass die Unterstützung, die mir in den letzten Jahren zuteil wurde, keineswegs selbstverständlich, sondern außergewöhnlich ist.

Dem Vorstand des Lehrstuhls für Umformtechnik, Herrn Universitätsprofessor Bruno Buchmayr danke ich für die Ermöglichung dieser Arbeit sowie für die Betreuung und die Möglichkeit sehr selbstständig zu arbeiten. Nur dadurch war es möglich, neben den fachlichen Erkenntnissen auch sehr viel für meine persönliche Arbeitsweise zu lernen.

Herrn Diplom-Ingenieur Siegfried Gelder danke ich für die ausgezeichnete fachliche, sowie freundschaftliche Zusammenarbeit am Beginn dieses Projektes.

Herrn stud.mont. Michael Taschauer gilt mein Dank für die Durchführung zahlreicher Vorarbeiten, sowie von Versuchen und Auswertungen.

Herrn Diplom-Ingenieur Bernhard Buchner für die selbstlose Unterstützung bei der Arbeit an der Steuerung der hydraulischen Presse.

Herrn Andreas Berr und Herrn Ralph Ambrosch für die aufwändige Fertigung zahlloser Proben.

Herrn Doktor Thomas Hatzenbichler für den ersten näheren Kontakt zum Lehrstuhl für Umformtechnik im Zuge der Projektarbeit.

Den erwähnten und allen weiteren Mitarbeitern des Lehrstuhls gilt mein Dank für die offene Aufnahme, die freundschaftliche Atmosphäre und die nie zu kurz kommenden fachlichen und wissenschaftlichen Diskussionen und Hilfen.

Bei der Firma Krenhof Schmiedetechnik bedanke ich mich für die Möglichkeit die Schmiedeversuche durchzuführen. Bei der voestalpine Stahl Donawitz für die Zurverfügungstellung des Großteils des Probenmaterials.

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Magisterarbeit über das Thema

„Einfluss von Schmiede- und Abkühlbedingungen auf das Gefüge und die
Eigenschaften ausgewählter AFP-Stähle“

selbstständig verfasst habe. Ich habe keine anderen als die angeführten Quellen
verwendet und die inhaltlich oder wörtlich entnommenen Stellen als solche
erkenntlich gemacht.

Harald Lehofer

Leoben, im Juni 2007

Kurzfassung

Für Gesenkschmiedeteile, die hohe Belastungen ertragen müssen, werden in der Regel Vergütungsstähle verwendet. Diese Vergütungsstähle erfordern eine zeit-, energie- und kostenintensive Wärmebehandlung. Als mögliche Alternative stehen AFP-Stähle zur Verfügung. Diese weisen ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf und erreichen die Festigkeit über Ausscheidungshärtung durch Vanadium und Niob. Diese Stähle können ohne anschließende Wärmebehandlung verwendet werden. Die geforderten Festigkeiten werden problemlos erreicht, die Zähigkeit entspricht jedoch meist nicht dem geforderten Niveau. In dieser Arbeit werden drei Stähle mit unterschiedlichem Kohlenstoff-, Mikrolegierungselement- und Stickstoffgehalt verglichen. Durchgeführt wurden Schmiedeversuche an einem realen Bauteil mit Variation der Schmiedetemperatur und der Abkühlgeschwindigkeit. Weiters Zylinderstauchversuche im Labormaßstab mit Variation der Umformtemperatur und verschiedenen Ausscheidungsbehandlungen im Austenitgebiet während der Abkühlung. Bei den Schmiedeversuchen konnte durch die Gebläsekühlung eine leichte Verbesserung der mechanischen Eigenschaften erreicht werden. Ein erhöhter Stickstoffgehalt führte unter den industriellen Bedingungen zu einer Verschlechterung der Zähigkeit. Unter Laborbedingungen konnte die Zähigkeit jedoch einer Ausscheidungsbehandlung verbessert werden. Ein abgewandeltes Legierungskonzept mit geringerem Kohlenstoffgehalt und erhöhten Mikrolegierungselementgehalten führt ohne Härteverminderung zu einer Verbesserung der Zähigkeit auch bei höheren Umformtemperaturen.

Abstract

Quenched and tempered steels are usually the first choice for drop forged parts that have to carry high loads. These steels require time, energy and cost intensive heat treatment. Direct air cooled steels are a possible alternative. They have a ferritic-pearlitic microstructure and get their strength from precipitation hardening. These steels do not require an additional heat treatment. It is no problem to reach the required strength level, but usually the toughness values are too low. In this work three steels with different carbon, microalloying and nitrogen content are compared. Forging tests with variation of forging temperature and cooling rate were done on an existing part. Additionally upsetting tests in laboratory scale with variation of forming temperature and different precipitation steps during cooling were conducted. A higher cooling rate in the forging experiments improved the mechanical properties slightly. A higher nitrogen content decreased toughness under the industrial conditions, but in the laboratory, it lead to higher toughness after a precipitation treatment. The steel with lower carbon and higher vanadium and niobium content showed improved toughness even at higher deformation temperature without losing hardness.

Inhaltsverzeichnis

1.Einleitung	3
2.Literaturübersicht über AFP-Stähle	6
2.1.Wirkung der Legierungselemente	6
2.1.1.Kohlenstoff	7
2.1.2.Mangan	7
2.1.3.Silizium	7
2.1.4.Aluminium	8
2.1.5.Titan	8
2.1.6.Niob	8
2.1.7.Vanadium	10
2.1.8.Stickstoff	11
2.1.9.Schwefel	12
2.2.Umformparameter	12
2.2.1.Umformtemperatur	13
2.2.2.Umformgrad	14
2.2.3.Umformgeschwindigkeit	14
2.3.Abkühlbedingungen	14
2.4.Ausscheidungen	14
3.Auswertemethoden	18
3.1.Metallographie	18
3.1.1.Ferritanteil	18
3.1.2.Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen	19
3.2.Härteprüfungen	20
3.2.1.Härteprüfung nach Rockwell	20

3.2.2.Kleinlasthärteprüfung	20
3.2.3.Mikrohärteprüfung	21
3.3.Kerbschlagbiegeversuche	22
4.Schmiedeversuche	23
4.1.Versuchsdurchführung	24
4.2.Ergebnisse	25
4.2.1.Abkühlbedingungen	25
4.2.2.Gefügeausbildung nach dem Gesenkschmieden	26
4.2.3.Mechanische Eigenschaften	30
5.Thermodynamische Berechnungen	32
5.1.Ergebnisse	33
6.Zylinderstauchversuche	36
6.1.Versuchsanordnung	37
6.2.Reglereinstellung	40
6.3.Ehemalige Austenitkorngrößen	41
6.4.Erste Versuchsserie	43
6.5.Zweite Versuchsserie	47
6.6.Dritte Versuchsserie	49
7.Diskussion	57
8.Ausblick	60
9.Literaturverzeichnis	61
10.Abbildungsverzeichnis	65
11.Tabellenverzeichnis	67

1. Einleitung

Für statisch und dynamisch hoch belastete Bauteile in der Fahrzeugindustrie kommen vor allem Gesenkschmiedeteile zur Anwendung. Auf Grund ihrer Eigenschaften sind Schmiedeteile besonders für kraft- oder bewegungsübertragende Bauteile geeignet. Das Gesenkschmieden zeichnet sich durch optimale Werkstoffausnutzung, kurze Taktzeiten, hohe Mengenleistung, hohe Arbeitsgenauigkeit und daher geringe Nachbearbeitung aus. Der Schmiedeprozess ist außerdem durch eine hohe Prozess- und Qualitätssicherheit gekennzeichnet [Ids02].



Abbildung 1: Formenvielfalt von Schmiedeteilen [Ids02].

Im Jahr 2000 wurden in Deutschland rund 1,5 Millionen Tonnen Gesenkschmiedeteile hergestellt. Abbildung 1 zeigt einige typische Schmiedeteile. Abbildung 2 zeigt die Anteile der einzelnen Marktsegmente an den Gesenkschmiedeteilen [Ids02].

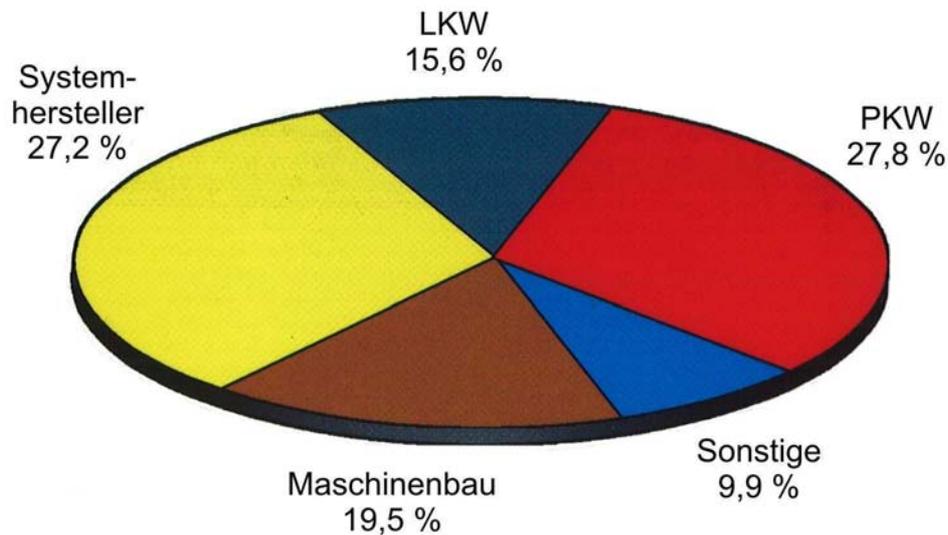


Abbildung 2: Marktstruktur für Schmiedeteile in Deutschland für das Jahr 2000 [Ids02].

Vergütungsstähle zeichnen sich durch eine gute Kombination von Festigkeit und Zähigkeit aus und sind daher meist die erste Wahl für solche Bauteile. Diese Stähle erfordern jedoch eine zeit-, kosten- und energieintensive Wärmebehandlung nach dem Schmieden. Ausscheidungshärtende ferritisch-perlitische Stähle (AFP-Stähle) stellen eine mögliche Alternative zu den Vergütungsstählen dar. Sie werden im Anschluss an den Schmiedeprozess nur geregelt abgekühlt und erfordern keine weitere Wärmebehandlung (Abbildung 3). Dadurch können Energie, Kosten, Zeit, logistischer Aufwand und Wärmebehandlungsanlagen eingespart werden.

Außerdem ist die Gleichmäßigkeit der Eigenschaften über den Bauteilquerschnitt besser. Während es bei der Vergütungsbehandlung zu einem Abfall der Härte vom Rand zum Kern kommt, tritt dies bei den AFP-Stählen nicht auf. Durch die Vermeidung des Abschreckens tritt geringerer Verzug auf, und es fällt somit weniger Nachbearbeitung an. Die spanende Bearbeitbarkeit der AFP-Stähle ist ebenfalls besser als die der Vergütungsstähle [Huc90].

Die ursprünglich entwickelten Stähle mit rund 0,5 % C beziehen ihre Festigkeit hauptsächlich aus einem hohen Anteil an Perlit. Um Duktilität und Zähigkeit zu steigern, wurden in weiterer Folge Stähle mit geringerem C-Gehalt (0,25 - 0,4 %) entwickelt. Der Festigkeitsverlust wurde durch erhöhte Gehalte von Mangan und Silizium ausgeglichen. Zusätzlich zur Mischkristallverfestigung bewirkt Silizium einen höheren Ferritanteil und gleichmäßiger

verteilten Ferrit. Mangan verfeinert zusätzlich auch die Perlitstruktur. Etwas später wurden mit Titan, Niob und Vanadium mikrolegierte Varianten entwickelt. Über diese Mikrolegierungselemente lässt sich Kornwachstums-, Rekristallisations- und Umwandlungsverhalten gezielt beeinflussen, und sie führen teilweise zu einer Ausscheidungshärtung [Huc90, Kas92].

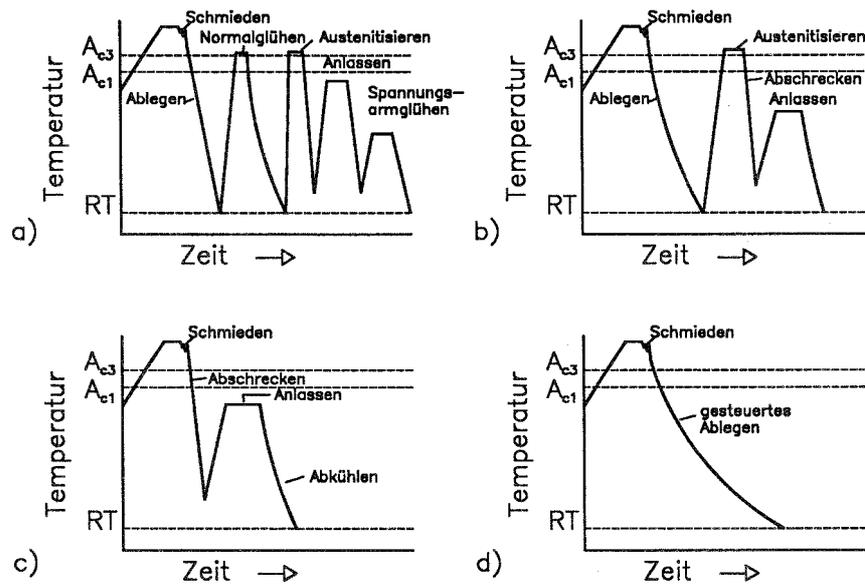


Abbildung 3: Verschiedene Wärmebehandlungsarten. a) Konventionelles Schmieden und Vergüten, b) vereinfachtes Vergüten, c) Vergüten aus der Schmiedewärme, d) gesteuerte Abkühlung [Hop92].

Das Ziel dieser Arbeit ist es, den Einfluss der Umform- und Abkühlbedingungen auf das metallographische Gefüge und die Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften ausgewählter AFP-Stähle zu untersuchen. Diese Stähle unterscheiden sich durch ihr Legierungskonzept und sollen auch untereinander verglichen werden.

Die Untersuchungen sollen sowohl an einem realen Bauteil, welches zur Zeit aus einem Vergütungsstahl hergestellt wird, als auch an Proben im Labormaßstab durchgeführt werden.

2. Literaturübersicht über AFP-Stähle

In diesem Kapitel wird der Stand der Erkenntnisse in Bezug auf die Auswirkungen der Legierungselemente sowie der Umform- und Abkühlbedingungen auf das entstehende Gefüge und die mechanischen Eigenschaften von AFP-Stählen erläutert.

2.1. Wirkung der Legierungselemente

Hier wird die grundlegende Wirkung der Legierungselemente auf die Eigenschaften von AFP-Stählen beschrieben. Die detaillierten Wirkungsweisen der Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente sind in Kapitel 2.4 erläutert. Mit dem Begriff Mikrolegierungselemente werden in dieser Arbeit die Elemente Titan, Niob und Vanadium bezeichnet.

Bei den Mikrolegierungselementen ist es wichtig, zumindest einen Teil der Ausscheidungen beim Erwärmen in Lösung zu bringen, um die Effekte gut ausnutzen zu können. Die Gefahr dabei ist, dass sich bei unvollständiger Auflösung eine inhomogene Verteilung der Ausscheidungen und daraus eine heterogene Kornstruktur ergeben kann [Cud83, Kas86, Nus02].

Die Mikrolegierungselemente Titan, Niob und Vanadium wirken in gelöster Form oder als feindisperse Karbid-, Nitrid-, oder Karbonitridausscheidungen auf Kornwachstum, Versetzungsbewegung und Rekristallisation. Diese Ausscheidungen beschleunigen als Keime an Versetzungen, Sub- und Großwinkelkorn Grenzen, oder an Zwillingsgrenzen innerhalb des Austenits den Beginn diffusionsgesteuerter Umwandlung und erhöhen somit die Umwandlungstemperatur. Weiters können sie das Kornwachstum behindern. Im gelösten Zustand verzögern diese Elemente die Umwandlung. Diese Ausscheidungen sind Karbide und Nitride vom gleichen Strukturtyp (kubisch-flächenzentriert) und der Zusammensetzung MX. Allen diesen Verbindungen ist die hohe Härte gemein, sodass sie im allgemeinen von Versetzungen nicht geschnitten werden können. Durch die übereinstimmende kubische

Kristallstruktur und die ähnlichen Gitterparameter sind die Karbonitride der Mikrolegierungselemente weitgehend untereinander mischbar [Güt87, Mey84, Nus02, Str85, Tho89].

Durch Verhinderung der Rekristallisation kann die Umwandlungstemperatur stark ansteigen. Die Umwandlung des nicht rekristallisierten, verformten Austenits führt zu einem feineren Endgefüge [Mey84].

2.1.1. Kohlenstoff

Mit verringertem Kohlenstoffgehalt entstehen geringere Perlit- und höhere Ferritanteile, bei größerer Perlitstruktur. Dies bewirkt eine Abnahme von Festigkeit und Härte, sowie in gewissen Bereichen eine Verbesserung der Zähigkeit und Duktilität. Wird der Festigkeitsverlust durch den verringerten Kohlenstoffgehalt mit erhöhten Gehalten von Silizium und Mangan ausgeglichen, kann insgesamt eine Zähigkeitszunahme ohne Festigkeitsverlust erreicht werden [Eng80, Eng87, Huc90].

2.1.2. Mangan

Mit steigendem Mangangehalt sinkt die A_{r3} -Temperatur und die Perlitumwandlung verschiebt sich zu längeren Zeiten und tieferen Temperaturen. Dies führt zu feineren Zementitlamellen und Lamellenabständen. Durch diese Verfeinerung der Struktur und durch Mischkristallhärtung werden sowohl Festigkeit als auch Zähigkeit erhöht. Gehalte über 1 % verzögern die Perlitumwandlung so stark, dass Bainitanteile entstehen können. Außerdem erhöht Mangan die Löslichkeit der Mikrolegierungselemente im Austenit [Huc90, Nus02, Ric93].

Mit erhöhten Schwefelanteilen (0,03 - 0,08 %) bildet Mangan Sulfide, welche die spanende Bearbeitung verbessern. Weiters können die Mangansulfide unter gewissen Bedingungen als Keimbildungsstellen für Ferrit innerhalb der ehemaligen Austenitkörner dienen und das Kornwachstum beim Vorwärmen behindern [Koy90, Ish94, Nus02, Win83].

2.1.3. Silizium

Erhöht die Festigkeit durch Mischkristallhärtung und wirkt so dem Festigkeitsverlust durch Verringerung des Kohlenstoffgehaltes entgegen. Es entsteht mehr voreutektoider Ferrit und

dieser zu einem größeren Teil in intragranularer und homogen verteilter Form. Dies führt zu einer Zähigkeitssteigerung. Die A_{r3} -Temperatur erhöht sich mit steigendem Siliziumgehalt [Eng87, Huc90, Koy90, Nus02, Oll03, Ric93].

2.1.4. Aluminium

Vollberuhigte Stähle enthalten in der Regel Aluminiumgehalte um 0,02 %. Im Austenitgebiet können sich AlN-Ausscheidungen bilden. Die Aluminiumnitride beginnen sich zwischen 950 und 1000 °C aufzulösen. Ab diesen Temperaturen kann das Kornwachstum durch Aluminium nicht mehr behindert werden. Bei 1300 bis 1350 °C sind die Aluminiumnitride praktisch vollständig aufgelöst. Außerdem können die AlN die γ/α -Umwandlung durch Keimwirkung in geringem Maße beschleunigen [Ber78, Mey84, Pre76].

2.1.5. Titan

Titangehalte von 0,015 bis 0,02 % behindern das Kornwachstum bis 1250 °C am effektivsten. Die Kornwachstumsverhinderung durch Titanzusätze beruht auf der Bildung rund 1 μm großer Mischsulfide, sowie Titanitriden und Titankarbonitriden. Durch das feinere Austenitgefüge erhöht Titan den Ferritanteil und somit die Zähigkeit. TiN weist die geringste Löslichkeit und somit die höchste Ausscheidungstemperatur unter den Ausscheidungen der Mikrolegierungselemente auf. Das Kornwachstum wird jedoch nur von Teilchen unter einer gewissen kritischen Größe behindert. Für eine Rekristallisationsbehinderung haben die TiN-Teilchen eine zu hohe Ausscheidungstemperatur und sind zu grob. [Huc90, Kas92, Nus02]

2.1.6. Niob

Die Auflösungstemperatur der Niobkarbonitride liegt zwischen denen der Titan- und der Vanadiumausscheidungen. Niob kann auch zur Kornwachstumsbehinderung bei niedrigeren Temperaturen eingesetzt werden. Verformungsinduzierte Nb(C,N)-Ausscheidungen im mittleren und unteren Austenitgebiet können die Rekristallisation effektiv verzögern (Abbildung 4). Diese Ausscheidungen sind meist nur 2 - 3 nm groß und bilden sich bevorzugt an Austenitkorgrenzen und Gleitbändern sowie in einem zweiten Schritt an Substrukturen innerhalb der Matrix. Auch

gelöstes Niob verzögert die Rekristallisation, jedoch im Vergleich zu den Ausscheidungen nur mit geringem Effekt [Han80, Mic87, Nus02, Tho89].

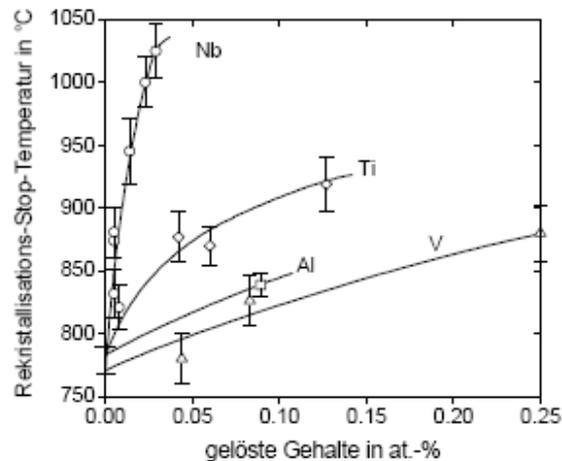


Abbildung 4: Erhöhung der Rekristallisations-Stopp-Temperatur für unterschiedliche Anfangsgehalte an gelösten Mikrolegierungselementen in einem Stahl mit 0,07 % C, 1,40 % Mn und 0,25 % Si [Nus02].

