

Lehrstuhl für Umformtechnik

Department Product Engineering
Montanuniversität Leoben



MASTERARBEIT
DIREKTE WÄRMEBEHANDLUNG AUS DER
SCHMIEDEHITZE
KONZEPTE, NEUE ENTWICKLUNGEN, UMSETZUNG

Michael Reinisch

Masterstudium Werkstoffwissenschaften

im Februar 2017

Die vorliegende Arbeit wurde am Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben in Kooperation mit dem Industriepartner Krenhof Aktiengesellschaft durchgeführt.

Eidesstattliche Erklärung:

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

Affidavit

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



Köflach, 20.02.2017

Michael Reinisch

Danksagung:

An dieser Stelle möchte ich all jenen Personen danken, die mich im Rahmen dieser Masterarbeit begleitet haben.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. mont. Bruno Buchmayr, der mir das Anfertigen dieser Masterarbeit am Lehrstuhl für Umformtechnik der Montanuniversität Leoben ermöglicht hat. Durch seine konstruktiven Anmerkungen und kritisches Hinterfragen hat er mich dazu gebracht, über meine Grenzen hinaus zu denken und damit viele Zusammenhänge aus einem anderen Blickwinkel zu sehen. Für seine Betreuung und seine Geduld bei der Durchsicht dieser Arbeit sei ihm ebenfalls sehr herzlich gedankt.

Weiters möchte ich mich sehr herzlich bei Mag. Matthias Hartmann (Krenhof AG) für die Bereitschaft, mich bei dieser Masterarbeit zu unterstützen, bedanken. Für die Möglichkeit, diese Arbeit im Zuge meiner Tätigkeit bei der Krenhof AG durchzuführen, möchte ich ihm ebenfalls herzlich danken.

Ein weiterer Dank gilt meinen Arbeitskollegen für das Verständnis meiner zumeist wirren An- und Abwesenheiten im Betrieb, sowie für die Unterstützung bei Projekten und Versuchen die essentiell zum Entstehen dieser Arbeit beigetragen haben. An dieser Stelle möchte ich mich ganz besonders bei Herrn Jürgen Holler für die Unterstützung bei der FE-Simulation bedanken.

Ich möchte auch meinen Studienkollegen danken, die mit mir viele fröhliche Stunden im alten, trauten Leoben verbracht haben, aber speziell auch für gemeinsame Prüfungsvorbereitungen und konstruktive Gespräche.

Weiters möchte ich meiner Freundin danken, die mich stets motivieren konnte und mich damit der Fertigstellung dieser Arbeit täglich ein Stück näher brachte.

Ein besonderer Dank gilt meinen Eltern, die mich in all meinen Entscheidungen unterstützt und bekräftigt und mir meine gesamte bisherige Ausbildung ermöglicht haben. Für ihre Motivation, doch vor allem für ihre Geduld möchte ich ihnen herzlich danken.

Kurzfassung:

In der vorliegenden Arbeit werden neue Konzepte für eine optimierte direkte Wärmebehandlung aus der Schmiedehitze erstellt. Die Grundlagen des Härtens, des Abschreckvorgangs und der Härbarkeit werden beschrieben. Die wichtigsten Verfahrensparameter und deren Einfluss auf die Mikrostruktur und mechanischen Eigenschaften der wärmebehandelten Schmiedeteile werden betrachtet. Mit Hilfe von FE-Simulationen werden die instationären Temperaturfelder auch für komplexe Bauteilgeometrien und Kühlbedingungen berechnet. Die numerischen Ergebnisse werden mit Experimenten ergänzt, um die Wärmebehandlung in Bezug auf die Bildung von Härterissen, Verzug oder ungenügende Mikrostruktur zu optimieren. Ziel der Arbeit ist es, eine Kostenreduktion, wie auch eine Energieeinsparung und Ressourcenschonung bei Einhaltung der mechanisch-technologischen Eigenschaften zu realisieren. Ein weiteres wichtiges Ziel ist die ständige Verbesserung der Qualität der wärmebehandelten Schmiedeteile. Durch die numerischen Ansätze können neue Werkstoffkonzepte und Verfahrensentwicklungen schneller im Schmiedebetrieb umgesetzt werden.

Abstract:

Within this work new concepts for an optimized direct heat treatment after forging are created. The basics of hardening, quenching and hardenability are described. The process parameters and their influence on the microstructure and thus on the mechanical properties of the heat treated forgings are considered. Furthermore finite element simulations are used to calculate the unsteady temperature fields of complex shaped parts including the cooling phase after forging. These numerical results are complemented with experimental results to optimize the heat treatment regarding quench cracking, distortion or insufficient microstructure. The aim of this work is to reduce process costs, as well as to save energy and resources whereby the mechanical-technological properties remain constant. Another essential aim is to continuously improve the quality of the heat treated forgings. Using the numerical tools, new material concepts and process developments can be exploited much faster in a forging shop.

Inhaltsverzeichnis

1.	EINLEITUNG UND PROBLEMSTELLUNG	1
2.	METALLKUNDLICHE GRUNDLAGEN EISEN UND STAHL – DAS EISEN KOHLENSTOFF DIAGRAMM.....	8
3.	WÄRMEBEHANDLUNG DER EISENWERKSTOFFE.....	12
3.1	AUSTENITISIERUNG	12
3.2	ABKÜHLUNG/ABSCHRECKEN AUS DEM AUSTENITGEBIET.....	13
3.3	ANLASSEN	25
3.4	AUSSCHIEDUNGSHÄRTENDE FERRITISCH-PERLITISCHE STÄHLE.....	28
3.5	BAINITISCHE SCHMIEDESTÄHLE.....	36
3.6	LUFTHÄRTENDE SCHMIEDESTÄHLE	43
4.	DER ABSCHRECKVORGANG	45
5.	EIGENSCHAFTEN VON WÄSSRIGEN POLYMERLÖSUNGEN	49
6.	BERECHNUNG DES ZUSAMMENHANGS DER ABSCHRECKHÄRTE UND DER KÜHLRATE	56
7.	ABKÜHLUNG EINES ZYLINDRISCHEN STABSTAHL.....	62
7.1	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR WASSERABSCHRECKUNG, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 800°C	65
7.2	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR 5% AQ320, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 800°C	66
7.3	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR 8% AQ320, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 800°C	67
7.4	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR WASSERABSCHRECKUNG, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 1200°C	68
7.5	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR 5% AQ320, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 1200°C	69
7.6	KÜHLKURVE UND KÜHLRATE FÜR 8% AQ320, AUSTENITISIERUNGSTEMPERATUR 1200°C	70
7.7	ERGEBNISSE DER ABKÜHLUNG EINES ZYLINDRISCHEN STABSTAHL	71
8.	ABKÜHLKURVEN UND KÜHLRATEN EINES FLANSCHES AUS DEM STAHL C45E (1.1191)	76
8.1	ABKÜHLKURVEN UND KÜHLRATEN	77
8.2	GEGENÜBERSTELLUNG DER BERECHNETEN KÜHLKURVEN MIT ZTU DIAGRAMMEN.....	80
8.3	ERGEBNISSE AM FLANSCH AUS C45E AUS DER SCHMIEDEHITZE GEHÄRTET/ABGEKÜHLT	83
9.	SELBSTANLASSEN UND RISSBILDUNG BEI LAGERUNG VON GEHÄRTETEN SCHMIEDETEILEN	88
9.1	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 900°C, 10s	90
9.2	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 900°C, 20s	92
9.3	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 900°C, 30s	93
9.4	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 1000°C, 10s	95
9.5	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 1000°C, 20s	97
9.6	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN FLANSCH 1000°C, 30s	98
9.7	ERGEBNISSE SELBSTANLASSEN RISSBILDUNG BEI LAGERUNG	101
10.	EINFLUSS DER LAGE VON SCHMIEDETEILEN IM HÄRTEBECKEN	105
11.	DISKUSSION.....	109
12.	ZUSAMMENFASSUNG	115
13.	AUSBlick.....	117
	ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS UND VERWENDETE SYMBOLE.....	I
	LITERATURVERZEICHNIS	II
	ABBILDUNGSVERZEICHNIS	V
	TABELLENVERZEICHNIS	IX

1. Einleitung und Problemstellung

Eine nachhaltige Kostensenkung und parallel dazu eine Qualitätssteigerung sind für die Automobilindustrie das primäre Ziel. Ein Zulieferbetrieb für Automobil-Schmiedeteile unterliegt einem kontinuierlichen Verbesserungsprozess, der sich sowohl auf die Qualität der Schmiedeteile, als auch auf deren Preis bezieht. Der Grundsatz dabei ist, so kostengünstig als möglich die Qualitätsanforderungen zu erfüllen. Ein Kriterium für steigende Qualität ist die Senkung der Streuungen im Schmiedeprozess, sowie der Folgeprozesse wie Wärmebehandlung oder zerspanende Bearbeitung. Eine weitere Kostenreduktion in der Qualitätssicherung geht mit der Stabilität der Fertigungsprozesse einher: Kann man einen Fehler vollkommen und nachhaltig beheben, entstehen Einsparungsmöglichkeiten in der zerstörungsfreien Prüfung. Natürlich sinken damit auch die Kosten für die Ausschussteile die verschrottet werden müssen.

Einer der wichtigsten Wärmebehandlungsprozesse im Schmiedebereich für Automobilteile ist das Härten. Durch das Härten aus der Schmiedewärme kann eine enorme Kosteneinsparung erzielt werden. Die Stabilität des Prozesses hängt von der Konstanz der einzelnen Prozessparameter ab. Bereits geringe Schwankungen gewisser Parameter können den Prozess derart beeinflussen, dass die Qualität des wärmebehandelten Endprodukts nicht mehr den Kundenanforderungen entspricht. In der Praxis ist es nicht möglich, alle Prozesseinflussgrößen für ein Härten aus der Schmiedewärme über mehrere Stunden oder Tage konstant zu halten. Es ist daher notwendig die Parameter mit dem größten Einfluss auf die Produktqualität zu kennen, um diese in einem möglichst engen Toleranzfeld zu halten.

Einer der gravierendsten Fehler im Bereich des Härten ist der Härte- oder Spannungsrisse. Diese Risse entstehen, wenn die lokale Spannung, die beim Abschreckvorgang am Bauteil entsteht, die Trennfestigkeit des Werkstoffes überschreitet. Die klassischen Rissausgänge sind daher Radien oder Kerben an der Oberfläche des Schmiedeteils. Geometrieübergänge sind vor allem auch durch den Temperaturgradient kritische Bereiche. Dickere Querschnitte kühlen langsamer als dünne, daraus resultieren thermisch induzierte Spannungen die linear vom Temperaturunterschied, dem E-Modul des Werkstoffes und dessen linearem Ausdehnungskoeffizienten abhängen. Zusätzlich wirken beim Härten Umwandlungsspannungen durch die Volumenausdehnung beim Umklappen von Austenit in Martensit. Die thermischen Spannungen müssen demnach weitgehend minimiert werden, um Rissen vorzubeugen. Es besteht die Möglichkeit die Härtetemperatur der Bauteile vor Einwurf in das Härtemedium zu senken, um die Spannungen zu verringern. Die

Austrittstemperatur der abgeschreckten Bauteile aus dem Härtebecken kann bis in den Bereich der Martensit-Start-Temperatur erhöht werden. Liegt die Austrittstemperatur des Bauteils über der Martensit-Start-Temperatur ist es dem Teil möglich den Temperaturgradient zwischen Kern- und Randzone vor dem Umklappen in Martensit etwas auszugleichen. Die Spannungen für die Martensit-Umwandlung können damit verringert werden. Liegt die Austrittstemperatur des Schmiedeteils unter der Martensit-Start-Temperatur härtet die Randzone sofort und es ist möglich mit der Restwärme aus dem Bauteilkern einen Selbstanlasseffekt zu generieren. Dabei ist das nach dem Härten vorliegende Gefüge bereits angelassener Martensit. Dieser besitzt eine höhere Zähigkeit als Martensit und beugt somit nachträglich eintretenden Spannungsrissen vor.

Ein weiterer Prozessparameter ist der Polymergehalt bei wässrigen Polymerlösungen als Härtemedium. Allgemein gilt je höher der Polymergehalt einer Lösung ist, desto geringer ist die Abschreckwirkung. Das Bauteil kühlt im Randbereich langsamer ab und ermöglicht daher einen besseren Temperatenausgleich mit dem Kernbereich des Bauteils. Entscheidend ist dabei die Wärmeleitfähigkeit des Werkstoffes. Bei hohen Polymerkonzentrationen wird im Vergleich zur Wasserhärtung der Temperaturunterschied zwischen Kern und Randbereich verkleinert.

Die Temperatur des Härtemediums ist auch ein wichtiger Faktor für die Abschreckwirkung. Ist die Temperatur höher, wird die Abschreckgeschwindigkeit geringer. Zusätzlich neigt die wässrige Polymerlösung bei zu hoher Temperatur dazu eine ausgeprägte Dampfhautphase auszubilden, die die Abschreckung des Bauteils negativ beeinflusst. Die Einflüsse der Polymerbadtemperatur und des Polymergehaltes auf die Abschreckwirkung werden über Berechnungen und Versuche charakterisiert.

Als weitere wichtige direkte Wärmebehandlung nach dem Schmieden gilt die gesteuerte Abkühlung aus der Schmiedehitze oder BY-Abkühlung zum Erreichen einer geforderten Festigkeit. Das Schmiedeteil besitzt im abgekühlten Zustand nach dem Schmieden bereits die geforderten mechanischen Eigenschaften. Daher entfällt jede weitere Wärmebehandlung, was sich entscheidend auf die Kosten pro Schmiedeteil auswirkt. Zu diesem Zweck wurden AFP-Stähle entwickelt, die durch gezieltes Abkühlverhalten hohe Festigkeiten erzielen können.

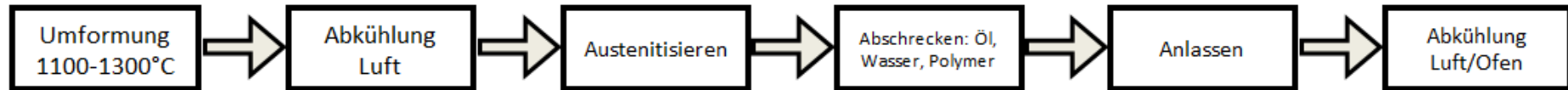
Lufthärtende Werkstoffe werden ebenfalls laufend weiter entwickelt, um die Gefahr von Rissbildung und Verzug zu senken. Der „Abschreckvorgang“ bei lufthärtenden Werkstoffen ist vergleichsweise sehr sanft, da der Temperaturgradient im Bauteil nicht so hoch wird wie beim Abschrecken in Wasser oder Öl. Dadurch werden weniger thermische Spannungen im Bauteil generiert.

In Anlehnung an die Prozessvarianten AFP-Stahl, klassisches Vergüten und Vergüten aus der Schmiedehitze von [1] wurde in Abb. 1 eine Übersicht von wichtigen Wärmebehandlungen nach einer Warmformgebung erstellt und erweitert.

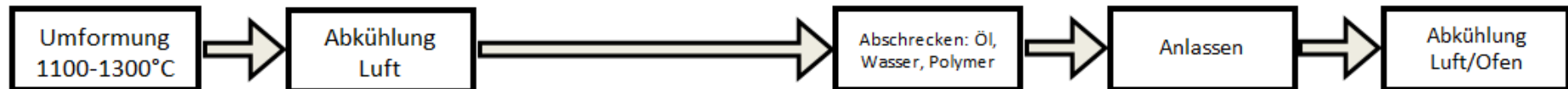
Die Abb. 2 zeigt die Einflussfaktoren auf den Abschreckvorgang beim Härten aus der Schmiedehitze in wässriger Polymerlösung. Es gibt im betrachteten Prozess bis dato nur eine Konstante, nämlich die Art des Polymer-Abschreckmediums. Die orange eingefärbten Parameter sind variable Parameter, die nicht oder nur bedingt messbar sind, in der Vergangenheit nicht beachtet wurden, oder (noch) nicht konstant gehalten werden können. Um unvorhergesehene Ereignisse bei einem Abschreckprozess zu vermeiden, müssen aber die Prozessparameter möglichst konstant, oder in engen Grenzen gehalten werden. Für jede Geometrie/Werkstoff Paarung muss die optimale Kombination zwischen Härtetemperatur und Polymerkonzentration gefunden werden. Es gibt Ansätze die im Zuge dieser Arbeit für die Anwendung in der Krenhof AG zur Berechnung oder Simulation von Abschreckkurven adaptiert wurden.

Wichtige Wärmebehandlungsprozesse nach einer Warmformgebung

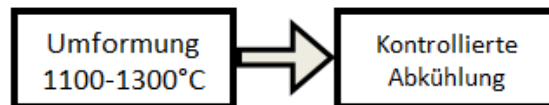
Konventionelles Härten und Anlassen (Vergüten)



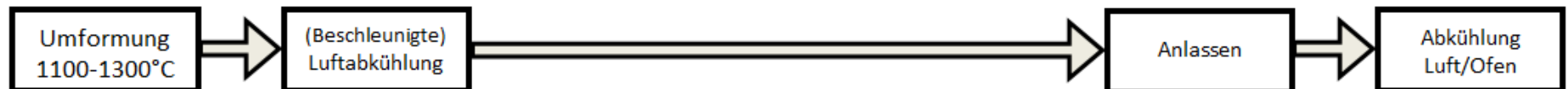
Härten aus der Schmiedehitze und Anlassen



BY-Abkühlung/Ausscheidungshärten von AFP-Stählen



Lufthärtende Werkstoffe



Bainitische Umwandlung

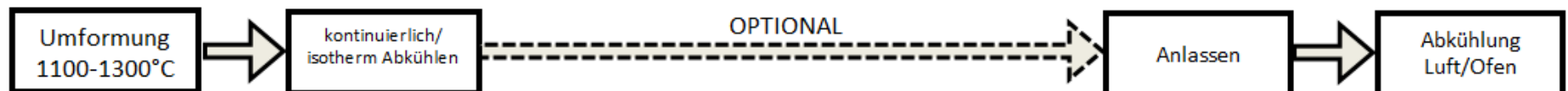


Abb. 1 Überblick über wichtige Wärmebehandlungsprozesse nach einer Warmformgebung



Abb. 2 Überblick über die wichtigsten Einflüsse beim Härten aus der Schmiedewärme in wässriger Polymerlösung (Einfärbe-Modus siehe Text)

Die Abb. 3 und Abb. 4 zeigen einen guten Überblick über die unterschiedlichen Arten von Stählen für die Massivumformung [2]. Damit kann das Entwicklungspotential und die Richtung der Optimierungen für Schmiedestähle vorgegeben werden. Vor allem die künftige Bedeutung von bainitischen Stählen insbesondere des hochduktilen Bainits wird dadurch erkennbar. Diese Werkstoffe können bei guten Zähigkeitswerten die Festigkeit von AFP-Stählen übertreffen, sowie die mechanischen Werte von aufwendig wärmebehandelten Vergütungsstählen erreichen.

Als Schmiedebetrieb innerhalb der Lieferkette der metallverarbeitenden Industrie arbeitet man meist mit vorgegebenen Werkstoffen und einzuhaltenden Lieferbedingungen und Toleranzen. Die geforderten Eigenschaften an das Schmiedeteil müssen mit ausreichender Qualität und Prozessfähigkeit dargestellt werden, dadurch gewinnt auch jeder nachfolgende Prozess (Wärmebehandlungen, zerspanende Bearbeitung, ...) an Konstanz. Das Ziel ist es die eigenen Prozesse so weit zu beherrschen, dass unvorhersehbare Ausschussmengen und die Streuung von kritischen Eigenschaften reduziert werden können. Der Herstellungsprozess von Schmiederohlingen, deren mechanische Eigenschaften im Laufe der Folgeprozesse erhalten bleiben, hat viele Variablen von denen einige bewusst variabel bleiben müssen und einige unbekannt sind oder besser konstant gehalten werden müssen. Ein weiteres Ziel dieser Arbeit ist es, einige bis dato unbeachtete Variablen auf den Prozess des Härtens aus der Schmiedehitze zu beschreiben und zu berücksichtigen. In weiterer Folge muss definiert werden welche Variablen konstant gehalten werden können/sollen und welche variabel bleiben müssen, um unterschiedliche Anforderungen an unterschiedlichen Werkstoffen und Geometrien abdecken zu können.

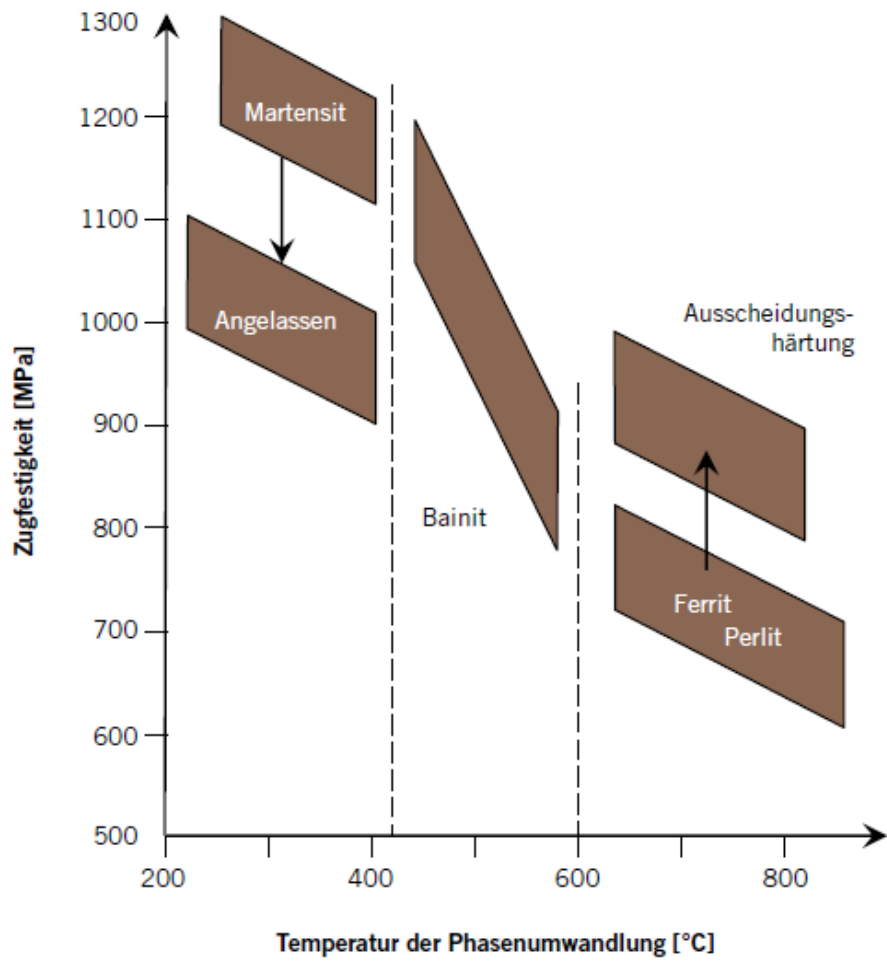


Abb. 3 Übersicht der Stahlgruppen nach Zugfestigkeit und Umwandlungstemperatur [2]

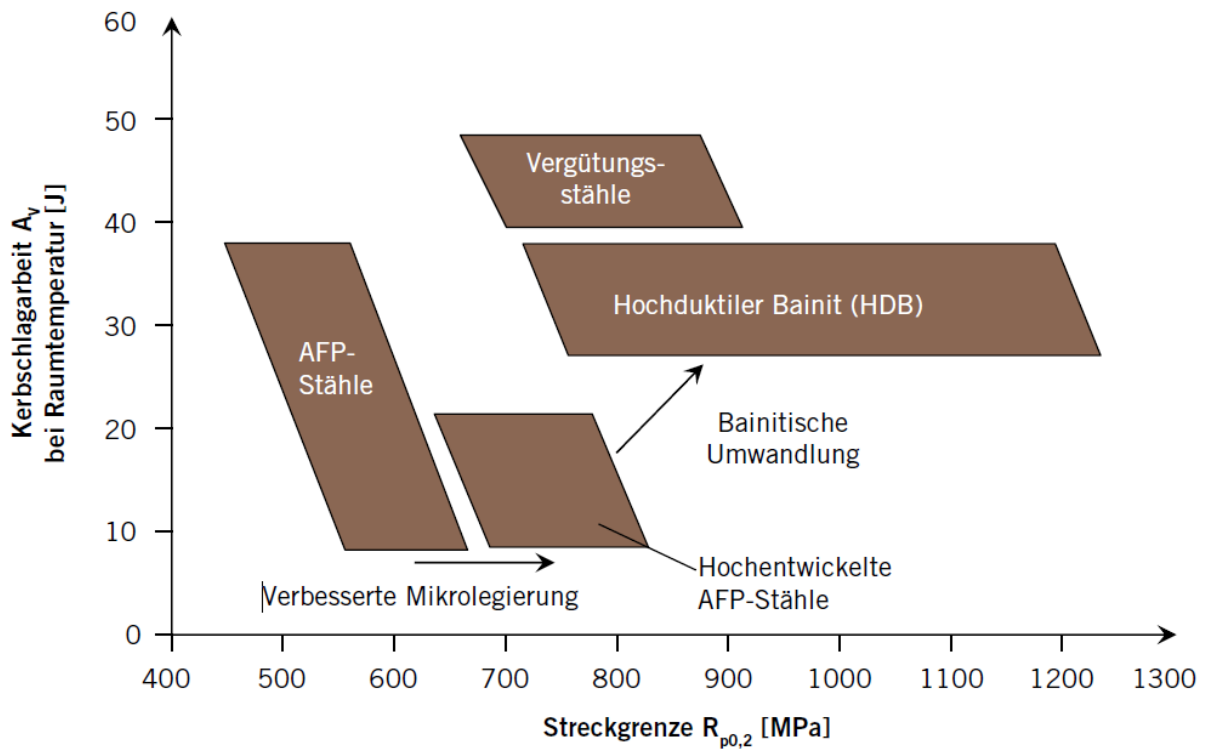


Abb. 4 Übersicht der Stahlgruppen nach Streckgrenze und Kerbschlagarbeit [2]

2. Metallkundliche Grundlagen Eisen und Stahl – Das Eisen Kohlenstoff Diagramm

Reines Eisen ist nicht als Konstruktionswerkstoff geeignet, da es eine sehr geringe Festigkeit besitzt. Es zeigt im festen Zustand drei Modifikationen (allotrope Umwandlungen). Bis 911°C besitzt Reineisen eine kubisch-raumzentrierte Kristallstruktur (engl.: body-centered cubic, bcc), die bei höheren Temperaturen auf eine kubisch-flächenzentrierte Gitter-Modifikation (engl.: face-centered cubic, fcc) übergeht. Die bei Raumtemperatur stabile kubisch-raumzentrierte Modifikation nennt man α -Eisen oder Ferrit, die kubisch-flächenzentrierte Modifikation des reinen Eisens nennt man γ -Eisen oder Austenit. Erhitzt man den Austenit weiter so kommt es bei 1392°C erneut zu einer Umwandlung der Kristallstruktur zu einem kubisch-raumzentrierten Gittersystem, genannt δ -Eisen. Bei 769°C liegt ein weiterer Haltepunkt, das Eisen wird darunter ferromagnetisch. Dieser Punkt wird Curie-Punkt genannt und zeigt keine Gitterumwandlung. In Abb. 5 ist erkennbar, dass die Temperatur der Haltepunkte davon abhängig ist, aus welcher Richtung sie erreicht werden. (Aufheizen oder Abkühlen) Die Bezeichnung der Haltepunkte enthält somit die Information A (franz.: arrêt = Stillstand), sowie im Index c für einen Haltepunkt beim Erwärmen (franz.: chauffe) und r für einen Haltepunkt beim Abkühlen (franz.: refroidissement) [3].