Weiters fördert gelöstes Niob die Bildung von Bainit und Martensit sowie von Widmannstättenferrit, sodass ein nioblegierter Stahl im Vergleich zu einem vanadiumlegierten Stahl auch bei deutlich langsameren Abkühlgeschwindigkeiten Bainitanteile im Gefüge aufweist. Die Bainitbildungstemperatur wird erhöht (Abbildung 5). Bei üblichen Niobgehalten tritt eine Festigkeitssteigerung erst bei Glühtemperaturen über 1150 °C ein, da hier die Ausscheidungen beginnen in Lösung zu gehen. Die Wirkung steigt bis zu 1300 °C an. Im praktischen Einsatz führt dieser Effekt zu Schwierigkeiten, da bereits geringe Temperaturabweichungen zu erheblich streuenden Eigenschaften führen können [Bra78, Bra88, Eng87, Nus02].

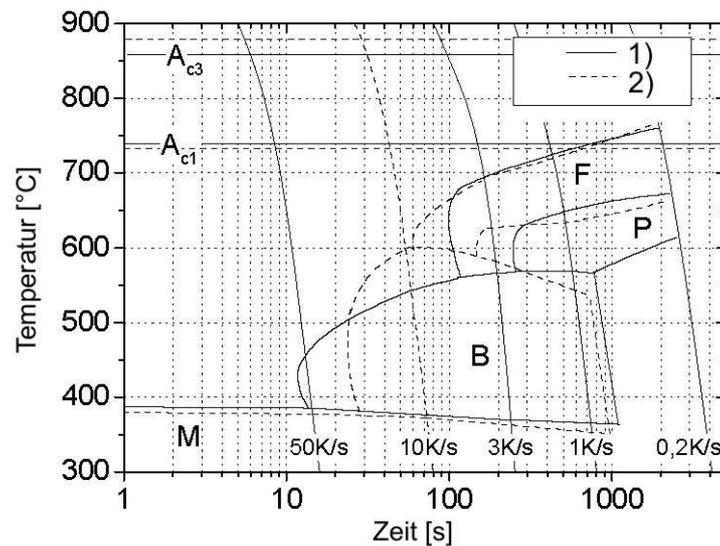


Abbildung 5: ZTU-Schaubilder zwei verschiedener Mikrolegierungsvarianten im Vergleich: 1) 0,31 % C, 0,10 % V, 0,015 %Ti; 2) 0,31 % C, 0,09 % V, 0,05 % Nb, 0,022 %Ti; Austenitisieren: 1150°C, 5min [Nus02].

2.1.7. Vanadium

Vanadium führt zu einer geringeren spezifischen Ausscheidungshärtung als Niob, jedoch ist, durch die bei üblichen Vorwärmtemperaturen höhere Löslichkeit, insgesamt eine höhere Ausscheidungshärtung erzielbar. Durch diese hohe Löslichkeit kann Vanadium bereits ab 950 °C Kornwachstum nicht mehr verhindern. Ab 1050 °C lösen sich die Vanadiumkarbonitride vollständig auf. Daher tritt ab einer Glüh­temperatur von etwa 1000 °C bei einem nur mit Vanadium mikrolegierten Stahl eine Festigkeitssteigerung ein, die auch bei höheren Glüh­temperaturen konstant und somit leichter kontrollierbar ist als bei Nioblegierung. Da das Nitrid eine geringere Löslichkeit als das Karbid aufweist, kommt Stickstoff in Verbindung mit Vanadium eine besonders wichtige Rolle zu. Die Ausscheidungsstarttemperatur steigt mit steigendem Stickstoffgehalt und die Teilchen werden feiner. Damit kann die ausscheidungshärtende Wirkung von Vanadium durch erhöhte Stickstoffgehalte verbessert und die notwendigen Vanadiumgehalte geringer gehalten werden. Ist der Stickstoff verbraucht, bilden sich gemischte Karbonitride. Da die Löslichkeit im Ferrit geringer ist als im Austenit, kommt es bei der γ/α -Umwandlung zu verstärkter Ausscheidung. Dabei bilden sich hauptsächlich rundliche Teilchen mit einer Größe unterhalb 10 nm [Eng87, Kas03, Nus02, Zaj01].

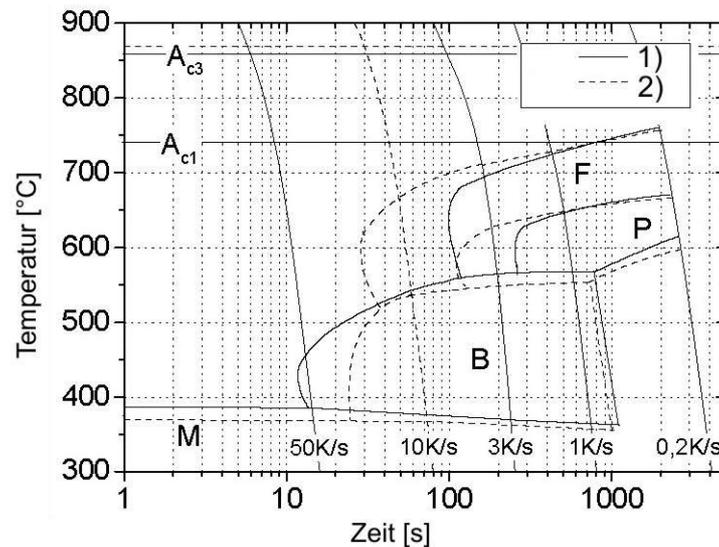


Abbildung 6: ZTU-Schaubilder zwei verschiedener Mikrolegierungsvarianten im Vergleich: 1) 0,31 % C, 0,10 % V, 0,015 %Ti; 2) 0,29 % C, 0,17 % V, 0,022 %Ti; Austenitisieren: 1150°C, 5min [Nus02].

Bei typischen AFP-Stählen führt die Erhöhung des Vanadiumgehaltes zu einer Verschiebung des Beginns der Ferrit- und Perlitbildung zu kürzeren Zeiten (Abbildung 6). Höhere Vanadiumgehalte fördern besonders in Kombination mit höheren Stickstoffgehalten die Ausbildung von voreutektoidem Ferrit, der auch intragranular vorliegt. Es bildet sich kein ausgeprägtes Ferritnetzwerk an den ehemaligen Austenitkorngrenzen aus [Bra78, Nus02, Oll03].

2.1.8. Stickstoff

Während freier Stickstoff stark versprödet, werden mit erhöhtem Stickstoffgehalt die Titan- und Vanadiumausscheidungen stabilisiert und feiner. Dies erhöht den Härtungseffekt der Vanadiumausscheidungen. In Kombination mit Vanadium erhöht Stickstoff den Ferritanteil und unterdrückt die Bildung von Widmannstättenferrit [Bal80, Nus02].

Während weder reine Vanadium-, noch reine Stickstoffzugabe zu Erhöhung des Anteils an intragranularem Ferrit führen, bewirkt eine Kombination der beiden Legierungselemente eine Erhöhung des Anteils an intragranularem Ferrit auch bei unverformten Proben [Ish94].

2.1.9. Schwefel

Schwefel wird üblicherweise zur Verbesserung der Spanbarkeit zulegiert. Weiters können Schwefelgehalte, wie sie in den untersuchten Stählen vorliegen, bei den angewandten Austenitisierungstemperaturen zu einer Kornfeinung des Austenits führen, da die MnS noch nicht in Lösung gehen und somit zu einem größeren Ferritanteil im Umwandlungsgefüge führen, als in Stählen mit sehr niedrigen Schwefelgehalten. MnS können besonders in Kombination mit Vanadium und Stickstoff als Keimstellen für intragranularen Ferrit dienen [Fur03, Ish94].

Erhöhte Schwefelgehalte führen im allgemeinen zu einer Verschlechterung und Anisotropie der Zähigkeitseigenschaften [Müs85].

2.2. Umformparameter

Das typische Gefüge eines unverformten AFP-Stahles besteht aus Perlit mit einem Ferritsaum an den ehemaligen Austenitkorngrenzen [Nus02].

Wie in Abbildung 7 zu sehen ist verschiebt eine Umformung die Ferrit- und Perlitbildung zu kürzeren Zeiten und höheren Temperaturen. Der Bainitbildungsbereich verschiebt sich zu kürzeren Zeiten und ermöglicht gegenüber nicht umgeformten Proben das Erreichen eines bainitfreien Gefüges bei kürzeren Abkühlzeiten. Mit niedrigerer Umformtemperatur verstärkt sich dieser Effekt [Hop92, Nus02].

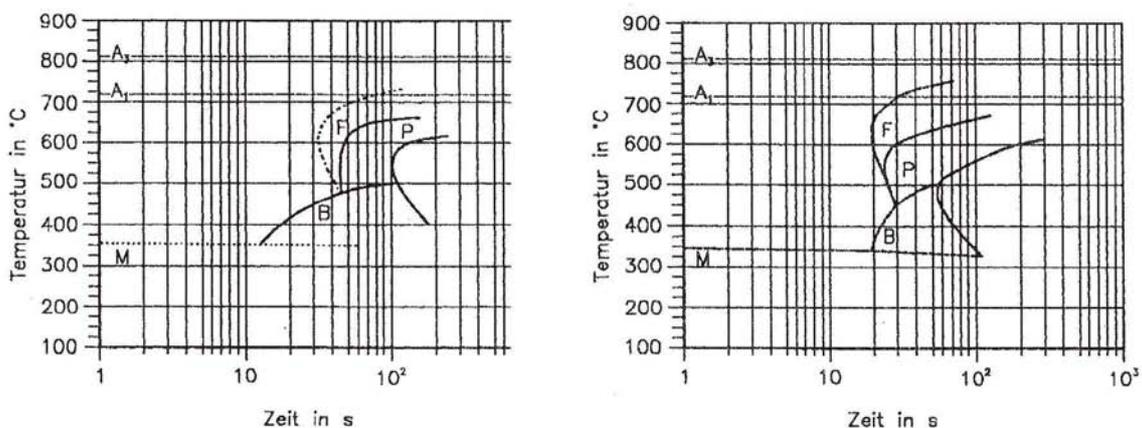


Abbildung 7: ZTU-Schaubilder für den Stahl 38 MnSiVS 6. Links: ohne Umformung. Rechts: Endumformtemperatur 1050 °C, $\phi = 2,0$ [Hop92].

Die Umformparameter, wie Vorwärmtemperatur und -zeit, Umformgrad und Endumformtemperatur beeinflussen neben den Abkühlbedingungen die Gebrauchseigenschaften des Stahles nachhaltig. Bei Beginn der γ/α -Umwandlung sollte ein möglichst homogener, fein rekristallisierter oder umgeformter Austenit vorliegen, da dieser zu einem feineren Ferrit-Perlitgefüge und somit zu besserer Zähigkeit und Festigkeit führt [Bie94, Kas86, Kas92, Kas94, Nus02].

Während die bei Langprodukten meist üblichen langen Vorwärmzeiten zu einem groben Austenitgefüge vor der Umformung führen, bleibt das Korn bei den in der Schmiedeindustrie üblichen Zeiten von 2 bis 5 Minuten fein [Nus02].

2.2.1. Umformtemperatur

Übliche Schmiedeendtemperaturen sind 1100 - 1200 °C. Bei diesen relativ hohen Temperaturen ist die Fließspannung und somit der notwendige Kraftaufwand klein, die Werkzeugbeanspruchung gering sowie das Formfüllungsvermögen gut. Niedrigere Umformtemperaturen führen zu einem feiner rekristallisierten Austenit. Durch die höhere Anzahl an potentiellen Keimstellen beschleunigt sich die Umwandlung und die Ausscheidung. Die Ferrit- und die Perlitbildung wird zu kürzeren Zeiten verschoben und der Anteil des voreutektoiden Ferrits steigt. Die Härte dieses gebildeten Ferrits steigt mit niedrigerer Umformtemperatur einerseits durch Erhöhung der Bildungstemperatur und somit höherem Kohlenstoffgehalt und andererseits durch die verringerte Korngröße. Ein nicht rekristallisiertes Austenitgefüge hat durch die gestreckten Körner eine noch höhere effektive Korngrenzfläche und somit mehr potentielle Keimstellen, z.B. Deformationsbänder innerhalb der Austenitkörner. Der Ferritanteil ist höher, als bei rekristallisierend umgeformten Proben. Mit Erhöhung der Endumformtemperatur nimmt hingegen der Ferritanteil ab und das Gefüge wird gröber. Dies führt zu einer Abnahme der Zähigkeit. Bei mehreren AFP-Stählen wird bei einer Umformtemperatur von 900 °C das Festigkeitsminimum und Duktilitäts- und Zähigkeitsmaximum beobachtet [Bra78, Bra88, Kas86, Kas92, Nus02].

2.2.2. Umformgrad

Bei hohen Umformtemperaturen hat der Umformgrad praktisch keinen Einfluss auf die Gefügeausbildung. Da die Rekristallisations-Stopp-Temperatur mit steigendem Umformgrad sinkt, kommt es in einem bestimmten Temperaturbereich bei geringeren Umformgraden zu keiner Rekristallisation mehr, während der Austenit bei höheren Umformgraden sehr wohl noch rekristallisiert. In diesen Bereichen und bei Temperaturen, bei denen der Austenit überhaupt nicht mehr rekristallisiert, führt ein höherer Umformgrad zu einem feineren Gefüge [Bra88, Kas92].

2.2.3. Umformgeschwindigkeit

Die Umformgeschwindigkeit hat im Bereich von 0,5 bis 50 s⁻¹ keinen Einfluss auf die Gefügeausbildung [Bra88].

2.3. Abkühlbedingungen

Eine Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit bei kontinuierlicher Abkühlung verringert die Umwandlungstemperatur und erhöht somit den Perlitanteil bei gleichzeitiger Verfeinerung der Lamellendicke, Perlitkolonie- und Ferritkorngröße. Bei vanadiumlegierten Stählen erhöht sich der Anteil an intragranularem Ferrit. Dies führt zu einer Festigkeits- und Zähigkeitssteigerung. Allerdings können zu hohe Abkühlraten die Vanadiumausscheidung verringern oder verhindern, zu nadeligem Ferrit oder Bainitanteilen führen. Erhöhter Vanadium- und Stickstoffgehalt führt auch bei kürzeren Abkühlzeiten noch zu einem bainitfreien Gefüge mit deutlich höherem Ferritanteil [Eng87, Nus02, Rid84, Sha02, Zaj01].

Die Vanadiumausscheidungen im Ferrit werden mit höherer Abkühlgeschwindigkeit und somit sinkender Umwandlungstemperatur feiner und die Festigkeitssteigerung damit größer. [Kas92]

2.4. Ausscheidungen

Die Einschlüsse und Ausscheidungen können durch Kornfeinung, Rekristallisationsverzögerung, Ausscheidungshärtung sowie als Keimstellen für die Bildung von intragranularem Ferrit großen Einfluss auf das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften nehmen.

Grobe Ausscheidungen haben kaum direkten Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften, wirken jedoch bevorzugt als Keimstellen. Die spezifische Wirkung der Ausscheidungen auf die Festigkeit nimmt zu, je feiner sie sind. Im Austenit bewirken die Teilchen hauptsächlich eine Blockierung der Mikrostruktur und dienen als Keimstellen für Umwandlungen. Durch eine Warmverformung beschleunigt sich die im unverformten Austenit sehr langsame (Abbildung 8) Ausscheidung erheblich [Mey84, Zaj01].

Durch die sehr geringe Löslichkeit im Ferrit wird die Ausscheidung bei der Umwandlung beschleunigt und es bilden sich fein verteilte Teilchen, die zu einer starken Ausscheidungshärtung führen [Mey84].

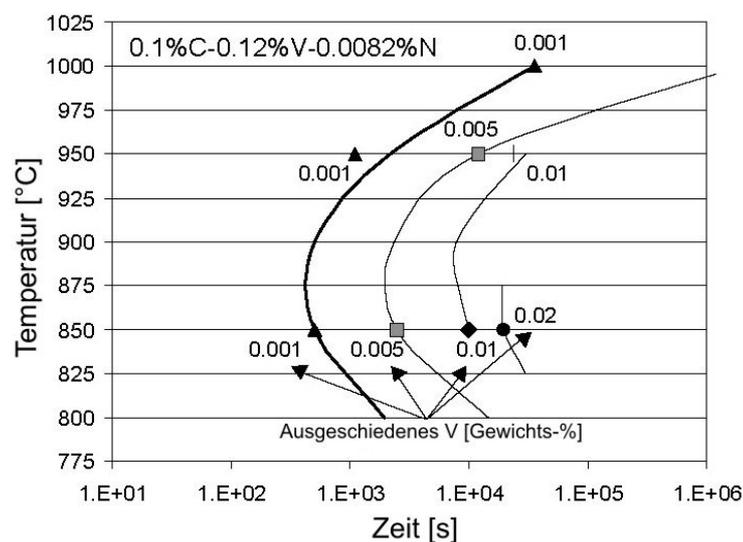


Abbildung 8: Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm in unverformtem Austenit [Zaj01].

Die Behinderung des Kornwachstums sowie die Ausscheidungsverfestigung wurden bereits bei den einzelnen Legierungselementen (Kapitel 2.1) diskutiert. Darauf wird an dieser Stelle nicht mehr eingegangen.

Um die Zähigkeit zu verbessern, ist ein feines ferritisch-perlitisches Gefüge mit hohen Anteilen an intragranularem Ferrit wünschenswert. Wenn Ausscheidungen als Keimstellen für die Bildung von intragranularem Ferrit dienen, kann dieser Anteil erhöht werden.

Ferritkeimbildung an Einschlüssen ist gegenüber Keimbildung an Austenitkorngrenzen nur dann energetisch günstiger, wenn die Grenzflächenenergie zwischen Ferrit und Einschluss geringer ist

als zwischen Austenit und Einschluss. Bei MnS ist dies nicht der Fall, daher können sie nicht direkt als Keimstelle dienen. VN- oder VC-Schichten oder -Partikel auf Einschlüssen wie Al_2O_3 oder MnS bewirken eine Senkung der Grenzflächenenergie zwischen Einschluss und Ferrit. Als wirkungsvollste Keimstellen werden komplexe (MnS+V(C,N))-Ausscheidungen angesehen. Eine solche Keimstelle ist schematisch in Abbildung 10 und als elektronenmikroskopische Aufnahme in Abbildung 9 dargestellt. Die Keimbildungsrate an Einschlüssen wird also durch Vanadium und Stickstoffzugabe erhöht. Die Grenzflächenenergie zwischen VC und VN ist zwar ähnlich, jedoch führt ein erhöhter Stickstoffgehalt zu einer größeren Anzahl an V(C,N) Ausscheidungen. Gleichzeitig führt dies zu einer geringeren Wachstumsgeschwindigkeit von Korngrenzenferrit. Diese Effekte treten jedoch nur in Stählen mit leicht erhöhten Schwefelgehalten auf, was darauf schließen lässt, dass besonders MnS eine entscheidende Rolle als Basiseinschluss bei der Keimbildung von intragranularem Ferrit spielt. Allgemein steigt die Keimbildungswirkung der Teilchen mit ihrer Größe [Cap04, Fur03, Ish94, Zaj01].

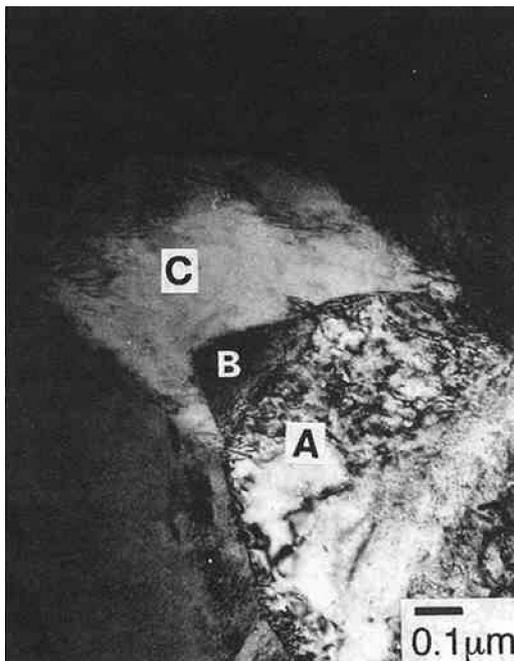


Abbildung 9: TEM-Aufnahme einer Keimstelle für Ferrit. A: MnS, B: VN, C: Ferrit [Ish94].

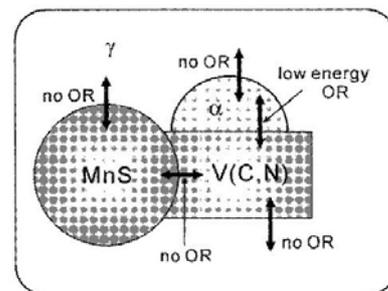


Abbildung 10: Schematische Darstellung der kristallographischen Beziehungen (OR) zwischen Ferrit, komplexen (MnS+V(C,N))-Ausscheidungen und Austenit [Fur03].

Beim Abkühlen eines mit Vanadium und Stickstoff legierten Stahles scheidet sich bei rund 1000 °C VN an den MnS-Teilchen aus. Die Ferritumwandlung beginnt zuerst bei rund 700 °C

mit Korngrenzenferrit und ab 650 °C bildet sich intragranularer Ferrit an den (MnS+V(C,N))-Teilchen [Ish94].

Eine Umformung fördert durch die Beschleunigung des Ausscheidungsvorganges die Bildung von intragranularem Ferrit vor allem in vanadium- und stickstofflegierten Stählen [Fur03, Zaj01].

Die Grenzfläche zwischen Ferrit und V(C,N) ist bei der Keimbildung kohärent und ändert ihren Charakter während der Abkühlung zu teilkohärent [Fur03, Ish94].

3. Auswertemethoden

In diesem Kapitel wird kurz erläutert, welche Methoden verwendet wurden um die Proben auszuwerten.

3.1. Metallographie

Die Präparation der metallographischen Schlitte erfolgte in der lehrstuhleigenen Metallographie unter Verwendung für Stahl üblicher Schleif- und Polierschritte. Die Proben wurden warm in Phenolharz eingebettet.

Die verwendeten Geräte waren:

Präzisionstrennmaschine Presi Mecatome T 209 A

Einbettpresse Presi Mecapress II

Schleif- und Polierautomat Presi Mecapol P230

Die metallographischen Schlitte wurden mit Nital (4 % HNO_3 in Ethanol) für 3 bis 10 s geätzt, jeweils solange, bis sich ein schön kontrastiertes Gefügebild ergab.

Für die Beurteilung des Gefüges und die Bildaufnahme wurden das Mikroskop Olympus GX51 und die Bildanalysesoftware analySIS FIVE verwendet.

3.1.1. Ferritanteil

Der Anteil von Ferrit am Gefüge wurde mit Hilfe der Bildanalysesoftware analySIS FIVE bestimmt.

Dazu wurde an einem mit 500-facher Vergrößerung aufgenommenen Bild mittels Shading-Korrektur die Gleichmäßigkeit der Beleuchtung verbessert. Anschließend wurde ein Intensitätsauszug erstellt. Schließlich wurden die Schwellwerte für die Phasenanalyse so eingestellt, dass die Ferritkörner vollständig markiert werden. Ein Beispiel dafür ist in Abbildung

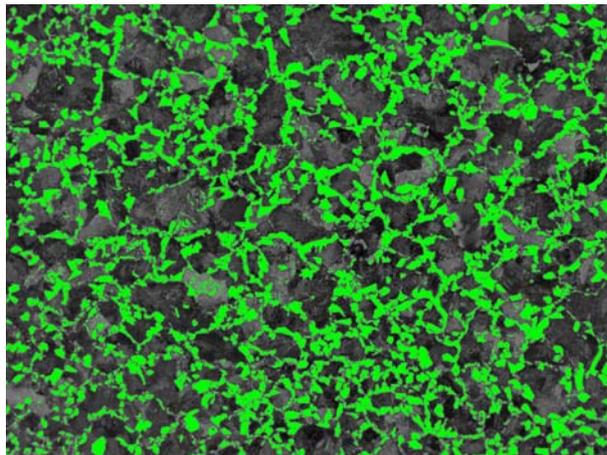


Abbildung 11: Bestimmung des Ferritanteiles. Die Ferritkörner sind grün markiert.

11 zu sehen. Da trotz der Shading-Korrektur die Ausleuchtung nicht hundertprozentig gleichmäßig ist, werden in manchen Bildern bereits kleine Bereiche des Perlits markiert, bevor alle Ferritkörner vollständig erkannt werden. Da es sich dabei jedoch immer nur um kleine Bereiche handelte, wurde versucht den Schwellwerte so einzustellen, dass sich zu viel markierter Perlit und nicht markierter Ferrit in etwa ausgleichen.

3.1.2. Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen

Die metallographischen Schliffe von abgeschreckten Proben wurden mit Pikrinsäure geätzt, um die Korngrenzen der ehemaligen Austenitkörner sichtbar zu machen.

Das zuerst verwendete Ätzrezept

- 40 ml kaltgesättigte Pikrinsäure
- 4 Tropfen 37 % HCl
- bei 60 bis 80 °C für ca. 30 s ätzen

führte nur bei Teilen der Proben zu befriedigenden Ergebnissen. In langwierigen Versuchen konnte schließlich ein zufriedenstellendes Rezept für alle Proben gefunden werden:

- 50 ml kaltgesättigte Pikrinsäure
- 3 Tropfen 37 % HCl
- filtrieren

5 Tropfen Agepon
erwärmen auf 70 °C
6 bis 7 Tropfen 37 %HCl
für ca. 30 s ätzen

Die Schliffbilder wurden manuell nach dem Linienschnittverfahren ausgewertet, da eine automatische Auswertung aufgrund der ungleichmäßigen und schwachen Kontrastierung der Korngrenzen nicht möglich war. Dabei wurden pro Schliff senkrecht und waagrecht insgesamt 150 bis 400 Messwerte gesammelt.

3.2. Härteprüfungen

Aus den Makrohärtewerten wurde auf die Festigkeit rückgeschlossen, da Zugversuche aufwändiger durchzuführen sind und aufgrund der kleinen Proben für die Zylinderstauchversuche auch nicht möglich waren.

3.2.1. Härteprüfung nach Rockwell

Für die Härteprüfungen nach Rockwell (HRC) wurden die Schmiedeteile im Kopfbereich angefräst. In diesem Bereich wurden jeweils drei Härteeindrücke erstellt und ausgewertet. Es wurde ein Emco Test N3 U000 Härteprüfer verwendet.

3.2.2. Kleinlasthärteprüfung

Es wurde ein Kleinlasthärteprüfgerät Emco Test M1C 010 mit automatischer Eindruckvermessung verwendet.

Die Prüfung erfolgte an eingebetteten und geätzten metallographischen Schliffen nach Vickers mit einer Prüflast von 9,8 N (HV1). Pro Probe wurden mindestens fünf Härteeindrücke erstellt und der Mittelwert der einzelnen Härtewerte berechnet. Wenn die Eindrücke von der Software fehlerhaft erkannt und vermessen wurden, wurde die Messung manuell vorgenommen.

3.2.3. Mikrohärteprüfung

Die Mikrohärteeindrücke wurden mit einem Anton Paar MHT-10 erstellt und mit dem Mikroskop Olympus GX51 in Verbindung mit der Bildanalysesoftware analySIS FIVE vermessen.

Die Prüfung erfolgte an eingebetteten und geätzten metallographischen Schlifflinien nach Vickers mit einer Prüflast von 0,02 N (HV0,002). Die Haltezeit betrug 10 s und die Aufbringung der Prüfkraft erfolgte mit 0,005 N/s. Pro Probe wurden zehn Härteeindrücke erstellt und der Mittelwert der einzelnen Härtewerte berechnet.

Bei dieser extrem kleinen Prüfkraft (entspricht 2 g) ist ein sehr präzises Arbeiten mit dem Mikrohärteprüfgerät eine Grundvoraussetzung für den Erhalt brauchbarer Ergebnisse. Die entstehenden Eindrücke sind im Bereich von ca. 4 μm . Bereits eine kleine Fehlfokussierung führt zu einer falschen Diagonallänge und zu einem stark abweichenden Härtewert. Auch die Messung selbst bewegt sich an der Grenze des Auflösungsvermögens des Mikroskops. Um eine möglichst konstante Fokussierung zu erreichen wurde immer auf den maximalen Ausschlag der Schärfenanzeige der Bildanalysesoftware fokussiert. In Abbildung 12 ist der Einfluss einer minimalen Fehlfokussierung von 1 μm auf das Messergebnis zu sehen. Mit den Messwerten des linken Teilbildes ergibt sich ein Wert von 189 HV0,002. Mit den Werten des rechten Bildes jedoch 230 HV0,002. Höhere Kräfte würden zu größeren Eindrücken führen, die genauer vermessenbar sind. Aufgrund des feinen Gefüges der Stähle ist es jedoch nicht möglich größere Kräfte zu verwenden.

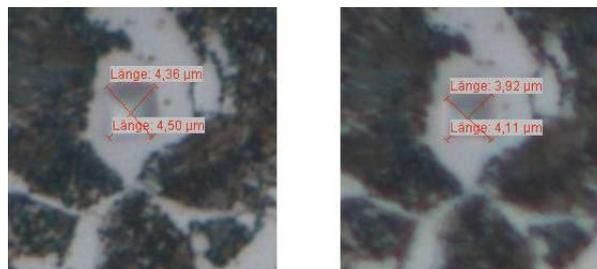


Abbildung 12: Mikrohärteeindrücke. Links auf maximale Schärfe fokussiert. Rechts mit Fehlfokus von 1 μm .

Es wurden immer möglichst große Ferritkörner ausgewählt. Dies um den Eindruck sicher in das Korn platzieren zu können und einen möglichst großen Abstand zur Korngrenze zu haben. Außerdem kann die Tiefe der Körner aus dem zweidimensionalen Schliff nicht bestimmt werden. Es ist also nicht sichergestellt, dass der Härteeindruck nicht knapp unter der Oberfläche an eine Korngrenze zu einem benachbarten Ferrit- oder Perlitkorn stößt und sich so eine andere Eindringtiefe, als für einen Eindruck in einem tieferen Korn ergibt. Bei einem großen Korn ist die Wahrscheinlichkeit größer, dass es auch eine ausreichende Tiefe aufweist. Dadurch kann sich jedoch auch eine weitere Verfälschung des Messergebnisses ergeben, da die gemessenen Körner nicht zufällig ausgewählt werden. Auch ist ein Einfluss des Abstandes der Korngrenze vom Härteeindruck anzunehmen.

Ein Vergleich der Härtewerte mit den Kleinlasthärtewerten nach HV1 ist nicht zulässig.

3.3. Kerbschlagbiegeversuche

Aus den Proben wurden Kleinstproben nach DIN 50 115 gefertigt. Diese wurden am Österreichischen Gießerei-Institut auf Maß geschliffen, gekerbt und mit einem Hammer mit 15 J Arbeitsvermögen nach EN 10 045-1 bei Raumtemperatur geschlagen. Es wurden jeweils drei Proben geschlagen und die Ergebnisse gemittelt.

4. Schmiedeveruche

Als erste Versuchsreihe wurden bei einem mittelständischen Schmiedeunternehmen Versuchsschmiedungen mit Variation von Vorwärm- und Umformtemperatur sowie der Abkühlbedingungen durchgeführt. Dabei wurde in drei Umformschritten aus einem zylindrischen Rohling ein Abtriebsflansch (Abbildung 13) geschmiedet. Ziel dieser Versuchsreihe war es den in der Literatur (siehe Kapitel 2) beschriebenen Einfluss unterschiedlicher Vorwärm- und Schmiedetemperaturen und eines erhöhten Stickstoffgehaltes sowie des Einsatzes einer Gebläsekühlung im Temperaturgebiet über A_{r1} auf das entstehende Gefüge und die mechanischen Eigenschaften festzustellen.



Abbildung 13: Der in den Schmiedeversuchen hergestellte Abtriebsflansch.

4.1. Versuchsdurchführung

Die Versuche wurden mit zwei verschiedenen Stählen, die sich hauptsächlich in ihrem Stickstoffgehalt unterscheiden, durchgeführt. Die chemische Zusammensetzung der Stähle ist in Tabelle 1 angegeben.

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der in den Schmiedeversuchen verwendeten Stähle in Massenprozent.

	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Nb	N
Stahl V	0,37	1,52	0,73	0,009	0,044	0,11	0,004	0,003	0,008
Stahl VN	0,37	1,47	0,56	0,013	0,023	0,12	0,003	-	0,017

Die Austenitisierung des Rohlings erfolgte für drei bis vier Minuten in einem Induktionsofen. Unmittelbar nach der Erwärmung begann der Schmiedeprozess in drei Schlägen. Mit der Variation der Erwärmungstemperaturen von 1250 °C, 1180 °C und 1100 °C veränderten sich auch die Schmiedetemperaturen. Die Abkühlung erfolgte entweder an ruhender Luft, oder die Schmiedestücke wurden mit einer Zange unter ein Gebläse gehalten und teilweise danach in Mineralwolle gewickelt. Die Gebläsekühlung wurde in verschiedenen Temperaturbereichen über 600 °C durchgeführt. Die langsamere Abkühlung in Mineralwolle erfolgte im Anschluss an die Gebläsekühlung um eine eventuelle Bainitbildung zu verhindern.

Mittels einer Thermovisionskamera wurde ein Bauteil während der Abkühlung an ruhender Luft und ein Bauteil während der Abkühlung unter dem Gebläse aufgenommen um die Abkühlgeschwindigkeit zu ermitteln. Punktuelle Temperaturmessungen wurden mit Handpyrometern durchgeführt.

An den fertigen Schmiedeteilen wurde im Kopfbereich (Abbildung 14) eine Härtemessung nach HRC durchgeführt. Zur metallographischen Beurteilung wurde ein Keil (Abbildung 14) aus dem Bauteil herausgeschnitten und daraus in drei Bereichen Längsschliffe erstellt. Die Lage der Schliffe ist in Abbildung 15 zu sehen. Für die metallographische Beurteilung wurden die Schliffe aus der Mitte herangezogen. Die Schliffe aus Kopf- und Fußbereich wurden stichprobenartig auf Abweichungen, vor allem in Bezug auf Bainitanteile kontrolliert.



Abbildung 14: Schmiedeteil mit herausgeschnittenem Keil für metallographische Schliffe und Einfräsung im Kopfbereich für die Härteprüfung nach HRC.

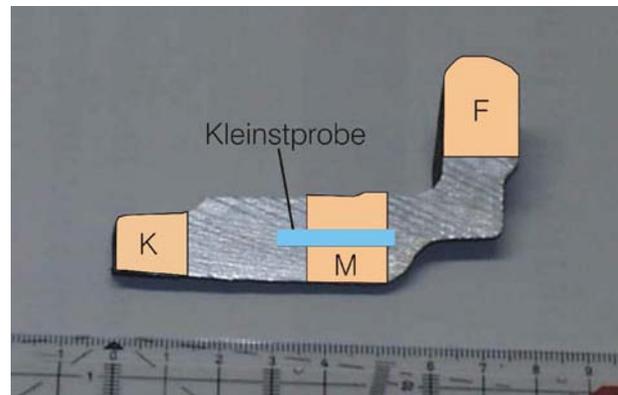


Abbildung 15: Lage der metallographischen Schliffe und der Kleinstprobe für die Kerbschlagbiegeversuche.

Aus nach der metallographischen Beurteilung vielversprechend erscheinenden Proben wurden Platten geschnitten und daraus jeweils drei Kleinstproben für Kerbschlagbiegeversuche gefertigt. Die Lage der Kerbschlagbiegeproben entspricht der in Abbildung 15 dargestellten.

Um einen Vergleich mit den aus dem Vergütungsstahl 42 CrMoVS 4 gefertigten Serienteilen ziehen zu können, wurden auch die mechanischen Eigenschaften eines Serienteiles aufgenommen.

4.2. Ergebnisse

4.2.1. Abkühlbedingungen

Bereits mit freiem Auge konnte beobachtet werden, dass der Bereich des Fußes (Punkt AR03 in Abbildung 16) schneller abkühlt, als die anderen Bereiche des Bauteils. Mit der Thermovisionskamera wurde die Abkühlung an drei Punkten für ruhende Luft und unter dem Gebläse aufgenommen. Abbildung 16 zeigt die Messpunkte am Bauteil.

Die Abkühlzeiten $t_{8/5}$ von 800 bis 500 °C sind für die drei Punkte in Tabelle 2 angegeben. Der exponierte Fußbereich kühlt deutlich schneller ab. Bezogen auf die Abkühlzeiten der anderen Bereiche ist der Unterschied unter dem Gebläse größer als an ruhender Luft.

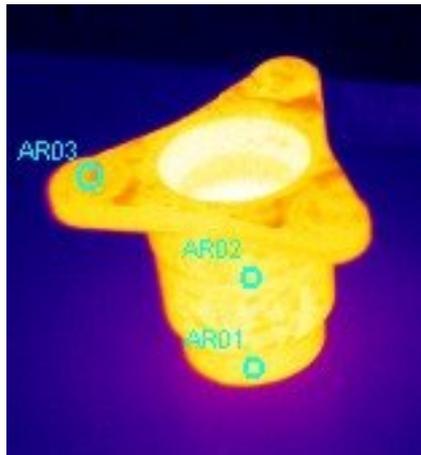


Abbildung 16: Messpunkte für die Aufnahme der Abkühlkurven (AR01: Kopf, AR02: Mitte, AR03: Fuß).

Tabelle 2: Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für verschiedene Bereiche der Schmiedeteile an ruhender Luft und mit Ventilator.

Abkühlart	Kopf	Mitte	Fuß
ruhende Luft	454 s	426 s	352 s
Gebläse	151 s	171 s	100 s

4.2.2. Gefügeausbildung nach dem Gesenkschmieden

Für Stahl V wurden zahlreiche Variationen der Schmiede- und Abkühlbedingungen durchgeführt. Einige Vergleiche des entstehenden Gefüges im Mittelteil der Schmiedeteile sind in Abbildung 20 dargestellt. Deutlich zu erkennen ist dabei der Einfluss der Umformtemperatur. Mit niedrigerer Umformtemperatur bildet sich das Gefüge feiner aus, und der Ferritanteil erhöht sich leicht. Zwischen der Schmiedeanfangstemperatur 1250 °C und 1180 °C ist der Unterschied nur gering, während bei 1100 °C das Gefüge deutlich feiner ist. Dies gilt sowohl für Abkühlung an ruhender Luft, als auch für Gebläsekühlung in unterschiedlichen Bereichen bis hinab zu 600 °C. Das Gefüge in den Mittelteilen der Proben ist bis auf vereinzelte Zeilen bainitfrei. Das Einwickeln der Proben in Mineralwolle in Anschluss an die Gebläsekühlung hatte keine Auswirkung auf das Gefüge. Ein bei 1250 ° geschmiedeter Bauteil wurde direkt nach der Umformung in Mineralwolle eingewickelt. Nach ca. einer Stunde war er auf 500 °C abgekühlt. Dabei ist ein relativ grobes Gefüge mit vor allem sehr großen Ferritkörnern entstanden (Abbildung 18).

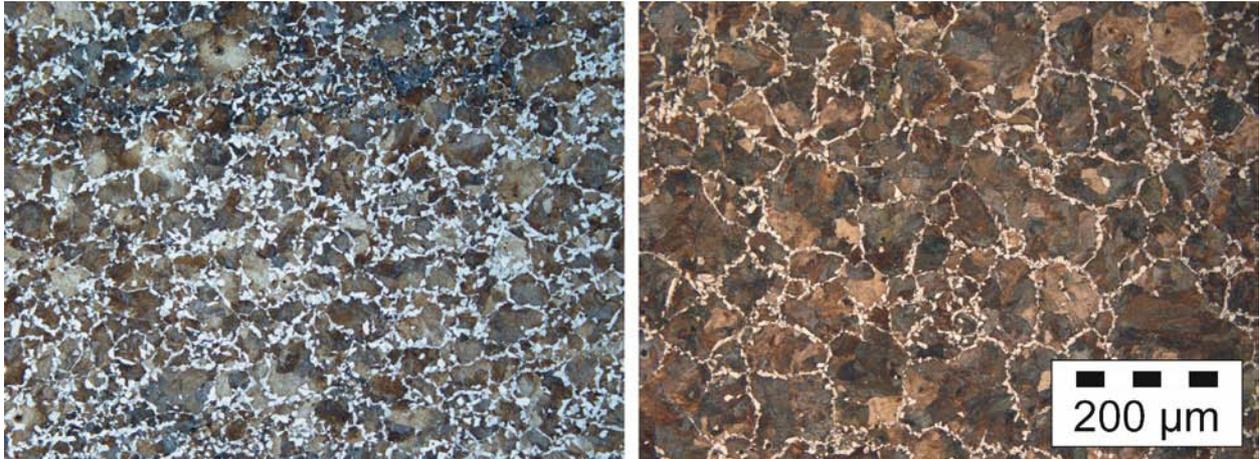


Abbildung 17: Gefüge von Stahl VN. Links: 1100 °C, ruhende Luft. Rechts: 1250 °C, Gebläse von 850 bis 650 °C.

Mit einzelnen Versuchsparametern wurden vergleichsweise Bauteile aus Stahl VN geschmiedet um die in der Literatur (siehe Kapitel 2) beschriebenen Effekte eines höheren Stickstoffgehaltes darzustellen. Alle Vergleichsproben wiesen ein ähnliches Gefüge auf, wie die Proben aus Stahl V. Exemplarisch sind zwei in Abbildung 17 dargestellt. Es konnte unter diesen Bedingungen kein Einfluss des erhöhten Stickstoffgehaltes auf das Gefüge der Proben festgestellt werden.

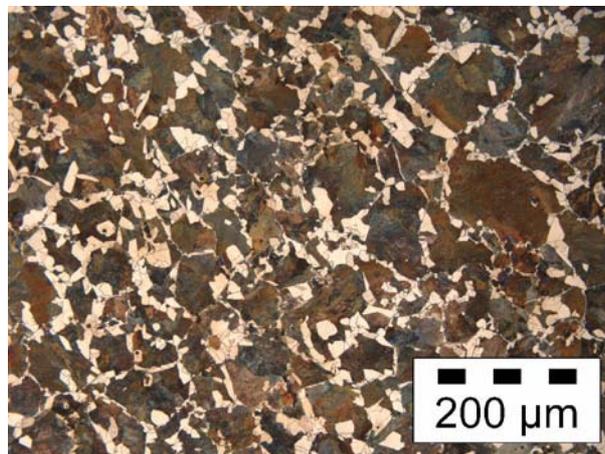


Abbildung 18: Gefüge von Stahl V, 1250 °C, Abkühlung in Mineralwolle.

Der stichprobenartig durchgeführte Vergleich der verschiedenen Bereiche zeigt folgende Ergebnisse: Bei an ruhender Luft abgekühlten Bauteilen zeigt sich kein nennenswerter Unterschied im Gefüge des Fußbereiches zum Mittelbereich.