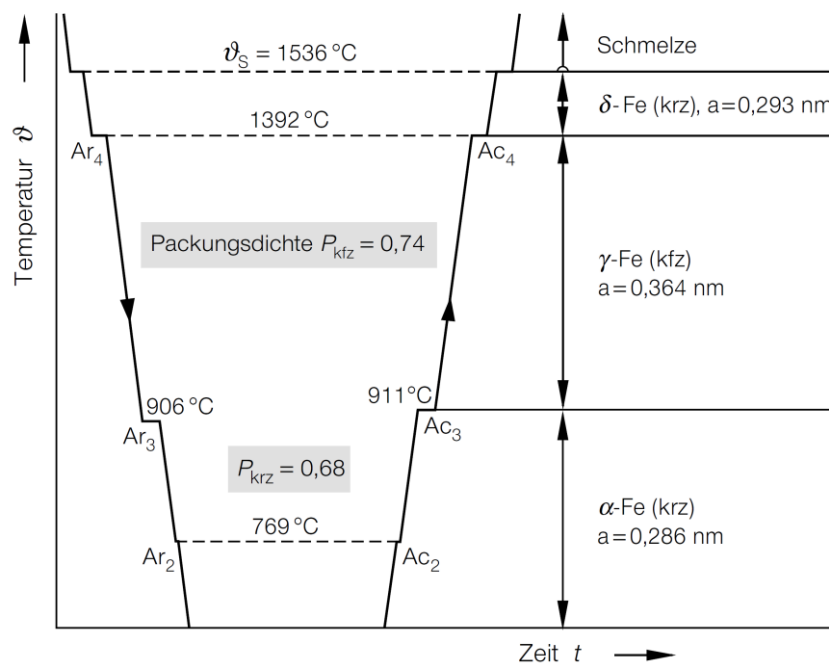


Abb. 5 Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen [3]

Das wichtigste Legierungselement von Eisen ist der Kohlenstoff. Die C-Atome sind in die Zwischengitterplätze (interstitiell) des α -, γ - und δ - Eisens eingelagert. Die Löslichkeit des Kohlenstoffs in den unterschiedlichen Eisenstrukturen ist begrenzt. Die Packungsdichte eines krz Gitters beträgt 68% und die vier Tetraederlücken sind größer als die sechs Oktaederlücken. Die Packungsdichte einer kfz Kristallstruktur beträgt 74%, die vier Oktaederlücken sind hier größer als die acht Tetraederlücken [4].

Es scheint demnach so, dass der Kohlenstoff im krz Gitter die Tetraederlücken besetzen sollte, da diese größer sind. In der Tat besetzt der Kohlenstoff aber die kleineren Oktaederlücken, da nur zwei Nachbaratome aus der Gleichgewichtslage verschoben werden müssen, statt wie bei den Tetraederlücken vier. Die kfz Modifikation (Austenit) kann daher trotz höherer Packungsdichte mehr Kohlenstoff lösen als der krz Ferrit. Der Diffusionskoeffizient ist aber im weniger dicht gepackten Ferrit für Selbstdiffusion der Eisenatome bzw. substitutionell gelöster Atome, wie auch für interstitiell gelöste Atome um den Faktor 100 – 1000 größer.

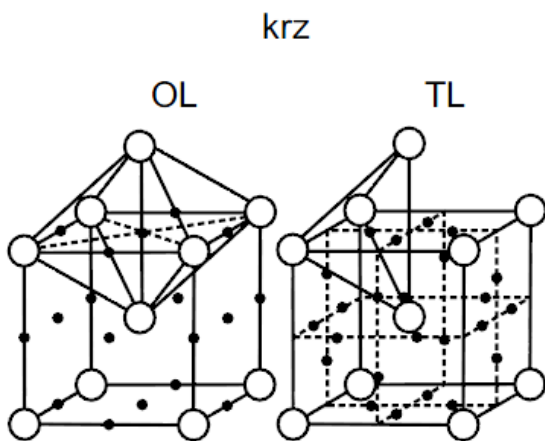


Abb. 6 Gitterlücken im krz-Gitter von Eisen [5]

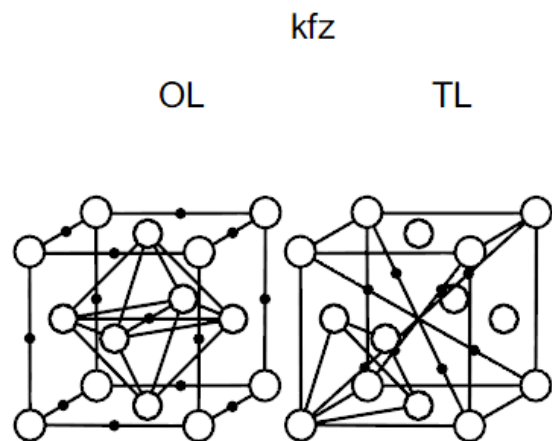


Abb. 7 Gitterlücken im kfz-Gitter von Eisen [5]

Die Abb. 8 zeigt das stabile (Fe-C), sowie das metastabile (Fe-Fe₃C) Eisen-Kohlenstoff-Diagramm. Es besitzt nur Gültigkeit für ausschließlich mit Kohlenstoff legiertes Eisen, andere Legierungselemente verändern das EKD. Ferner verringert sich die Aussagekraft des Diagramms umso schneller abgekühlt oder aufgeheizt wird [3].

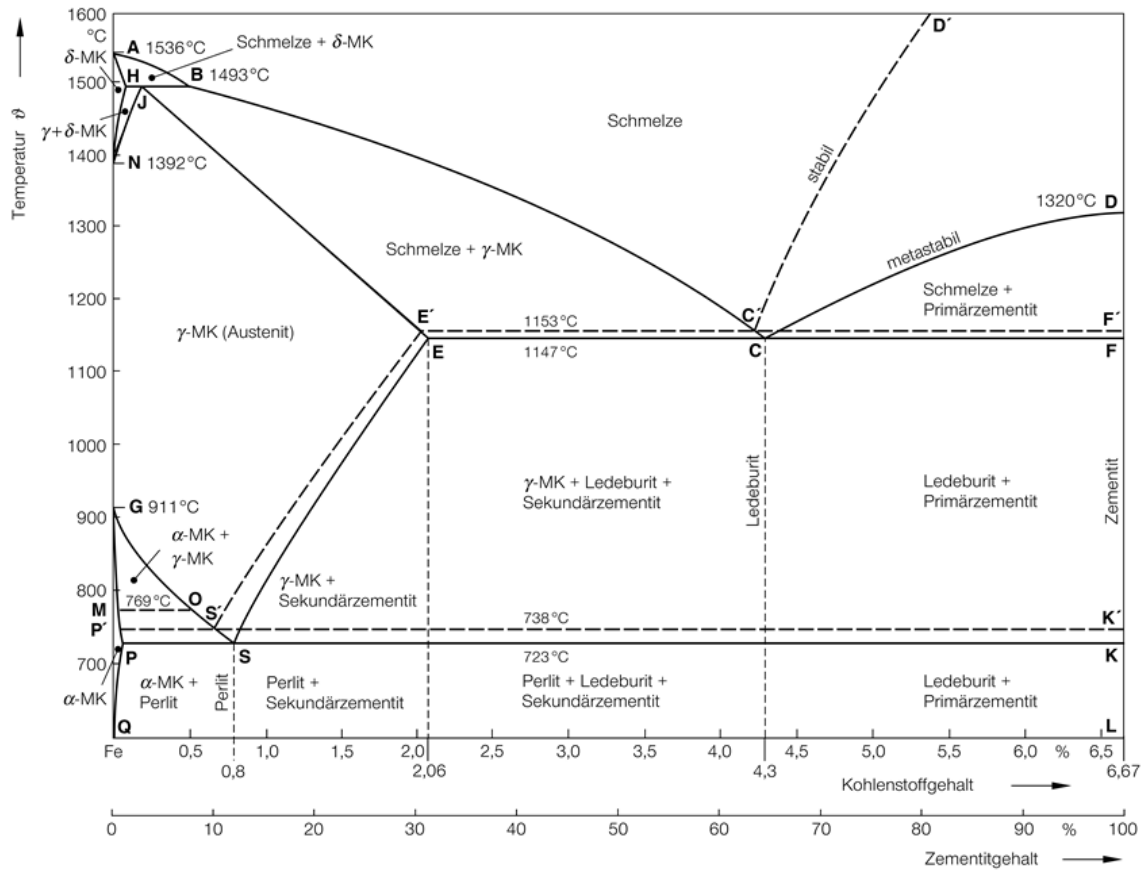


Abb. 8 EKD für stabile und metastabile Ausbildung des Kohlenstoffs [3]

Am linken Rand des Diagramms für 0% Kohlenstoff gilt die in Abb. 5 gezeigte Abkühl- bzw. Aufheizkurve von reinem Eisen. Das EKD wird auf der rechten Seite durch die spröde, intermediäre Phase Zementit Fe_3C begrenzt (6,67% C). Bei langen Haltezeiten oder hohen Haltetemperaturen zerfällt der Zementit in Grafit (Kohlenstoff) und Eisen, da Zementit weniger stabil als Grafit ist. Man unterscheidet daher das stabile Fe-C und das metastabile Fe_3C Diagramm. Technische Fe-C Legierungen besitzen maximal 5% Kohlenstoff, daher ist die Erweiterung des Fe-C Diagramms über 6,67% Kohlenstoff hinaus nach derzeitigem Erkenntnisstand nicht notwendig [3].

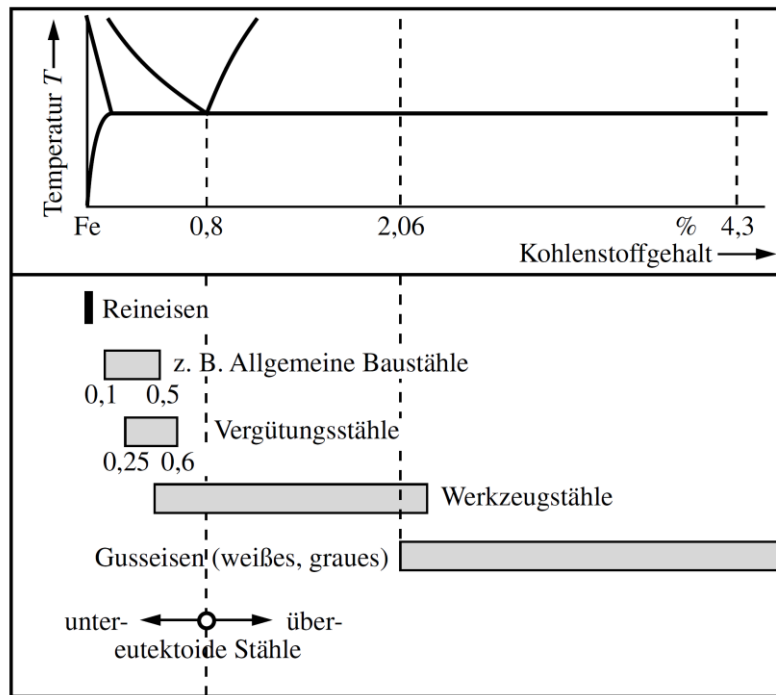


Abb. 9 Werkstoffe des Systems Fe-Fe₃C [6]

Die Einteilung der Eisenwerkstoffe erfolgt über den Kohlenstoffgehalt. Bis etwa 2% Kohlenstoff spricht man von Stahl, wobei der Stahl mit C-Gehalten bis 0,8% untereutektoider Stahl genannt wird, bestehend aus Ferrit und Perlit. Stahl mit dem Kohlenstoffgehalt von genau 0,8% besteht weist nur Perlit auf und wird eutektoider Stahl genannt. Stähle mit C-Gehalten über 0,8% nennt man übereutektoide Stähle bestehend aus Perlit und Sekundärzementit [6].

3. Wärmebehandlung der Eisenwerkstoffe

Eine Wärmebehandlung beschreibt einen Prozess zur gezielten Eigenschaftsänderung von Werkstoffen im festen Zustand. Dabei wird vorrangig die Struktur des Werkstoffes durch thermisches Einwirken beeinflusst. Zusätzlich zur Wärmeeinwirkung können chemische Einwirkung oder Umformung zum Erreichen der gewünschten Eigenschaften beitragen. Die Gründe für eine Wärmebehandlung kommen aus unterschiedlichsten Werkstoffanforderungen. Eine Verringerung der Festigkeit für eine nachfolgende spanende Bearbeitung durch Glühen, wie auch eine Erhöhung der Festigkeit für verbesserte Verschleißbeständigkeit, erhöhte Dauerfestigkeit oder Leichtbau durch Härten oder Vergüten sind nur einige von vielen Möglichkeiten einer Wärmebehandlung von Stählen [6].

3.1 Austenitisierung

Viele wichtige Wärmebehandlungen beginnen mit einer Erwärmung der Werkstücke in das Austenitgebiet (Härten, Normalglühen) Bei Raumtemperatur liegt im Falle eines untereutektoiden Stahls Ferrit und Perlit vor. Beim Erwärmen über A_{c3} werden Ferrit und Perlit aufgelöst und Austenit gebildet. Voraussetzung dafür ist eine hinreichend lange Haltedauer über A_{c3} . Da der Austenit mehr Kohlenstoff lösen kann als der Ferrit, wird dieser, aber auch andere Legierungselemente, homogen verteilt. Der Austenitisierungszustand wird durch dessen Korngröße, die Konzentration und Homogenität der γ -Mischkristalle, sowie durch die Menge und Verteilung der Karbide bestimmt. Die erzielbaren Werkstoffeigenschaften hängen von diesem Austenitisierungszustand ab. Einen großen Einfluss auf die erzielbaren Eigenschaften hat auch der Ausgangszustand vor Beginn der Wärmebehandlung. Ein feinkörniges Ausgangsgefüge besitzt viele Keimstellen und zeigt somit ein schnelleres Auflösungsvermögen, als ein grobkörniges Ausgangsgefüge. Die Auflösung von Ferrit/Perlit bzw. die Austenitbildung sind diffusionskontrollierte Vorgänge, die umso schneller ablaufen, je höher die Temperatur ist. Bei schnellen Aufheizvorgängen kommt es damit zu Überhitzungen. Die Haltepunkte A_{c1} und A_{c3} verschieben sich dabei zu deutlich höheren Temperaturen, was im Prozess berücksichtigt werden muss. Diese Verschiebungen können anhand von ZTA-Diagrammen (ZTA = Zeit-Temperatur-Austenitisierung) erkannt und berücksichtigt werden. Aus ZTA-Diagrammen kann die Haltedauer für die Austenitisierung, wie auch die vollständige Auflösung von Ferrit/Perlit oder Karbiden

abgelesen werden. Bei sehr schnellen Erwärmungsvorgängen ist eine höhere Austenitisierungstemperatur erforderlich, dieser Umstand betrifft z.B. induktive Erwärmung mit hochfrequentem Strom. Man unterscheidet kontinuierliche und isotherme ZTA-Schaubilder. Kontinuierliche ZTA-Diagramme (Abb. 10) verwendet man, um den Austenitisierungszustand bei Aufheizvorgängen beschreiben zu können, oder um verschiedene Aufheizraten in Bezug auf die Austenitisierung vergleichen zu können. Im Gegenzug dazu verwendet man isotherme ZTA-Schaubilder (Abb. 11) um die Haltedauer bei gegebener Austenitisierungstemperatur abschätzen zu können [6].

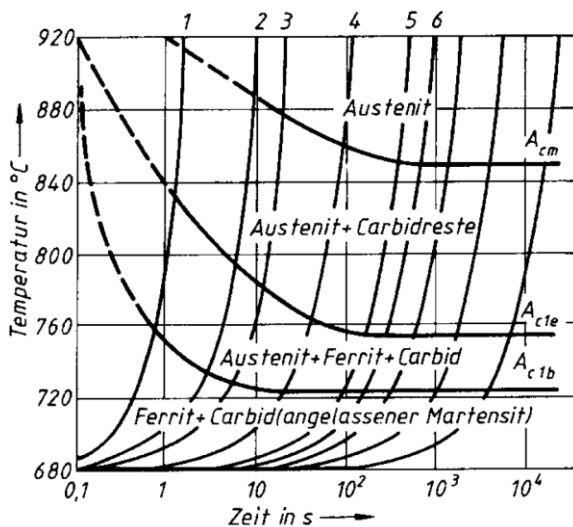


Abb. 10 Kontinuierliches ZTA-Diagramm eines eutektoiden Stahls; 1 bis 6 Erwärmungskurven mit geringer werdender Erwärmungsgeschwindigkeit [6]

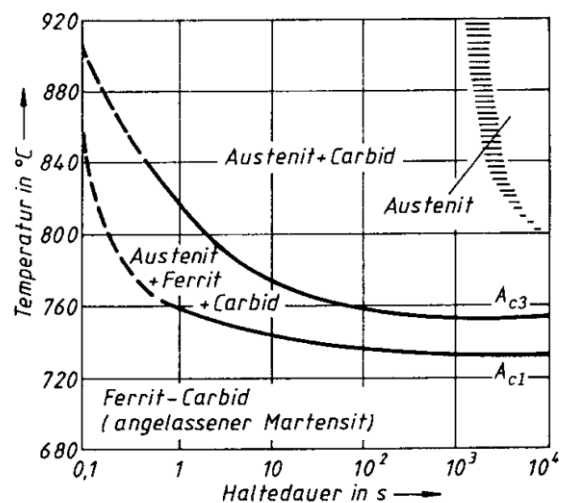


Abb. 11 Isothermes ZTA-Diagramm eines eutektoiden Stahls [6]

3.2 Abkühlung/Abschrecken aus dem Austenitgebiet

Die Abkühlgeschwindigkeit ausgehend vom Austenitgebiet ist die einflussreichste Größe, um die verschiedenen Zielgefüge mit deren Eigenschaften einzustellen. Man unterscheidet auch hier kontinuierliche und isotherme Umwandlung. Abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit kann die Gitterumwandlung diffusionskontrolliert oder diffusionslos (Umklappen) ablaufen. Ebenso kann die Diffusion des Kohlenstoffs gezielt erlaubt oder unterbunden werden, um das gewünschte Zielgefüge zu erreichen [6].

Ein wichtiger Gefügebestandteil ist Perlit, eine Phase die durch den eutektoiden Zerfall der γ -Mischkristalle mit 0,8% C bei 723°C entsteht. Die auffallende Struktur des Perlits ist durch gekoppeltes Wachstum der Eisen- und Zementit-Lamellen begründet wie in Abb. 12 schematisch dargestellt ist. Der Grund für den lamellenartigen Aufbau des Perlits (Abb. 13) liegt in der

eutektoiden Umwandlung, bei der sich eine feste Phase zur gleichen Zeit in zwei andere feste Phasen umwandelt. Diese beiden Phasen besitzen jedoch unterschiedliche chemische Zusammensetzungen, wie auch in vielen Fällen unterschiedliche Kristallstruktur. Die Konzentrationsunterschiede stellen sich durch kurze Diffusionswege ein, daher entstehen beide Phasen nebeneinander [4].

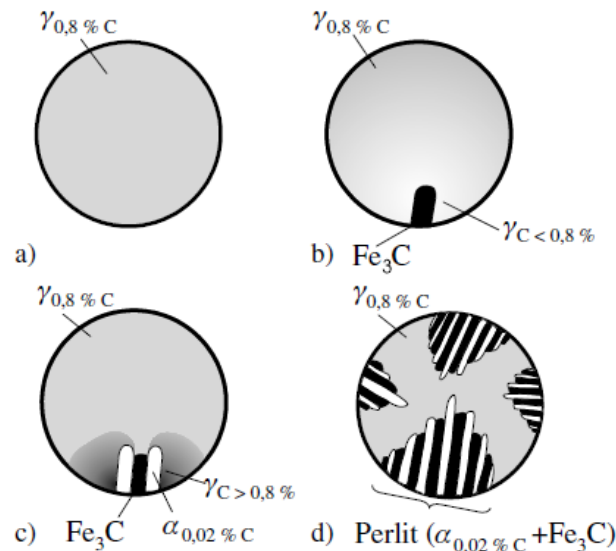


Abb. 12 Entstehung des Perlits [6]

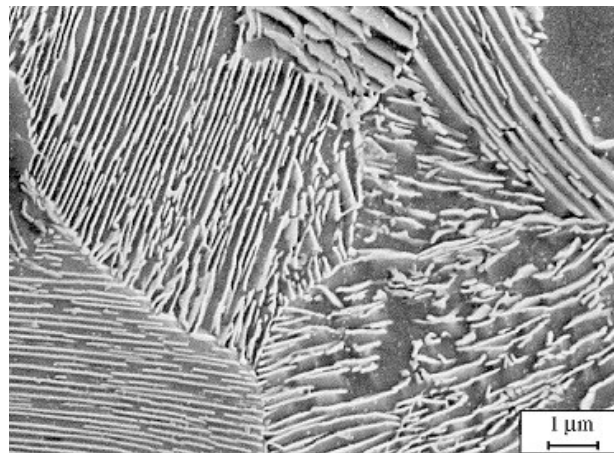


Abb. 13 Lamellenartiger Aufbau des Perlits (REM-Aufnahme) [6]

Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit wird der Perlit feinstreifiger. Zudem fallen A_{r3} und A_{r1} bei hinreichend großer Abschreckgeschwindigkeit zusammen, was trotz einem C-Gehalt ungleich 0,8% zu einer vollständig perlitischen Umwandlung führt. Es wird kein voreutektoider Ferrit ausgeschieden. Beim Überschreiten der unteren kritischen Abkühlgeschwindigkeit $v_{u\text{ krit}}$ tritt erstmals Martensit auf. Die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit $v_{o\text{ krit}}$ beschreibt die

vollständige Martensitbildung, die Perlitbildung wird unterdrückt. Dieser Zusammenhang ist in Abb. 14 gezeigt [7].

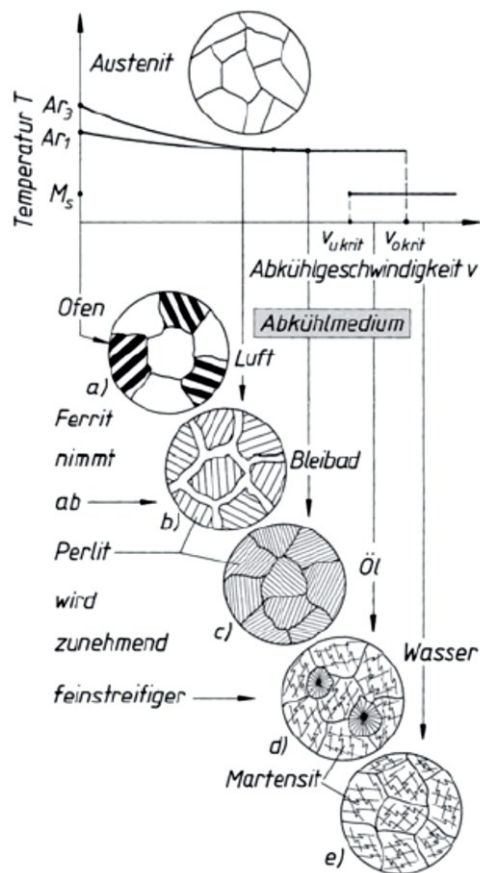


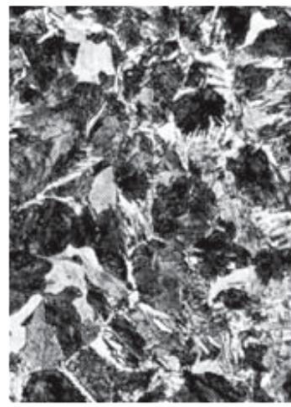
Abb. 14 Austenitfall bei steigender Abkühlgeschwindigkeit [7]



a) Ofen, Ferrit + Perlit



b) Luft, Ferrit + Perlit



c) Öl, feinstreifiger Perlit + Ferritnetz



d) Wasser, Martensit + Ferritnetz

Abb. 15 Stahl mit 0,45% C bei 860°C austenitisiert wird in verschiedenen Medien abgekühlt [7]

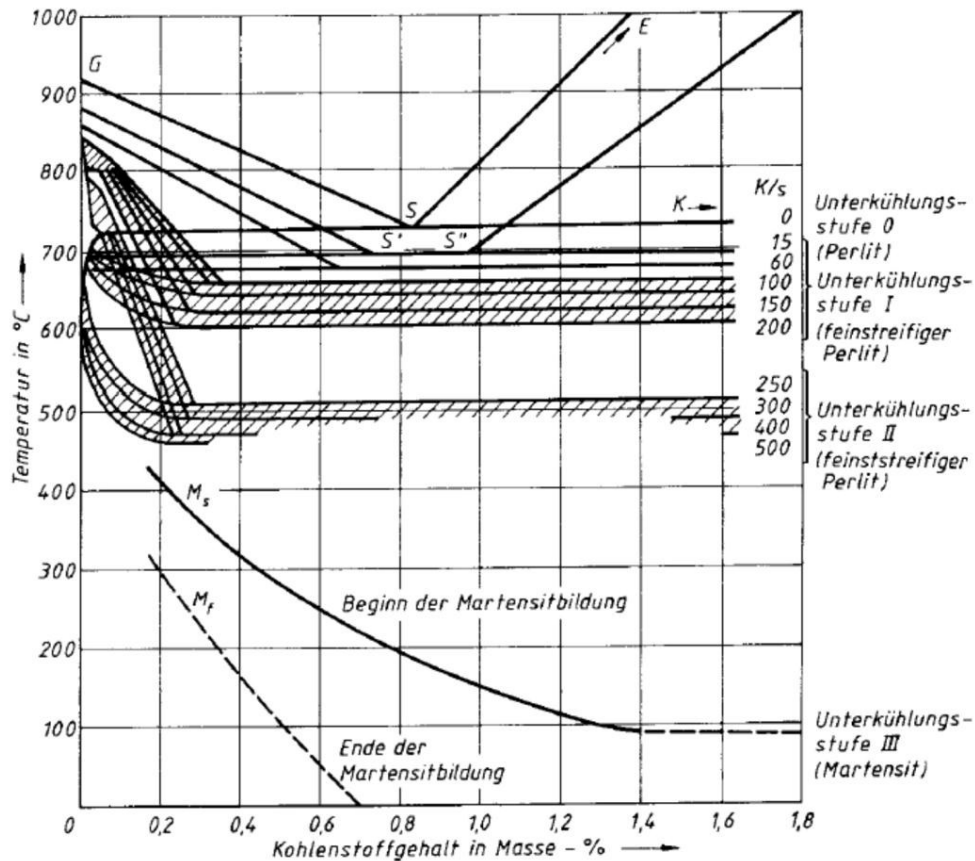


Abb. 16 Veränderung der Umwandlungslinien im Fe-Fe₃C-Diagramm bei zunehmender rascher Abkühlung [6]

Im Bild c der Abb. 15 sind auch kleinste Mengen an nadelig ausgeprägtem Bainit in der feinstreifigen Perlitmatrix erkennbar. Legierungselemente senken generell die kritische Abkühlgeschwindigkeit, da sie Diffusionsvorgänge behindern. Läuft die Diffusion langsamer, so bleibt für den diffusionslosen Umklapp-Prozess von Austenit in Martensit mehr Zeit. Die diffusionsgesteuerte Perlit- bzw. Ferritbildung wird behindert und dadurch zu längeren Zeiten verschoben.