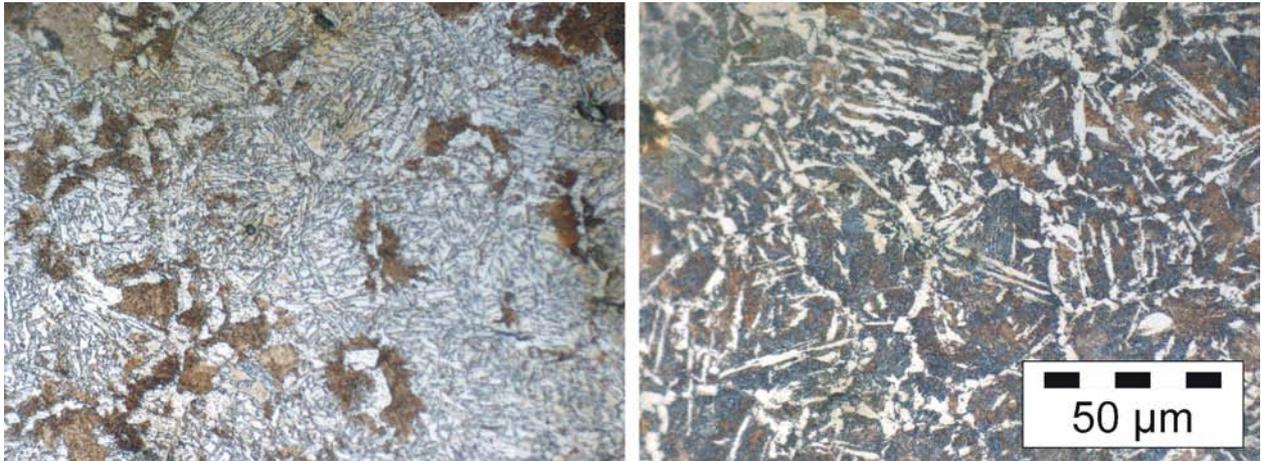


Abbildung 19: Stahl V; Fußbereich; links: 1180 °C; Gebläse von 850 bis 650 °C; rechts: anschließend in Mineralwolle gewickelt.

Wie in Abbildung 19 zu sehen ist, ergab sich bei den gebläsegekühlten Proben im Fußbereich jedoch immer ein großteils bainitisches Gefüge, da, wie schon in Kapitel 4.2.1 erwähnt, dieser Bereich des Bauteiles deutlich schneller abkühlt. Das anschließende Einwickeln in Mineralwolle verhinderte zwar die Bainitbildung, führte jedoch zu Widmannstättenferrit. Im Kopfbereich ergab sich immer die selbe Gefügemorphologie wie in der Mitte, jedoch ist das Gefüge deutlich feiner. Der Grund dafür ist nicht bekannt.

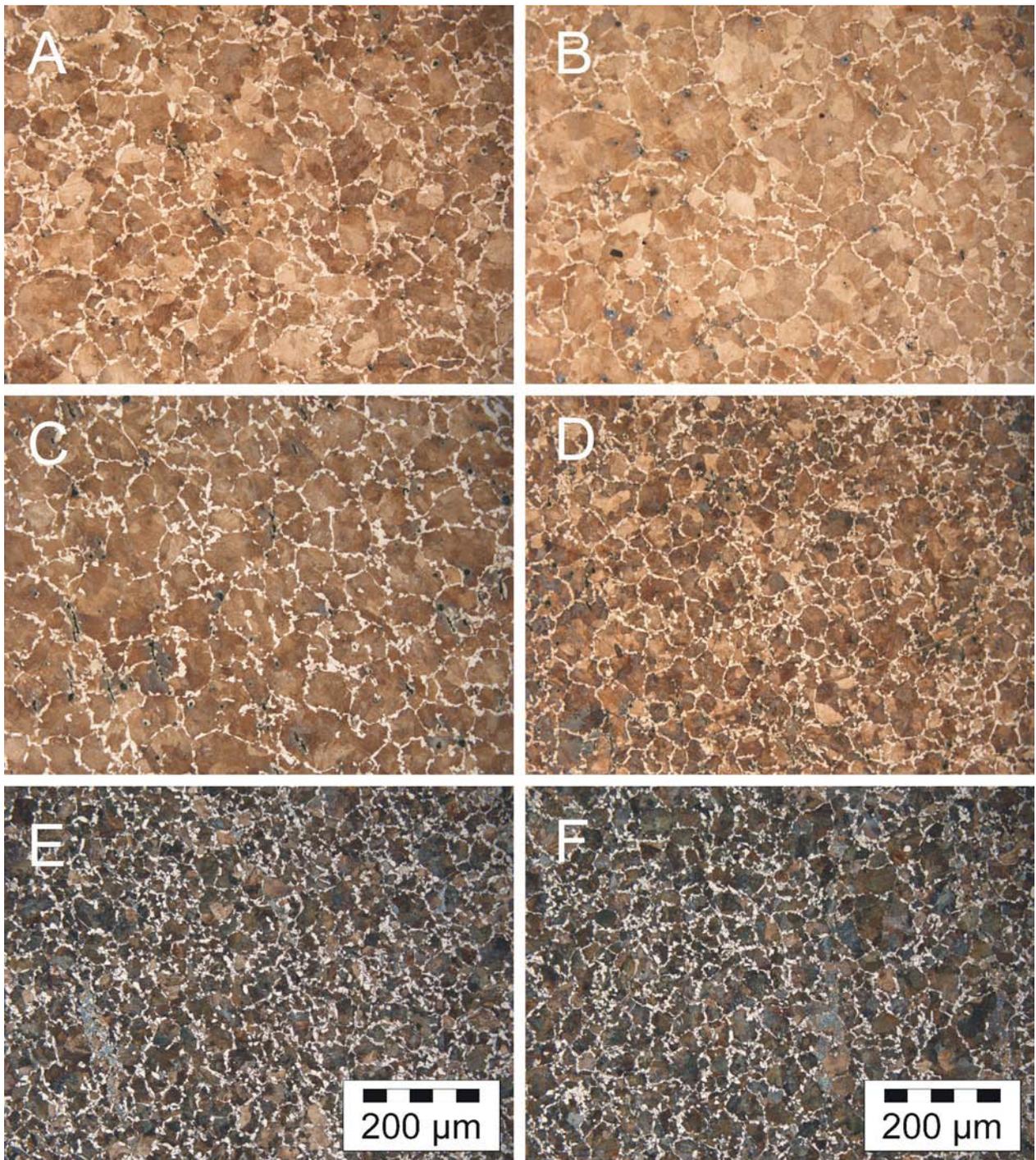


Abbildung 20: Stahl V, Gefügeausbildung bei unterschiedlichen Schmiede- und Abkühlbedingungen. Linke Spalte (A, C, E): ruhende Luft. Rechte Spalte (B, D, F): Gebläse von 850 bis 650 °C. Obere Reihe (A, B): 1250 °C. Mittlere Reihe (C, D): 1180 °C. Untere Reihe (E, F): 1100 °C.

4.2.3. Mechanische Eigenschaften

Die Härtewerte sind in Abbildung 21 über der Einschalttemperatur, der Ausschalttemperatur, sowie der vom Gebläse abgedeckten Temperaturdifferenz dargestellt. Als Vergleich sind auch die Werte der ohne Gebläse gekühlten Proben angeführt. Die Härtewerte von gebläsegekühlten Proben sind bei der jeweiligen Umformtemperatur immer höher als die der an ruhender Luft gekühlten, jedoch konnte kein Zusammenhang zwischen Anfangs- und Endtemperatur, bzw. des von der Gebläsekühlung abgedeckten Temperaturbereiches gefunden werden. Möglicherweise sind die großen Schwankungen der Härtewerte auf schwankenden Abkühlraten durch die nicht gut kontrollierbare Versuchsführung bei der Gebläsekühlung zurückzuführen. Die Härte des Serienteiles aus Vergütungsstahl von 21 HRC wird von allen Teilen deutlich überschritten.

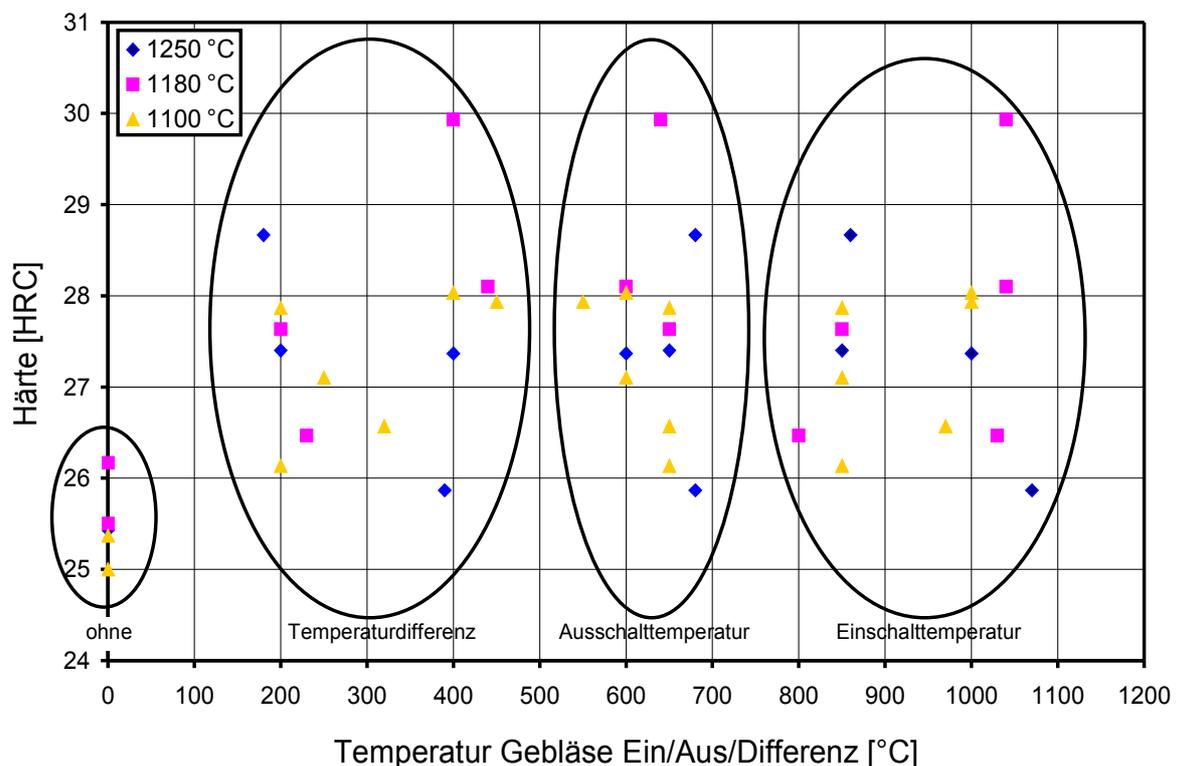


Abbildung 21: Stahl V; Härte über Gebläseparameter für die verschiedenen Austenitisierungstemperaturen.

Die Proben, die im Anschluss an die Gebläsekühlung bei 600 °C in Mineralwolle gewickelt wurden, haben jeweils rund 1 HRC an Härte verloren. Die bereits bei 650 °C eingewickelten

Proben haben zwischen 3 und 4 HRC verloren. Wie bereits oben erwähnt wurde, hat sich dabei das Gefüge nicht merklich verändert.

Die Messung der Kerbschlagarbeit an Kleinstproben ergab, wie aus der Literatur (siehe Kapitel 2) zu erwarten war, mit sinkender Schmiedetemperatur bessere Werte. Obwohl sich aus der Gefügebeurteilung keine nennenswerten Unterschiede ergaben, sind die in Abbildung 22 dargestellten Werte bei Gebläsekühlung geringfügig höher. Der Vergleichswert für das Serienteil aus Vergütungsstahl liegt mit 5,2 J deutlich höher.

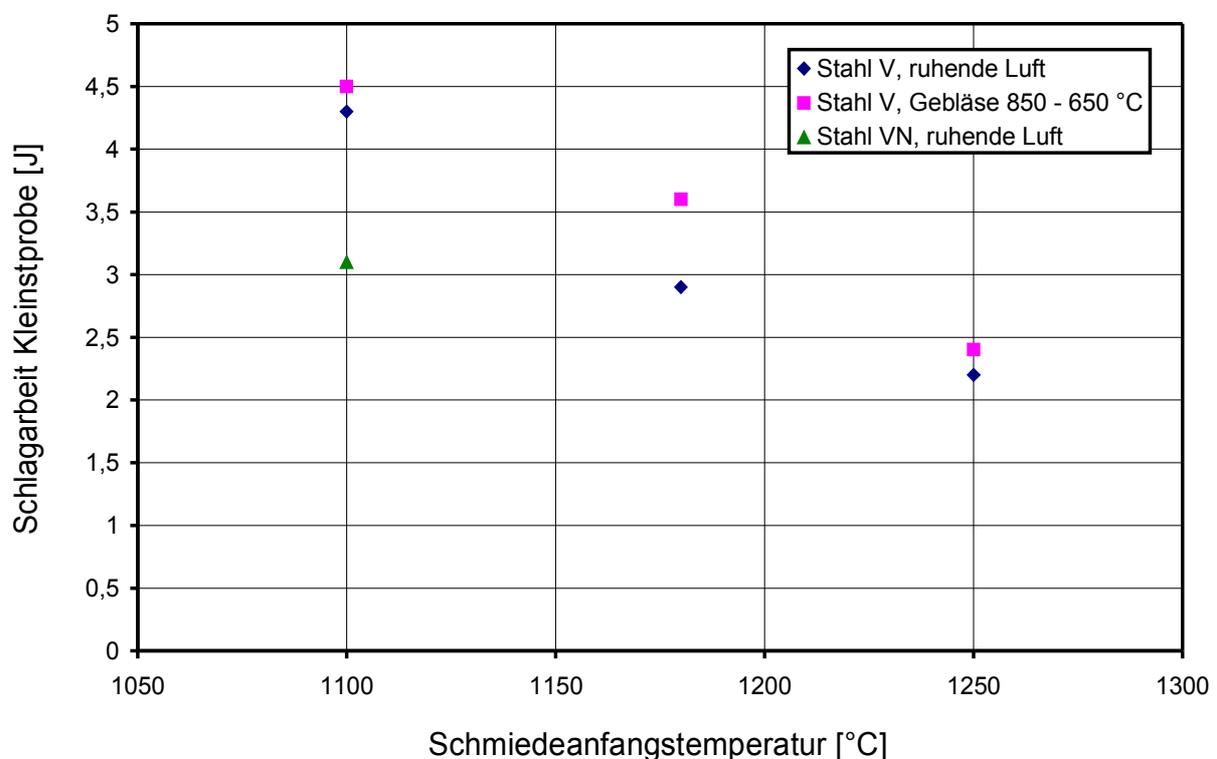


Abbildung 22: Kerbschlagarbeit an Kleinstproben über Schmiedeanfangstemperatur.

Für die aus Stahl VN geschmiedeten Teile ergaben die Härtemessungen ähnliche Ergebnisse wie bei Stahl V. Die Kerbschlagarbeit wurde nur bei für die bei Stahl V zu einem guten Ergebnis führende Luftabkühlung bei einer Schmiedeanfangstemperatur von 1100 °C ermittelt. Dabei ergab sich jedoch ein deutlich niedrigerer Wert der Schlagarbeit von nur 3,1 J (Abbildung 22).

5. Thermodynamische Berechnungen

Als Basis für weitere Versuche wurden thermodynamische Berechnungen mit der Software Thermo-Calc und der Datenbank TCFE2 durchgeführt. Ziel dieser Berechnung war es, die im Gleichgewicht maximal möglichen Ausscheidungsmengen sowie die Zusammensetzung dieser Ausscheidungen darzustellen. Außerdem sollte auch die Auswirkung von veränderten Legierungselementgehalten gezeigt werden.

Alle diese Berechnungen stellen den Gleichgewichtszustand dar. Dieser kann einerseits unter realen Bedingungen bei endlichen Zeiten nicht erreicht werden. Andererseits wird dabei die mit sinkender Temperatur immer langsamer werdende Diffusion nicht berücksichtigt. Wenn also im Gleichgewicht bei niedrigerer Temperatur eine größere Ausscheidungsmenge vorliegt, so kommt es im realen Ablauf trotzdem dazu, dass unter einer gewissen Temperatur die Ausscheidungskinetik zum Erliegen kommt und ein übersättigter Mischkristall zurückbleibt. Wenn man diese Einschränkungen berücksichtigt, kann man aus den Berechnungen trotzdem wertvolle Informationen über das Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten gewinnen.

Neben den für die Schmiedeversuche verwendeten Stählen wurde ein weiterer Stahl mit geringerem Kohlenstoffgehalt untersucht. Um den Festigkeitsverlust auszugleichen ist der Vanadiumgehalt höher und der Stahl außerdem mit Niob legiert. Weiters ist dieser Stahl nicht schwefellegiert. Die Zusammensetzung der berechneten Stähle ist in Tabelle 3 gegeben.

Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle in Massenprozent.

	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Nb	N
Stahl V	0,37	1,52	0,73	0,0009	0,044	0,11	0,004	0,003	0,008
Stahl VN	0,37	1,47	0,56	0,013	0,023	0,12	0,003	-	0,017
Stahl VNb	0,24	1,43	0,48	0,016	0,007	0,21	-	0,039	0,011

Um den Einfluss des Vanadium- und des Stickstoffgehaltes auf die Ausscheidungen darzustellen, wurden zu den Stählen V und VN jeweils auch Varianten mit veränderten Gehalten an Vanadium und Stickstoff berechnet.

5.1. Ergebnisse

Abbildung 23 zeigt den Massenanteil der verschiedenen Phasen über der Temperatur für die drei Stähle. Die in der Abbildung senkrecht erscheinenden Linien sind Austenit, Ferrit und Zementit. Die Stähle V und VN zeigen bezüglich der Ausscheidungen ein ähnliches Verhalten. Unter dem Begriff Ausscheidungen sind in diesen Diagrammen die Titan-, Niob- und Vanadiumkarbonitride zusammengefasst. Ab ca. 1100 °C beginnen sich die Ausscheidungen in größerem Maße zu bilden und erreichen unter Gleichgewichtsbedingungen bereits im Austenitgebiet annähernd das maximale Niveau. Bei Stahl VN beginnt sich die Ausscheidungen bei etwas höherer Temperatur zu bilden und die Kurve läuft auf etwas höherem Niveau als bei Stahl V, sodass schließlich auch der bei Raumtemperatur vorliegende Massenanteil etwas höher ist (Abbildung 24 links).

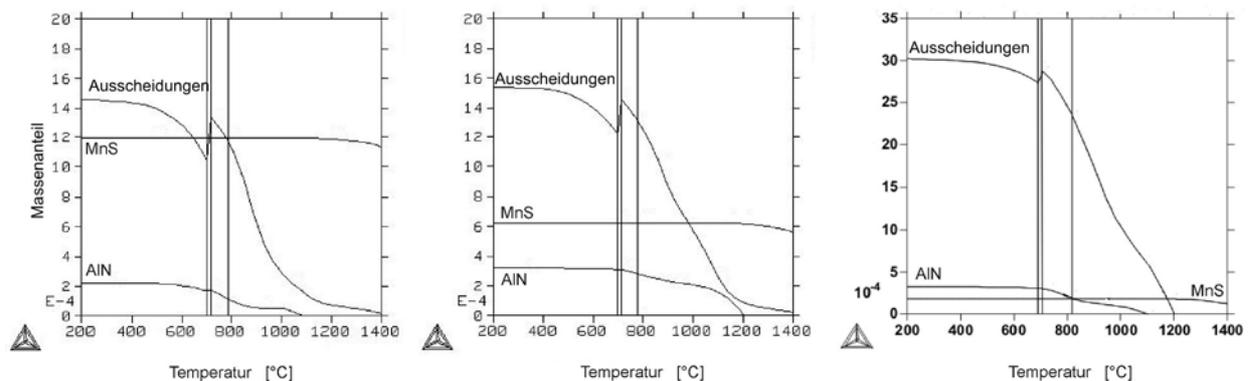


Abbildung 23: Thermo-Calc Berechnung. Massenanteil der verschiedenen Phasen. Links: Stahl V; Mitte: Stahl VN; rechts: Stahl VNb (andere Skalierung!).

Die durchgeführten Vergleichsrechnungen mit veränderten Stickstoff- und Vanadiumgehalten zeigen, dass der Kurvenverlauf im Austenitgebiet auch vom Vanadiumgehalt, jedoch in größerem Ausmaß vom Stickstoffgehalt beeinflusst wird. Wie auch in der Literatur erwähnt (Kapitel 2), führt mehr Stickstoff dazu, dass sich die Ausscheidungen bereits bei höherer Temperatur bilden. Die bei Raumtemperatur vorliegende Ausscheidungsmenge wird jedoch hauptsächlich vom

Vanadiumgehalt beeinflusst. Abbildung 24 zeigt einen Vergleich zwischen Stahl V und Stahl VN, sowie zwei Berechnungen für Stahl VN mit veränderten Vanadium- und Stickstoffgehalten.

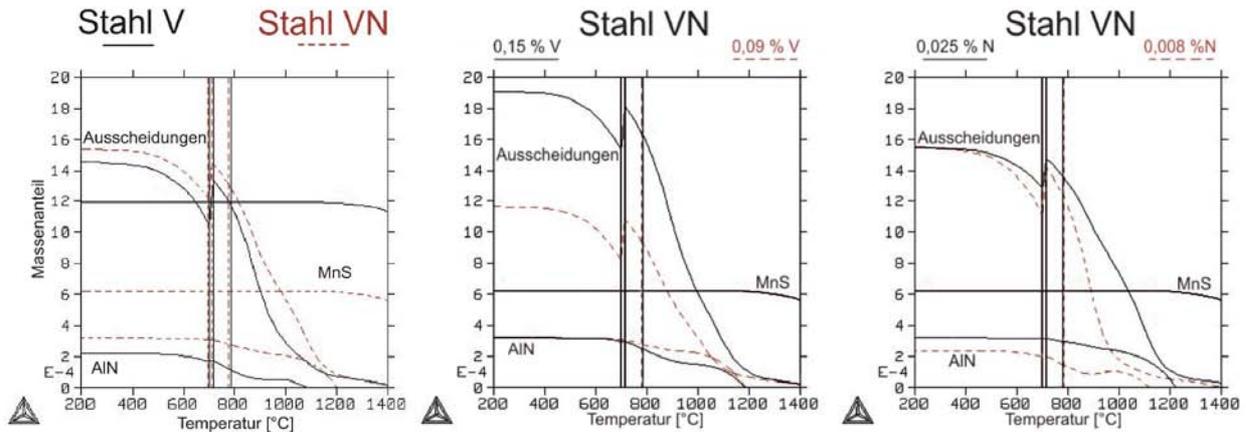


Abbildung 24: Thermo-Calc Berechnung. Vergleich der Massenanteile. Links: Stahl V und VN; Mitte: Stahl VN mit 0,15 und 0,09 % V; Rechts: Stahl VN mit 0,025 und 0,008 % N.

Bei den Berechnungen für Stahl VNb ist zu erwähnen, dass dieser nicht auf Titan analysiert wurde und das in Spuren vorhandene Titan daher auch nicht in den Berechnungen berücksichtigt ist. Dies führt dazu, dass in Abbildung 23 der Ausscheidungsanteil über 1200 °C auf Null abfällt, während bei den anderen beiden Stählen hier noch ein geringer Anteil an Titanitriden vorhanden ist. Dies ist auch in Abbildung 25 zu sehen. In den Stählen V und VN sind die über 1200 °C in geringen Mengen vorhandenen Ausscheidungen praktisch reine Titanitride. Ebenfalls ist zu erkennen, dass sich bei höheren Temperaturen Nitride bilden und erst mit sinkender Temperatur der Kohlenstoffanteil steigt. Bei der Abkühlung bilden sich zuerst die Niobausscheidungen und erst bei tieferen Temperaturen die Vanadiumkarbonitride. Stahl VNb weist aufgrund des deutlich höheren Vanadium- und Niobgehaltes auch annähernd den doppelten Ausscheidungsanteil bei Raumtemperatur auf.

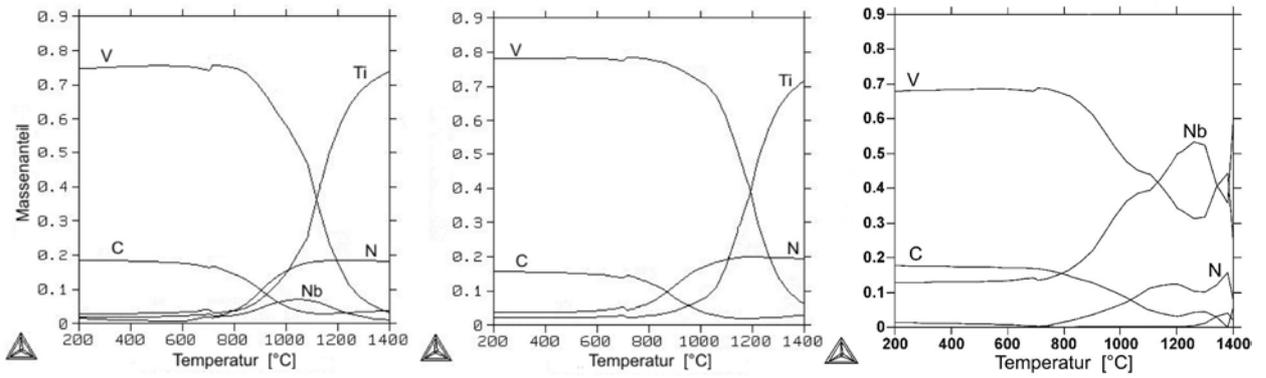


Abbildung 25: Thermo-Calc Berechnung. Zusammensetzung der Ausscheidungen. Links: Stahl V; Mitte: Stahl VN; Rechts: Stahl VNb.

6. Zylinderstauchversuche

Nach den Schmiedeversuchen in industrieller Umgebung wurden auch im Labormaßstab unter besser reproduzierbaren Bedingungen Versuche durchgeführt. Die Schmiedeversuche zeigten, dass eine beschleunigte Abkühlung im Austenitgebiet kaum Einfluss auf das Gefüge und nur geringen Einfluss auf die Zähigkeit hat. Nun soll vor allem der Einfluss eines Ausscheidungsschrittes im Austenitgebiet, also einem Halten bei 850 bis 900 °C von bis zu zehn Minuten dargestellt werden. In dieser Zeit könnten sich verstärkt Ausscheidungen bilden, welche als Keimstellen für intragranularen Ferrit dienen und somit den Ferritanteil im Gefüge, sowie die mechanischen Eigenschaften beeinflussen.

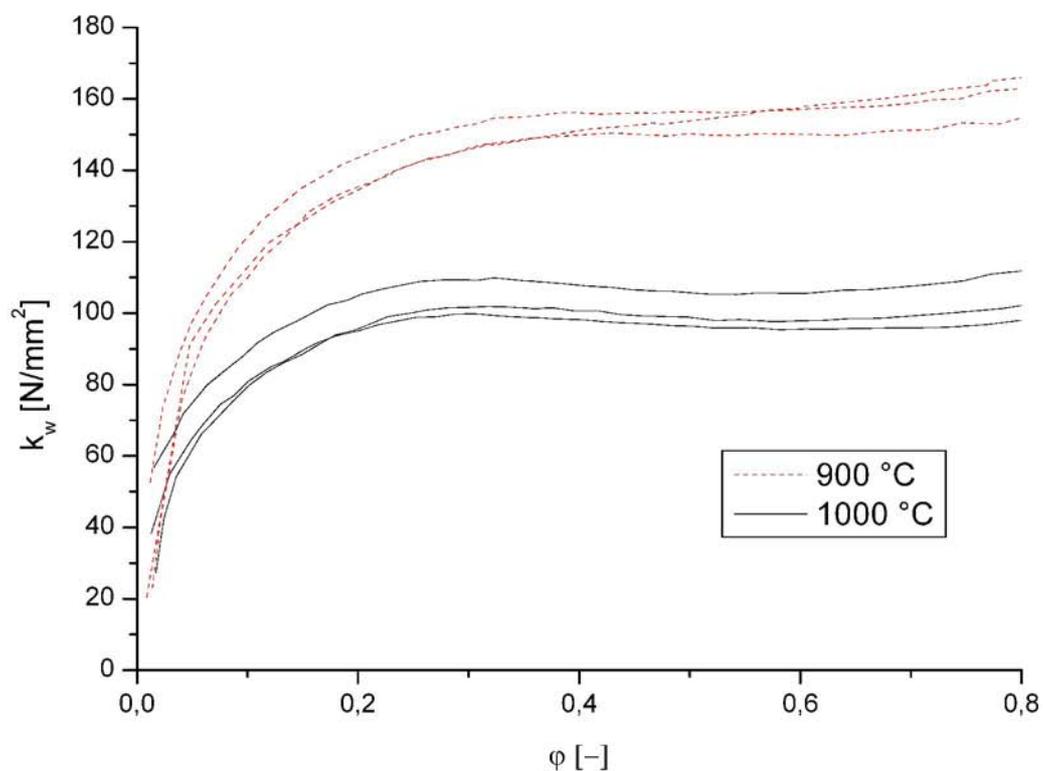


Abbildung 26: Umformwiderstand k_w über Umformgrad für Stahl VN bei 900 und 1000 °C.

Wie in der Literatur (Kapitel 2.2.1) als auch im Ergebnis der Schmiedeversuche zu sehen ist, führt eine abgesenkte Umformtemperatur zu besseren Ergebnissen. Ein Absenken der Umformtemperatur führt jedoch zu einer erhöhten Fließspannung und zu erhöhtem Werkzeugverschleiß, ist also nur bedingt anwendbar. Abbildung 26 zeigt jeweils drei für Stahl VN bei 900 und 1000 °C aufgenommene Fließkurven. Diese wurden aus den Versuchsdaten errechnet und sind ohne Schmierung aufgenommen. Durch die Absenkung der Temperatur auf 900 °C erhöht sich der Umformwiderstand um ca. 50 N/mm².

Neben den für die Schmiedeversuche verwendeten Stählen wurde auch der bereits in Kapitel 5 erwähnte Stahl VNb untersucht. Dieser hat einen geringeren Kohlenstoffgehalt. Um den Festigkeitsverlust auszugleichen ist der Vanadiumgehalt höher und der Stahl außerdem mit Niob legiert. Weiters ist dieser Stahl nicht schwefellegiert. Die Zusammensetzung der untersuchten Stähle ist nochmals in Tabelle 4 angeführt. Stahl VTi wurde nur in Bezug auf das Kornwachstumsverhalten mit den anderen Stählen verglichen.

Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle in Massenprozent.

	C	Mn	Si	P	S	V	Ti	Nb	N
Stahl V	0,37	1,52	0,73	0,009	0,044	0,11	0,004	0,003	0,008
Stahl VN	0,37	1,47	0,56	0,013	0,023	0,12	0,003	-	0,017
Stahl VNb	0,24	1,43	0,48	0,016	0,007	0,21	-	0,039	0,011
Stahl VTi	0,40	1,39	0,59	0,010	0,029	0,10	0,019	-	0,014

6.1. Versuchsanordnung

Die Zylinderstauchversuche wurden an der, am Lehrstuhl für Umformtechnik vorhandenen hydraulischen 1 MN Presse durchgeführt. Die Presse ist mit einer Kraftmessdose und einem Wegaufnehmer ausgestattet. Die Messwerte der Kraftmessdose und des Wegaufnehmers werden gemeinsam mit den Werten von bis zu vier Thermoelementen Typ K an einem PC aufgezeichnet. Die Stempelgeschwindigkeit kann nur konstant vorgegeben werden. Alle Versuche wurden mit der maximal möglichen Geschwindigkeit von ca. 6 mm/s durchgeführt. Dies entspricht einer Umformgeschwindigkeit von 0,2 bis 0,5 s⁻¹.

Die Probenheizung erfolgte über eine induktive Erwärmungsanlage TTH8 der Firma iew mit einer maximalen Leistung von 8 kW. Die Resonanzfrequenz betrug 100 kHz.

Die Steuerung der Presse erfolgt über eine SPS. Das induktive Heizsystem wurde für die ersten Versuche über das zugehörige Steuergerät Thermcon Professional 100 und ein im mittleren Bereich der Probe angeschweißtes Thermoelement Typ K gesteuert. Dieses Gerät verfügt über einen PID-Regler, dessen Parameter global für alle Programmschritte vorgegeben werden. Ein Programmschritt besteht aus der Solltemperatur und der Haltezeit. Für jeden Programmschritt kann die maximale Ausgangsleistung beschränkt werden. Der Temperaturverlauf des Versuches wurde vor Beginn als Programmfolge vorgegeben. Nach Programmstart läuft die Probenheizung automatisch. Die Umformung wurde bei der entsprechenden Temperatur manuell ausgelöst.



Abbildung 27: Hantelproben und Zylinderproben für die Stauchversuche. Die Markierung zeigt die Lage der Kerbschlagbiegeproben. Die gezeigten Schnittflächen sind die Flächen an denen die metallographischen Schliffe erstellt wurden.

Es wurden zylindrische Proben mit den Maßen 16x23 mm verwendet. Auf Schmiertaschen nach Rastegaev wurde verzichtet, da nur der Zentrumsbereich der Proben metallographisch ausgewertet wird und daher die Reibung keinen Einfluss auf die Ergebnisse hat. Ebenso ist die Temperaturverteilung über die Probe nicht von großer Bedeutung, solange im Zentrumsbereich die richtige Temperatur herrscht. Weiters wurden auch Hantelproben verwendet. Aus diesen etwas größeren Proben können Kleinstproben für Kerbschlagbiegeversuche gefertigt werden. Die Hantelform soll dabei ein Ausknicken der Proben beim Stauchen verhindern. Die beiden Probenformen sind in Abbildung 27 zu sehen.

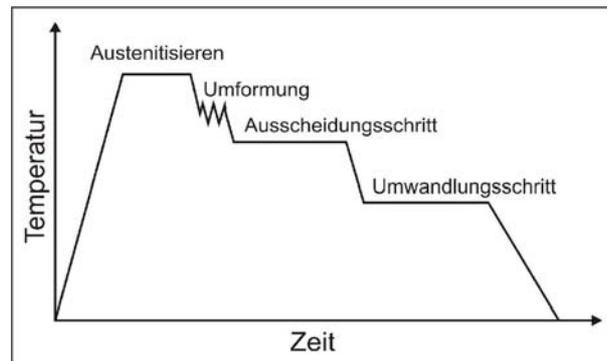


Abbildung 28: Ablauf der Zylinderstauchversuche.

Die Proben wurden zwischen den Werkzeugen induktiv auf Austenitisierungstemperatur erwärmt und gehalten. Die Abkühlung erfolgte immer an ruhender Luft. Nach dem Stauchen wurde ein Ausscheidungsschritt bei 850 oder 900 °C für bis zu 600 s eingefügt. Es soll untersucht werden, ob sich in dieser Zeit vermehrt Ausscheidungen bilden, die als Keimstellen für intragranularen Ferrit dienen können. Um ein bainitfreies Gefüge zu erreichen, wurde im Umwandlungsbereich ebenfalls ein Halteschritt eingefügt. Der grundsätzliche Versuchsablauf ist in Abbildung 28 dargestellt.

Die Werte eines zweiten Thermoelementes, welches unmittelbar neben dem für die Steuerung verwendeten angebracht war, wurden für die Versuchsauswertung gemeinsam mit dem Stempelweg und der Stauchkraft aufgezeichnet.

In Tabelle 5 sind die Abkühlzeiten der Zylinderstauchproben mit denen der Schmiedestücke aus Kapitel 4 verglichen. Die Abkühlgeschwindigkeit der Zylinderproben entspricht dabei in etwa der beim Schmiedestück mit dem Gebläse erreichbaren.

Tabelle 5: Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die Schmiedeversuche und die Zylinderstauchversuche.

Abkühlart	Kopf	Mitte	Fuß
Schmiede Luft	454 s	426 s	352 s
Schmiede Gebläse	151 s	171 s	100 s
Zylinder	152 s		

Es wurden insgesamt fünf Versuchsserien durchgeführt. Neben der Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen wurde die erste Serie zur Bestimmung der Reglerparameter und als Vorversuchsserie genutzt. Bei den weiteren Serien wurden Parameter aufgrund der Ergebnisse der Versuche angepasst und die Temperatursteuerung verbessert.

6.2. Reglereinstellung

Die ersten Proben dienten zur Ermittlung brauchbarer Parameter für den Regler der Probenheizung. Für den PID-Regler wurden folgende Parameter gewählt:

P: 12 %

I: 5 s

D: 2 s

Für den Austenitisierungsschritt bei 1150 °C wurde die Ausgangsleistung auf 60 % beschränkt. Das Zulassen von höheren Ausgangsleistungen führt zu verstärktem Schwingen beim Halten der Temperatur, bei einer niedrigeren Leistung wird die Zieltemperatur nur sehr langsam erreicht. Für das Halten der Temperatur beim Ausscheidungs- und Umwandlungsschritt wurde die maximale Ausgangsleistung auf 10 % beschränkt.

Während beim Aufheizen auf die Austenitisierungstemperatur nur ein geringes Überschwingen (typischerweise um 10 °C) auftritt, kommt es beim anschließenden Abkühlen auf die Haltetemperaturen durch das träge Ansprechen und Einschwingen des Induktorsystems zu einem starken Unterschwingen von bis zu 60 °C. Für den Ausscheidungsschritt ist dies nicht von so großer Bedeutung. Im Umwandlungsbereich kann dies jedoch starke Auswirkungen auf das entstehende Gefüge haben, da bei entsprechender Unterkühlung während des Haltens nicht mehr reversible Umwandlungsvorgänge (Ferrit-, Perlit-, oder Bainitbildung) unter nicht definierten Bedingungen stattfinden können. Daher wurde versucht dieses Unterschwingen beim Umwandlungsschritt durch einen zusätzlichen Programmschritt abzufangen. Dieser wurde so gewählt, dass die Temperatur, bei der das System beginnt die Probe wieder auf die eigentliche Zieltemperatur dieses Abfangschrittes aufzuheizen, ungefähr im Bereich der gewählten Haltetemperatur liegt. Die Zeitvorgabe für diesen Schritt wurde so gewählt, dass sobald das System die Resonanzfrequenz erreicht hat und somit Wärme in die Probe einbringt, die Zeit abgelaufen ist und auf den nächsten Programmschritt weitergeschaltet wird. Für die

Umwandlungstemperatur von 650 °C wurde ein 20 s Programmschritt bei 680 °C eingefügt. Da das System nun schon eingeschwungen ist, reagiert es schneller auf Temperaturabweichungen. Das Unterschwingen konnte durch diese Maßnahme auf rund 30 °C begrenzt werden.

6.3. Ehemalige Austenitkorngrößen

Um das Kornwachstumsverhalten der Stähle bei der Austenitisierung darzustellen wurden Primärätzungen mit Pikrinsäure (Abbildung 29) durchgeführt. Dazu wurden die Proben nach dem Austenitisieren und einer eventuellen Umformung knapp oberhalb der Umwandlungstemperatur in Wasser abgeschreckt.

Untersucht wurden die Stähle VN, VNb und VTi. Beim Stahl V ist davon auszugehen, dass er durch das zu Stahl VN sehr ähnliche Legierungskonzept das gleiche Verhalten bezüglich der Korngrößenentwicklung zeigt.

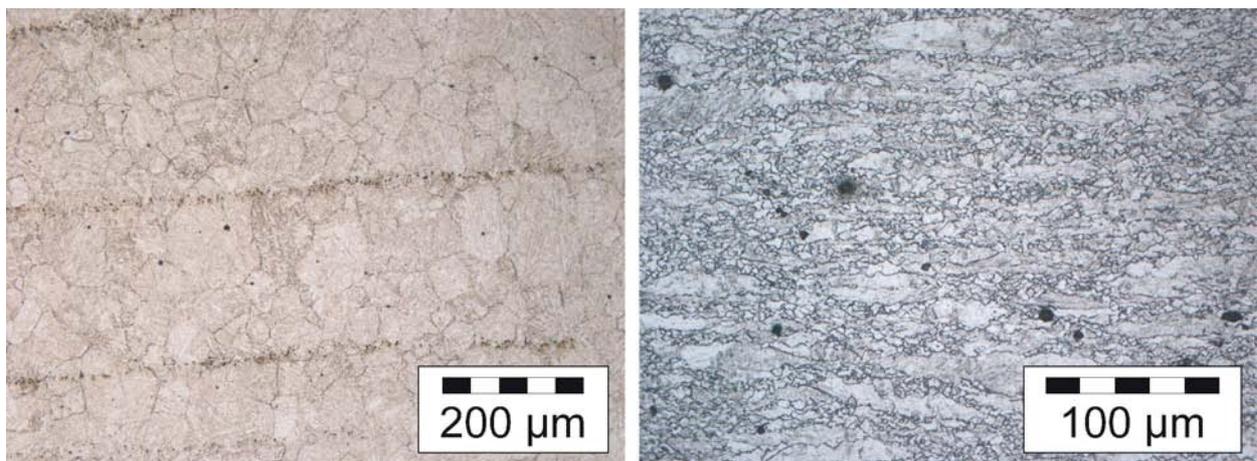


Abbildung 29: Pikrinsäureätzung zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen. Stahl VNb. Links: nicht umgeformt. Rechts: Teilrekristallisiertes Gefüge nach Umformung bei 900 °C.

Die Ergebnisse sind in Abbildung 30 zu sehen. Bei den für die Stauchversuche vorgesehenen Austenitisierungstemperaturen von 1150 bzw. 1200 °C ist auch bei einer Glühzeit von einer halben Stunde kein Kornwachstum zu beobachten. Die Sehnenlängen sind für die beiden Stähle VN und VNb konstant im Bereich von rund 40 µm. Bei 1250 °C sind die Austenitkörner bei beiden Stählen nach zehn Minuten Glühen deutlich größer. Der nioblegierte Stahl zeigt hier

keine Vorteile. Der mit Titan legierte Stahl VTi zeigt jedoch auch bei der erhöhten Temperatur noch keine Kornwachstumsneigung.

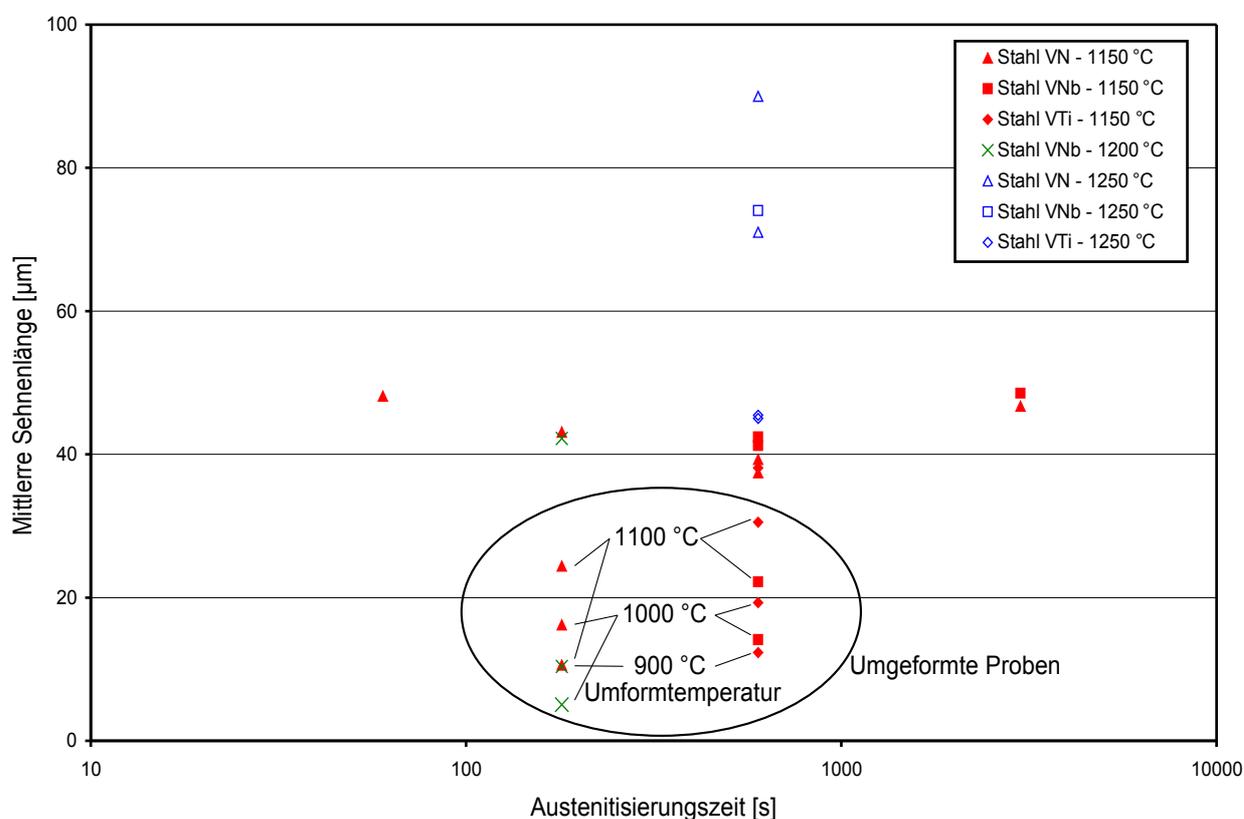


Abbildung 30: Ehemalige Austenitkorngrößen über der Austenitisierungszeit für die Stähle VN, VNb und VTi bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen.