Mangan (Mn) hat beispielsweise einen großen Einfluss auf die kritische Abkühlgeschwindigkeit (Tab. 1). Ein weiteres Legierungselement zur Senkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit von Stählen ist Bor. Beim Legieren mit Bor in sehr geringen Mengen (0,001...0,005 %) können die diffusionsgesteuerten Umwandlungen zu viel längeren Zeiten verschoben werden.

Tab. 1 Kritische Abkühlgeschwindigkeit bei steigendem Mangengehalt [7]

C %	Mn %	in K/s = °C/s
0,6	-	1800
0,6	0,3	750
0,9	1,1	200
0,8	1,5	80

Die Austenitisierungstemperatur ist ebenfalls eine wichtige Einflussgröße auf das entstehende Gefüge beim Abkühlen aus dem Austenitgebiet. Eine hohe Austenitisierungstemperatur führt zu starkem Kornwachstum. Grobkörnige Gefüge sind störend für diffusionsgesteuerte Mechanismen, da weite Diffusionswege zurückgelegt werden müssen. Viele Karbide oder Nitride lösen sich bei höheren Temperaturen auf und können nicht weiter als Keime für die Umwandlung dienen. Dies führt zu einer Verschiebung der diffusionsgesteuerten Umwandlungen zu längeren Zeiten [8].

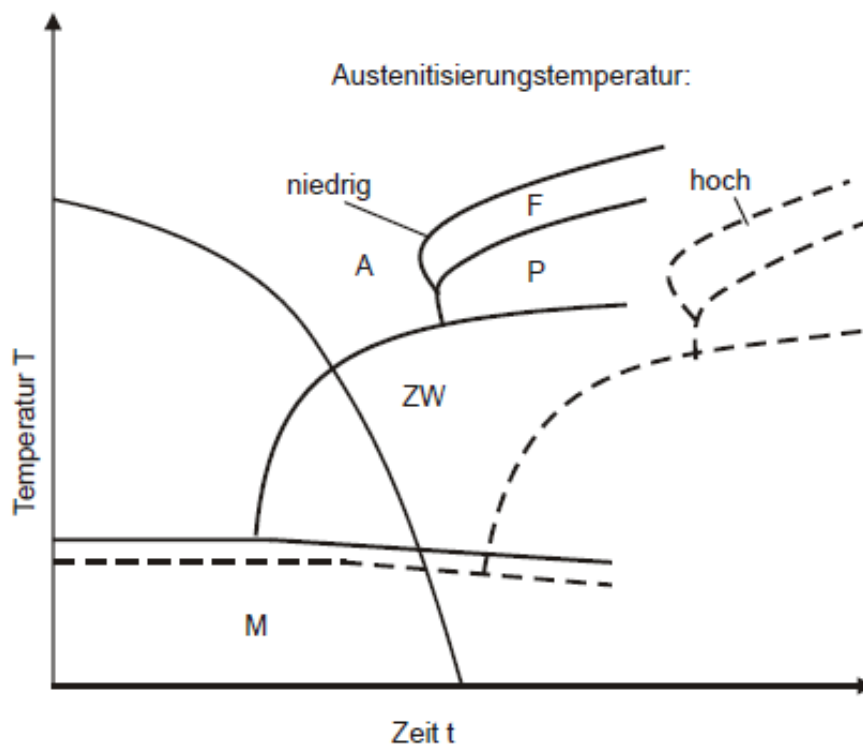


Abb. 17 Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Phasenumwandlungen [8]

Der in Abb. 17 schematisch dargestellte Zusammenhang führt dazu, dass bei hoher Austenitisierungstemperatur die kritische Abkühlgeschwindigkeit kleiner werden muss. Das Bauteil

kann langsamer abkühlen, da die diffusionsgesteuerten Umwandlungen (Ferrit, Perlit, Bainit) erst bei längeren Zeiten beginnen.

Anhand der kontinuierlichen ZTU-Schaubilder (Abb. 19) für den Stahl 42CrMo4 (1.7225) bei gewöhnlicher und bei hoher Austenitisierungstemperatur ist dieser Zusammenhang erkennbar [9]. Die Verschiebung der Ferrit- und Perlitbildung ist erheblich größer als die Verschiebung der Bainitbildung. Die orange Linie beschreibt den Beginn der bainitischen Umwandlung, das mit Pfeilen gekennzeichnete Zeitintervall die Verschiebung der Bainitumwandlung bei einer Austenitisierungstemperatur von 1050 °C gegenüber 850°C. Die grüne Linie beschreibt den Beginn der Ferritbildung, das Zeitintervall beschreibt die Verzögerung der Ferritbildung bei höherer Austenitisierungstemperatur. Im Bereich der Bainitbildung beträgt die Verschiebung der Umwandlung weniger als eine Sekunde. Die Verschiebung der Ferritbildung hingegen beträgt über 2 Minuten (~130 Sekunden). Der Zusammenhang gilt jedoch ausschließlich für die untersuchten Legierungen ohne Warmumformung, der Einfluss des Kornwachstums auf das Umwandlungsverhalten wird durch Rekristallisationsvorgänge verringert [10].

Bereits bei sehr geringen Umformgeschwindigkeiten werden Versetzungen generiert die im Allgemeinen verfestigend wirken. Durch die hohe Temperatur läuft aber neben der Verfestigung durch Versetzungsbildung auch der gegenläufige Effekt der dynamischen Rekristallisation ab [11]. Diese gegenläufigen Prozesse kommen zu einem Gleichgewicht, das den resultierenden Gefügestand und den Grad der bleibenden Verfestigung bestimmt. Durch dieses Gleichgewicht wird daher die Fließspannung nach der Umformung bestimmt. Abhängig ist dieses Gleichgewicht vom Verhältnis der Verfestigungsgeschwindigkeit zur Erholungsgeschwindigkeit. Die Verfestigungsgeschwindigkeit nimmt mit der Umformgeschwindigkeit zu und die Erholungsgeschwindigkeit steigt mit höherer Temperatur. Wird die Umformgeschwindigkeit erhöht, so ist ein Beginn der dynamischen Rekristallisation durch ausreichende Versetzungsdichte möglich. Es bilden sich während der Umformung neue, noch nicht verfestigte Körner. Die zuvor angestiegene Fließspannung sinkt daher wieder ab. Durch weitere Umformung verfestigt auch das rekristallisierte Material, was einen erneuten Anstieg der Fließspannung zur Folge hat. Wird die Umformgeschwindigkeit genügend weit erhöht, oder die Umformtemperatur gesenkt, können die einzelnen Rekristallisationszyklen nicht mehr vollständig aufgelöst werden. Makroskopisch kommt es nach dem ersten Verfestigungsmaximum zu einer kontinuierlichen dynamischen Rekristallisation bei nahezu konstanter Fließspannung. Das Einsetzen der dynamischen Rekristallisation hängt auch vor allem davon ab, ob genügend Verformungsenergie eingebracht

werden kann, um eine ausreichend hohe treibende Kraft für das Wachsen der Rekristallisationskeime bereitzustellen. Dynamische Rekristallisation wird vorwiegend in Legierungen mit niedriger Stapelfehlerenergie beobachtet, in denen die Erholung aufgrund der hohen Versetzungsaufspaltung und der damit behinderten Versetzungsbewegung gehemmt ist. Für Stähle gilt, dass die dynamische Rekristallisation im austenitischen Zustand eher möglich ist als im ferritischen Zustand [11].

Legieren mit Kohlenstoff erhöht die Stabilität des Austenits, weil dieser gegenüber Ferrit mehr Kohlenstoff lösen kann. Die Unterkühlung um die Umwandlung zu starten muss daher mit steigendem Gehalt an Kohlenstoff größer werden. M_s und M_f werden zu tieferen Temperaturen verschoben (Abhängigkeit vom C-Gehalt siehe Abb.2-13) Liegt M_f unter Raumtemperatur so bleibt ein Teil als Restaustenit im Gefüge vorliegend. Durch niedrige Temperaturen des Abschreckmediums lässt sich der Anteil des Restaustenits senken. Sinkt auch M_s unter Raumtemperatur bzw. Umgebungstemperatur, so liegt ein instabiles austenitisches Gefüge vor (=Restaustenit) [6].

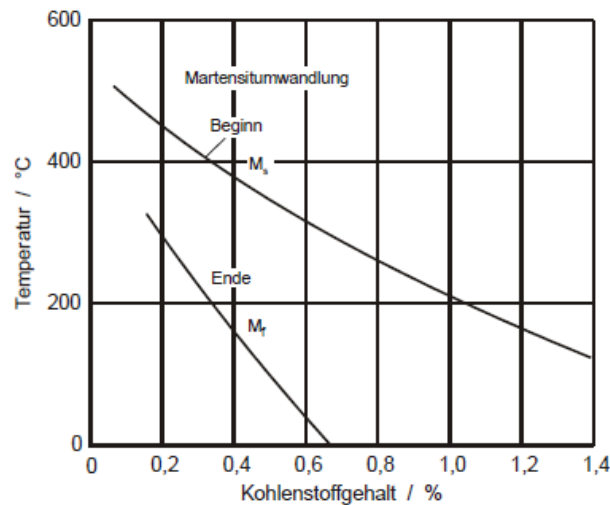


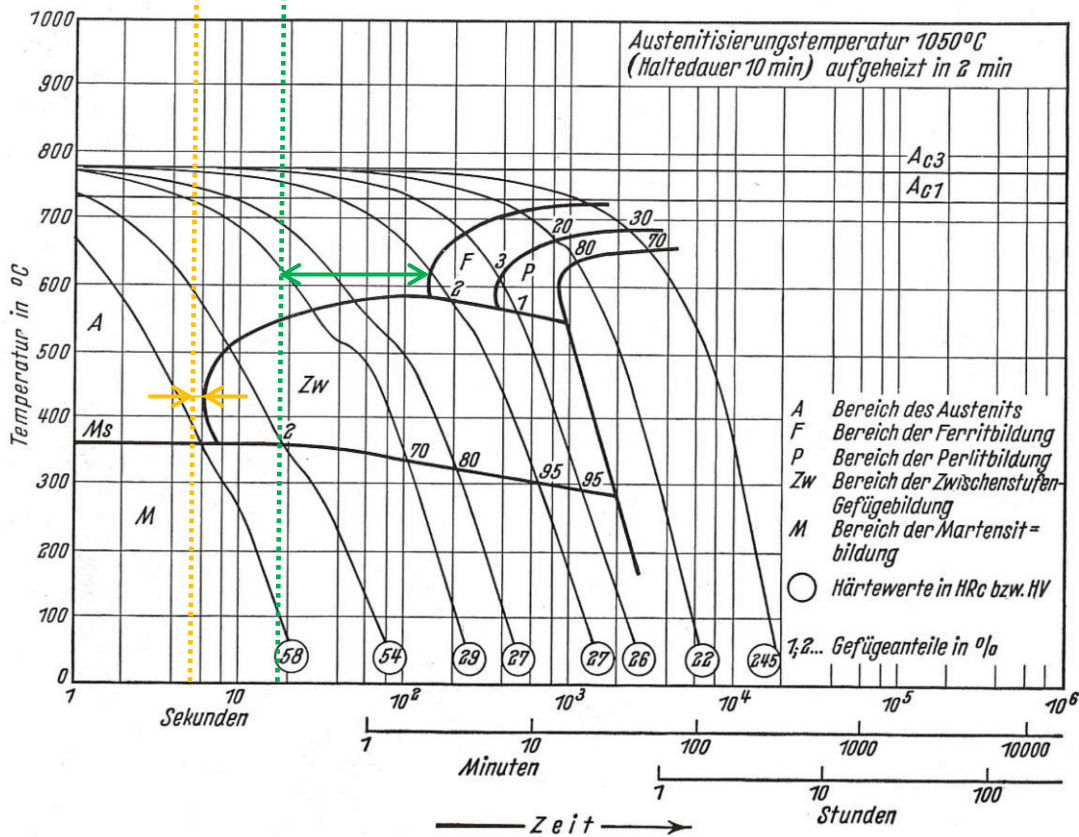
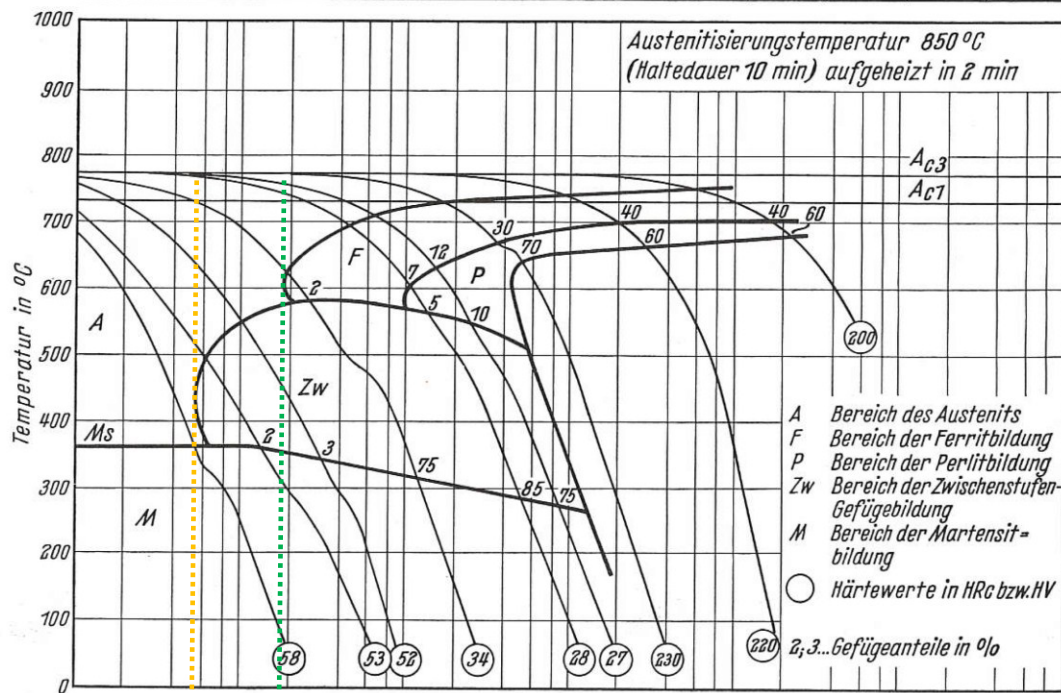
Abb. 18 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf Martensit-End-Temperatur (M_f) und Martensit-Start-Temperatur (M_s) [6]

Stahl 42 CrMo 4
(Schmelze 5)

Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubild
(kontinuierlich)

II-109 E

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,38	0,23	0,64	0,019	0,013	0,99	0,17	0,16	0,08	<0,01



Bestimmungsverfahren: Dilatometrisch und metallographisch an Proben von 4,5 mm Dmr. und 15 mm Länge.

Abb. 19 Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines 42CrMo4 bei unterschiedlichen Austenitierungstemperaturen [9]

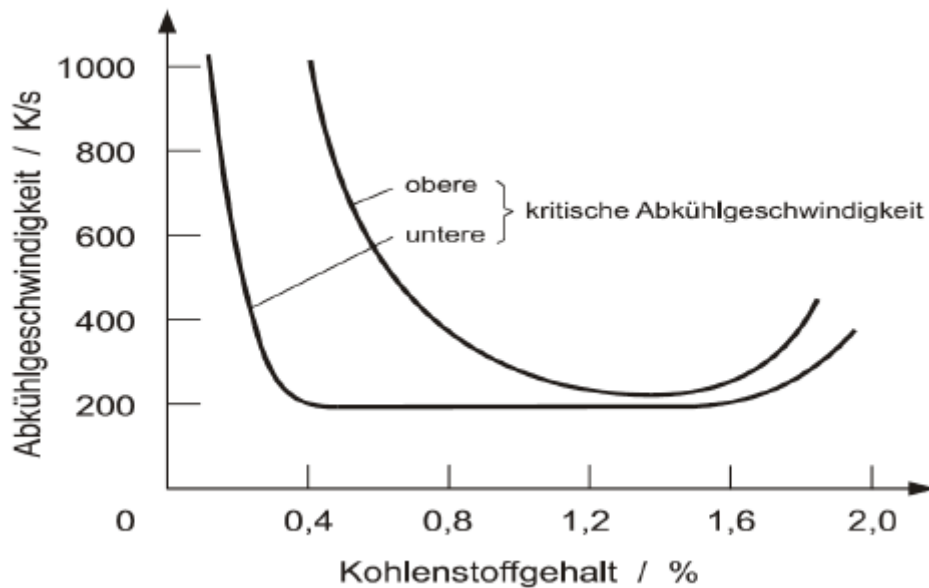


Abb. 20 Kritische Abkühlgeschwindigkeiten in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [8]

Der Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf die obere und untere kritische Abkühlgeschwindigkeit ist in Abb. 20 dargestellt.

Die Härtebarkeit ist ebenfalls stark vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Ab einem Kohlenstoffgehalt von etwa 0,6% nimmt die beim Abschrecken erreichbare Härte wieder ab, da sich weicher Restaustenit im martensitischen Gefüge befindet. Für vollständige martensitische Umwandlung gilt für Stähle mit $0,15\% < \%C < 0,6\%$ die Abschätzung der maximal erreichbaren Vickers-Härte [8]:

$$HV_{max} = 802 \cdot \%C + 305$$

Bei unlegierten Kohlenstoffstählen sind nur sehr dünne Querschnitte vollständig durchhärtbar, weil bei dickeren Durchmessern (>10 mm für Stahl C45E) im Kern die obere kritische Abkühlgeschwindigkeit nicht mehr erreicht wird [8].

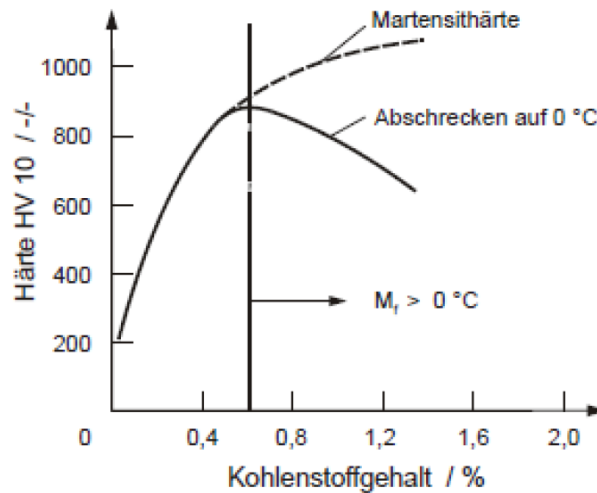


Abb. 21 Maximale Vickers-Härte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [8]

Die M_s -Temperatur von vielen Stählen wurde experimentell bestimmt und in empirischen Formeln entsprechend dem Legierungsgehalt festgehalten:

$$M_s(^{\circ}C) = 539 - 432 \cdot \%C - 30,4 \cdot \%Mn - 17,7 \cdot \%Ni - 12,1 \cdot \%Cr - 7,5 \cdot \%Mo \quad [12]$$

An realen Bauteilen ist ein unterschiedlicher Temperaturverlauf von Kern- und Randzone beobachtbar. Erreicht der Randbereich gerade noch die kritische Abkühlrate, so muss dies nicht für den Kern gelten und es kommt zu ungenügender Durchhärtung eines Bauteils. In den meisten Fällen wird dadurch eine Anforderung an das Gefüge des Bauteils verletzt, da in gehärteten oder vergüteten Bauteilen kein voreutektoider Ferrit erlaubt oder dieser nur in sehr geringen Mengen toleriert ist.

Für einige Anwendungen kann dieser Umstand der ungenügenden Durchhärtung aber zu einer Optimierung der mechanischen Eigenschaften verwendet werden. So werden für schlagbeanspruchte Bauteile oder Werkzeuge oft zähe Kernbereiche für erhöhte Duktilität und harte Mantelflächen als Verschleißschutz benötigt.

Die Härtebarkeit der Stähle wird auch von ihrer Reinheit beeinflusst. Nichtmetallische Einschlüsse dienen als Keimstellen für die Perlitbildung, welche beim Härten vermieden werden soll. Ein Ansatz dieses Problem zu lösen besteht darin, die Härtetemperatur zu erhöhen, damit sich die möglichen Keimstellen in der Matrix des Stahls lösen und somit nicht mehr zur Perlitbildung beitragen können. Dies zögert die Perlitbildung hinaus und senkt damit die kritische Abkühlgeschwindigkeit.

Je höher der Legierungsanteil einer Stahlsorte ist, umso „sanfter“ kann das Abschreckmedium gewählt werden. Daher werden beispielsweise einige hochlegierte Kaltarbeitsstähle auch „Lufthärter“ genannt. Die Abkühlung an bewegter Luft hat eine höhere Kühlrate als die kritische Kühlrate des Werkstoffs, der dabei meist vollständig martensitisch umwandelt.

Generell gilt, so schnell wie nötig abzuschrecken, dass das gewünschte Zielgefüge (meist Martensit) erreicht wird. Umgekehrt versucht man so langsam wie möglich abzuschrecken, um hohe Eigenspannungen und daraus resultierend Verzug oder Härterisse zu vermeiden [8].

Beim Abschreckvorgang resultieren Zugspannungen aus dem Temperaturunterschied zwischen Rand- und Kernzone. Am Beginn des Härtevorgangs kühlt der Randbereich relativ schnell ab und zieht sich zusammen. Dadurch, dass das Zusammenziehen durch den Kern behindert wird, entstehen in diesem Bereich Zugspannungen. Kühlt nach einiger Zeit die Kernzone ab, so möchte sich diese zusammenziehen, dieser Vorgang wird aber durch den starren, kalten Mantelbereich verhindert. Dieser Umstand führt zu Zugspannungen im Kernbereich. Um Ausschuss oder Nacharbeit zu vermeiden, muss ein Härteprozess möglichst verzugsarm geführt werden.

Weiters entstehen auch Umwandlungsspannungen durch die Volumenzunahmen von etwa 1% durch Martensitbildung. Das kann zu Zugspannungen im Kern führen, vor allem wenn der Kernbereich nicht gehärtet wird.

Ziel des Härtevorgangs ist eine erhebliche Härtesteigerung durch Martensitbildung, Erhöhung des Verschleißwiderstandes der Oberfläche und eine Erhöhung der Streckgrenze und der statischen und dynamischen Festigkeit. Letzteres wird durch eine nachfolgende Anlassbehandlung des gehärteten Stahls realisiert (Vergüten).

Beim Härten aus der Schmiedehitze entfällt gegenüber dem konventionellen Härten ein Aufheizvorgang. Der Vorteil beim konventionellen Härten besteht darin, dass das Bauteil über den gesamten Querschnitt meist homogen austenitisiert ist und nur ein geringer Temperaturgradient besteht. Die Austenitisierung beim Härten aus der Schmiedehitze erfolgt vor dem Schmieden und die Schmiedetemperatur entspricht in diesem Fall auch der Austenitisierungstemperatur vor dem Härten. Viele Probleme beim Härten aus der Schmiedehitze resultieren aus der ungleichmäßigen Temperaturverteilung im Schmiedestück. Stärker umgeformte Bereiche erfahren durch die Umformung eine Erwärmung, während Bereiche des Schmiedeteils, die mit dem Gesenk in Berührung kommen, abkühlen. Aus diesem Grund durchfährt jedes Schmiedestück nach dem Umformen eine genau definierte Vorkühlstrecke, um den Temperaturgradient etwas auszugleichen. Diese Vorkühlstrecke, wie auch der Abschreckvorgang selbst, müssen an jedes Schmiedeteil angepasst

werden, um Fehler wie Verzug, ungenügende Durchhärtung oder Härterisse zu vermeiden. Zur Vermeidung von Härterissen ist es auch möglich, einen Ausgleichsofen zu installieren. Dieser wird nach der Warmformgebung dazu verwendet die komplexe Temperaturverteilung in den Schmiedeteilen weitgehend zu homogenisieren. Dadurch lassen sich Verzug und Rissbildung für einige Geometrien bereits vermeiden. Die Kerbschlagarbeitswerte sind durch den Warmumformprozesses aufgrund des größeren Austenitkorns niedriger als bei konventionell gehärteten Bauteilen [1].

3.3 Anlassen

Das Anlassen ist eine Wärmebehandlung die im Allgemeinen nach einem Härten oder einer anderen Wärmebehandlung durchgeführt wird, um Zielvorgaben an die mechanischen Werte eines Bauteils einzustellen. Es basiert auf ein- oder mehrmaligem Erwärmen auf die sog. Anlasstemperatur, die unter A_{c1} liegt [8]. Allgemein bewirkt das Anlassen eine Verringerung der Härte und einen Anstieg der Zähigkeitskennwerte. In bestimmten Fällen kann das Anlassen auch eine Härtesteigerung bewirken.

Ein gehärteter Stahl besitzt eine hohe Härte, sowie eine hohe Sprödigkeit. Durch das Anlassen mit höheren Temperaturen sinkt die Härte und die Zähigkeit steigt an. Auch mechanisch stabilisierter Restaustenit kann somit beim Anlassen umwandeln, sobald die von spröden Martensitbereichen ausgehenden Spannungen abgebaut werden. Grundlage für das Anlassen bietet die zunehmende Beweglichkeit der Kohlenstoff- und Eisenatome bei steigender Anlasstemperatur.

Bei unlegierten und niedriglegierten Stählen unterscheidet man drei Anlassstufen [3]:

1. Anlassstufe:

Die erste Anlassstufe beschreibt ein Entspannen des Gefüges. Im Temperaturbereich von 100-200°C werden fein verteilte $Fe_{2,4}C$ (ϵ -Karbide) ausgeschieden, die Gitterspannungen werden dadurch vermindert. Der tetragonale ($a=b \neq c$) Martensit wandelt in den weniger verspannten kubischen ($a=b=c$) Martensit um, dadurch wird das Volumen geringer. In diesem Bereich ist die Härteabnahme nicht nennenswert, jedoch verliert der Stahl stark an Sprödigkeit und wird dadurch erst einsetzbar. Die Härte kann in bestimmten Fällen noch zunehmen [13].

2. Anlassstufe:

Zwischen 200-350° steigt die Beweglichkeit der C-Atome stark an, so dass sich Fe_3C fein verteilt ausscheidet. Der kubische Martensit wird weiter entspannt, damit fallen Zugfestigkeit und Härte stärker ab, die Streckgrenze kaum. Die fein verteilten Karbide behindern die Versetzungsbewegung. Bei Stählen mit höherem C-Gehalt scheiden sich auch im Restaustenit Karbide aus, damit nimmt der Gehalt an Kohlenstoff im Restaustenit ab. Mit abnehmendem Kohlenstoffgehalt steigen auch die M_s - sowie M_f - Temperatur des Restaustenits. Dieser wandelt bei der anschließenden Abkühlung ebenfalls in kubischen Martensit um.