Umgeformte Proben weisen ein deutlich feineres Austenitgefüge auf. Dabei ist zu erwähnen, dass der nioblegierte Stahl VNb bei einer Umformtemperatur von 900 °C nicht mehr vollständig rekristallisiert. Das nicht oder teilrekristallisierte Gefüge wurde aufgrund der langgestreckten Körner nicht in die Auswertung einbezogen. Die ehemaligen Austenitkörner einer nicht umgeformten Probe und einer bei 900 °C umgeformten Probe aus Stahl VNb sind in Abbildung 29 zu sehen. Eine Erhöhung der Austenitisierungstemperatur von 1150 °C auf 1200 °C führt bei den umgeformten Proben von Stahl VNb zu einem merklich feineren Gefüge. Dies ist ein Hinweis darauf, dass bei 1150 °C das Niob noch nicht vollständig in Lösung ist und nach dem Glühen bei 1200 °C sich mehr Niob löst und daher auch mehr dehnungsinduzierte

Ausscheidungen entstehen, die zu einem feiner rekristallisierten Gefüge führen. Dies wird auch durch die Ergebnisse der thermodynamischen Berechnungen (Kapitel 5) bestätigt.

Für die folgenden Stauchversuche ist wichtig, dass bei den vorgesehen Austenitisierungsbedingungen bei keinem der Stähle Kornwachstum auftritt, sondern die Korngröße des Austenitgefüges als annähernd konstant betrachtet werden kann. Ebenfalls bestätigt sich, dass für den Stahl VNb eine etwas höhere Austenitisierungstemperatur notwendig ist.

6.4. Erste Versuchsserie

In der ersten Serie kamen die Stähle V und VN zur Verwendung. Aufgrund des zur Verfügung stehenden Probenmaterials und da in der Literatur (siehe Kapitel 2) dem Stickstoffgehalt eine große Rolle in Bezug auf Bildung von intragranularem Ferrit eingeräumt wird, wurde der Großteil der Versuche mit Stahl VN durchgeführt und nur Vergleichsproben mit Stahl V gestaucht.

Die Austenitisierungsbedingungen wurden bei 1150 °C und 60 s festgelegt. Gestaut wurde bei 900, 1000 oder 1100 °C mit einem Umformgrad von $\varphi = 0,9$. In der Literatur wird berichtet, dass bei einer Umformtemperatur von 900 °C das Minimum der Festigkeits- und das Maximum der Zähigkeitswerte erreicht wird (Kapitel 2.2.1). Eine Erhöhung der Umformtemperatur wiederum führt zu einem Absinken der Fließspannung und somit zu einem geringeren Kraftaufwand und Werkzeugverschleiß beim Gesenkschmieden (Abbildung 26). Der Ausscheidungsschritt wurde bei 850 oder 900 °C für 60 oder 600 s gesetzt. Zum Vergleich wurden auch Versuche ohne Ausscheidungsschritt durchgeführt. Der Umwandlungsschritt zur Bainitvermeidung dauerte 120 s bei 650 °C.

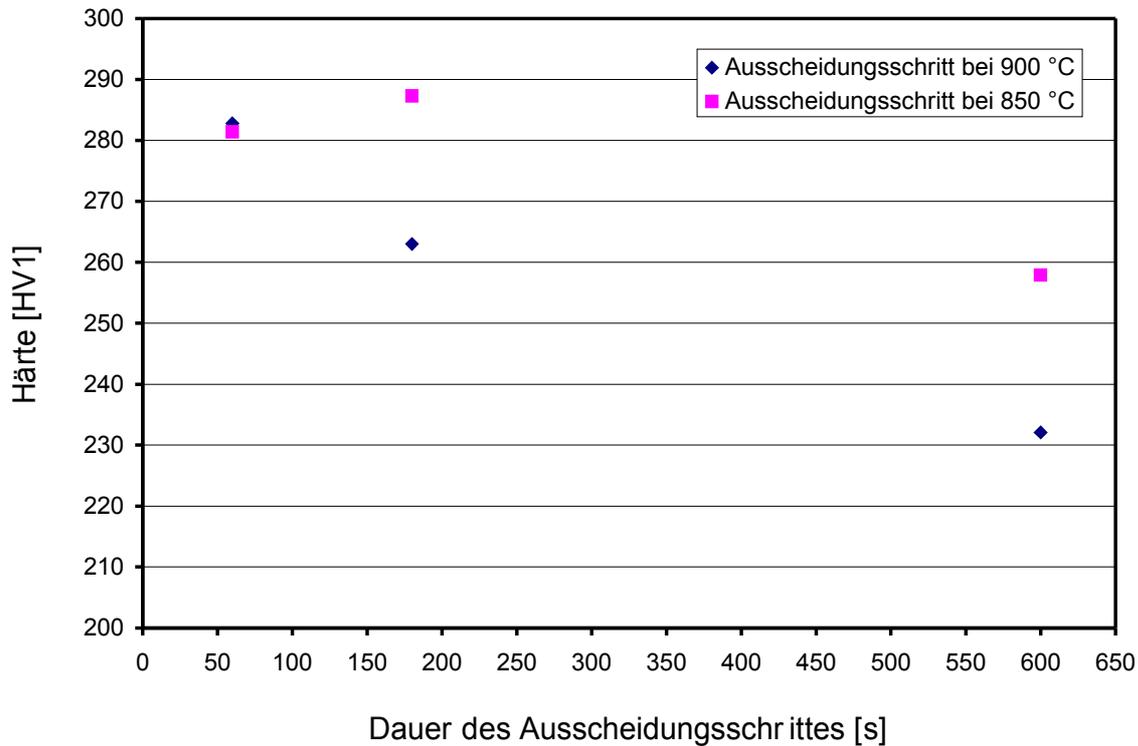


Abbildung 31: Härte über Dauer des Ausscheidungsschrittes bei 900 und 850 °C. Stahl VN, Umformtemperatur 1000 °C.

Bei Stahl VN und einer Umformtemperatur von 900 °C ergibt sich aus der Gefügebeurteilung kein markanter Einfluss des Ausscheidungsschrittes bei 850 °C. Das Gefüge weist mit und ohne Ausscheidungsschritt einen relativ hohen Ferritanteil auf. Der Ferrit ist eher regelmäßig verteilt und weist keine ausgeprägte Korngrenzenanordnung auf. Eine Verlängerung der Austenitisierungszeit auf 180 und 600 s verändert das Gefüge ebenfalls nicht. Bei der höheren Umformtemperatur (1000 °C) und einem kurzen Ausscheidungsschritt von 60 s tritt die typische Korngrenzenanordnung des Ferrits auf und der Ferritanteil ist geringer. Die Verlängerung des Ausscheidungsschrittes auf 180 s zeigt keine Wirkung auf die Gefügemorphologie. Bei einer weiteren Verlängerung des Ausscheidungsschrittes auf 600 s erhöht sich der Ferritanteil und die Anordnung ist nicht mehr so deutlich korngrenzenorientiert. Dieser Effekt zeigt sich sowohl bei 850, als auch bei 900 °C. Im Vergleich zu den bei 900 °C umgeformten Proben ist das Gefüge jedoch gröber und der Ferrit eher an den ehemaligen Austenitkorngrenzen angeordnet. Eine Erhöhung der Umformtemperatur auf 1100 °C erhöht den Anteil des Ferrits, der an den

ehemaligen Austenitkorgrenzen vorliegt, noch weiter. Wie in Abbildung 31 zu sehen ist, führt die Verlängerung des Ausscheidungsschrittes zu einem Härteabfall. Bei der mittleren Haltezeit von 180 s jedoch nur bei der höheren Ausscheidungstemperatur (900 °C). Bei einem langen Ausscheidungsschritt ist der Härteabfall bei 900 °C deutlich größer, als bei 850 °C. Dies lässt darauf schließen, dass die Ausscheidungskinetik bei 900 °C schneller ist als bei 850 °C. Auch eine Verlängerung der Austenitisierungszeit führt zu einem Härteabfall, wie in Tabelle 6 zu sehen ist.

Tabelle 6: Härtewerte von Proben der Serie 1. Stahl VN mit unterschiedlicher Austenitisierungszeit bei 1150 °C. Umgeformt bei 900 °C. Ausscheidungsschritt bei 850 °C für 60 s. Umwandlungsschritt bei 650 °C für 120 s.

Austenitisierungszeit	60 s	180 s	600 s
Härte	273 HV1	262 HV1	257 HV1

Bei Stahl V zeigt sich das selbe Ergebnis bezüglich der Umformtemperatur, jedoch führt hier auch ein langer Ausscheidungsschritt von 600 s zu keiner Verbesserung des Gefüges bei der höheren Umformtemperatur. Die Härte liegt bei allen Proben im Bereich von 260 HV.

Bei praktisch allen Proben sind Bainitzeilen oder -nester vorhanden, oft entlang von nichtmetallischen Einschlüssen. Bei einer Probe aus Stahl VN wurde der Umwandlungsschritt weggelassen. Dies führte zu einem deutlich höheren Bainitanteil im Gefüge.

Der Einfluss der Umformtemperatur und der Ausscheidungsschritte auf die beiden Stähle V und VN ist in Abbildung 32 zu sehen. In Teilbild C sind auch Bainitnester zu sehen.

Die Versuche zeigen, dass, wie bereits aus den Schmiedeversuchen und der Literatur bekannt ist, bei niedrigerer Umformtemperatur mehr und gleichmäßiger verteilter Ferrit entsteht. Im Gegensatz zu den Schmiedeversuchen konnte hier jedoch auch ein positiver Einfluss eines erhöhten Stickstoffgehaltes auf die Ferritbildung gezeigt werden. Dazu ist jedoch ein Ausscheidungsschritt von 600 s im Temperaturbereich um 900 °C notwendig. Dieser Ausscheidungsschritt ist bei längerer Dauer mit einem Härteabfall verbunden. Daraus kann man schließen, dass sich hier bereits so viel Vanadium ausscheidet, dass nicht mehr das volle Ausscheidungshärtepotential durch die feineren Ausscheidungen bei der γ/α -Umwandlung genutzt werden kann.

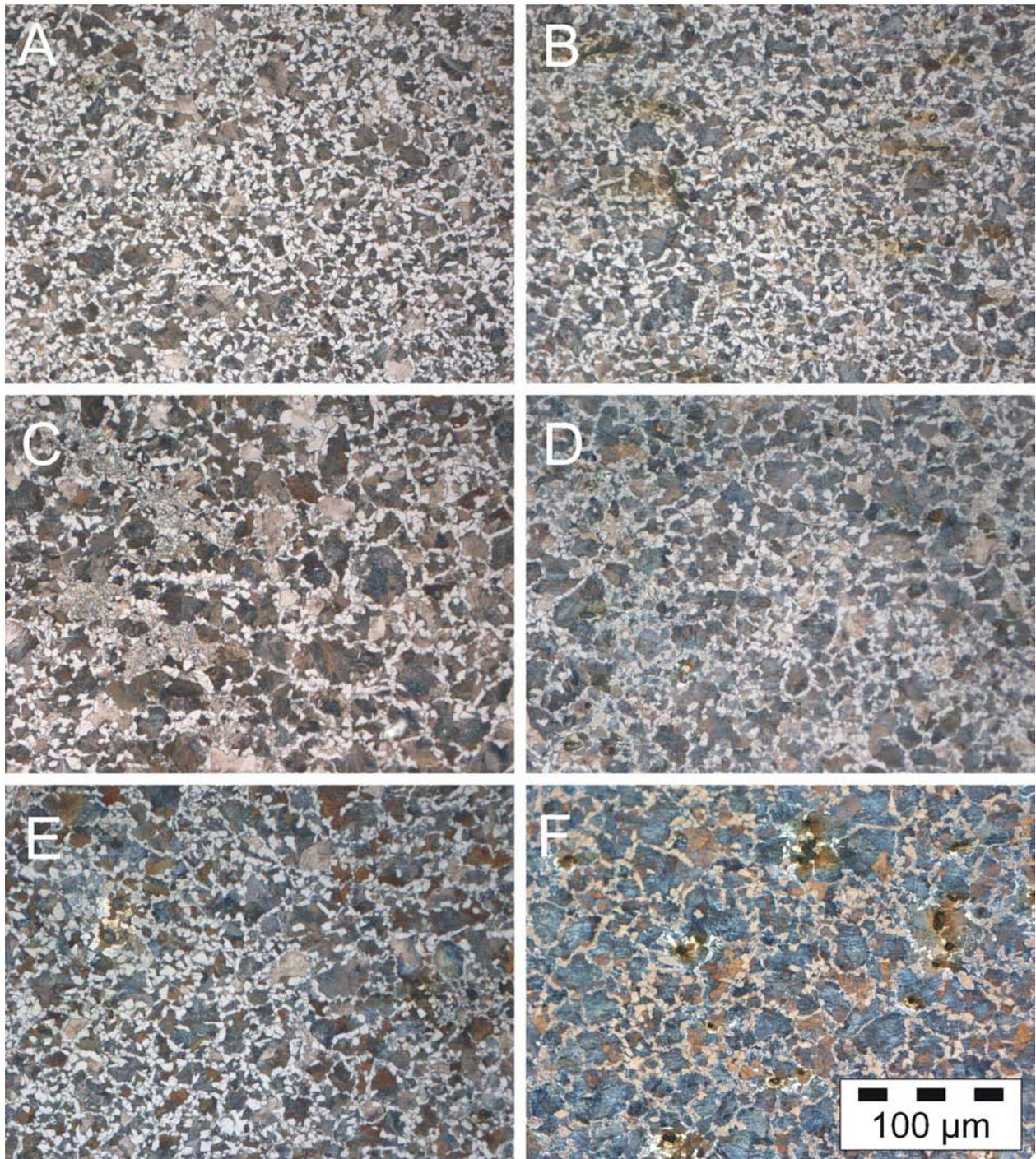


Abbildung 32: Gefüge der Proben aus Serie I. Austenitisiert bei 1150 °C für 60 s, Ausscheidungsschritt bei 850 °C, Umwandlungsschritt bei 650 °C für 120 s. Linke Spalte (A, C, E): Stahl VN, rechte Spalte (B, D, F): Stahl V. Oberste Reihe (A, B): Umformtemperatur 900 °C, Ausscheidungsschritt 60 s. Mittlere Reihe (C, D): Umformtemperatur 1000 °C, Ausscheidungsschritt 60 s. Untere Reihe (E, F): Umformtemperatur 1000 °C, Ausscheidungsschritt 600 s.

Die Temperaturführung dieser Versuchsserie war nicht ausreichend genau und konstant, vor allem das trotz der Regleranpassung noch immer vorhandene Unterschwingen bei einem Halteschritt während der Abkühlung (Abbildung 34) stellt ein Problem dar.

6.5. Zweite Versuchsserie

Um die Temperaturführung der Versuche zu verbessern wurde die Temperaturregelung von einer Seminargruppe als Software-PID-Regler in die SPS der Presse integriert und das induktive Heizsystem direkt angesteuert. Dies erlaubt auch einen vollständig automatischen Programmablauf, da durch die Verbindung der Temperatur- mit der Pressensteuerung die Umformung bei der vorprogrammierten Temperatur automatisch gestartet wird.

Als Probenmaterial wurde zusätzlich auch Stahl VNb bei allen drei Umformtemperaturen gestaucht. Die Austenitisierungszeit wurde für alle Materialien auf 180 s verlängert, die Temperatur betrug 1150 °C.

Außerdem wurden zusätzlich Proben mit veränderter Geometrie verwendet. Diese so genannten Hantelproben sind länger, so dass daraus im gestauchten Zustand Kleinstproben für Kerbschlagbiegeversuche gefertigt werden können (siehe Abbildung 27). Die Hantelform soll dabei ein Ausknicken der Probe verhindern. Aus einer Hantelprobe können zwei Kerbschlagbiegeproben gefertigt werden. Es wurden jeweils zwei Versuche mit identischen Bedingungen durchgeführt und drei Kerbschlagbiegeproben gefertigt und geprüft.

Durch den niedrigeren Kohlenstoffgehalt weist Stahl VNb einen deutlich höheren Ferritanteil auf als die beiden anderen Stähle. Auch bei diesem Stahl nimmt er mit steigender Umformtemperatur ab und das Gefüge wird gröber. Von Korngrenzenferrit kann man hier jedoch nicht sprechen, da der Ferritanteil trotzdem sehr hoch ist. Ebenfalls deutlich erhöht ist der Bainitanteil. dies dürfte auf die bainitfördernde Wirkung des Niobs zurückzuführen sein. Das Gefüge von Stahl VNb ist in Abbildung 33 zu sehen. Das teilweise langgestreckte und inhomogene Gefüge der bei 900 °C umgeformten Probe lässt, wie auch schon aus der Bestimmung der Austenitkorngrößen hervorgeht, auf eine Teilrekristallisation des Austenits schließen. Eine weitere Erhöhung der Umformtemperatur auf 1100 °C führt zu einem etwas gröberem Gefüge.

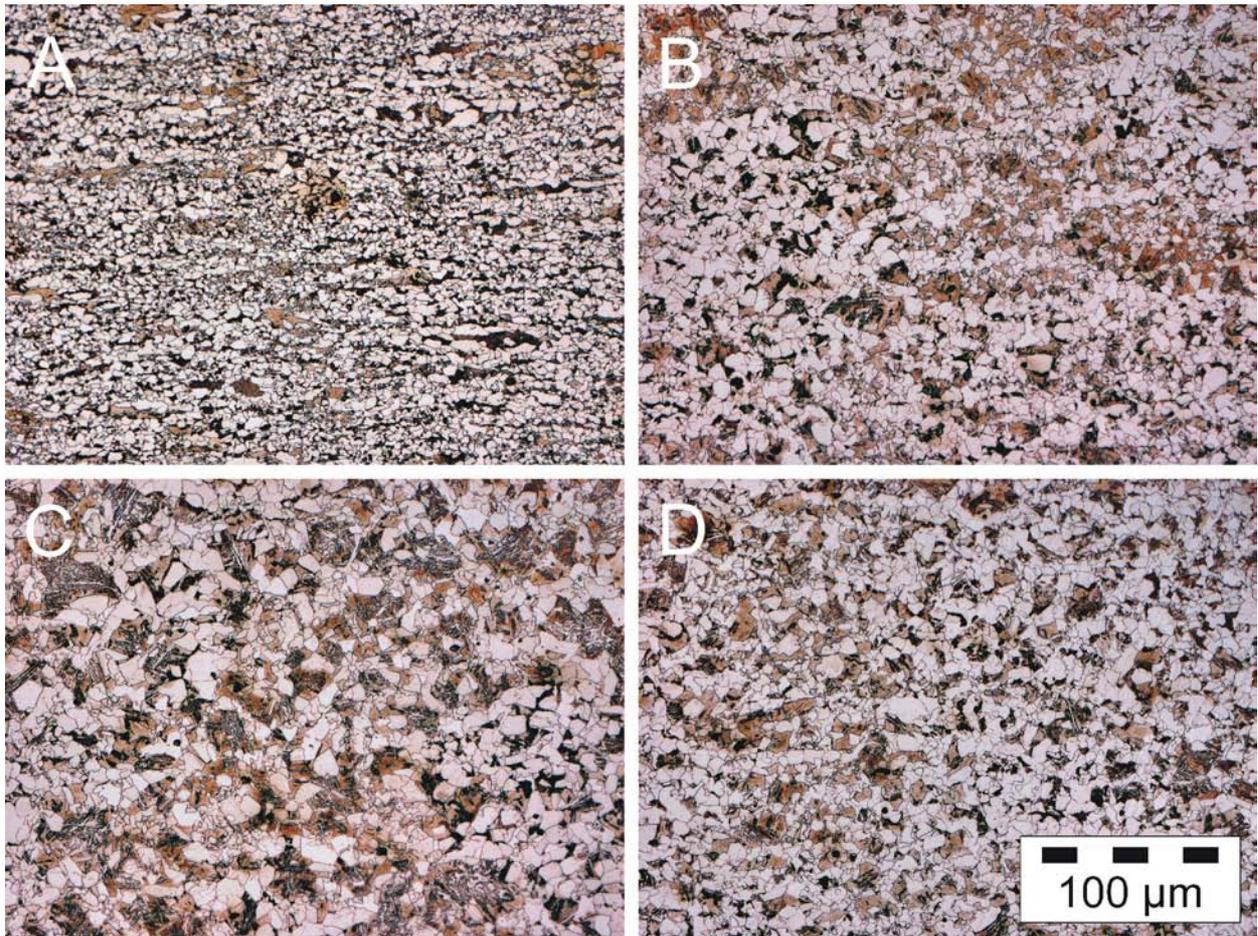


Abbildung 33: Gefüge der Proben aus Serie 2. Stahl VNb. Ausscheidungsschritt bei 850 °C, Umwandschritt bei 650 °C für 120 s. A: Umformtemperatur 900 °C, Ausscheidungsschritt 60 s. B: Umformtemperatur 1000 °C, Ausscheidungsschritt 60 s. C: Umformtemperatur 1100 °C, Ausscheidungsschritt 60 s. D: Umformtemperatur 1000 °C, Ausscheidungsschritt 600 s.