Die Änderungen der mechanischen Eigenschaften beim Anlassen sind vorrangig auf die Diffusion der Kohlenstoffatome zurückzuführen. Die feinen Fe_3C Ausscheidungen werden bereits bei niedrigen Temperaturen gebildet und vergrößern bei weiterer Temperaturerhöhung. Über einer Temperatur von 400°C erweicht ein unlegierter Stahl stark, daher sind diese Stähle wenig anlassbeständig. Karbidbildende Legierungselemente wie Cr, Mo, V oder W verändern den Bildungsmechanismus der Karbide entscheidend. Bei legierten Vergütungsstählen entstehen bis etwa 400°C auch vorrangig Fe_3C Karbide, darüber wird die Beweglichkeit der Karbidbildner so groß, dass thermodynamisch wesentlich stabilere Karbide (Sonderkarbide) gebildet werden. Die Fe_3C Karbide lösen sich zugunsten der Sonderkarbide auf. Die Bildungsgeschwindigkeit der Sonderkarbide ist jedoch eher gering, weil die Bewegung der Karbidbildner einen erheblichen Einfluss auf die Kohlenstoffbeweglichkeit hat. Die Bildung von Sonderkarbiden beim Anlassen von legierten Stählen wird häufig als vierte Anlassstufe bezeichnet. Legierte Vergütungsstähle sind anlassbeständiger als unlegierte Stähle, weil sich die Bildung der Sonderkarbide durch die geringere Diffusionsfähigkeit der Karbidbildner zu höheren Temperaturen verschiebt. Die Sonderkarbide sind auch feiner als Eisenkarbide, was zu einer zusätzlichen Steigerung der Festigkeit führt (Ausscheidungshärtung).

3. Anlassstufe:

Im Temperaturbereich von 350°C bis A_{C1} vergrößern die Karbide zu im Lichtmikroskop sichtbaren Partikeln. Diese haben keinen Beitrag mehr zur Festigkeitssteigerung durch Behinderung der Versetzungsbewegungen. Die Zugfestigkeit nimmt weiter ab, während die Verformbarkeit und Kerbschlagzähigkeit zunimmt.

Vergütungsstähle werden im Normalfall in einem Temperaturbereich zwischen 550°C und 650°C angelassen. Für Sonderfälle kann die Anlasstemperatur bis knapp unter A_{C1} erhöht werden. Die damit erreichbare ausreichend hohe Streckgrenze sowie die Sicherheit gegen Sprödbruch durch hohe Kerbschlagzähigkeit stellt für viele Konstruktionen eine gute Eigenschaftskombination dar. Da die Anlassvorgänge diffusionsgesteuert sind, hat die Anlasstemperatur einen höheren Einfluss auf die erreichbaren mechanischen Eigenschaften als die Anlassedauer. Der Temperatureinfluss kann nur in engen Grenzen durch ein Verändern der Anlassedauer ausgeglichen werden.

Um diesen Einfluss abschätzen zu können wurde der Hollomon-Jaffe-Parameter P definiert [14]:

$$P = \frac{T}{1000} \cdot (\lg t + c)$$

T = Anlasstemperatur in K

t = Anlasszeit in h

c = Werkstoffabhängige Konstante (für die meisten Stähle 10 – 20)

Der Parameter P wird beispielsweise bei Verdoppelung der Anlassdauer von 3600s auf 7200s bei gleichbleibender Anlasstemperatur mit einem mittleren Wert für $c = 15$ nur um 2% größer. Daher ist in Datenblättern und Anweisungen zur Anlassbehandlung die Anlasstemperatur der wichtigste Parameter. Um die Kombination von Anlasstemperatur und Anlassdauer abschätzen zu können ist in Abb. 22 der Abfall der Härte beim Anlassen in Abhängigkeit vom Hollomon-Jaffe-Parameter P für einen hochgekohlten Stahl dargestellt. Der Vorteil beim Anlassen liegt darin, dass die Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte in Abhängigkeit von der Anlasstemperatur über einem sehr großen Bereich eingestellt, beziehungsweise auf die Anforderungen der Konstruktion angepasst werden können. Die Einsatztemperatur des Bauteils muss in jedem Fall unter der Anlasstemperatur liegen, da die Festigkeit bei höheren Temperaturen weiter abnimmt.

Die Abkühlung von der Anlasstemperatur soll keine großen Spannungen hervorrufen und daher an den Werkstoff angepasst möglichst langsam erfolgen [3].

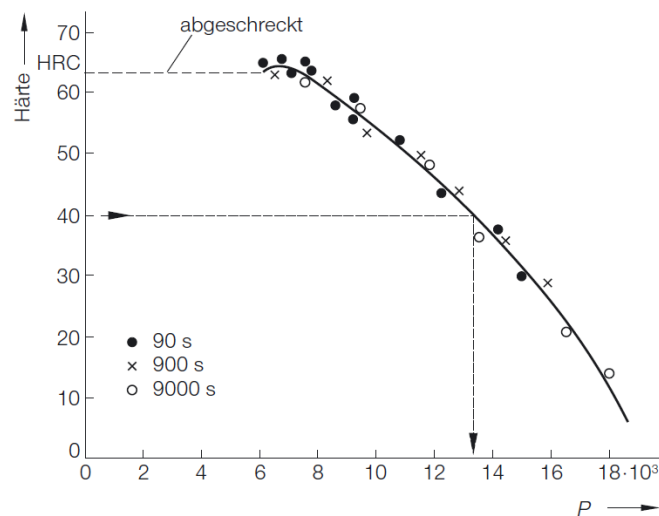


Abb. 22 Härteabfall beim Anlassen eines vollständig durchgehärteten Kohlenstoffstahles mit 0,56% C [3]

3.4 Ausscheidungshärtende Ferritisch-Perlitische Stähle

Eine weitere wichtige Wärmebehandlung ist das Ausscheidungshärten von ferritisch-perlitischen Stählen. Diese Wärmebehandlung geschieht durch kontrollierte Abkühlung aus der Schmiedehitze. Sie wird auch als BY-Glühung bezeichnet.

Wichtige Möglichkeiten die Festigkeit eines Bauteils aus einem mikrolegierten Stahl zu erhöhen sind [15]:

- Erhöhung des Perlitanteils
- Kornfeinung
- Ausscheidungshärtung

Umformgrad, Temperatur und die Umformgeschwindigkeit beim Schmieden sind neben den Mikrolegierungselementen ein ebenso wichtiger Mechanismus für die Kornfeinung durch dynamische Rekristallisation. Bereiche in denen dynamische Rekristallisation stattfindet wirken beim Abkühlen als Keimstellen für die Ferritbildung [16]. Dadurch wird nach der eutektoiden Umwandlung eine Struktur mit feinen Ferritkörnern erreicht. Die Verteilung von Ferrit und Perlit und deren Volumenanteil hat einen erheblichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Bauteils und wird zum größten Teil von der chemischen Legierungszusammensetzung, den Schmiedeparametern und der Kühlrate nach dem Schmieden beeinflusst [17].

Anhand Abb. 23 ist erkennbar, dass sich Vanadium eher zur Ausscheidungshärtung von Stählen eignet, als Niob. Bei typischen Schmiedetemperaturen ist bereits ein hoher Anteil des Vanadiums gelöst und kann somit zur Ausscheidungshärtung beitragen. Die Festigkeitssteigerung durch Niob ist größer als durch Vanadium, jedoch werden höhere Temperaturen für die Lösungsbehandlung benötigt. Ein weiterer Grund warum sich mit Niob legierte AFP-Stähle gegen vanadiumlegierte nicht durchgesetzt haben liegt darin, dass sich bei beschleunigter Abkühlung von den sehr hohen Lösungstemperaturen teilweise bainitische und martensitische Bereiche im Gefüge ausbilden, die für die Verwendung dieser Stähle meist ungeeignet sind [18]. Ein weiterer Grund warum sich Vanadium eher gegen Niob als Mikrolegierungselement behauptet hat ist, dass sein Nitrid viel weniger löslich als das Karbid ist, daher kann dem Stickstoff in V-C-N Stählen eine weitaus wichtigere Rolle zugeschrieben werden [19].

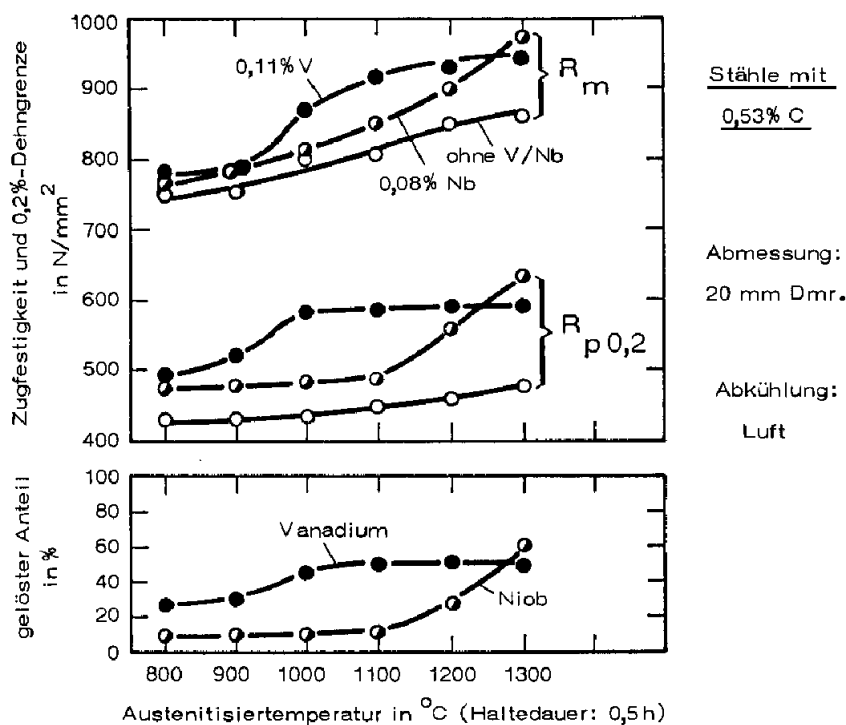


Abb. 23 Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und gelöste Anteile an Elementen zur Ausscheidungshärtung in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur [18]

Beim Abkühlen von Schmiedetemperatur beginnt bereits bei Temperaturen um 950°C die Ausscheidung von Vanadiumkarbonitriden. Durch die Wechselwirkung zwischen gelöstem und ausgeschiedenem Vanadium kann die Rekristallisation des Austenits verzögert werden [20]. Die Beständigkeit der Karbide und Nitride nimmt in der Reihenfolge V – Nb – Ti zu. Die Nitride sind dabei im Allgemeinen stabiler als die Karbide. Vanadium hat eine höhere Affinität zu Stickstoff als zu Kohlenstoff, jedoch bilden sich in den meisten Stählen vorwiegend Karbonitride aufgrund des geringen Stickstoffgehaltes [21]. Mikrolegierte Stähle mit Vanadium zeigen im Vergleich mit Stählen ohne Vanadium eine feinere Korngröße bei sämtlichen Kühlbedingungen, da das bei höheren Temperaturen ungelöste Vanadiumnitrid zum „Pinnen“ der Korngrenzen beiträgt [16].

Die Inkubationszeiten für die Bildung der Ausscheidungen sinken mit steigendem Vanadium und Stickstoffanteil in der Legierung. Ebenso zeigt zunehmender V- bzw. N-Gehalt einen Einfluss auf die Temperatur bei der die Ausscheidung beginnt (Nase im ZTU-Schaubild) [22].

Der makroskopische Festigkeitsanstieg durch Bildung von homogenen Ausscheidungen im Ferrit reicht von 100-300 MPa. Das Ausmaß der Festigkeitssteigerung hängt bei gegebenem Vanadium-Gehalt von den verfügbaren Stickstoff- und Kohlenstoffgehalten ab. Für die Bildung von Vanadiumnitrid-Ausscheidungen gilt, dass die Streckgrenze um ~6 MPa pro 0,001% N und um ~5,5 MPa pro 0,01% C erhöht werden kann [23, 19, 24].

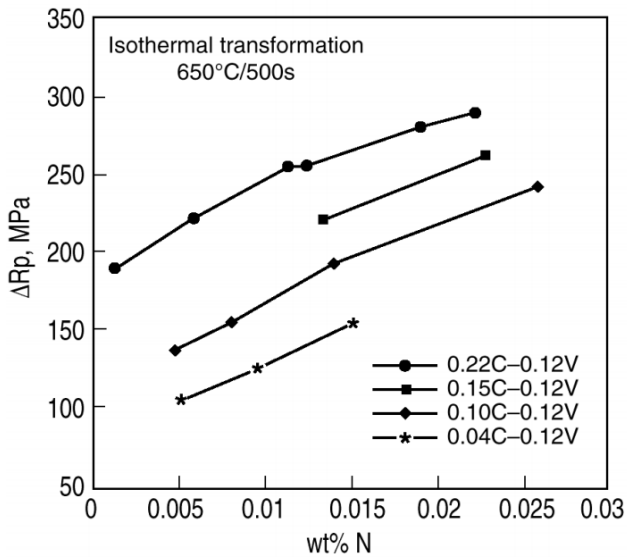


Abb. 24 Abgeleitete Werte für den Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung für isotherm umgewandelte Vanadium-Stähle (650°C/500s) als Funktion des Stickstoffgehaltes [24]

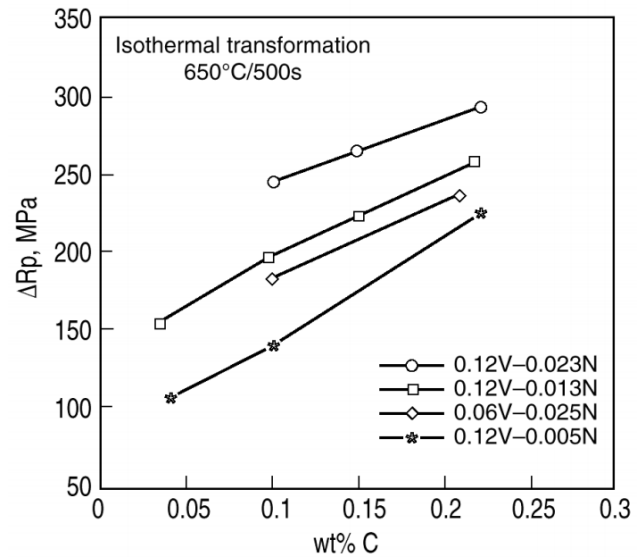


Abb. 25 Abgeleitete Werte für den Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung für isotherm umgewandelte Vanadium-Stähle (650°C/500s) als Funktion des Kohlenstoffgehaltes [24]

Die Möglichkeit die Streckgrenze durch die Legierungselemente Kohlenstoff und Stickstoff zu erhöhen wird in Abb. 24 und Abb. 25 gezeigt. In weiterer Folge kann durch geeignete Legierungszusammensetzung ein Teil des sehr teuren Vanadiums eingespart und durch Stickstoff ersetzt werden. Beispielsweise kann lt. Abb. 26 bei gleichbleibenden Prozessparametern die Hälfte des Vanadiums als Legierungselement eingespart werden (von 0,12% auf 0,06%), wenn der Stickstoffgehalt von 0,01% auf etwa 0,023% erhöht wird [19].

Die Höhe der Streckgrenze ist durch die Hall-Petch Beziehung wie folgt gegeben:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad [25]$$

σ_y ... Streckgrenze

σ_0 ... kritische Spannung für Versetzungsbewegung („Reibungsspannung“)

k_y ... Hall-Petch-Konstante [4]

Der Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung σ_P und Versetzungsverfestigung σ_D kann durch empirische Ansätze abgeschätzt werden. Für die untersuchten Stähle wurde die Annahme getroffen, dass die Verfestigung durch Versetzungen und Textur sehr klein und für alle

untersuchten Stähle gleich ist [26]. Die beiden Verfestigungsbeiträge σ_P und σ_D werden aufgrund der starken Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Partikeln kombiniert [25].

$$\sigma_P + \sigma_D = \sigma_y - (\sigma_0 + \sigma_s + \sigma_g) \quad [25]$$

$$\sigma_0 = 45 \text{ MPa} \quad [27]$$

$$\sigma_s = 84Si + 32Mn + 38Cu + 43Ni \quad [28, 29]$$

$$\sigma_y = 45 + 32Mn + 84Si + 680P + 38Cu + 43Ni + 18.1d^{-1/2} \quad [26, 30]$$

$$\sigma_g = 18.1d^{-1/2} \quad [31]$$

σ_s ... Mischkristallverfestigung

σ_g ... Verfestigung aufgrund der Korngröße

d ... mittlere Korngröße in μm

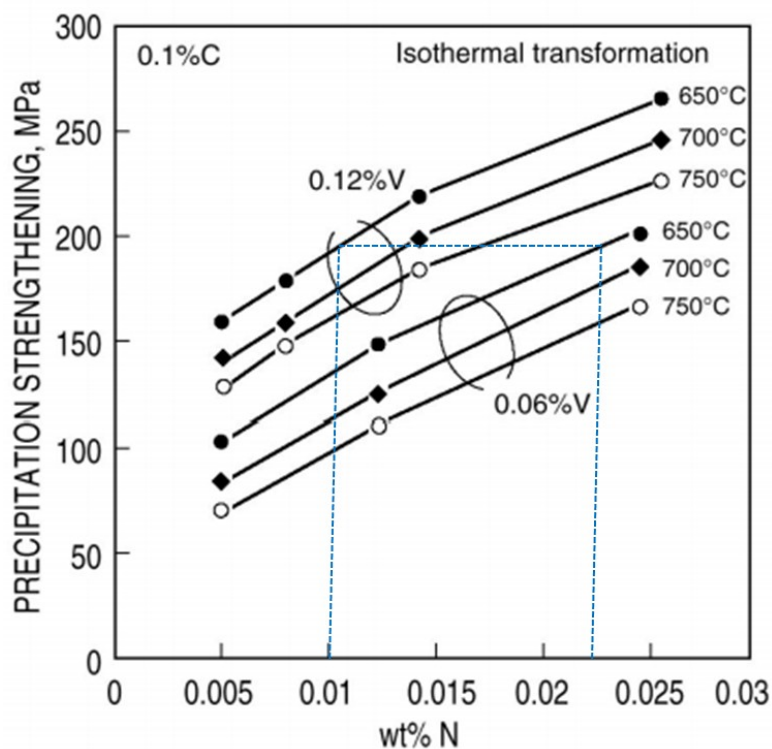


Abb. 26 Einfluss von Vanadium, Stickstoff und der Umwandlungstemperatur auf die Ausscheidungshärtung in 0,1%C-V-N Stählen nach isothermer Haltedauer von 500s bei unterschiedlichen Temperaturen [32]

Ein Senken der Warmformgebungstemperatur bewirkt ein feineres Austenitkorn, da durch die Umformung dynamische Rekristallisation auftritt, aber durch die niedrigere Temperatur das nachfolgende Kornwachstum etwas eingeschränkt wird [33]. Untersuchungen an einem Stahl 30MnV6 wurden durchgeführt, um den Einfluss der Kühlrate auf die Gefügeausbildung und damit auch auf die mechanischen Eigenschaften bei Raumtemperatur zu zeigen. Anhand der Abb. 27 und Abb. 28 ist der Zusammenhang erkennbar, dass mit steigender Kühlrate die Festigkeit sowie die Streckgrenze ansteigen, die Bruchdehnung sinkt signifikant. Die Werte für „As Received“ gelten für Ø36mm warmgewalztes Rundmaterial. Der Grund dafür liegt an der unterschiedlichen Gefügeausbildung bei höheren Kühlraten. Bei höherer Kühlrate sinkt die Temperatur bei der sich die Ausscheidungen bilden, daher sind diese meist feiner verteilt [34]. Bei einer Kühlrate von 3°C/s nach der Umformung bildet sich vorrangig acicularer Ferrit [33]. Bei höheren Kühlraten werden die Gefügeanteile von Bainit und Martensit größer, damit ist auch die Zunahme der Festigkeit und der Streckgrenze erklärbar. Der spröde nicht angelassene Martensit der sich im Gefüge bildet, führt zu der starken Abnahme der Bruchdehnung.

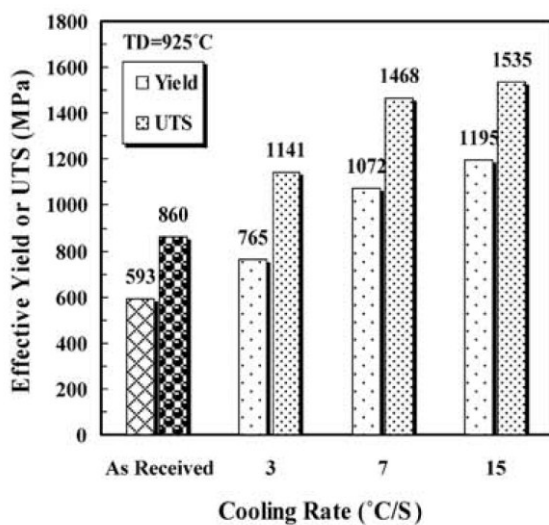


Abb. 27 Einfluss der Kühlrate auf die Streckgrenze und die Zugfestigkeit eines Stahls der Sorte 30MnV6 nach Umformung bei 925°C [33]

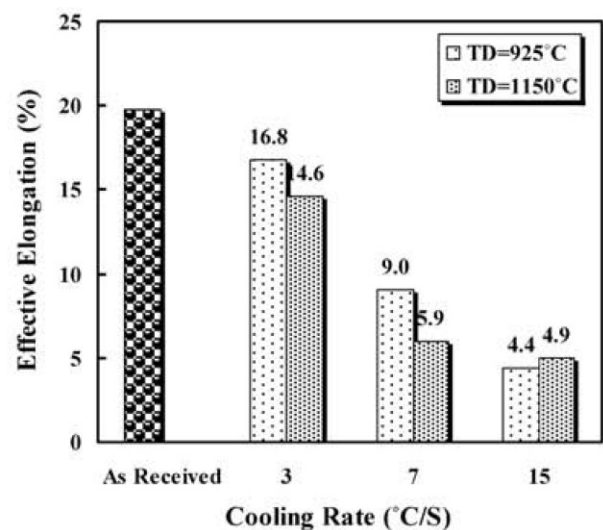


Abb. 28 Einfluss der Kühlrate eines bei 925°C und bei 1150°C umgeformten Stahls 30MnV6 auf die Bruchdehnung [33]

Der Hauptunterschied zwischen acicularem Ferrit und Bainit liegt in der Keimbildung. Bainit bildet sich vorrangig an den Austenitkorn Grenzen, während sich die wahllos orientierten Ferritplatten intergranular an nichtmetallischen Einschlüssen bilden. Die Wahrscheinlichkeit für eine Bildung von Bainit steigt daher mit kleinerer Austenitkorngröße, da mehr Korn Grenzen als Keimbildungsstätte zur Verfügung stehen [33]. Die Abnahme der Bruchdehnung bei einer

Umformung bei 1150°C gegenüber einer Umformung bei 925°C kann mit der mittleren Länge der Ferritplatten beschrieben werden. Diese ist bei einer Umformung bei 925°C kleiner als bei 1050°C, damit kann die Festigkeit und vor allem auch die Bruchdehnung (Duktilität) erhöht werden.

AFP-Stähle werden meist auch mit Mn und Si legiert um in dickeren Bauteilen feinstreifige Perlitbildung bis in den Kern zu begünstigen. Um die Duktilität und die Umformbarkeit zu erhöhen, wird meist der C-Gehalt gesenkt (z.B.: 19MnVS6) Dies resultiert aber in einer Festigkeitsabnahme. Das bewusste Legieren mit Schwefel hat keine bedeutende Auswirkung auf das Ausscheidungsverhalten der Werkstoffe, vielmehr dient der Schwefel in Form von MnS als Spanbrecher bei einer nachfolgenden zerspanenden Bearbeitung.

Auch V-freie Stahlgüten werden der gesteuerten Abkühlung aus der Schmiedehitze zugeführt, jedoch wird die Streckgrenze von AFP-Stählen nicht erreicht. Andererseits gibt es Stähle (C70S6), die aufgrund ihrer Legierung die weichen Ferritkörner umgehen und vollständig perlitisch umwandeln. Die Streckgrenze steigt zwar an, aber die Duktilität leidet darunter.

Die Vorteile von AFP-Stählen gegenüber aus der Schmiedehitze gehärteten Vergütungsstählen sind zum einen die geringeren Eigenspannungen (folglich keine Härterisse, weniger Verzug) und zum anderen muss kein Härtemedium wie Öl oder Wasser verwendet werden. Der Temperaturgradient zwischen Kern- und Randzone des Bauteils ist viel geringer als beim Abschreckvorgang einer konventionellen Härtung. Erfahrungsgemäß zeigt der Kernbereich ein etwas gröberes Gefüge mit breiteren Perlitlamellen, was aus der etwas langsameren Abkühlung gegenüber der Randzone resultiert.

Für geschmiedete PKW-Fahrwerksteile sind AFP Stähle wie 30MnVS6 oder 38MnVS3 die Standardwerkstoffe. Sie erreichen gute Werte für die Mindeststreckgrenze bei garantierten Mindestdehnungen von 10-12%. Die erreichbaren Kerbschlagarbeitswerte dieser Stähle sind aber sehr gering. Die Vergütungsstähle sind den bisher bekannten AFP-Stählen im Verhältnis von Festigkeit zu Zähigkeit deutlich überlegen, vor allem wenn eine Forderung einer min. Kerbschlagarbeit von mehr als 20 J zu erfüllen ist. Die Vergütungsstähle sind aber aufgrund der weitaus aufwendigeren Wärmebehandlung viel teurer [1]. Durch die Ausscheidungshärtung erreichen die Schmiedeteile nach dem gesteuerten Abkühlen aus der Schmiedehitze ihre geforderte Festigkeit. Ein nachfolgendes Anlassen, wie bei gehärteten Teilen, entfällt. Dies führt zu einer Senkung der Prozess- und Energiekosten, sowie auch zu einer Schonung von Ressourcen.

Die Bereiche der Ausscheidungen besitzen meist andere chemische Zusammensetzung und Kristallstruktur als die Matrix. Der härtesteigernde Effekt beruht auf Versetzungsbehinderung

beim Schneiden oder Umgehen der Ausscheidungen. Eine Verteilung von vielen feinen Ausscheidungen ist dabei wirkungsvoller als wenige gröbere Ausscheidungen.

TEM Untersuchungen haben gezeigt, dass die Abkühlrate aus der Umformhitze einen entscheidenden Einfluss auf die Größe und Anzahl der Ausscheidungen hat. Feinere, besser verteilte Ausscheidungen behindern die Versetzungsbewegung effektiver und steigern somit die Festigkeit [35].