Das Gefüge der Hantelproben aus Stahl VN stimmt mit den zylindrischen Proben überein. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche bei der niedrigeren Umformtemperatur wie auch bei hoher Umformtemperatur mit langem Ausscheidungsschritt liegen bei 2,4 J. Der Wert für die hohe Umformtemperatur mit kurzem Ausscheidungsschritt liegt mit 2,0 J etwas niedriger.

Die Hantelproben aus Stahl V weisen einen etwas höheren Bainitanteil auf, als die Zylinderproben. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche liegen mit 1,3 und 1,6 J für die niedrige Umformtemperatur ohne Ausscheidungsschritt und für die hohe Umformtemperatur mit langem Ausscheidungsschritt deutlich unter den Werten von Stahl VN.

Für die Hantelproben aus Stahl VNb wurde der Umwandlungsschritt gegenüber den zylindrischen Proben auf 300 s verlängert, mit dem Ziel den Bainitanteil zu senken. Das Gefüge der Hantelproben weist trotzdem einen großen Bainitanteil auf. Die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche liegen zwischen 1,1 und 1,9 J.

Stahl VNb weist bezüglich der Erhöhung der Umformtemperatur auf 1000 °C das gleiche Verhalten wie die beiden anderen Stähle auf, jedoch ist auch bei hoher Umformtemperatur der Ferrit nicht als Korngrenzenferrit zu finden, da der Ferritanteil durch den niedrigeren Kohlenstoffgehalt deutlich höher ist. Daher hat auch der Ausscheidungsschritt praktisch keinen Einfluss auf das Gefüge. Bei 900 °C rekristallisiert der Austenit nicht mehr vollständig. Die niedrigen Werte aus den Kerbschlagbiegeversuchen für Stahl VNb sind vermutlich auf den hohen Bainitanteil im Gefüge zurückzuführen. Aus den Ergebnissen für Stahl VN bestätigen sich die Ergebnisse der Gefügebeurteilung aus Serie eins, dass sich die Werte bei der höheren Umformtemperatur (1000 °C) mit einem 600 s Ausscheidungsschritt verbessern.

Der Softwareregler für die induktive Probenheizung hat zwar das Unterschwingen auf 20 °C beim Ausscheidungsschritt und auf 10 °C beim Umwandlungsschritt vermindert, jedoch kommt es nun beim Halten in diesen Temperaturbereichen zu sehr starken Temperaturschwingungen bis zu 40 °C (Abbildung 34). Bei genauerer Überprüfung des Reglers wurde festgestellt, dass dieser fehlerhaft implementiert wurde.

Da die Temperaturführung noch immer nicht mit der gewünschten Genauigkeit und Gleichmäßigkeit arbeitet wurde auf die Härtemessung verzichtet.

6.6. Dritte Versuchsserie

Für die nächste Serie wurde ein komplett neuer Temperaturregler per Software in die SPS implementiert. Dieser arbeitet als abgewandelter PI-Regler. Das Reglerverhalten ist vom Temperaturbereich und der Probenform abhängig. Für undeformierte Proben wird die maximale Induktorleistung bei Temperaturen unter 710 °C niedriger begrenzt. Gestauchte Proben haben ein anderes Ansprechverhalten, daher wird hier der Regler noch weiter verändert. Bei niedrigen Temperaturen ist die benötigte Ausgangsleistung um die Probe konstant auf Temperatur zu halten so gering, dass das System die Resonanzfrequenz nicht halten kann. Dies führt zu einer

Abkühlung der Probe und zu einer höheren Leistungsforderung des Reglers. Da das System bei diesen geringen Leistungsanforderungen die Resonanzfrequenz nur sehr langsam wieder erreicht, sinkt die Proben­temperatur weiter ab und es baut sich ein relativ großer Integralterm auf. Dieser führt, sobald die Resonanzfrequenz erreicht ist, zu einem starken Überschwingen der Temperatur. Der Regler reduziert die Leistungsanforderung auf Null und das System hält die Resonanzfrequenz nicht mehr und es kommt wieder zu einem starken Unterschwingen bis die Resonanzfrequenz erreicht ist. Um dieses Verhalten in den Griff zu bekommen wird der Integralterm bei gestauchten Proben und Soll­temperaturen unter 710 °C bei Erreichen der Soll­temperatur immer auf Null gesetzt. Dadurch wird das starke Überschwingen vermieden und es kommt sofort wieder zu einem leichten Temperaturabfall, sodass der Regler wieder Leistung anfordert und das System immer im Resonanzbereich bleibt. Durch diese Maßnahme konnte die Schwingungsamplitude beim Umwandlungsschritt auf rund 10 °C reduziert werden. Ein Vergleich des Regler­verhalten zwischen den Versuchsserien ist in Abbildung 34 dargestellt. Die verwendeten Reglerparameter sind in Tabelle 7 angegeben. Die Reglerfunktion ist in (1) angegeben. P_{Ausgang} ist die Ausgangsleistung, normiert auf die maximale Leistung, P der Proportionalfaktor in °C⁻¹, I die Integralzeit in s, ΔT die Differenz zwischen Soll- und Isttemperatur in °C und ΔT_{Int} das Integral des Temperaturfehlers in °Cs.

$$P_{\text{Ausgang}} = (P \cdot \Delta T) \cdot \left(\frac{P}{I} \cdot \Delta T_{\text{Int}} \right) \quad (1)$$

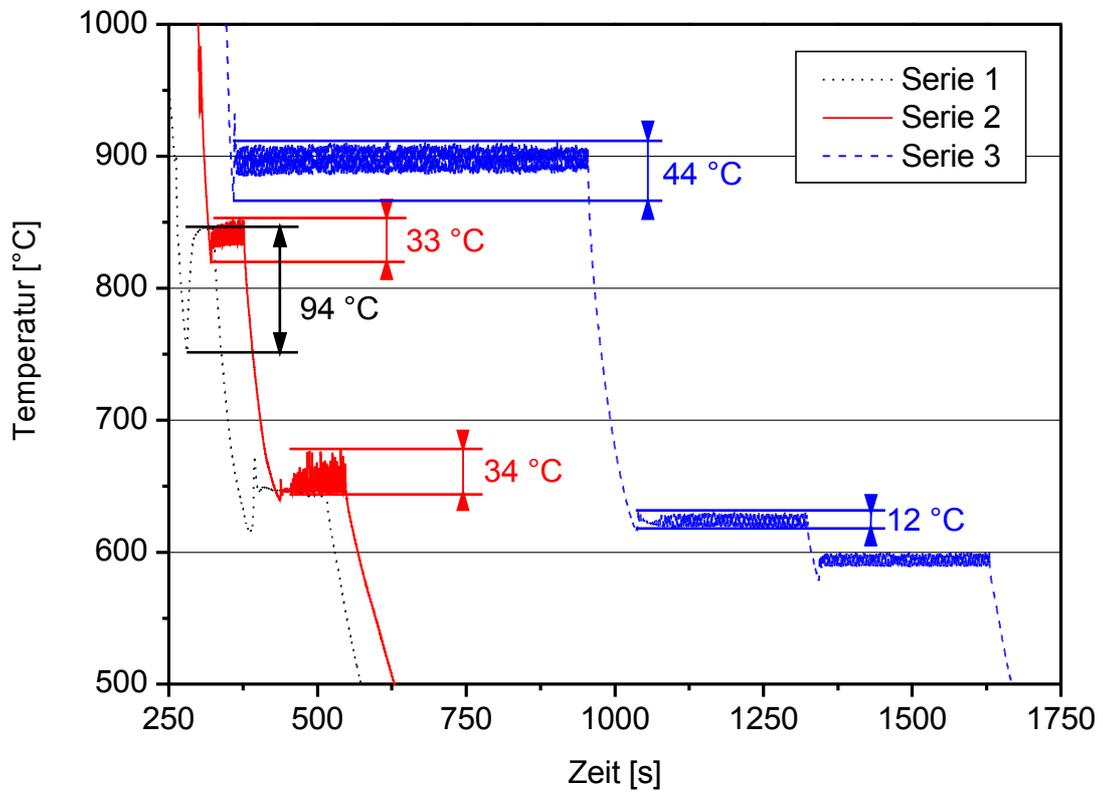


Abbildung 34: Vergleich der Reglergenauigkeit beim Abkühlen.

Tabelle 7: Reglerparameter für Serie 3.

	ungestaucht		gestaucht	
	T > 710 °C	T < 710 °C	T > 710 °C	T < 710 °C
P [°C⁻¹]	1	1	0,5	3
I [s]	1	1	1	1
Maximalleistung [%]	25	10	15	10
Integral nullen	nein	nein	nein	ja

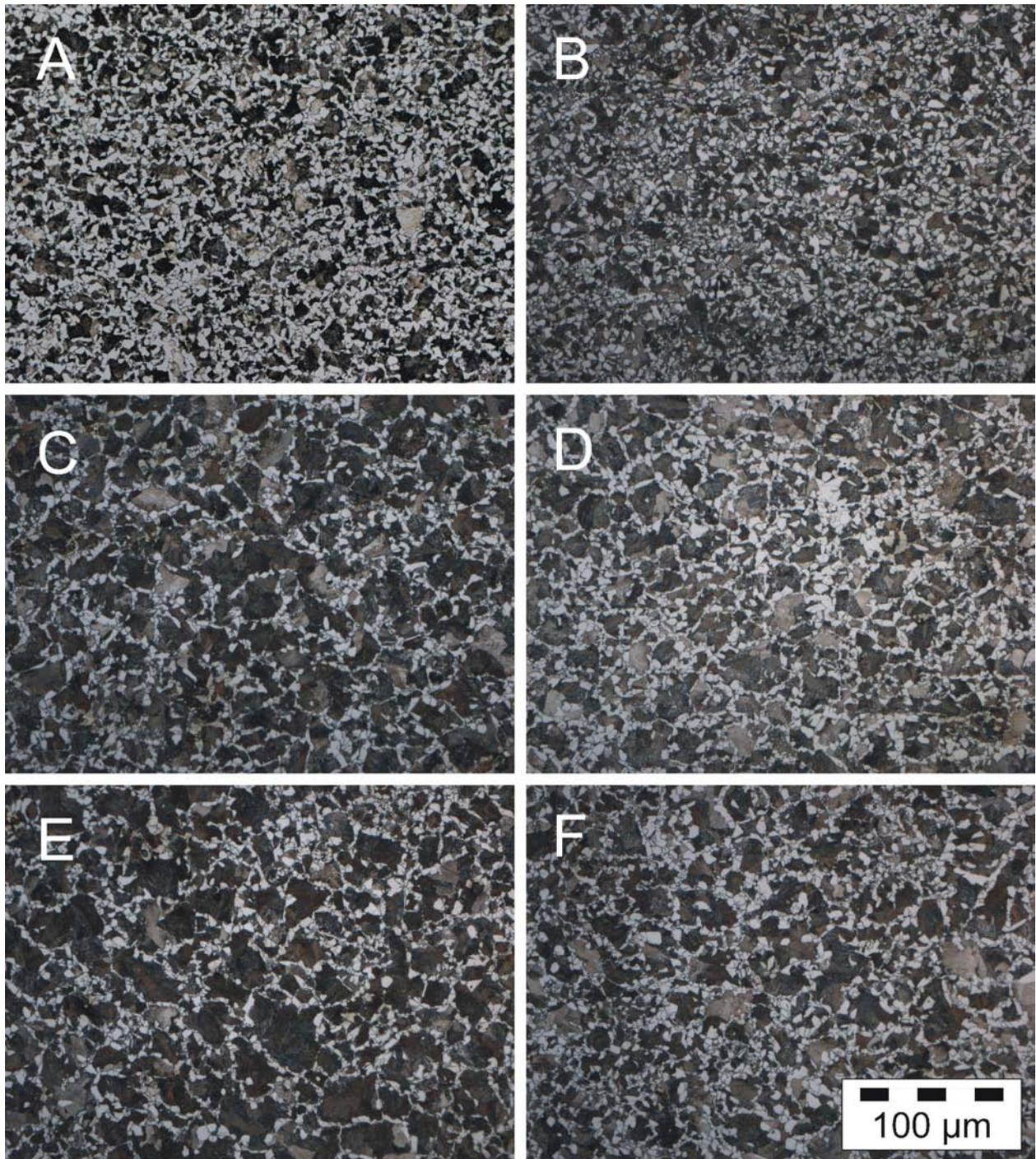


Abbildung 35: Gefüge der Proben aus Serie 3. Linke Spalte (A, C, E): Stahl V, rechte Spalte (B, D, F): Stahl VN. Oberste Reihe (A, B): Umformtemperatur 900 °C. Mittlere Reihe (C, D): Umformtemperatur 1000 °C. Untere Reihe (E, F): Umformtemperatur 1000 °C, mit Ausscheidungsschritt.

Für Stahl VNb wurde die Austenitisierungstemperatur auf 1200 °C erhöht. Der Umwandlungsschritt wurde, um ein möglichst vollständig bainitfreies Gefüge zu erreichen, zweistufige bei 630 und 600 °C für je 300 s durchgeführt.

Aus den Ergebnissen der ersten Versuchsserien wurden für alle Stähle jeweils drei Versuche festgelegt. Umformung bei 900 °C ohne Ausscheidungsschritt, da bei dieser Umformtemperatur das Gefüge immer reich an gleichmäßig verteiltem, intragranularem Ferrit ist. Bei der höheren Umformtemperatur von 1000 °C wurde je eine Probe ohne Ausscheidungsschritt und eine mit einem langen Ausscheidungsschritt von 600 s bei 900 °C umgeformt, um den Einfluss eines solchen Ausscheidungsschrittes auf die drei Materialien zu zeigen. Temperatur und Zeit wurden so gewählt, weil sich in den vorigen Versuchsserie damit teilweise eine Verbesserung des Gefüges ergeben hat. Da die Kerbschlagbiegeversuche extern durchgeführt wurden, konnten diese nur für die erfolgsversprechendsten Parameter durchgeführt werden. Diese waren bei Stahl V und Stahl VN eine bei 900 °C gestauchte Probe ohne Ausscheidungsschritt und eine bei 1000 °C gestauchte Probe mit langem Ausscheidungsschritt. Für Stahl VNb eine bei 1000 °C umgeformte Proben ohne Ausscheidungsschritt.

Da in dieser Versuchsserie die Temperaturführung die notwendige Genauigkeit aufwies, und die Austenitisierungs-, Ausscheidungs- und Umwandlungsbedingungen festgelegt wurden, wurde nun auch die Mikrohärtigkeit des Ferrits nach HV_{0,002} und der Ferritanteil mittels Bildanalysesoftware ermittelt.

Das Gefüge der Stähle V und VN ist in Abbildung 35 dargestellt, das von Stahl VNb in Abbildung 36.

Für den Stahl VN konnten die Ergebnisse der vorhergehenden Versuchsserien bestätigt werden. Die Gefügebeurteilung (Tabelle 8) ergibt das beste Ergebnis für eine Umformtemperatur von 900 °C. Bei 1000 °C ist der Ferritanteil geringer und großteils an den ehemaligen Austenitkorn Grenzen zu finden. Ein Ausscheidungsschritt von 600 s bei 900 °C erhöht den Ferritanteil. Die Härte liegt bei allen drei Proben in einem sehr engen Bereich (siehe Tabelle 9). Auch die Ergebnisse der Kerbschlagbiegeversuche (Tabelle 10) liegen im selben Bereich.

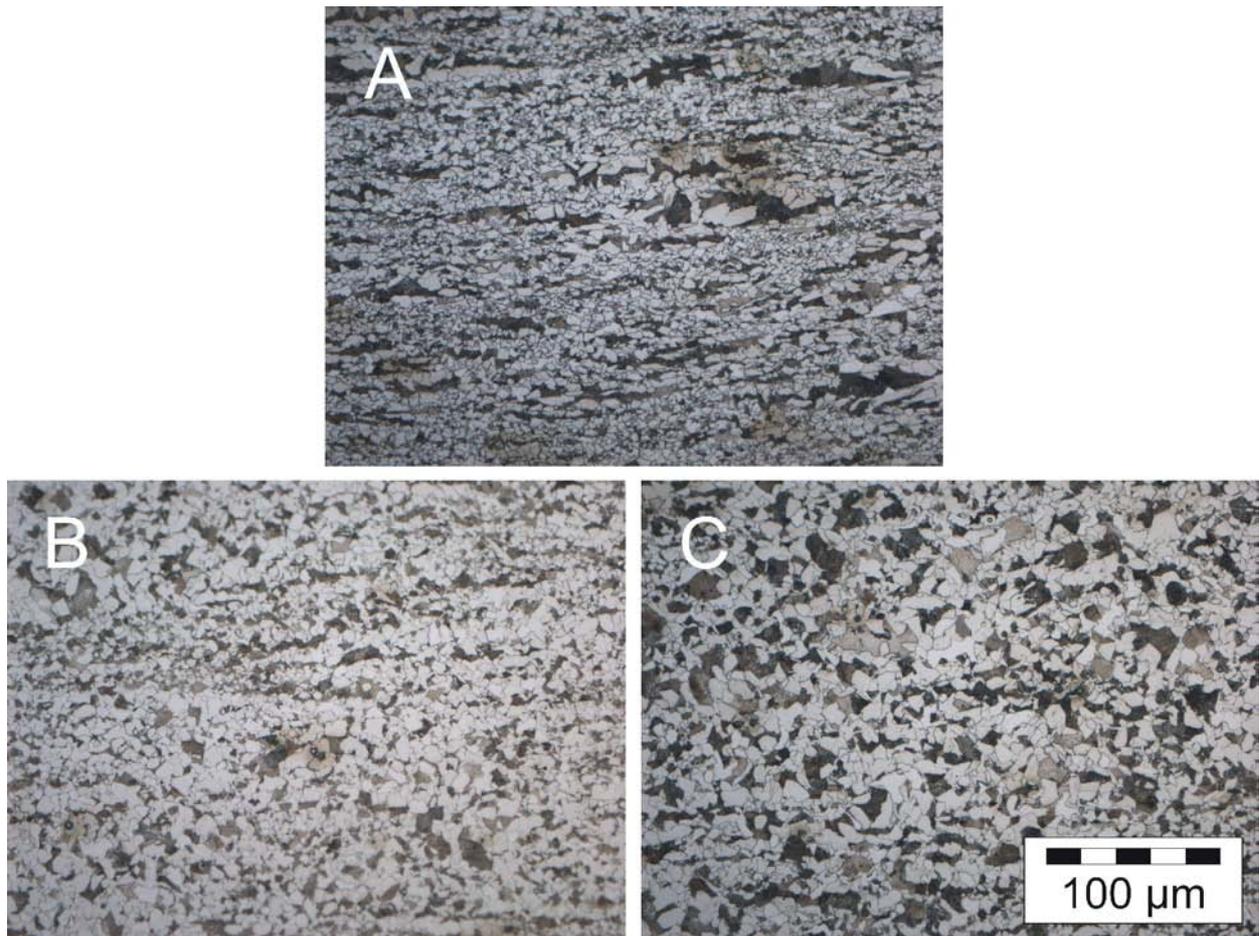


Abbildung 36: Gefüge der Proben aus Serie 3. Stahl VNb. A: Umformtemperatur 900 °C. B: Umformtemperatur 1000 °C. C: Umformtemperatur 1000 °C, mit Ausscheidungsschritt.

Tabelle 8: Ferritanteil der Proben aus Serie 3.

Umformtemperatur	900 °C	1000 °C	1000 °C, Ausscheidungsschritt
Stahl V	26 %	16 %	17 %
Stahl VN	26 %	20 %	25 %
Stahl VNb	55 %	52 %	53 %

Tabelle 9: Kleinlasthärte der Proben aus Serie 3.

Umformtemperatur	900 °C	1000 °C	1000 °C, Ausscheidungsschritt
Stahl V	282 HV1	290 HV1	288 HV1
Stahl VN	274 HV1	277 HV1	278 HV1
Stahl VNb	264 HV1	295 HV1	267 HV1

Tabelle 10: Kerbschlagarbeit an Kleinstproben aus Serie 3.

Umformtemperatur	900 °C	1000 °C	1000 °C, Ausscheidungsschritt
Stahl V	2,4 J		2,1 J
Stahl VN	2,2 J		2,3 J
Stahl VNb		3,1 J	

Tabelle 11: Mikrohärtewerte des Ferrits der Proben aus Serie 3.

Umformtemperatur	900 °C	1000 °C	1000 °C, Ausscheidungsschritt
Stahl V	190 HV0,002	193 HV0,002	202 HV0,002
Stahl VN	176 HV0,002	181 HV0,002	171 HV0,002
Stahl VNb	181 HV0,002	196 HV0,002	186 HV0,002

Bezüglich der Umformtemperatur verhält sich Stahl V gleich wie Stahl VN, jedoch verringert sich der Ferritanteil stärker (Tabelle 8). Der Ausscheidungsschritt zeigt hier jedoch keine Wirkung auf die Gefügemorphologie. Auch hier liegen die Härtewerte nach HV1 in einem sehr engen Bereich und nur minimal höher als bei Stahl VN (Tabelle 9). Durch den zweistufigen Umwandlungsschritt wurde ein praktisch bainitfreies Gefüge erreicht. Dadurch hat sich die Kerbschlagarbeit gegenüber der vorhergehenden Versuchsserie deutlich erhöht (Tabelle 10).