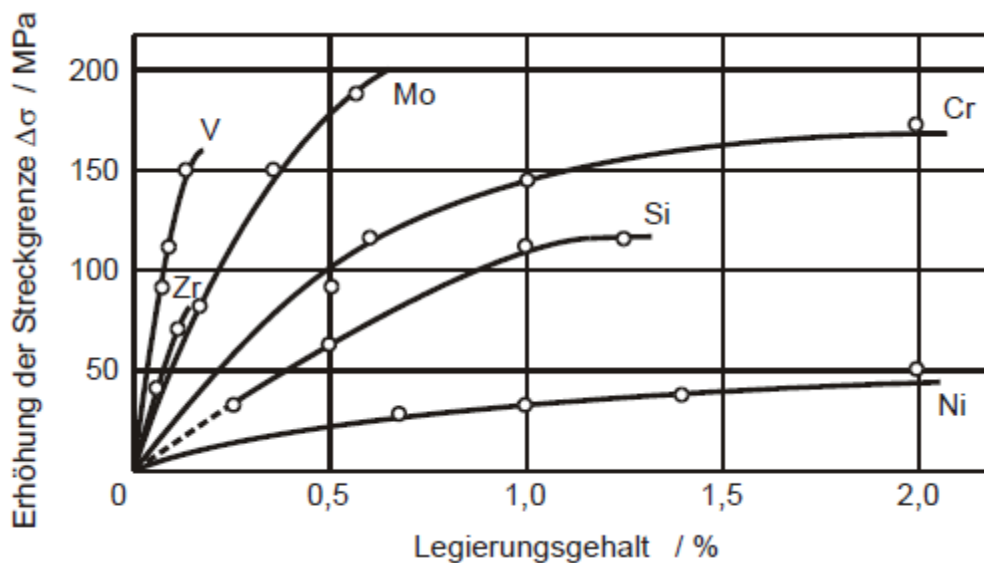


Abb. 29 Einfluss der Legierungselemente auf die Streckgrenze bei Stahl [8]

Einer der Vorteile der Ausscheidungshärtung aus der Schmiedehitze ist die hohe Austenitisierungstemperatur, welche durch den Schmiedeprozess vorgegeben ist. Angewendet werden AFP Stähle sehr häufig im Automobilbau für Kurbelwellen, die im herkömmlichen Herstellungsprozess nach der Warmformgebung noch ein Härten, Anlassen, Richten und Spannungsarmglühen benötigen. Alle diese folgenden Behandlungen können durch das Legierungskonzept der AFP Stähle eingespart werden. Sollte ein Randschichthärten nachfolgen, so sind kohlenstoffreichere AFP Stähle zu verwenden. Im Bereich der Radaufhängungen werden dahingegen eher duktilere Güten mit geringerem C-Gehalt eingesetzt [5].

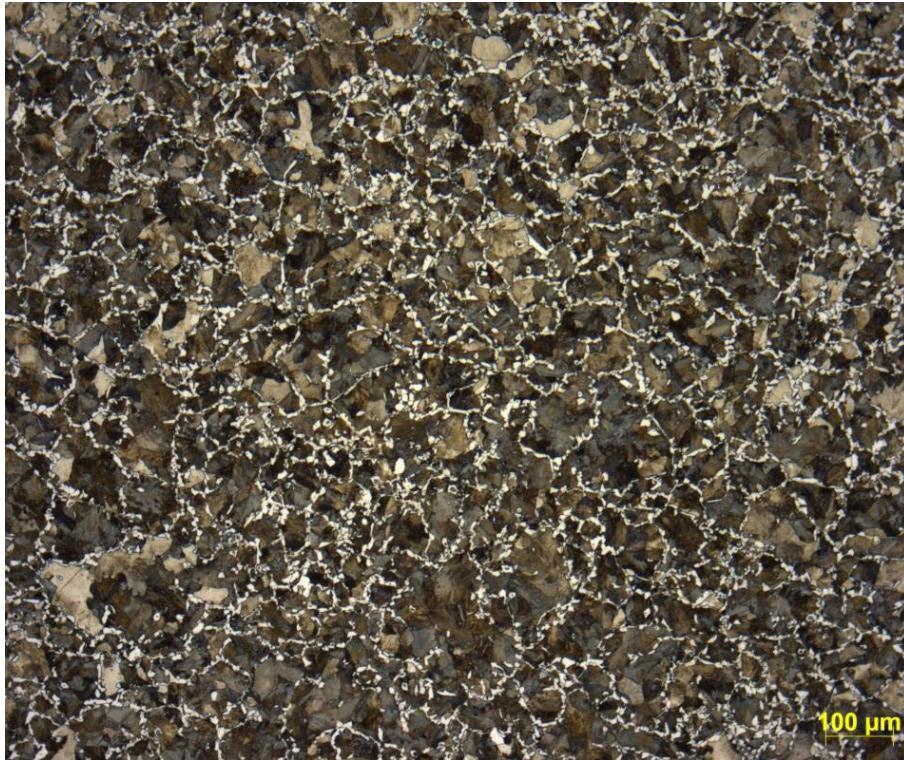


Abb. 30 Gefüge eines 38MnVS6: luftabgekühlt nach dem Schmieden, geätzt mit Nital 3%, Vergrößerung: 100x

Abb. 30 und Abb. 31 zeigen ein typisches Gefüge eines Flansches aus einem AFP Stahl mit 0,38% C. Die Ausscheidungen sind auch bei 500-facher Vergrößerung im Lichtmikroskop nicht sichtbar. Grobe Karbide stellen keinen Betrag zur Festigkeitssteigerung durch Teilchenhärtung dar.

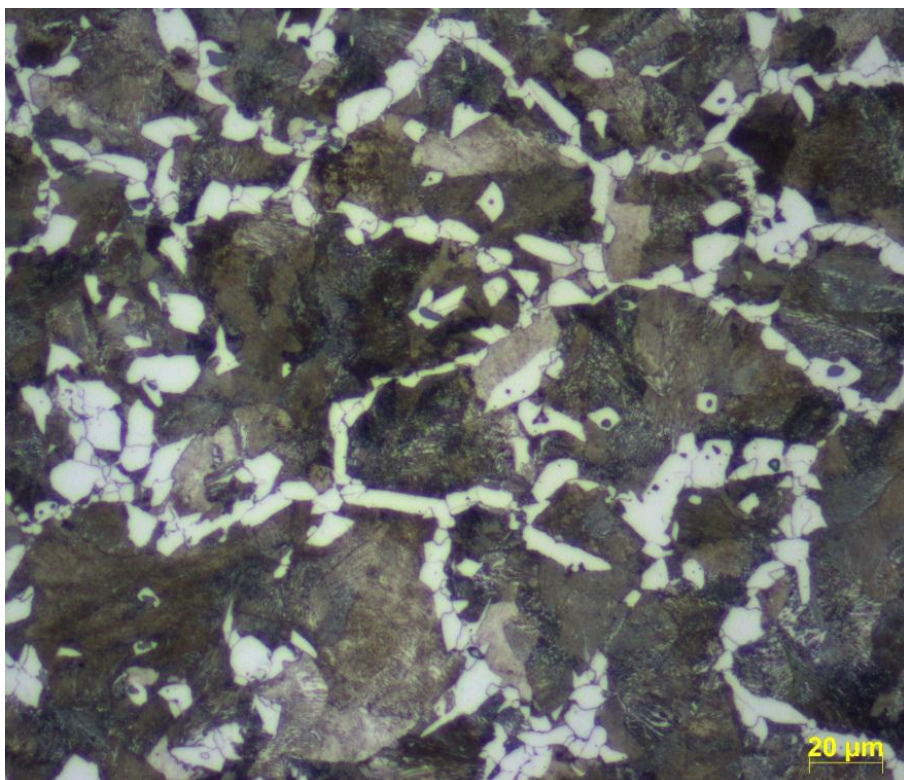


Abb. 31 Gefüge eines 38MnVS6: luftabgekühlt nach dem Schmieden, geätzt mit Nital 3%, Vergrößerung: 500x

3.5 Bainitische Schmiedestähle

Die isotherme bainitische Umwandlung besteht aus Austenitisierung und anschließender Abkühlung auf eine Temperatur knapp über der M_s -Temperatur, dabei soll die Abkühlgeschwindigkeit so gewählt werden, dass die Ferrit- bzw. Perlitausscheidung unterdrückt wird [8]. Auf dieser Temperatur wird isotherm gehalten, bis der Austenit teilweise oder vollständig in Bainit umgewandelt wurde. Im Vergleich zu konventionellem Vergüten kann hier die Anlassbehandlung entfallen, was einen wirtschaftlichen Vorteil mit sich bringt. Diese Gefügeumwandlung kann gegenüber üblicher Vergütung verzugsärmer und rissfrei sein. Bainitische Gefüge können höhere Dauerfestigkeiten und Zähigkeiten aufweisen, als beispielsweise BY-geglühte AFP-Stähle.

Einen Vorteil in der Schmiedebbranche hätten Stahlgüten die durch kontinuierliche Abkühlung eine vollständig bainitische Struktur aufweisen, da kontrollierte Abkühlung ein bekannter und beherrschter Prozess in der Warmformgebung von Stahl ist.

Der Zusammenhang in Abb. 32 zeigt, dass das Verhältnis von Streckgrenze zu Bruchdehnung für „Neue bainitische Stähle“ sich stark von der gewöhnlichen „Stahl-Banane“ abhebt. Bei hohen Festigkeiten können mit bainitischen Stählen auch sehr hohe Dehnungen erreicht werden.

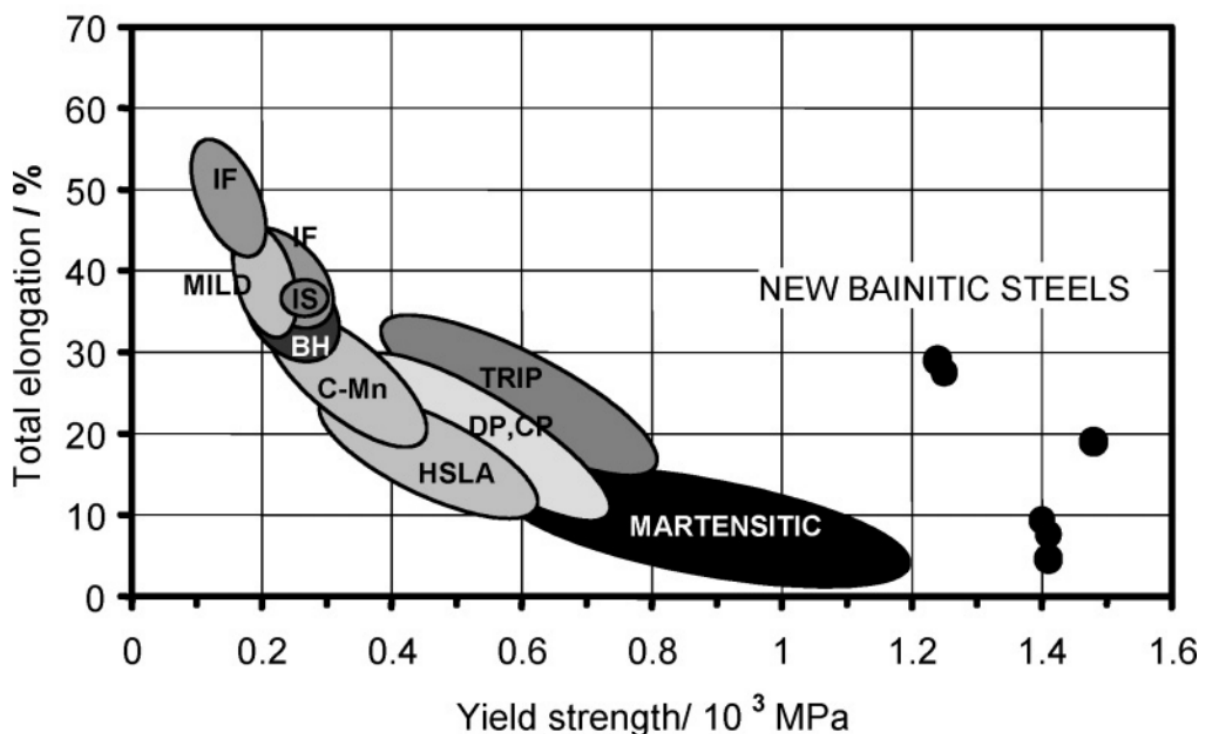


Abb. 32 Vergleich Bruchdehnung zu Streckgrenze für unterschiedliche Stahlgüten (Interstitial-Free IF, Isotrop IS, Bake-Hardening BH, High-Strength-Low-Alloy HSLA, Dual-Phase DP, Complex-Phase CP, Transformation-Induced-Plasticity TRIP) [36]

Im Temperaturbereich der bainitischen Umwandlung (Zwischenstufenumwandlung) findet Selbstdiffusion von Eisen und substitutionellen Legierungselementen nur mehr sehr schwach oder praktisch nicht mehr statt [3]. Die Kohlenstoffdiffusion ist jedoch noch im Gange, weshalb Kohlenstoffanreicherungen entstehen. Dies führt dazu, dass in den kohlenstoffverarmten Bereichen eine Ferritbildung durch Umklappen vorbereitet wird. Bei Stählen mit niedrigen Kohlenstoffgehalten wird die Bainitbildung durch diese Umklapp-Prozesse - ähnlich der Martensitbildung - nadelförmig eingeleitet. Die Ferritnadeln wachsen dann mit gleicher Orientierung zu größeren Ferritbereichen zusammen. Das Wachstum dieser nadeligen Ferritbereiche ist abhängig von der Geschwindigkeit mit der der Kohlenstoff zum verbleibenden Austenit diffundiert. Durch die entstehende Kohlenstoffanreicherung wird entweder der Austenit stabilisiert, oder es bilden sich Karbidausscheidungen welche wiederum zu Ferrit-Umklapp-Prozessen führen.

Bei höheren Kohlenstoffgehalten kann eine nadel- oder plattenförmige Zementitausscheidung die Bainitbildung hervorrufen. Durch den Kohlenstoff, der im Zementit gebunden ist, entsteht eine Verarmungszone welche wiederum das Umklappen von Austenit zu Ferrit begünstigt.

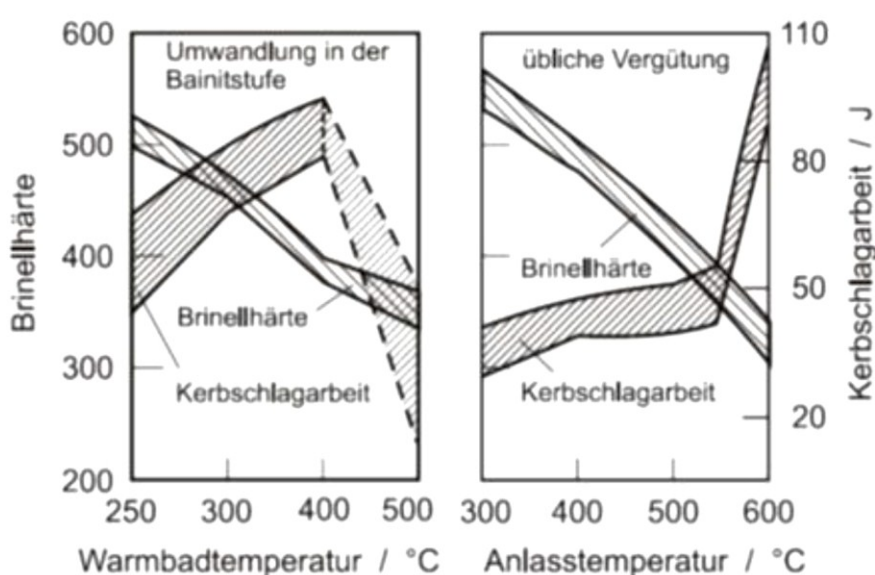


Abb. 33 Vergleich von Umwandlung in der Bainitstufe und konventioneller Vergütung [8]

Die Karbidbildung in der Zwischenstufe kann direkt aus dem Austenit erfolgen, oder aus einem übersättigten Ferrit. Ähnlich der Perlitbildung stehen zwei Mechanismen im Gegensatz: tiefere Temperaturen (hohe Unterkühlung) erleichtern den Umklapp-Prozess auch für Austenitkörner die noch nicht vollständig entmisch sind. Die Diffusionsmöglichkeit, welche für das Keimwachstum notwendig ist, wird aber bei fallender Temperatur schlechter.

Es werden einige verschiedene Strukturen und Erscheinungsformen des Bainit beschrieben, doch unabhängig von seiner Erscheinungsform besteht Bainit aus Ferrit mit eingelagerten Karbiden, deren Größe durch die Umwandlungstemperatur bestimmt wird.

Bainitische Werkstoffe werden vorrangig mit Bor legiert, da Bor die voreutektoide Ferritbildung sehr effektiv zu langen Zeiten verschiebt, aber kaum einen Einfluss auf den Beginn der Bainitumwandlung zeigt. Dadurch kann ein vollständiges bainitisches Gefüge über den gesamten Querschnitt eines Bauteils erreicht werden. Bor segregiert an den Austenitkorgrenzen, deren Energie wird gesenkt und dadurch stellen sie keine bevorzugten Keimstellen mehr für die Ferritumwandlung dar [37].

Untersuchungen an einem Einsatzstahl der Güte 20MnCr5 haben gezeigt, dass das die besten mechanischen Eigenschaften durch isotherme Umwandlung bei kurzen Haltezeiten und Temperaturen um 400°C erreicht werden. Bei kontinuierlicher Abkühlung führen hohe Abkühlraten tendenziell zu besseren mechanischen Eigenschaften, als bei langsamerer Abkühlung [38].

Die Platten von bainitischem Ferrit haben übliche Abmessungen von 10µm Länge und ~0,2µm Dicke. Der Einfluss von Kohlenstoff auf die Festigkeit von Bainit ist eher gering, da der größte Teil des Kohlenstoffes als Karbid (Zementit) in der Matrix vorliegt. Die mittlere freie Weglänge für ein Gleiten von Versetzungen ist zwischen den bainitischen Platten sehr gering, da eine Versetzungsbewegung parallel zu den Platten eher unwahrscheinlich ist. Weiters können die Karbide von den Versetzungen nicht geschnitten werden. Dies führt zu einem starken Anstieg der Festigkeit [37].

Der grundlegende Unterschied der Mikrostruktur von unterem und oberem Bainit ist anhand der Abb. 34 gezeigt.

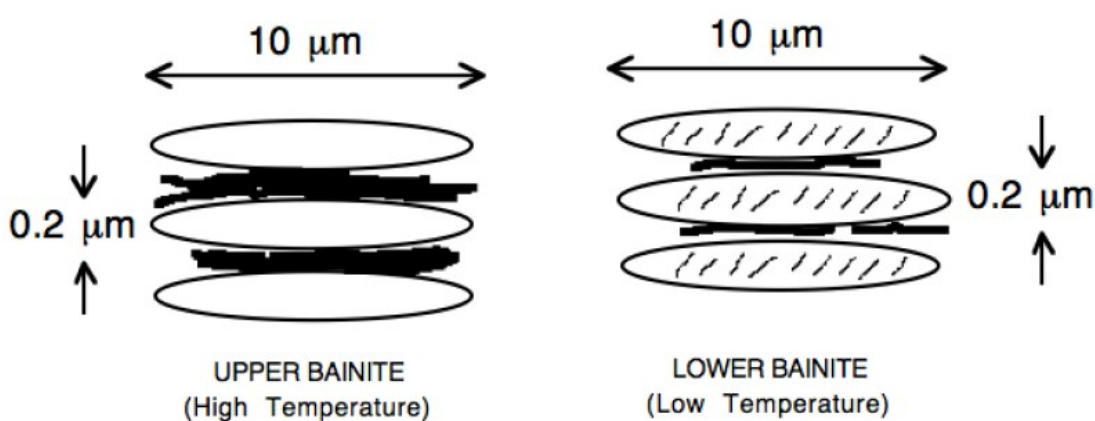


Abb. 34 Unterschied der Mikrostruktur von unterem und oberem Bainit. Dimensionen sind angenommen und abhängig von chemischer Zusammensetzung und Umwandlungstemperatur [39]

Unterer Bainit entsteht im unteren Temperaturbereich der Bainitbildung, knapp über der M_s -Temperatur. Die untere Zwischenstufe hat daher große Ähnlichkeit mit einem martensitischen Gefüge. Der kubisch-flächenzentrierte (kfz) γ -Mischkristall klappt in kubisch-raumzentrierte (krz) Ferritplatten um. Durch diesen Umklapp-Prozess kann der Kohlenstoff wieder besser diffundieren als im dicht gepackten kfz-Gitter des Austenits. Der zwangsgelöste Kohlenstoff kann das Ferritgitter in Form von Karbiden (Fe_3C) verlassen. Diese Karbide sind sehr fein und in $50 - 60^\circ$ zur Hauptachse der Ferritnadeln angeordnet. Erkennbar ist diese Ausrichtung nur mit elektronenoptischen mikroskopischen Geräten. Das Gefüge erinnert an höher gekohlten, angelassenen Martensit. Sonderkarbide scheiden sich mit hoher Wahrscheinlichkeit aufgrund der stark eingeschränkten Diffusionsfähigkeit der substitutionell gelösten Atome nicht aus. Die homogene Verteilung der feinen Karbide ist die Ursache für die hervorragenden Festigkeits- und Zähigkeitskennwerte von unterem Bainit [3].

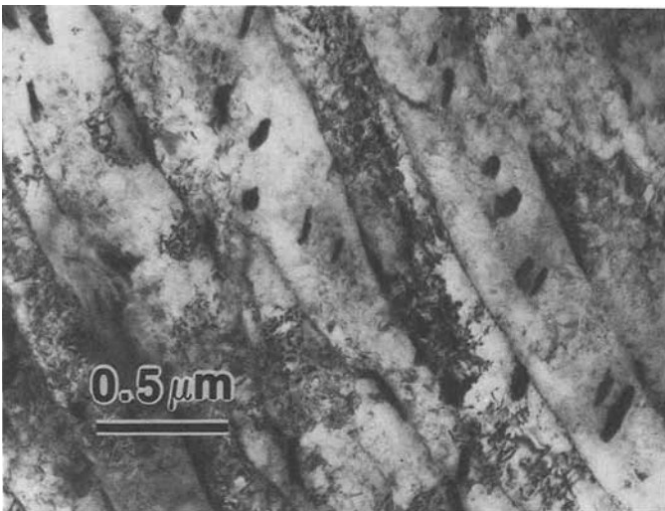


Abb. 35 Unterer Bainit in einem Cr-Mo-V Rotor-Stahl [40]



Abb. 36 TEM-Aufnahme eines Bereiches von unterem Bainit in einem 0,46C-2,10Si-2,15Mn Stahl, Karbidausscheidungen innerhalb der Nadeln [41]

Oberer Bainit entsteht im oberen Temperaturbereich der Bainitbildung. Der Kohlenstoff kann aufgrund der höheren Temperaturen aus dem Inneren der Nadeln an die Korngrenzen diffundieren. Es entsteht ein gebündeltes, lanzettenartiges Gefüge, das an nadelförmigen Martensit erinnert. Anders als beim unteren Bainit scheidet sich das Karbid unterbrochen und unregelmäßig aus. Die Gefügeausbildung des oberen Bainits hat eine Ähnlichkeit mit Perlit. Aus der Tatsache, dass sich die Karbide grob und unregelmäßig ausbilden folgt, dass die mechanischen Eigenschaften des oberen Bainits schlechter sind als die des unteren Bainits [1].

Anwendung finden bainitische Bauteile mit kleinen Abmessungen in Tellerfedern (51CrV4 mit 2-5 mm Dicke), Seeger-Ringen (2C50), Sägeketten mit Härtewerten zwischen rund 40 und 58HRC [8].

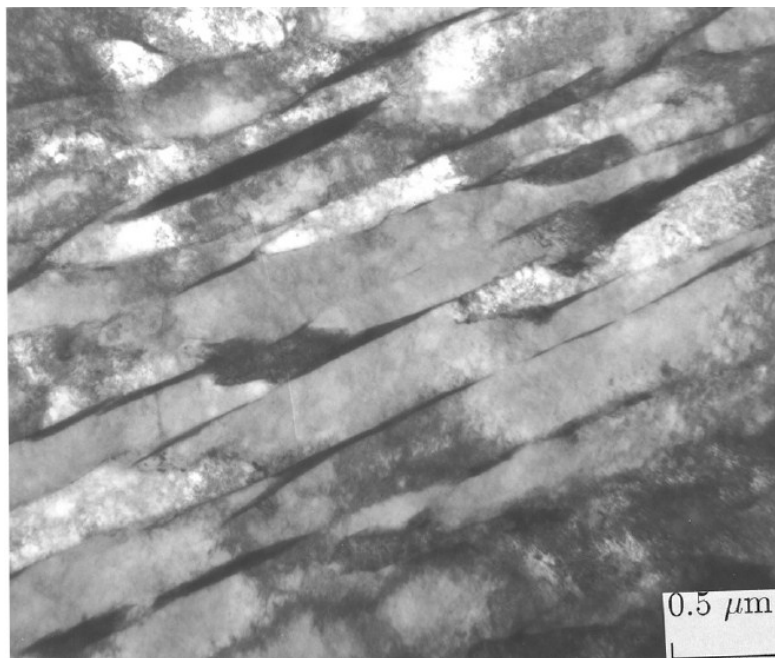


Abb. 37 TEM-Aufnahme eines Bereiches von oberem Bainit in einem 0,095C-1,63Si-1,99Mn-1,97Cr Stahl [41]

Eine kostengünstige Alternative für höherfeste Vergütungsstähle stellt das Legierungskonzept des Stahls 20MnCrMo7 dar [42]. Um beim automobilen Leichtbau mithalten zu können, müssen Festigkeit und Zähigkeit von Schmiedeteilen gesteigert werden, um beispielsweise Material einsparen zu können. Der Stahl 20MnCrMo7 wurde primär dazu entwickelt, die steigenden Anforderungen von Common Rail Dieselmotoren mit Drücken bis 2000bar erfüllen zu können. Um eine geeignete Dauerschwingfestigkeit zu erzielen soll der Stahl ein möglichst festes (1.150 – 1.400 MPa) und zähes Gefüge aufweisen. Die Schweißbarkeit sollte ebenfalls gegeben sein. Weiters eignet sich der Stahl für eine Einsatzhärtung (z.B. für Lagerstellen). Bei Bauteilen deren Lagerstellen induktiv gehärtet werden, könnten im Vergleich zu Vergütungsstählen geforderte

Festigkeiten nicht erreicht werden, da der Kohlenstoffgehalt bei bainitischen Werkstoffen typischerweise niedriger liegt. Bainitische Schmiedestähle mit geringem Kohlenstoffgehalt sind eine gute Alternative für herkömmliche Vergütungsstähle wenn es um sicherheitskritische Bauteile im Automobilbau geht [43].