Bei Stahl VNb konnte der Bainitanteil durch die zweistufige Umwandlung stark verringert werden. Es finden sich nur mehr vereinzelt kleinere Bainitzeilen. Die bei 900 °C umgeformte Probe weist ein leicht gestrecktes Gefüge auf. Der Ausscheidungsschritt hat keinen Einfluss auf den Ferritanteil (Tabelle 8), jedoch ist das Gefüge homogener. Möglicherweise rekristallisiert das

Gefüge erst in dieser zusätzlich zur Verfügung stehenden Zeit vollständig und gleichmäßig. Die Härte steigt durch Erhöhung der Umformtemperatur auf 1000 °C um rund 30 HV1, sinkt durch den Ausscheidungsschritt wieder auf das Niveau der bei 900 °C umgeformten Probe ab (Tabelle 9). Das Ergebnis der Kerbschlagbiegeversuche (Tabelle 10) zeigt für Stahl VNb das beste Ergebnis aus den Stauchversuchen, liegt jedoch deutlich unter den Ergebnissen der Schmiedeversuche und der Vergleichsprobe aus Vergütungsstahl (5,2 J).

Die Ergebnisse der Ferritmikrohärtemessungen sind in Tabelle 11 angeführt. Die bei allen drei Proben etwas höheren Werte von Stahl V gegenüber Stahl VN können möglicherweise auf den leicht höheren Siliziumgehalt zurückgeführt werden. Zu erwarten war, dass Stahl VNb eine deutlich höhere Ferrithärte aufweisen würde, als die beiden anderen Stähle, da er einen höheren Gehalt an Mikrolegierungselementen aufweist und trotz des niedrigeren Kohlenstoffgehaltes und somit Perlitanteils ähnliche Makrohärtewerte aufweist, wie die beiden anderen Stähle. Auch ist kein Zusammenhang, zwischen Makrohärte, Ferritanteil und Mikrohärte zu erkennen. Eigentlich sollte angenommen werden, dass bei sinkendem Ferritanteil und gleich bleibender Makrohärte, wie bei Stahl VN die Ferrithärte höher ist und umgekehrt bei Stahl VNb bei etwa gleich bleibendem Ferritanteil, die Probe mit deutlich höherer Makrohärte auch eine deutliche Steigerung in der Ferrithärte aufweist. Dies ist jedoch nicht der Fall. Zusammenfassend kann für die Mikrohärtemessung gesagt werden, dass sich die Ergebnisse nicht genug unterscheiden, um mit Rücksicht auf die Ungenauigkeit und grundsätzliche Problematik (siehe Kapitel 3.2.3), eine Aussage ableiten zu können.

7. Diskussion

Bei den Schmiederversuchen zeigte sich, dass bei der Anwendung eines Gebläses zur beschleunigten Abkühlung darauf zu achten ist, dass es aufgrund der Bauteilgeometrie nicht zu stark unterschiedlichen Abkühlzeiten in verschiedenen Teilbereichen des Schmiedestückes kommt, und dadurch an exponierten Stellen bzw. Bereichen geringer Wandstärke eventuell großteils bainitisches Gefüge vorliegt, während der Rest des Bauteiles vollständig ferritisch-perlitisch ist. Eine Gebläsekühlung oberhalb A_{r1} hat keinen Einfluss auf das entstehende Gefüge, es erhöht sich jedoch die Härte. Allerdings waren die Versuchsbedingungen im industriellen Umfeld nicht konstant genug um einen Einfluss von verschiedenen Parametern der Gebläsekühlung darstellen zu können. Die Zähigkeit wird von einer Gebläsekühlung von 850 bis 650 °C leicht positiv beeinflusst. Eine verzögerte Umwandlung nach einer Gebläsekühlung zur Vermeidung von Bainit in exponierten Teilbereichen ist nicht geeignet, da sich Widmannstättenferrit bildet.

Als Vorteil der AFP-Stähle gegenüber Vergütungsstählen wird oft die Gleichmäßigkeit des Gefüges und der mechanischen Kennwerte über den Querschnitt angeführt. Bei den durchgeführten Schmiederversuchen, führte jedoch der Einsatz eines Gebläses zu unterschiedlichen Gefügen in verschiedenen Bereichen des Bauteiles.

Der positive Einfluss eines erhöhten Stickstoffgehaltes, von dem in der Literatur berichtet wird, konnte unter diesen industriellen Versuchsbedingungen nicht nachvollzogen werden. Im Gegenteil, wird unter den Bedingungen, die bei Stahl V die beste Zähigkeit ergeben, bei Stahl VN nur ein geringerer Wert erreicht.

Aus den durchgeführten thermodynamischen Berechnungen geht hervor, dass bei den Stählen V und VN bei 1150 °C der Großteil der Vanadiumausscheidungen gelöst ist. Bei Stahl VNb sind die Ausscheidungen etwas stabiler.

Aus den Berechnungen geht weiters hervor, dass der Anteil der bei Raumtemperatur unter Gleichgewichtsbedingungen vorhandenen Vanadiumausscheidungen nur vom Vanadium-, jedoch nicht vom Stickstoffgehalt abhängig ist. Der Stickstoffgehalt hat jedoch einen großen Einfluss auf die Bildungstemperatur der Ausscheidungen.

Bezüglich des Kornwachstumsverhaltens konnte für alle untersuchten Stähle gezeigt werden, dass bei 1150 °C selbst bei einer halben Stunde Glühdauer und bei 1200 °C auch bei zehn Minuten noch kein Kornwachstum auftritt, während bei 1200 °C nach zehn Minuten nur mehr der titanlegierte Vergleichsstahl beständig ist.

Im Gegensatz zu den Schmiedeversuchen zeigte sich bei den Stauchversuchen sehr wohl ein positiver Effekt des erhöhten Stickstoffgehaltes von Stahl VN. In Verbindung mit einem 600 s Ausscheidungsschritt bei 900 °C kann mit bei 1000 °C umgeformten Proben die gleiche Kerbschlagarbeit erreicht werden, wie mit bei 900 °C umgeformten Proben. Durch die Erhöhung der Umformtemperatur verringert sich die Fließspannung und somit der Werkzeugverschleiß deutlich. Ein noch besseres Verhalten bezüglich der Zähigkeit zeigt Stahl VNb durch verringerten Kohlenstoff- und erhöhtem Mikrolegierungselementgehalt. Die Härtewerte liegen dabei im selben Bereich wie bei den höherkohligen Stählen. Nicht erfasst werden konnte der Einfluss des niedrigeren Schwefelgehaltes auf die Zähigkeit, da kein entsprechendes Vergleichsmaterial zur Verfügung stand. Bei diesem Stahl zeigt sich auch die rekristallisationsverzögernde Wirkung von Niob. Bei einer Umformtemperatur von 900 ° kann der Austenit nicht mehr vollständig rekristallisieren und auch bei 1000 °C wird erst durch den Ausscheidungsschritt ein homogenes Gefüge erreicht.

Während in der ersten Versuchsserie ein Abfall der Makrohärte durch einen langen Ausscheidungsschritt bei Stahl VN zu beobachten war, ist dieser Effekt in der dritten Serie nicht aufgetreten. Möglicherweise ist dies auf die längere Austenitisierungszeit und einen höheren Anteil an gelöstem Vanadium zurückzuführen, sodass auch nach dem langen Ausscheidungsschritt noch genug Vanadium in Lösung bleibt um bei der Umwandlung das Ausscheidungshärtepotential gut auszunutzen. Möglicherweise wird die Härte aber auch durch die veränderten Umwandlungsbedingungen stärker beeinflusst.

Für alle untersuchten Stähle ist es in Bezug auf die Kerbschlagzähigkeit wichtig größere Bainitanteile im Gefüge zu vermeiden.

Dass bei den Stauchversuchen trotz eines deutlich feineren Gefüges und höheren Ferritanteils nur geringere Kerbschlagarbeitswerte erreicht werden konnten, legt den Schluss nahe, dass die aus den Hantelproben gefertigten Kerbschlagbiegeproben mit nur einem kleinen Bereich an feinem Gefüge für die Zähigkeitsbewertung nicht geeignet sind.

8. Ausblick

Eine genauere Trennung der Einflüsse von Austenitisierungsbedingungen, eines Ausscheidungsschrittes und den Umwandlungsbedingungen durch Versuchsreihen mit mehr Parametervariationen könnte diese Arbeit fortführen.

Für weitere Untersuchungen ist es interessant Versuche mit größeren Proben, zum Beispiel Flachstauchversuche durchzuführen, damit die Kleinstproben für Kerbschlagbiegeproben vollständig aus einem feinen, durch die Umformung entstandenem Gefüge bestehen. Besonders dafür eignen würde sich der am Lehrstuhl für Umformtechnik neu vorhandene Umformsimulator TMTS von Servotest. Damit ist eine exakte Temperaturführung sowohl beim Aufheizen, als auch bei einem beschleunigten und verlangsamt abkühlen möglich. Um das Zähigkeitsverhalten besser beurteilen zu können, wäre es sinnvoll, Kerbschlagbiegeversuche nicht nur bei Raumtemperatur durchzuführen, sondern auch die Spröd-Duktil-Übergangstemperatur zu bestimmen.

Die Charakterisierung der Auflösungs- und Ausscheidungskinetik der Karbonitride der Mikrolegierungselemente über transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen an abgeschreckten Proben könnte helfen, die minimal notwendigen Zeiten für die Austenitisierung und eventuelle Ausscheidungsschritte festzulegen.

Der Einfluss des Schwefelgehaltes, sowohl auf die Zähigkeit durch Untersuchung von Vergleichsmaterial ohne erhöhten Schwefelgehalt, als auch auf die Wirkung von MnS in Verbindung mit VN als Keimstelle für intragranularen Ferrit. Bei der Keimstellenwirkung ist auch die Frage, ob die MnS-Einschlüsse fein und häufig genug sind um für das an sich schon feine Gefüge unter den untersuchten Parametern noch zusätzlich als Ferritkeimstellen wirken zu können.

9. Literaturverzeichnis

- [Bal80] Balliger N.K., Honeycombe R.W.K.: The effect of nitrogen on precipitation and transformation kinetics in vanadium steels, Metallurgical Transactions A 11A, 1980, S. 421-429
- [Ber78] Berns H: Aluminiumnitrid im Stahl, Stahl und Eisen 98, 1978, S. 662-664
- [Bie94] Biegus C., Lotter U., Kaspar R.: Influence of thermomechanical treatment on the modification of austenite structure, steel research 65, 1994, S. 173-177
- [Bra78] Brandis H., Schmidtman E., von den Steinen A.: Zur Wirkung geringer Zusätze von Vanadin und Niob in Stählen mit 0,4 bis 0,5 % C, Thyssen Edelstahl Technische Berichte 4. Band, Heft 1, 1978, S. 3-20
- [Bra88] Brandis H., Huchtemann B., Schmidt W.: Einfluß der Umformbedingungen auf die mechanischen Eigenschaften des mikrolegierten perlitischen Stahles 42 MnSiVS 3 3, Thyssen Edelstahl Technische Berichte 14. Band, Heft 2, 1988, S. 135-142
- [Cap04] Capdevila C., Caballero F.G., García-Mateo C., García de Andrés C.: The Role of Inclusions and Austenite Grain Size on Intragranular Nucleation of Ferrite in Medium Carbon Microalloyed Steels, Materials Transactions 45, 2004, S. 2678-2685
- [Cud83] Cuddy L.J., Raley J.C.: Austenite grain coarsening in microalloyed steels, Metall. Trans. A 14A, 1983, S- 1989-1995
- [Eng80] Engineer S., von den Steinen A.: Mikrolegierte perlitische Stähle mit verbesserter Zähigkeit, Thyssen Edelst. Techn. Ber. 6. Band, Heft 2, 1980, S. 85-89
- [Eng87] Engineer S., Huchtemann B., Schüler V.: Ein Rückblick über die Entwicklung und die Anwendung von mikrolegierten perlitischen Stählen, Thyssen Edelst. Techn. Ber. 13. Band, Heft 1, 1987, S. 34-43

- [Fur03] Furuhashi T., Yamaguchi J., Sugita N.: Nucleation of Proeutectoid Ferrite on Complex Precipitates in Austenite, ISIJ International, Vol. 43, 2003, S. 1630-1639
- [Güt87] Güth A., Kaun L., Köthe A., Müller D., Richter J.: Investigation of the influence of the reheating temperature on size and composition of precipitates in microalloyed HSLA steels by analytical electron microscopy, Scripta Metallurgica 21, 1987, S. 163-168
- [Han80] Hansen S.S., Vander Sande J.B., Cohen M.: Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels, Metallurgical Transactions A 11A, 1980, S. 387-402
- [Hop92] Hoppe H.: Einfluß der Schmiedebedingungen auf das Umwandlungsverhalten von ausgewählten Schmiedestählen, Umformtechnische Schriften Band 37, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1992. ISBN 3-514-00512-5
- [Huc90] Huchtemann B., Schüler V.: Entwicklungsstand der ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen (AFP-)Stähle mit Vanadinzusatz für eine geregelte Abkühlung von der Warmumformtemperatur, Thyssen Edelst. Techn. Ber. 16. Band, 1990, S. 3-11
- [Ids02] Informationsstelle Schmiedestück-Verwendung im Industrieverband Deutscher Schmieden e.V. (IDS) (Hrsg.): Schmiedeteile - Bedeutung, Gestaltung, Herstellung, Anwendung, Hagen, 2002. ISBN 3-928726-17-X
- [Ish94] Ishikawa F., Takahashi T., Ochi T.: Intragranular Ferrite Nucleation in Medium-Carbon Vanadium Steels, Metallurgical and Materials Transactions A Vol. 25A, 1994, S. 929-936
- [Kas03] Kaspar R.: Microstructural Aspects and Optimization of Thin Slab Direct Rolling of Steels, steel research 74, 2003, S. 318-326
- [Kas86] Kaspar R., Pawelski O.: Austenite grain in the process of thermomechanical treatment, steel research 57, 1986, S. 199

- [Kas92] Kaspar R., Hoppe H., Pawelski O.: Effect of deformation conditions on the transformation of micro-alloyed medium-carbon forging steels, steel research 63, 1992, S. 324-330
- [Kas94] Kaspar R., Lotter U., Biegus C.: The influence of thermomechanical treatment on the transformation behaviour of steels, steel research 65, 1994, S. 242-247
- [Koy90] Koyasu Y., Takahashi T., Ishii N., Takada H., Takeda H.: High strength and toughness microalloyed forging steels for fabrication of automobile underbody parts without subsequent heat treatment, Nippon Steel Technical Report 47, 1990, S. 37-45
- [Mey84] Meyer L.: Mikrolegierungselemente im Stahl, Thyssen Technische Berichte Heft 1, 1984, S. 34-44
- [Mic87] Michael J.R., Speer J.G., Hansen S.S.: Austenite recrystallization in Nb/V microalloyed steels, Metallurgical Transactions A 18A, 1987, S. 481-483
- [Müs85] Müsgen B., de Boer H., Fröber H., Petersen J.: Normalfeste und Hochfeste Baustähle, in: Werkstoffkunde Stahl, Band2, Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, Tokyo, 1985, ISBN 3-540-13084-5
- [Nus02] Nußbaum G.: Strukturbildungsprozesse und Struktur/Eigenschafts-Relationen in mikrolegierten Schmiedestählen nach thermomechanischer Behandlung mit variierenden Abkühlkonzepten, Dissertation, RWTH Aachen, 1992.
- [Oll03] Ollilainen V., Kasprzak W., Holappa L.: The effect of silicon, vanadium and nitrogen on the microstructure and hardness of air colled medium carbon low alloy steels, Journal of Materials Processing Technology 134, 2003, S. 405-412
- [Pre76] Preis G.: Die Ermittlung von Bindungsformen des Stickstoffs in mikrolegierten perlitischen Baustählen mit rd. 0,5 % C, TEW-Technische Berichte 2. Band, Heft 2, 1976, S. 111-117
- [Ric93] Richter J., Güth A., Köthe A., Backmann G.: Influence on Mn and Si contents on structure and mechanical properties of ferritic-pearlitic HSLA steels, steel research 64, 1993, S. 267-274

- [Rid84] Ridley N.: A review of the data on the interlamellar spacing of pearlite, Metallurgical Transactions A 15A, 1984, S. 1019-1036
- [Tho89] Thompson S.W., Krauss G.: Precipitation and fine structure in medium-carbon vanadium and vanadium/niobium microalloyed steels, Metallurgical Transactions A 20A, 1989, S. 2279-2288
- [Sha02] Shahhosseini M. H., Shahhosseini A. M., Hanzaki A. Z.: The Effect of Vanadium on Mechanical Properties and Forgability of Air-Cooled Microalloying Forging Steels, 4th MWSP Conference Proceedings Vol. XL, 2002, S. 535-542
- [Str85] Strid J., Esterling K.E.: On the chemistry and stability of complex carbides and nitrides in microalloyed steels, Acta Metall. 33, 1985, S. 2057-2074
- [Win83] Winkler H.: Stand der Kenntnis über die Zerspanbarkeit von niedriglegierten Kohlenstoffstählen, Stahl und Eisen 103, 1983, S.661-665
- [Zaj01] Zajac S.: Precipitation and Grain Refinement in Vanadium-Containing Steels, The Use of Vanadium in Steel. Vanitec Int. Symposium, Beijing, 2001, 74-93

10. Abbildungsverzeichnis

Abbildung 1: Formenvielfalt von Schmiedeteilen [Ids02]	S. 3
Abbildung 2: Marktstruktur für Schmiedeteile in Deutschland für das Jahr 2000 [Ids02]	S. 4
Abbildung 3: Verschiedene Wärmebehandlungsarten [Hop92]	S. 5
Abbildung 4: Erhöhung der Rekristallisations-Stopp-Temperatur für unterschiedliche Anfangsgehalte an gelösten Mikrolegierungselementen in einem Stahl mit 0,07 % C, 1,40 % Mn und 0,25 % Si [Nus02]	S. 9
Abbildung 5: ZTU-Schaubilder zwei verschiedener Mikrolegierungsvarianten im Vergleich [Nus02]	S. 10
Abbildung 6: ZTU-Schaubilder zwei verschiedener Mikrolegierungsvarianten im Vergleich [Nus02]	S. 11
Abbildung 7: ZTU-Schaubilder für den Stahl 38 MnSiVS6 [Hop92]	S. 12
Abbildung 8: Zeit-Temperatur-Ausscheidungs-Diagramm in unverformtem Austenit [Zaj01]	S. 15
Abbildung 9: TEM-Aufnahme einer Keimstelle für Ferrit [Ish94]	S. 16
Abbildung 10: Schematische Darstellung der kristallographischen Beziehungen (OR) zwischen Ferrit, komplexen (MnS+V(C,N))-Ausscheidungen und Austenit [Fur03]	S. 16
Abbildung 11: Bestimmung des Ferritanteiles	S. 19
Abbildung 12: Mikrohärteeindrücke	S. 21
Abbildung 13: Der in den Schmiedeversuchen hergestellte Abtriebsflansch	S. 23
Abbildung 14: Schmiedeteil mit herausgeschnittenem Keil für metallographische Schliffe und Einfräsung im Kopfbereich für die Härteprüfung nach HRC	S. 25
Abbildung 15: Lage der metallographischen Schliffe und der Kleinstprobe für die Kerbschlagbiegeversuche	S. 25
Abbildung 16: Messpunkte für die Aufnahme der Abkühlkurven	S. 26
Abbildung 17: Gefüge von Stahl VN	S. 27
Abbildung 18: Gefüge von Stahl V, 1250 °C, Abkühlung in Mineralwolle.	S. 27

Abbildung 19: Stahl V; Fußbereich	S. 28
Abbildung 20: Stahl V, Gefügeausbildung bei unterschiedlichen Schmiede- und Abkühlbedingungen	S. 29
Abbildung 21: Stahl V; Härte über Gebläseparameter für die verschiedenen Austenitisierungstemperaturen	S. 30
Abbildung 22: Kerbschlagarbeit an Kleinstproben über Schmiedeanfangstemperatur	S. 31
Abbildung 23: Thermo-Calc Berechnung. Massenanteil der verschiedenen Phasen	S. 33
Abbildung 24: Thermo-Calc Berechnung. Vergleich der Massenanteile	S. 34
Abbildung 25: Thermo-Calc Berechnung. Zusammensetzung der Ausscheidungen	S. 35
Abbildung 26: Umformwiderstand k_w über Umformgrad	S. 36
Abbildung 27: Hantelproben und Zylinderproben für die Stauchversuche	S. 38
Abbildung 28: Ablauf der Zylinderstauchversuche	S. 39
Abbildung 29: Pikrinsäureätzung zur Bestimmung der ehemaligen Austenitkorngrößen	S. 41
Abbildung 30: Ehemalige Austenitkorngrößen über der Austenitisierungszeit	S. 42
Abbildung 31: Härte über Dauer des Ausscheidungsschrittes bei 900 und 850 °C	S. 44
Abbildung 32: Gefüge der Proben aus Serie 1	S. 46
Abbildung 33: Gefüge der Proben aus Serie 2	S. 48
Abbildung 34: Vergleich der Reglergenauigkeit beim Abkühlen	S. 51
Abbildung 35: Gefüge der Proben aus Serie 3	S. 52
Abbildung 36: Gefüge der Proben aus Serie 3	S. 54

11. Tabellenverzeichnis

Tabelle 1: Chemische Zusammensetzung der in den Schmiedeversuchen verwendeten Stähle in Massenprozent	S. 24
Tabelle 2: Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für verschiedene Bereiche der Teile an ruhender Luft und mit Ventilator	S. 26
Tabelle 3: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle in Massenprozent	S. 32
Tabelle 4: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle in Massenprozent	S. 37
Tabelle 5: Vergleich der Abkühlzeiten $t_{8/5}$ für die Schmiedeversuche und die Zylinderstauchversuche	S. 39
Tabelle 6: Härtewerte von Proben der Serie 1	S. 45
Tabelle 7: Reglerparameter für Serie 3	S. 51
Tabelle 8: Ferritanteil der Proben aus Serie 3	S. 54
Tabelle 9: Kleinlasthärte der Proben aus Serie 3	S. 55
Tabelle 10: Kerbschlagarbeit an Kleinstproben aus Serie 3	S. 55
Tabelle 11: Mikrohärtewerte des Ferrits der Proben aus Serie 3	S. 55