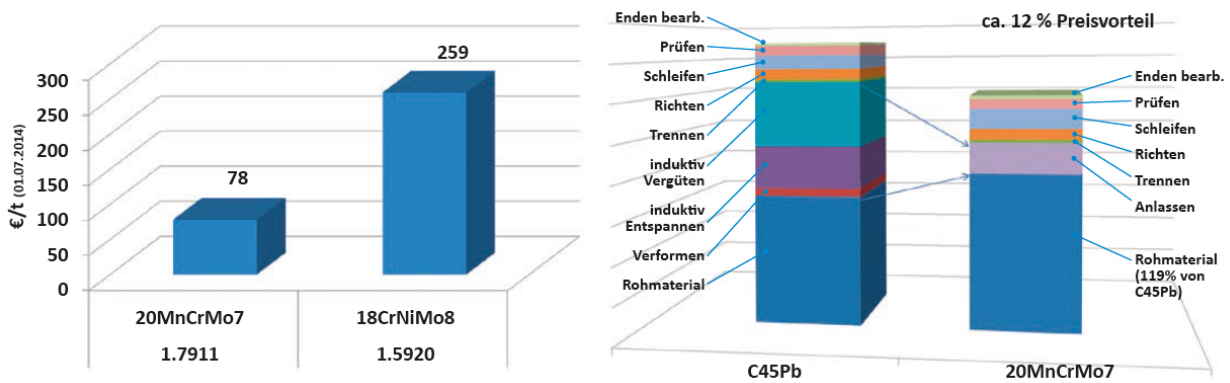


Abb. 38 Kostenersparnis auf zwei Wegen: günstigerer Legierungszuschlag (links), Einsparung von Prozesskosten (rechts) [42]

Die steigenden Anforderungen an die mechanischen Eigenschaften können die bis dato verwendeten AFP-Stähle, wie 38MnVS6, nicht mehr erfüllen. Hochfeste Vergütungsstähle erreichen die geforderten mechanischen Eigenschaften zwar, jedoch sind diese im Preisvergleich erheblich teurer, da die Vergütungsbehandlung zusätzliche Kosten aufwirft (siehe Abb. 38).

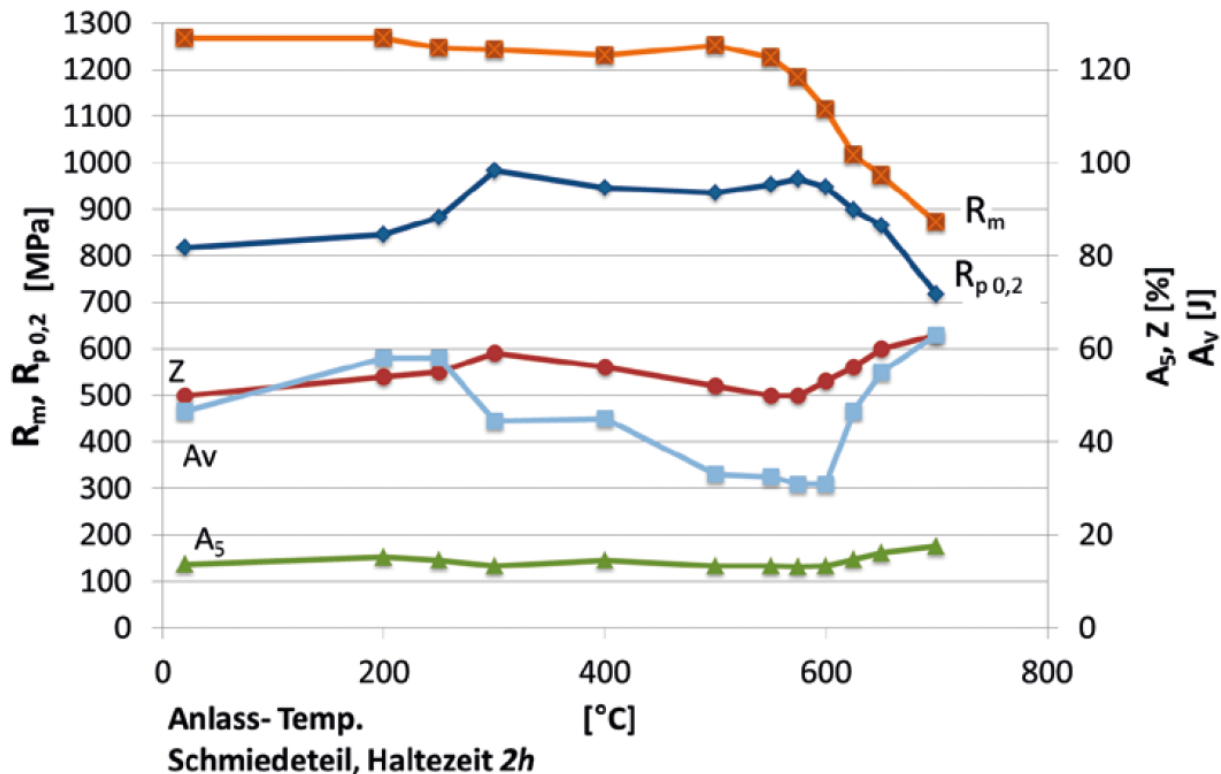


Abb. 39 Anlassverhalten von Schmiedeteilen aus 20MnCrMo7 (1.7911) [42]

Die Abb. 39 zeigt die mechanischen Eigenschaften eines 20MnCrMo7 nach Abkühlung aus der Umformhitze (bei $T = 25^{\circ}\text{C}$), sowie das Anlassverhalten bei verschiedenen Anlassstemperaturen mit einer Anlassdauer von zwei Stunden. Ohne weiteres Anlassen erreicht der Werkstoff nach Luftabkühlung aus der Schmiedehitze eine Festigkeit die oberhalb von 1.150 MPa liegt, bei einer Streckgrenze $R_{p0,2} > 800 \text{ MPa}$. Für die hohe Festigkeit zeigen sich aber hohe Werte für die Bruchdehnung ($Z > 50 \%$), Kerbschlagarbeit ($A_v > 40\text{J}$ bei Raumtemperatur) und Brucheinschnürung ($A_5 > 15 \%$). Durch ein Anlassen über 300°C steigt die Streckgrenze stark an, was für wechselbelastete Bauteile einen Vorteil auf die Dauerfestigkeit bringt. Höhere Anlassstemperaturen werden verwendet, um eine Zielvorgabe an die Festigkeit bzw. Härte zu erreichen [42].

3.6 Lufthärtende Schmiedestähle

Eine weitere Möglichkeit einen Teil der Prozesskosten in der Herstellung von vergüteten Schmiedeteilen zu optimieren, besteht darin, kostengünstige Werkstoffe zu entwickeln, die mittels kontrollierter Luftabkühlung (BY) martensitisch umwandeln. Damit entfällt die Verwendung von Härteaggregaten und Verbrauchsmaterialien wie Abschreckmedien oder diverse Zusätze können eingespart werden. Dabei dürfen keine großen zusätzlichen Legierungskosten entstehen, da der Kostenvorteil durch Prozesskosteneinsparung durch teureres Vormaterial verloren gehen kann. Ein weiterer Vorteil von lufthärtenden Werkstoffen ist, dass der Abschreckvorgang ähnlich wie bei AFP-Stählen kaum zu Spannungen oder Verzug im Schmiedeteil führt. Damit können Probleme im Zuge einer spanenden Bearbeitung minimiert werden, was auch einen Kostenvorteil mit sich bringt. Im Vergleich zu bainitischen Stählen oder AFP-Stählen für die Massivumformung muss zwar meist ein nachfolgendes Anlassen erfolgen, jedoch ist ein Härten an Luft ein relativ einfach beherrschbarer Prozess, der keiner genauen Temperaturführung und -überwachung bedarf.

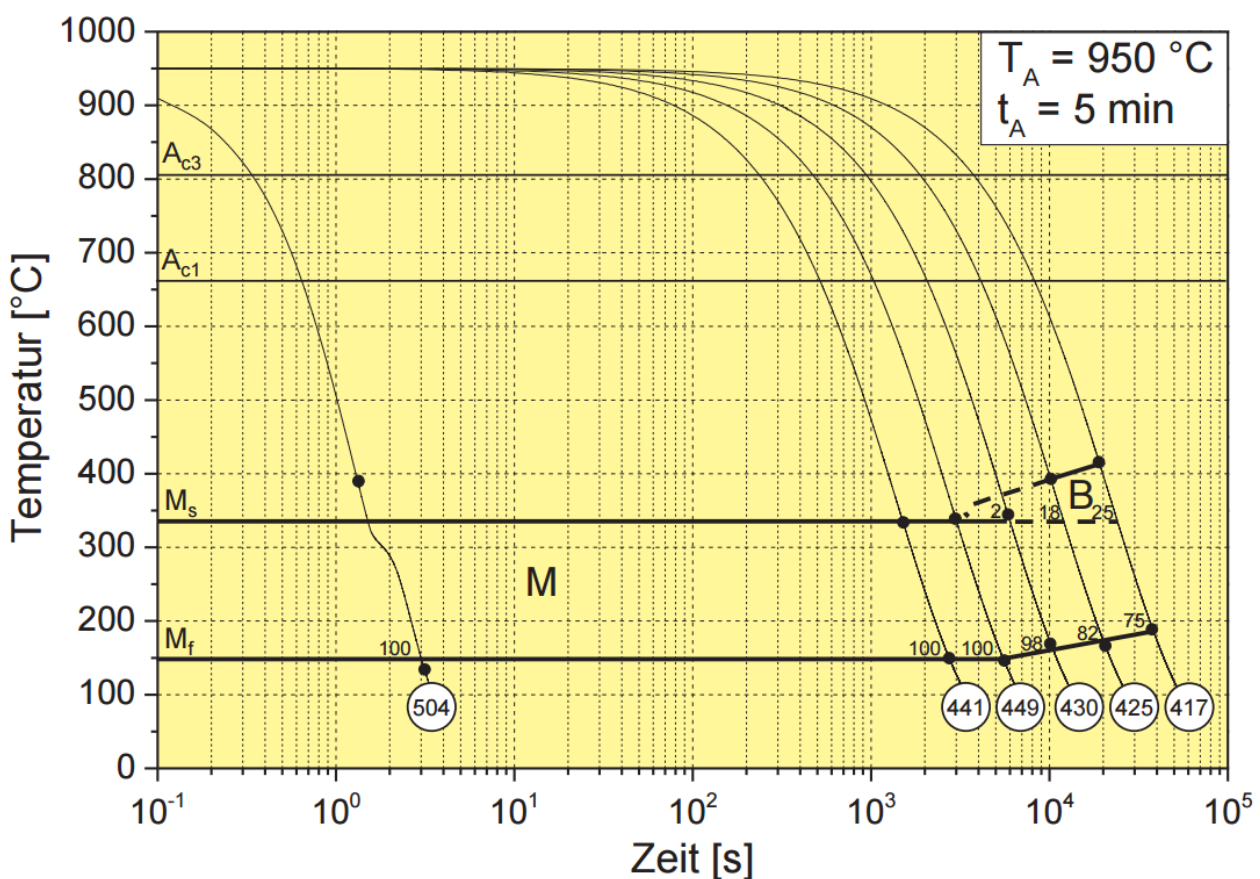


Abb. 40 Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines lufthärtenden Schmiedestahls mit erhöhtem Mn-Gehalt (3,85%) [37]

Das Legierungskonzept des Stahls LHD-P2 [44] in der Abb. 40 zeigt, dass die bainitische Umwandlung stark zu längeren Zeiten verschoben wird, dadurch ist eine weitgehend martensitische Umwandlung ohne Probleme auch für dickere Querschnitte von Schmiedeteilen möglich. Die kritische $t_{8/5}$ Zeit beträgt 1.350 Sekunden.

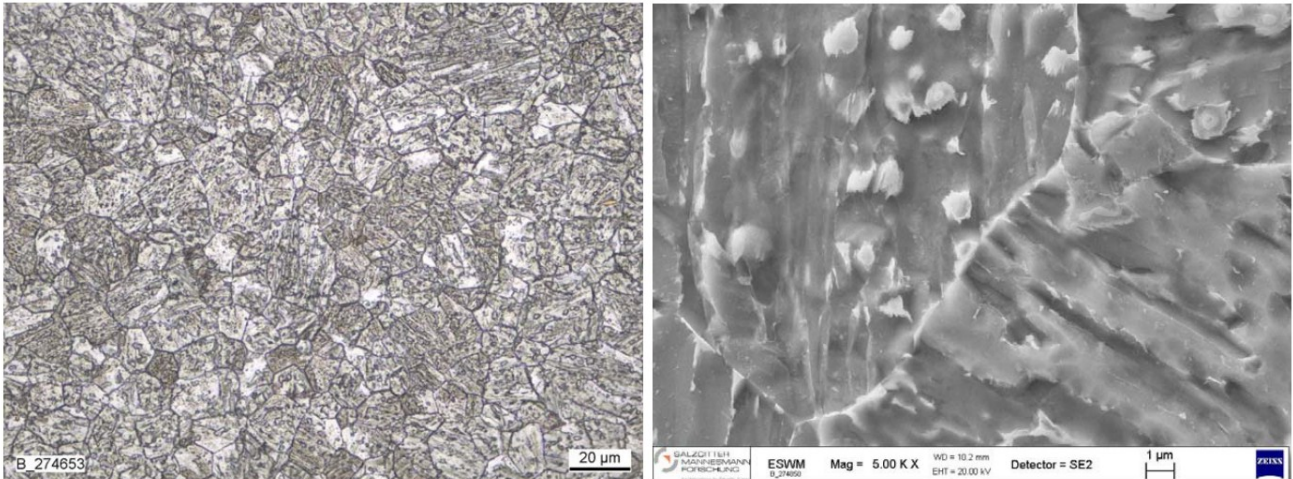


Abb. 41 Mikrostruktur eines LH800 Stahls im luftgehärteten Zustand [45]

4. Der Abschreckvorgang

Das Abschreckmittel bestimmt den Wärmeübergang vom Bauteil an das Medium. Die Auswahl des Abschreckmediums hängt von der Härbarkeit der vorliegenden Stahlgüte, den Geometrieverhältnissen, wie auch von den erforderlichen Kühlraten für die Einstellung eines bestimmten Gefüges ab [46].

Es ist in weiterer Folge notwendig, die zeitliche Temperaturverteilung im Bauteil zu kennen. Die Grundgleichung für eine Temperaturfeldberechnung ist die Fourier-Gleichung, eine parabolische Differentialgleichung 2. Ordnung [47].

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda}{c \cdot \rho} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) + \frac{1}{c \cdot \rho} \frac{\partial q_v}{\partial t} \quad \text{bzw.} \quad \lambda \cdot \Delta T + \dot{q}_v = c \rho \dot{T}$$

\dot{q}_v ... die im Einheitsvolumen eingebrachte oder abfließende Leistungsdichte

Δ ... Laplace-Operator

Wird ein Körper mit dem Volumen V , der Oberfläche A und einer Temperatur T_0 in ein Umgebungsmedium (Wasser, Luft, Öl) mit der Temperatur T_u gebracht, so findet konvektiver Wärmeübergang statt [47]. Der Wärmefluss in den Festkörper durch dessen Oberfläche A , muss gleich der zeitlichen Zunahme der inneren Energie des Festkörpers mit dem Volumen V sein.

$$A \cdot \alpha \cdot (T_u - T(t)) = \rho \cdot c_p \cdot V \cdot \frac{\partial T(t)}{\partial t}$$

Durch Umformen und Lösen der Differentialgleichung erhält man das Newton'sche Abkühlgesetz in der Form:

$$\frac{T(t) - T_u}{T_0 - T_u} = e^{-m \cdot t}$$

Voraussetzung dafür ist, dass die Temperaturverteilung im Festkörper gleichmäßig, also wenn die Biot-Zahl $Bi = \alpha \cdot L_s / \lambda < 0,1$ ist.

L_S beschreibt eine charakteristische Länge und λ die Wärmeleitfähigkeit des Festkörpers. Eine hohe Biot-Zahl bedeutet, dass die Temperaturdifferenz im Körper groß (hoher Wärmeleitwiderstand), jedoch die Temperaturdifferenz zwischen Wand und Fluid sehr klein ist.

Der Parameter m beinhaltet die Geometrie- bzw. Bauteileigenschaften und die physikalischen Eigenschaften:

$$m = \frac{A \cdot \alpha}{\rho \cdot c_p \cdot V}$$

Wenn sich nach dem zuvor beschriebenen Newton'schen Abkühlgesetz die Oberflächentemperatur eines Festkörpers von T_0 auf T_u ändert, so reduziert sich die Wärmeleitungsgleichung zu: $\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2}$ [47].

Dabei ist die Temperaturleitfähigkeit $a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$.

Die Anfangs-(AB) und Randbedingungen (RB) lauten wie folgt:

AB: $T(x, 0) = T_0$ Anfangstemperatur T_0

RB1: $T(0, t) = T_0$ Umgebungstemperatur an der Oberfläche

RB2: $T(\infty, t) = T_0$ Temperatur im unendlichen Abstand von der Oberfläche

Die Bedingung für die Anwendbarkeit der Gleichung ist ein halb-unendlicher Körper. Die charakteristische Abmessung L muss sehr viel größer als die thermische Eindringtiefe sein

$$(L \gg \sqrt{a \cdot t})$$

Eine spontane Änderung der Oberflächentemperatur eines Bauteils ist für die Praxis nicht zutreffend, man muss einerseits die instationäre Wärmeleitung im Bauteil, wie auch den konvektiven Wärmeübergang am Bauteilrand mit einbeziehen. Die folgende Gleichung ist eine Kombination der beiden Wärmeübergangsarten, nämlich der konvektive Wärmeübergang eines halb-unendlichen Körpers [47].

$$\frac{T - T_u}{T_0 - T_u} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}}\right) + \left[\exp\left(\frac{\alpha \cdot x}{\lambda} + \frac{\alpha^2 \cdot a \cdot t}{\lambda^2}\right) \right] \cdot \left[1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{\sqrt{4 \cdot a \cdot t}} + \frac{\alpha \cdot \sqrt{a \cdot t}}{\lambda}\right) \right]$$

Durch die Geschwindigkeit und Turbulenz, wie auch durch die physikalischen Eigenschaften und die Temperatur des Fluides werden der Wärmeübergangskoeffizient und damit der gesamte Wärmeübergang stark beeinflusst. Im Fall von Polymer-Wasser Gemischen bestimmt der Polymergehalt die Abschreckwirkung maßgeblich [46].

Der Abschreckvorgang sollte im Bereich der Perlitumwandlung sehr intensiv und schnell erfolgen. Unter etwa 400°C wäre die Perlitbildung sehr langsam, da die treibende Kraft (Diffusion) aufgrund der niedrigen Temperatur stark sinkt. Daher muss dort die weitere Abkühlung nicht so rasch passieren wie im höheren Temperaturbereich.

Ein Problem bei Abkühlmitteln auf der Basis von Wasser ist, dass dem Bauteil die Wärme nicht gleichmäßig entzogen wird. Nach dem Eintauchen eines heißen Bauteils in ein Wasserbad bildet sich ein Mantel aus Wasserdampf um das Teil (Leidenfrost-Effekt).

Der Dampfmantel wirkt isolierend und behindert die Wärmeabfuhr vom heißen Bauteil zum kalten Abschreckmedium (Phase A). Man nennt die Temperatur, ab welcher sich ein solcher Dampfmantel ausbildet „Charakteristische Temperatur“ oder „Leidenfrost Temperatur“ der Flüssigkeit. Diese Temperatur ist unabhängig von der Ausgangstemperatur des Bauteils. Daher ist die Abschreckwirkung zu Beginn des Härtevorgangs eher gering [48].

Wird der Dampfmantel durchbrochen, so bilden sich aus der flüssigen Phase des Härtemediums sofort Dampfblasen, die ihre Verdampfungswärme dem zu härtenden Bauteil entziehen. Die Abkühlgeschwindigkeit erreicht während dieser Phase ihr Maximum (Phase B).

Das Werkstück kühlt weiter und die Verdampfung lässt nach und hört schließlich auf. Die Wärmeabfuhr basiert dann zum größten Teil auf Wärmeleitung und Konvektion vom Werkstück in das Härtemedium. Die Abkühlgeschwindigkeit nimmt wieder ab (Phase C).

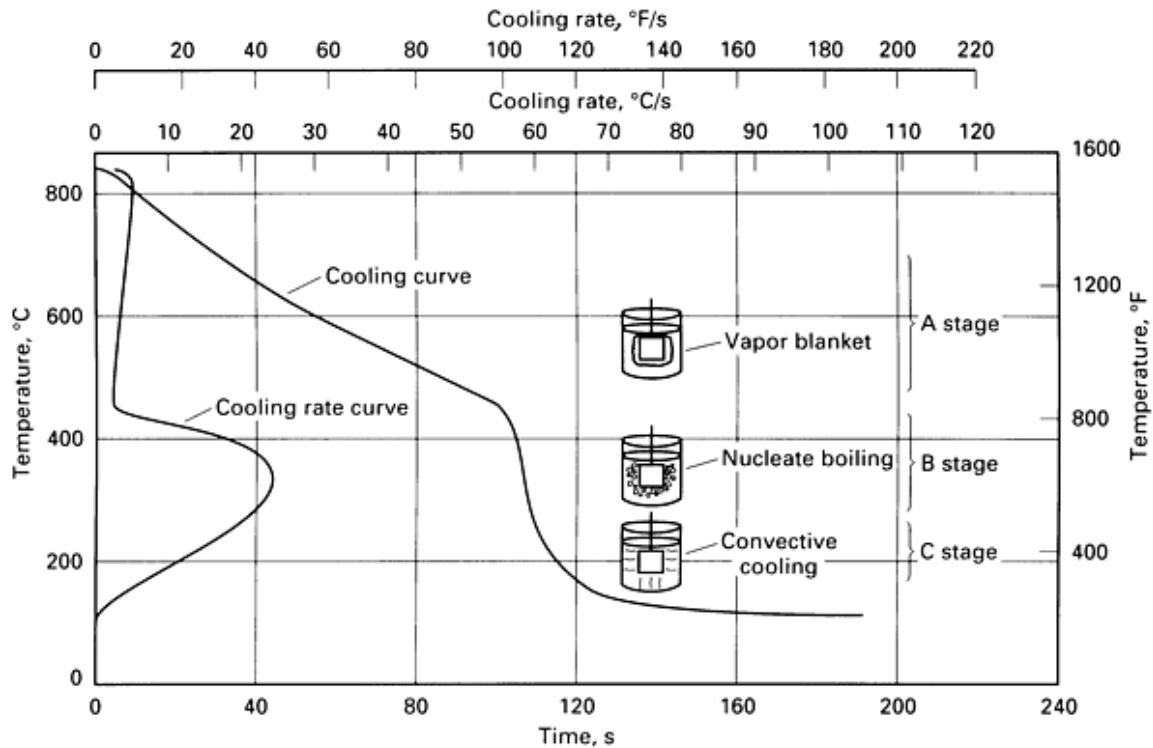


Abb. 42 Kühlkurve und Verlauf der Kühlrate im Kern einer 25mm dicken Probe. Abgeschreckt mit 95°C Wasser, Fließgeschwindigkeit 15 m/min [46]

Die Turbulenz ist ein wichtiger Faktor in Bezug auf die Wärmeübertragung. Eine starke Verwirbelung oder Strömung unterbricht den Dampffilm der Phase A der Abkühlung. Keine oder ungleichmäßige Turbulenz resultiert oft in inhomogenen Gefügeeigenschaften, Eigenspannungen, Härterissen, Verzug oder ähnlichen unerwünschten Phänomenen.

Die Kühlraten hängen also stark von den 3 Abkühlphasen, der Art des Kühlmediums, der Masse und der Oberfläche des abgeschreckten Werkstückes ab.

5. Eigenschaften von wässrigen Polymerlösungen

Die Grundvoraussetzung für ein Abschreckmedium zum Härten von Stählen ist, einem Bauteil derart Wärme zu entziehen, damit die kritische Kühlrate erreicht oder überschritten wird [12]. Damit wird der Austenit unterkühlt und die Perlitumwandlung verhindert. Das Abschreckgefüge enthält dann vorrangig Martensit und Bainit.

Ein optimales Abschreckmedium ermöglicht eine Kühlrate die im Bereich der Martensitumwandlung und darunter relativ niedrig ist, um einen Temperatenausgleich zwischen Rand- und Kernbereich des Bauteils zu gewährleisten. Verzug und Risse können damit vermieden werden. Die Abschreckwirkung soll über die gesamte Lebensdauer möglichst konstant bleiben. Reaktionen zwischen dem Härtemedium und dem Bauteil müssen vermieden werden. Rückstände des Härtemediums müssen leicht entfernbar sein.

Wasser als Abschreckmedium hat einen großen Vorteil durch den hohen möglichen Wärmübergangskoeffizient, der daraus resultiert, dass Wasser eine hohe Verdampfungsenthalpie, wie auch eine hohe spezifische Wärmekapazität besitzt. Einer der Nachteile beim Abschrecken mit reinem Wasser besteht darin, dass die Siedetemperatur verglichen mit Öl sehr niedrig ist. Der größte Nachteil beim Abschrecken von Stählen mit Wasser ist, dass Wasser die größte Abschreckwirkung besitzt, wenn sich das abgeschreckte Bauteil im Temperaturbereich der Martensitumwandlung befindet. Durch den hohen Temperaturunterschied zwischen Rand- und Kernbereich besteht erhöhte Verzugs- und Rissgefahr. Die Wassertemperatur hat einen erheblichen Einfluss auf die Abschreckwirkung. Der Zusammenhang ist für ruhendes Wasser und für Wasser mit einer Strömungsgeschwindigkeit von 0,25m/s in Abb. 43 dargestellt. Der Prüfkörper war eine Silberkugel mit $\varnothing 20\text{mm}$. Mit steigender Wassertemperatur sinken die Kühlrate und damit der Temperaturgradient, jedoch wird die Dampfhautphase instabil und mit ihr der Härteprozess. Praktisch wird daher die Abschreckwirkung eines Mediums selten über dessen Temperatur eingestellt. Für viele Anwendungen wäre ein Abschreckmedium wünschenswert, mit Hilfe dessen die Dampfhautphase vermieden werden kann und das Blasensieden möglichst rasch in eine Konvektionsphase mit geringer Kühlrate übergehen soll [49].

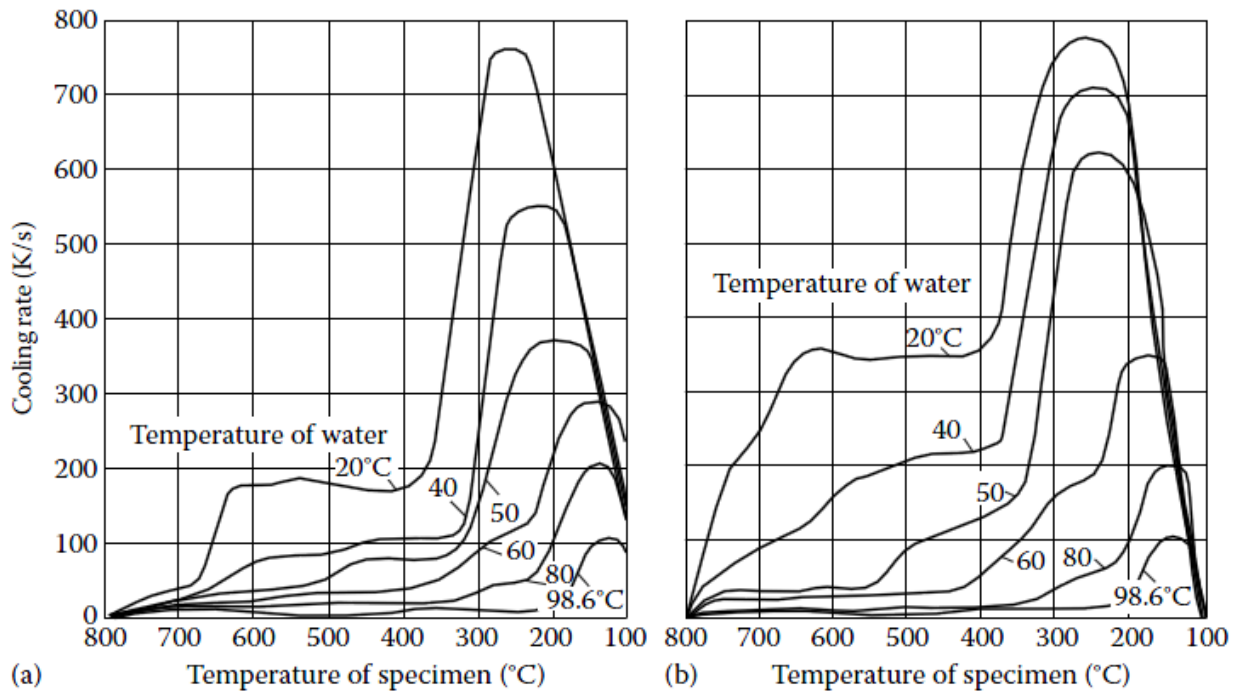


Abb. 43 Abschreckwirkung Wasser, ruhend (links), bewegt 0,25m/s (rechts) [12]

Wässrige Polymerlösungen kombinieren die Vorteile von Wasser und Öl dahingehend, dass eine rasche Abschreckung zum Erreichen der kritischen Kühlrate und andererseits eine langsame Abkühlung im Bereich der Martensit-Umwandlung möglich sind. Weiters sind wässrige Polymerlösungen im Gegensatz zu Ölen nicht brennbar.

Die Abschreckwirkung wird weitgehend vom Polymerzusatz beeinflusst. Durch den Polymerfilm der auf der Metalloberfläche gebildet wird, wird die Dampfhautphase stabilisiert. Die Erweiterung der Dampfhautphase ist abhängig von der Art des Polymers, dessen Konzentration und Temperatur, sowie der Strömungsgeschwindigkeit des Mediums.

Das Polymer-Abschreckmittel Aqua-Quench 320¹ von Houghton (AQ320) ist ein Härtemedium auf der Basis von Polyvinyl-Pyrrolidon (PVP) [50]. Diese Abschreckmittel haben den Vorteil im hohen Temperaturbereich auch hohe Abschreckwirkungen, sowie im Bereich der Martensitumwandlung sehr geringe Abschreckwirkungen zu gewährleisten. Für einen Stahl mit 0,5% Kohlenstoffgehalt und einem Durchmesser von 50mm wurden Versuche mit 10%-igen PVP Abschreckmedien durchgeführt, dabei wurde erkannt dass die gleiche Abschreckhärte von 64-65 HRC wie bei reiner Wasserabschreckung erreicht werden kann. Der entscheidende Unterschied war, dass die im PVP Medium abgeschreckten Proben keine Härterisse auftraten. Bei höheren Polymerkonzentrationen

¹ Aqua Quench 320, Houghton Deutschland GmbH, Giselherstr. 57, D-44319 Dortmund

im Bereich von 15-20% Polymeranteil, kann das Abschreckmedium eine Ölabschreckung ersetzen [12].

Um die Abkühlcharakteristik des Polymerabschreckmediums AQ320 besser verstehen zu können, wurden von der Fa. Houghton Deutschland GmbH einige Messreihen erstellt. Diese beinhalten die Informationen für eine Abkühlung eines Inconel® 600 (2.4816) Prüfkörpers mit den Abmessungen $\varnothing 12,5\text{mm} \times 60\text{mm}$. Die Versuche wurden mit einem standardisierten Aggregat der Fa. Houghton durchgeführt (Abb. 44). Es lässt sich die Kühlcharakteristik von wässrigen Polymerlösungen als Abschreckmedium in Anlehnung an die Tensi-Methode (ASTM D6482-06) bestimmen. Die Polymerkonzentration und Temperatur des Abschreckmediums wurden variiert, während die Strömungsgeschwindigkeit des Abschreckmediums konstant gehalten wurde.

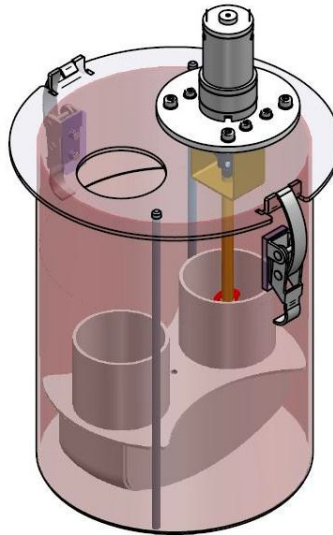


Abb. 44 Houghton-Standard-U-Tube: Aggregat zur Aufzeichnung der Abschreckkurven

Die folgende Abbildung Abb. 45 zeigt die Kühlraten von wässriger Lösung des Polymerabschreckmittels AQ320 bei einer Temperatur von 30°C mit verschiedenen Konzentrationen im Bereich von 4% bis 20%. Dabei fällt auf, dass eine Polymerkonzentration von 4% vor allem im Bereich unter 700°C eine sehr schnelle Abkühlung fördert. Der Bereich zwischen 4% und 6% Polymerlösung ist somit ein Grenzbereich, der eine prozessichere Abkühlung des zu härtenden Bauteils nicht ausreichend stabil darstellen kann. Vor allem die schnelle Abkühlung im Bereich der M_s -Temperatur ist nicht von Vorteil, wenn geometrisch bedingte Temperaturunterschiede im Bauteil vorherrschen. Bei steigender Konzentration verringert sich die Abkühlung im höheren Temperaturbereich zwar, bleibt aber bis 20% mit etwa 100K/s bei 700°C noch immer hoch genug, um viele Vergütungsstähle ohne Perlitbildung zu härten. Beispielsweise beträgt die kritische Abkühlzeit von A_{C_3} ($\sim 780^{\circ}\text{C}$) bis 500°C für einen Vergütungsstahl 42CrMo4

(1.7225) für 100% Martensitbildung 3,8s, was auch im Falle einer 20%igen wässrigen Polymerlösung AQ320 erreichbar ist [9].

Bei allen Konzentrationen >6% sinkt die Kühlrate unter 600°C drastisch ab. Unter 400°C sinkt die Kühlrate für alle Konzentrationen >6% unter 50K/s und für Konzentrationen >12% sogar unter 25K/s. Daher ist ein besserer Temperatenausgleich im zu härtenden Bauteil möglich und thermische Spannungen können minimiert werden.

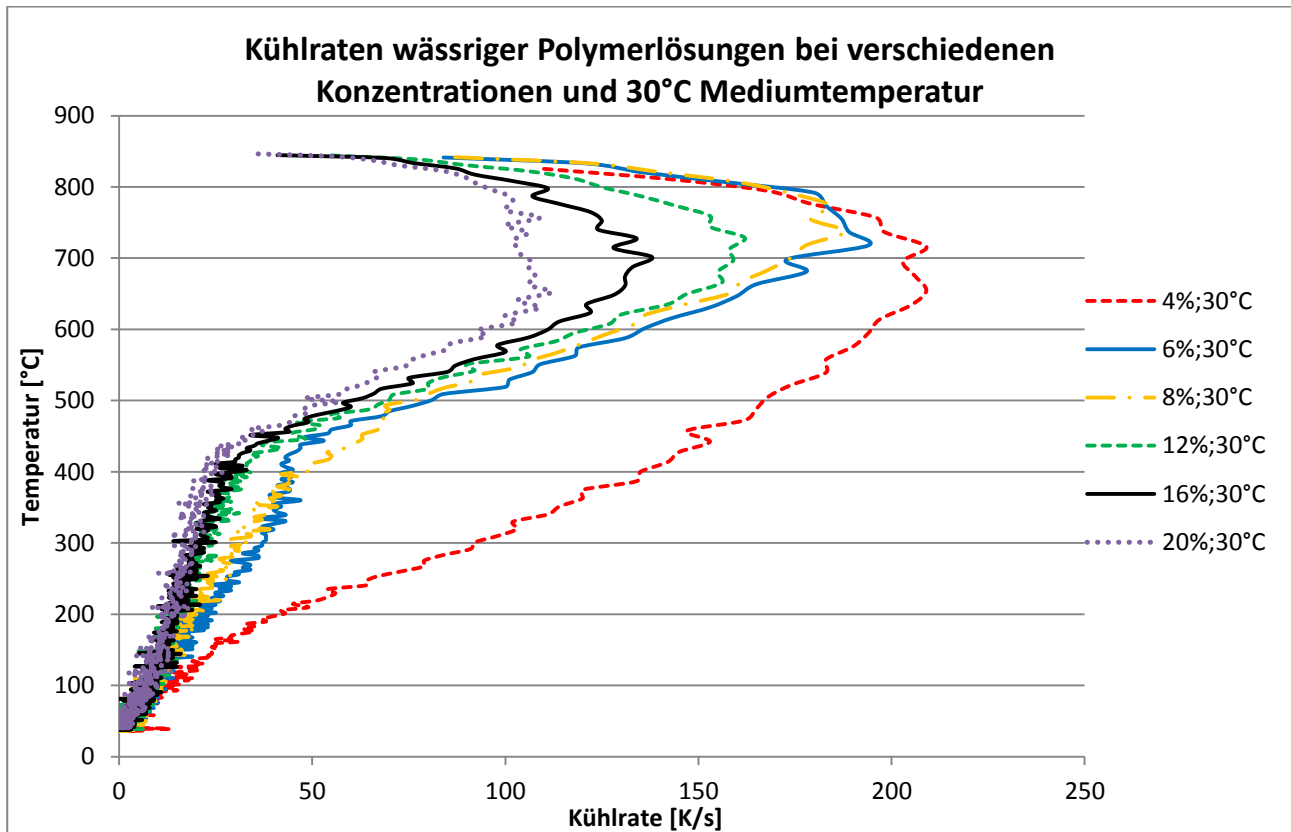


Abb. 45 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei verschiedenen Konzentrationen und 30°C Mediumtemperatur

Das folgende Diagramm Abb. 46 zeigt die Kühlraten bei Konzentrationen von 6% bis 20% mit einer Mediumtemperatur von 40°C. Erkennbar ist der zuvor beschriebene Zusammenhang, dass mit steigender Temperatur des Abschreckmediums die Kühlrate sinkt. In einem Temperaturbereich zwischen 30°C und 40°C und bei höherer Konzentration als 6% besitzt das Polymerabschreckmittel AQ320 die prozessicherste Kühlcharakteristik.

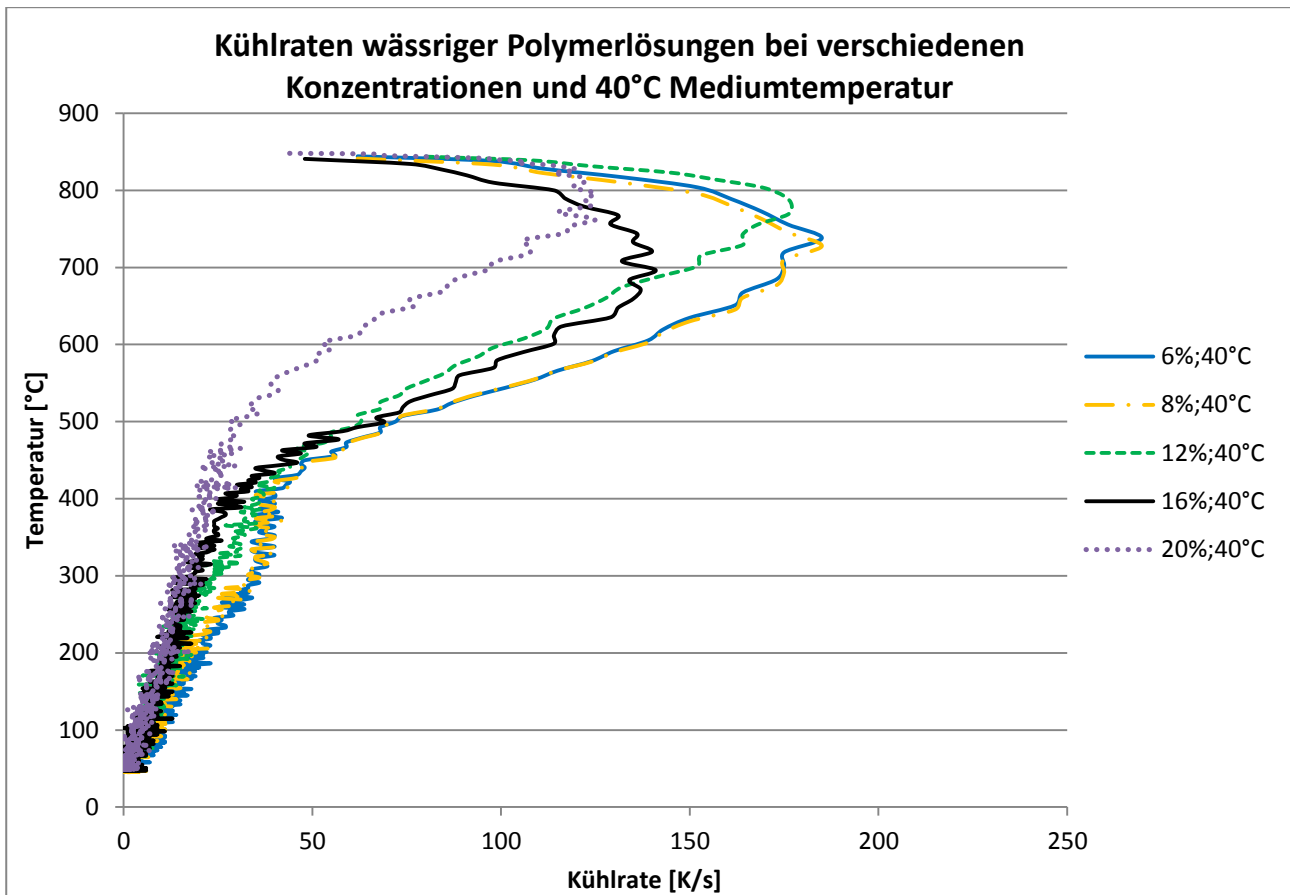


Abb. 46 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei verschiedenen Konzentrationen und 40°C Mediumtemperatur

Die folgenden Abbildungen zeigen den Einfluss der Temperatur des Härtemediums auf die Kühlrate. Die theoretischen Erkenntnisse beschreiben eine Instabilität der Dampfphase beim Abkühlen in einem Medium mit hoher Temperatur. Die Kühlrate sinkt im hohen Temperaturbereich drastisch ab, was dazu führen kann, dass die Perlitbildung in einem Bauteil nicht vollständig vermieden werden kann. Daraus resultierend ist das nach dem Härten produzierte Gefüge ein nicht vollständiges Härtegefüge und muss den meisten technischen Lieferbedingungen zufolge als Ausschuss deklariert werden und entweder einem Nachhärtevorgang unterzogen oder verschrottet werden. Dieser Umstand ist bereits bei 6% wässriger Polymerlösung mit einer Temperatur von 60°C erkennbar (Abb. 47). Bei 8% und 60°C verschlechtert sich die Kühlrate weiter im höheren Temperaturbereich (Abb. 48).

Die Alterung von wässriger Polymerlösung, welche im Zuge dieser Arbeit nicht behandelt wird, äußert sich in höheren Kühlraten, vor allem im Temperaturbereich der Martensitbildung. Die Viskosität von gealterten Lösungen nimmt ebenfalls bei allen Temperaturen ab. Auch die Verunreinigung der Polymerlösung kann einen erheblichen Einfluss auf die Abkühlcharakteristik haben. Beispielsweise zeigt eine Verunreinigung mit Bohremulsion eine höhere Kühlrate bei 400°C sowie eine niedrigere maximale Kühlrate [51].

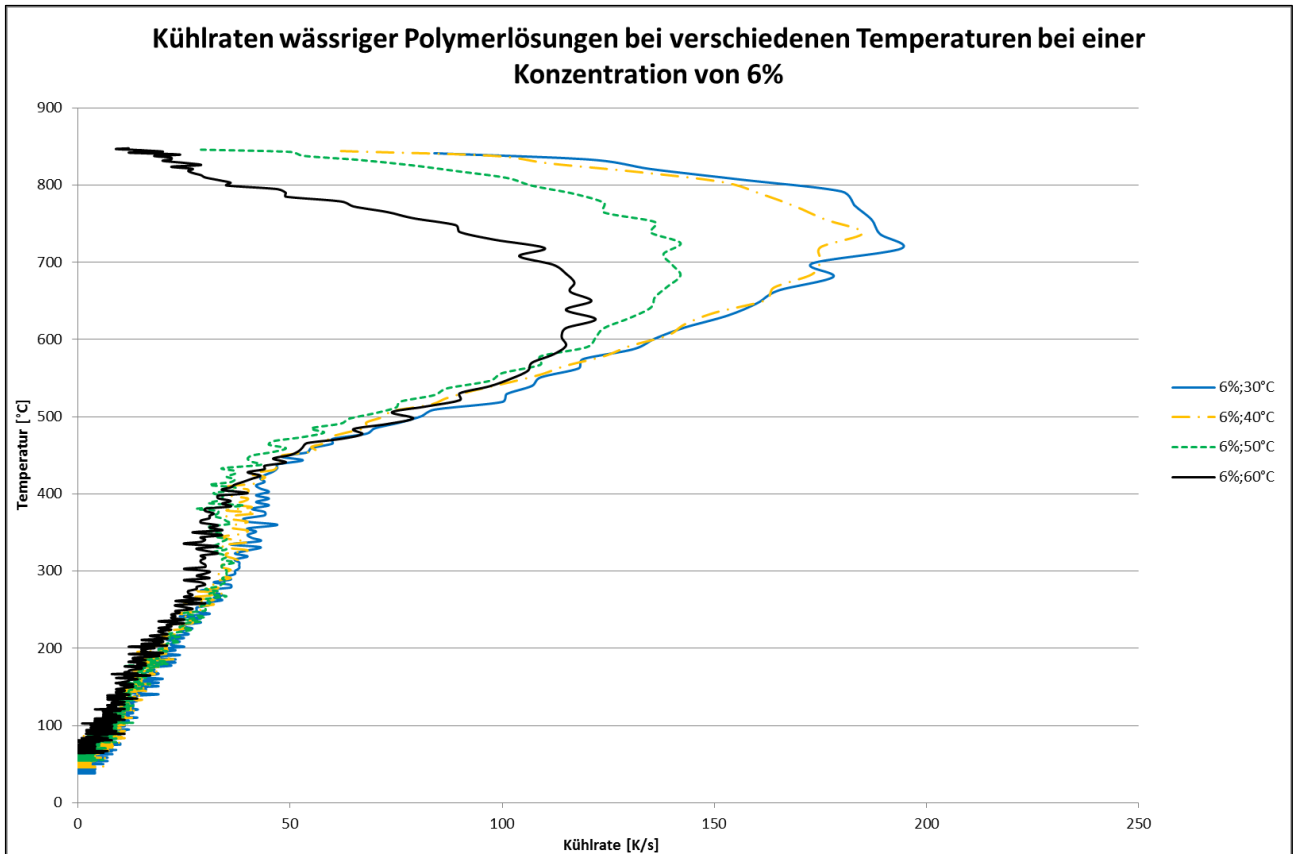


Abb. 47 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 6% Konzentration und verschiedenen Temperaturen

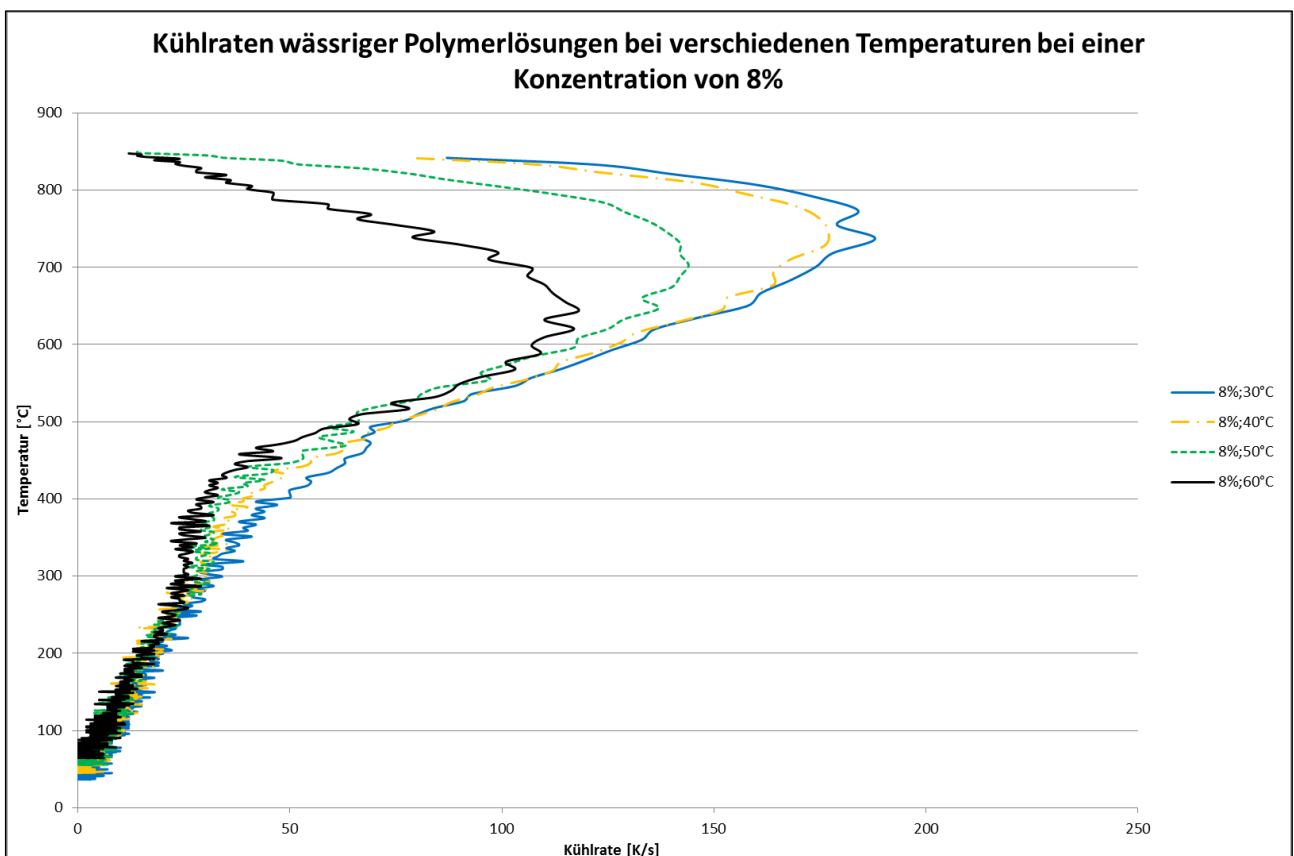


Abb. 48 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 8% Konzentration und verschiedenen Temperaturen

Am stärksten ist der Einfluss der Temperatur des Härtemediums auf die Kühlrate in Abb. 49 erkennbar. Eine 12%ige wässrige Lösung AQ320 besitzt bereits bei 50°C ein ungewöhnliches Kühlverhalten im Temperaturbereich $>800^{\circ}\text{C}$. Bei 60°C tritt der Effekt verstärkt auf und es ist nur eine Kühlrate von $\sim 20\text{-}25\text{K/s}$ im Temperaturbereich von $780 - 850^{\circ}\text{C}$ möglich. Für viele niedriglegierte Stahlgüten ist diese Kühlrate nicht ausreichend hoch, um die Perlitbildung zu unterdrücken. Es ist daher von Temperaturen $>40^{\circ}\text{C}$ bei Verwendung von AQ320 als Polymerabschreckmedium abzusehen.

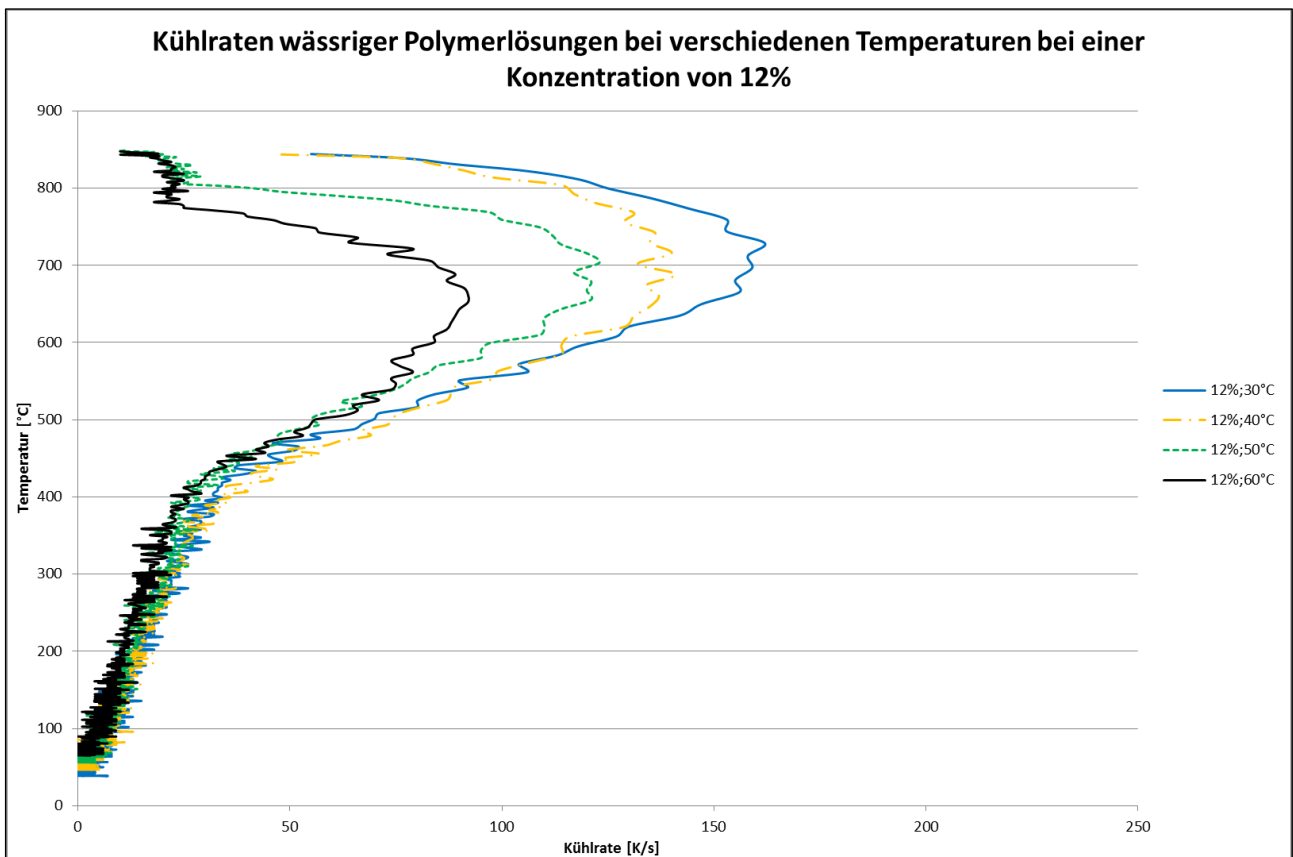


Abb. 49 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 12% Konzentration und verschiedenen Temperaturen

6. Berechnung des Zusammenhangs der Abschreckhärte und der Kühlrate

In diesem Kapitel wird der Zusammenhang zwischen der Härte nach dem Abschrecken und der Kühlrate beschrieben. Mit Hilfe des Creusot-Loire-Systems (CLS) ist es möglich die Gefügebestandteile durch die kritischen Kühlraten zu berechnen [46]. In weiterer Folge kann über die Mischungsregel der Beitrag zur Abschreckhärte der einzelnen Gefügebestandteile berechnet werden. Damit kann die Abhängigkeit der Abschreckhärte von der Kühlrate berechnet und grafisch dargestellt werden. Der Einfluss einiger Legierungselemente auf die Kühlrate und Mikrostruktur wird dahingehend auch untersucht.

Das CLS zeigt empirische Formeln für charakteristische Abkühlgeschwindigkeiten bei 700°C von variablen Legierungszusammensetzungen und Austenitisierungsbedingungen. Es gilt für Kohlenstoffstähle und niedriglegierte Stähle. Man kann aus den Abkühlkurven theoretisch ein kontinuierliches ZTU Diagramm berechnen und erstellen [46].

Die Kühlraten von oben nach unten beschreiben folgende Gefügezusammensetzungen:

v_1 :	100% Martensit
$v_1(90)$:	90% Martensit, 10% Bainit
$v_1(50)$:	50% Martensit, 50% Bainit
v_2 :	Kein Ferrit-Perlit
$v_2(90)$:	90% Bainit, 10% Ferrit-Perlit
$v_2(50)$:	50% Bainit, 50% Ferrit-Perlit
$v_3(90)$:	90% Ferrit-Perlit, 10% Bainit
v_3 :	100% Ferrit-Perlit

$$\log v_1 = 9,81 - (4,62 \cdot C + 1,05 \cdot Mn + 0,5 \cdot Cr + 0,66 \cdot Mo + 0,54 \cdot Ni + 0,00183 \cdot P_A)$$

$$\log v_1(90) = 8,76 - (4,04 \cdot C + 0,96 \cdot Mn + 0,58 \cdot Cr + 0,97 \cdot Mo + 0,49 \cdot Ni + 0,0010 \cdot P_A)$$

$$\log v_1(50) = 8,5 - (4,13 \cdot C + 0,86 \cdot Mn + 0,41 \cdot Cr + 0,94 \cdot Mo + 0,57 \cdot Ni + 0,0012 \cdot P_A)$$

$$\log v_2 = 10,17 - (3,8 \cdot C + 1,07 \cdot Mn + 0,57 \cdot Cr + 1,58 \cdot Mo + 0,7 \cdot Ni + 0,0032 \cdot P_A)$$

$$\log v_2(90) = 10,55 - (3,65 \cdot C + 1,08 \cdot Mn + 0,61 \cdot Cr + 1,49 \cdot Mo + 0,77 \cdot Ni + 0,0032 \cdot P_A)$$

$$\log v_2(50) = 8,74 - (2,23 \cdot C + 0,86 \cdot Mn + 0,59 \cdot Cr + 1,6 \cdot Mo + 0,56 \cdot Ni + 0,0032 \cdot P_A)$$

$$\log v_3(90) = 6,36 - (0,43 \cdot C + 0,49 \cdot Mn + 0,26 \cdot Cr + 0,38 \cdot Mo + 2 \cdot \sqrt{Mo} + 0,78 \cdot Ni + 0,0019 \cdot P_A)$$

$$\log v_3 = 7,51 - (1,38 \cdot C + 0,35 \cdot Mn + 0,11 \cdot Cr + 2,31 \cdot Mo + 0,93 \cdot Ni + 0,0033 \cdot P_A)$$

Alle charakteristischen Abkühlgeschwindigkeiten – ausgenommen v_2 – beschreiben einen klaren Volumenanteil der Gefügebestandteile.

Die Austenitisierungsbedingungen und deren Einfluss auf die Kühlraten werden über den Austenitisierungsparameter berechnet.

$$P_A = \left[\frac{1}{T} - \frac{nR}{\Delta H} \log \frac{t}{t_0} \right]^{-1} + 273,15$$

P_A beschreibt den Austenitisierungsparameter mit der Einheit [°C/h].

T... Austenitisierungstemperatur in °C

t... Zeit

t_0 ... Zeiteinheit (1h)

R... Allgemeine Gaskonstante: 8,314 J/mol.K

n... Umrechnungsfaktor für Logarithmus: $\log_e 10$

ΔH ... Aktivierungsenergie für Kornwachstum in niedrig legierten Stählen: 460.550 J/mol

Die empirischen Formeln des Creusot-Loire Systems haben einen beschränkten Geltungsbereich, welcher in Tab. 2 dargestellt wird.

Tab. 2 Gültigkeitsbereich der Berechnungen nach dem Creusot-Loire-System [46]

Legierungselement	min. [%]	max. [%]
Kohlenstoff C	0,2	0,5
Mangan Mn	0	2,0
Silizium Si	0	1,0
Chrom Cr	0	3,0
Nickel Ni	0	4,0
Molybdän Mo	0	1,0
Vanadium V	0	0,2

Weiters muss folgende Beziehung erfüllt sein: $\%Mn + \%Ni + \%Cr + \%Mo < 5\%$.

Die Austenitisierungstemperatur besitzt einen Geltungsbereich von 850°C – 1350°C.

Eine Abschätzung der Vickers-Härte kann mit Hilfe der folgenden empirischen Formeln erfolgen [46]:

$$HV_M = 127 + 949C + 27Si + 11Mn + 8Ni + 16Cr + 21 \log \dot{t}$$

$$HV_B = 323 + 185C + 330Si + 153Mn + 65Ni + 144Cr + 191Mo \\ + (89 + 53C - 55Si - 22Mn - 10Ni - 20Cr - 33Mo) \log \dot{t}$$

$$HV_{FP} = 42 + 223C + 53Si + 30Mn + 13Ni + 7Cr + 19Mo \\ + (10 - 19Si + 4Ni + 8Cr + 130V) \log \dot{t}$$

Die Berechnung der Vickers-Härte bei Mischgefügen erfolgt über die Volumenanteile aus der Creusot-Loire Berechnung mit Hilfe der Mischungsregel.

Die folgende Tabelle Tab. 3 zeigt die Berechnung der Abschreckhärte über die kritischen Kühlkurven aus dem CLS. Die kritischen Kühlraten beschreiben eine bestimmte Zusammensetzung der Mikrostruktur.

Tab. 3 Abhängigkeit der Mikrostruktur von der Kühlrate für einen unlegierten Stahl

Abhängigkeit der Mikrostruktur von der Kühlrate für einen unlegierten Stahl (0,2% C; 0,1% Mo)					
Kühlrate		Mikrostruktur			Abschreckhärte [HV]
v (°C/h)	log v	Martensit	Bainit	Ferrit + Perlit	
16192932,29	7,209	100	0	0	468,2
9437348,66	6,975	90	10	0	457,4
3340565,56	6,524	50	50	0	407,6
2725963,27	6,436	10	90	0	362,8
1413839,14	6,150	0	90	10	307,8
207739,94	5,318	0	50	50	193,4
12545,99	4,099	0	10	90	129,3
8536,10	3,931	0	0	100	127,8

Neuere Untersuchungen von [52] auf dem Gebiet der empirischen Formeln für die Berechnung der Abschreckhärte haben die Voraussagegenauigkeit der Härtewerte von Martensit und Ferrit-Perlit Gefügen verbessert.

$$HV_M = 200 + 824C + 44Mn + 14Cr + 9Ni + 171V + 78,5Cu + 4,13^4\sqrt{v_c}$$

$$HV_{FP} = -73 + 253C + 52Mn + 10Si + 36Cr + 8Ni + 20Mo + 80V + 0,11T_A + 12,5^4\sqrt{v_c}$$

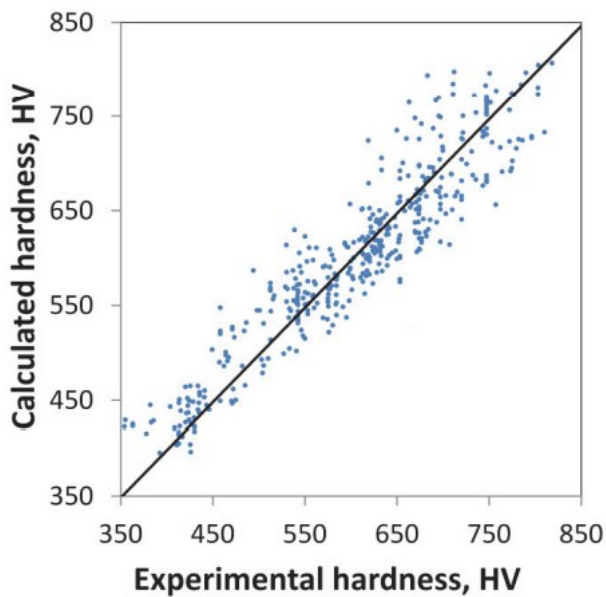


Abb. 50 Vergleich theoretische Berechnungen mit experimentell bestimmten Werten für die Vickers-Härte einer martensitischen Probe [52]

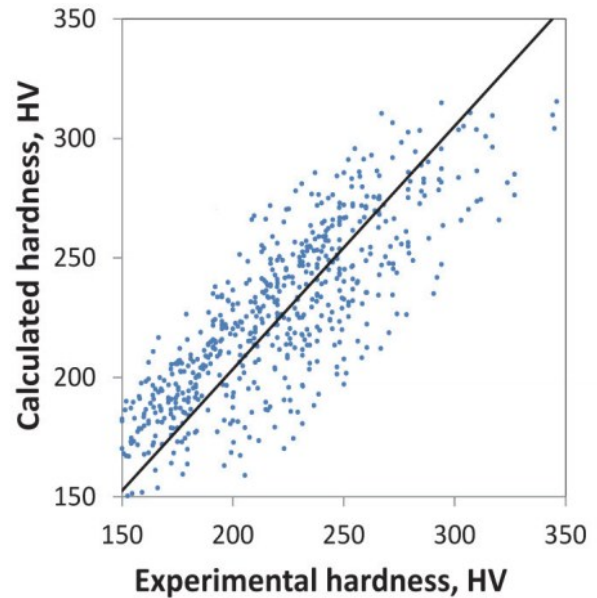


Abb. 51 Vergleich theoretische Berechnungen mit experimentell bestimmten Werten für die Vickers-Härte einer Probe mit FP-Gefüge [52]

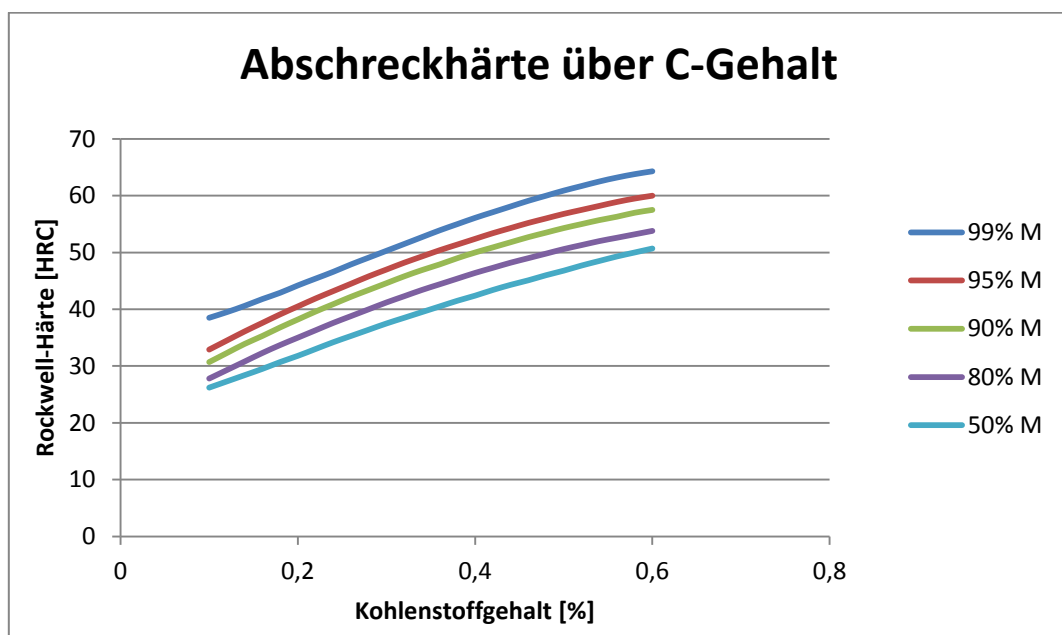


Abb. 52 Abschreckhärte über C-Gehalt [46]

Anhand der Abb. 52 ist die nahezu linear steigende Abschreckhärte mit steigendem C-Gehalt dargestellt. Weiters zeigt das Diagramm den Einfluss von unterschiedlichem Martensitgehalt auf die Rockwell-Härte. Die maximal erreichbare Abschreckhärte wird vor allem durch den Kohlenstoffgehalt der Legierung bestimmt:

$$HV_{max} = 802 \cdot \%C + 305 \quad [8]$$

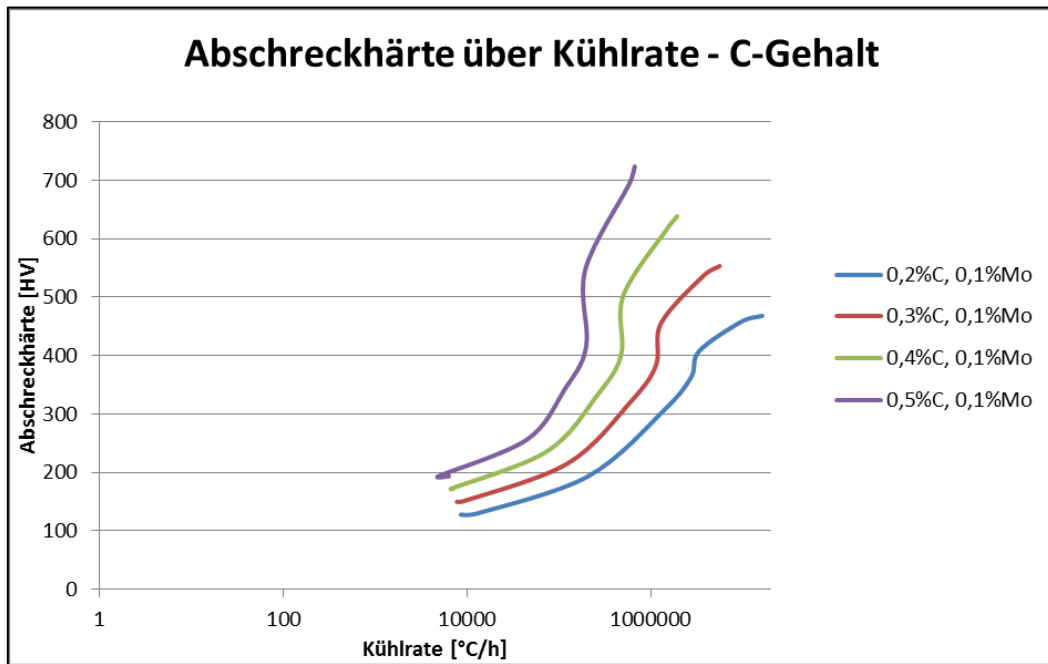


Abb. 53 Abschreckhärte über Kühlrate – C-Gehalt [46]

In der Abb. 53 ist ebenfalls der Zusammenhang erkennbar, dass bei höherem Kohlenstoffgehalt erwartungsgemäß auch die Abschreckhärte ansteigt. Zudem ist auch feststellbar, dass die gleiche Vickers-Härte bei zunehmendem Kohlenstoffgehalt bereits bei niedrigeren Kühlraten erreichbar ist. Das bedeutet, um die gleiche Abschreckhärte zu erreichen, kann langsamer gekühlt werden.

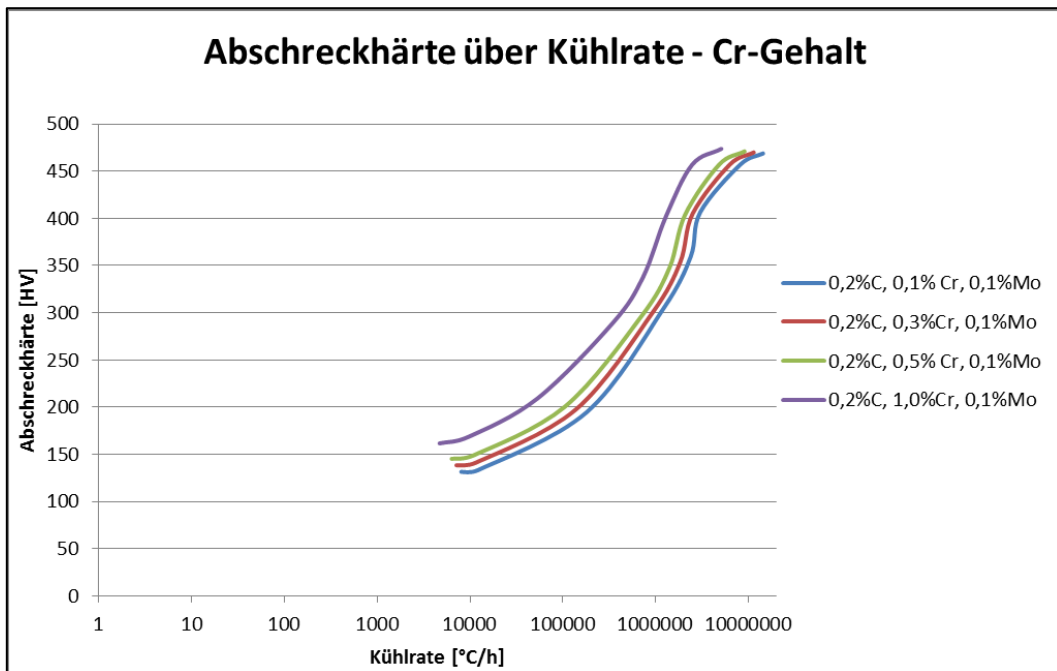


Abb. 54 Abschreckhärte über Kühlrate – Cr-Gehalt [46]

Chrom erhöht die Einhärtetiefe von Stahllegierungen, daher ist der in Abb. 54 zu beobachtende Zusammenhang einfach erklärbar: Bei niedrigeren Chromgehalten muss mit hoher Kühlrate abgekühlt werden, um die gleichen Vickers-Härtewerte für die Abschreckhärte zu erreichen, als bei höheren Cr-Gehalten. Auf die höchste erreichbare Abschreckfestigkeit hat der Chromgehalt kaum einen Einfluss.

Für schwierige Geometrien, kann durch geeignete Legierungswahl die gleiche Festigkeit mit Luftabkühlung erzielt werden, um den Temperaturgradient und damit die Rissgefahr zu senken.

Bezugnehmend auf AFP-Stähle muss zusätzlich der Anteil der Ausscheidungshärtung mit berücksichtigt werden. Die Abschätzung der Steigerung der Streckgrenze wurde von unabhängig von den Prozessbedingungen wie folgt getroffen:

Die Streckgrenze wird um ~ 6 MPa pro 0,001% N und um $\sim 5,5$ MPa pro 0,01% C bei einem Vanadiumgehalt von 0,1% erhöht [23, 19, 24].

7. Abkühlung eines zylindrischen Stabstahls

Die Abkühlung eines zylindrischen Stabstahlteils aus dem Stahl C45E (1.1191), einer typischen Vorform zum Schmieden, wurde mittels der Software *Deform Forming*² simuliert, um die Abkühlkurven von fünf Punkten über den Querschnitt des Teils feststellen zu können. Weiters wurden aus den Temperatur-Zeit Verläufen der Simulation die Abkühlraten bei bestimmten Temperaturen berechnet, um die einzelnen Stadien des Abkühlvorgangs charakterisieren zu können und um gegebenenfalls die Abkühlung optimieren zu können.

Mit Hilfe der vorhandenen Daten bezüglich der Abschreckwirkung von reinem Wasser, 5% und 8% AQ320 wurde die Abkühlung ausgehend von einer homogenen Temperaturverteilung im Teil berechnet.

Die Geometrie des verwendeten Stabstahls ist $\varnothing 50 \times 127\text{mm}$.

Die Abschreckung für Wasser, 5% und 8% wässrige Polymerlösung wurde einmal für 800°C und einmal für 1200°C Austenitisierungstemperatur berechnet.

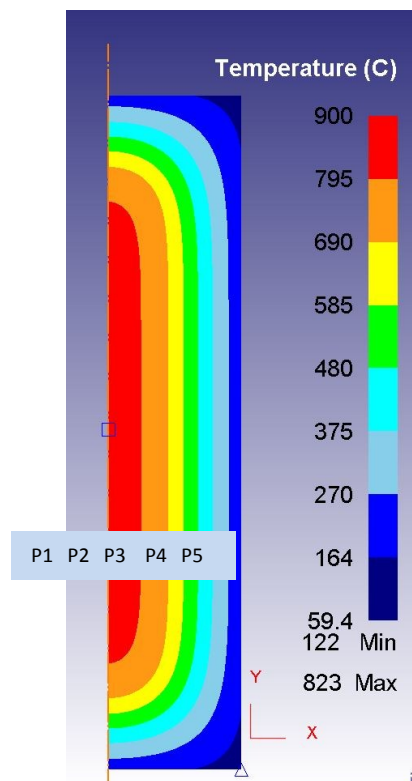


Abb. 55 Querschnitt des Stabstahls mit schematischer Darstellung der Punkte deren Temperatur-Zeitverläufe simuliert wurden

² Deform-3D, Scientific Forming Technologies Corporation, 2545 Farmers Drive, Suite 200, Columbus, Ohio 43235

Abstände der Punkte P1 bis P5 von der Stabstahloberfläche:

P1	25 mm
P2	20 mm
P3	15 mm
P4	10 mm
P5	5 mm

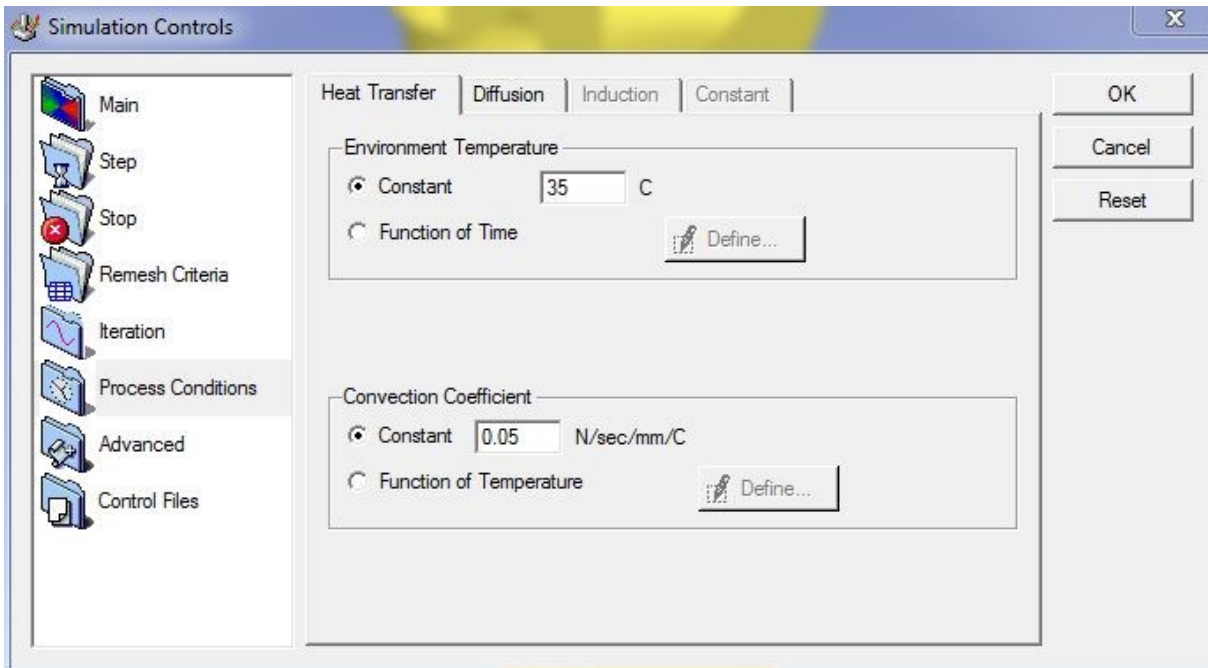


Abb. 56 Eingestellte Parameter für Luftabkühlung

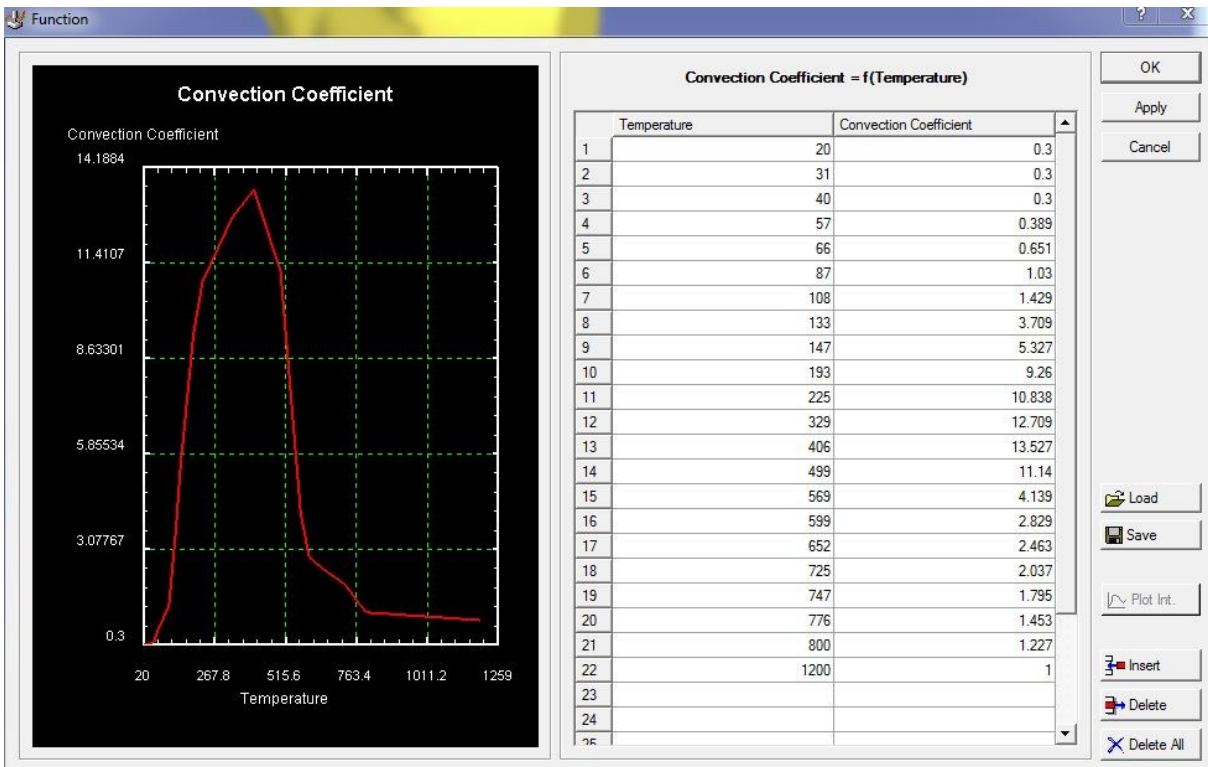


Abb. 57 Eingestellte Parameter für Wasserabschreckung

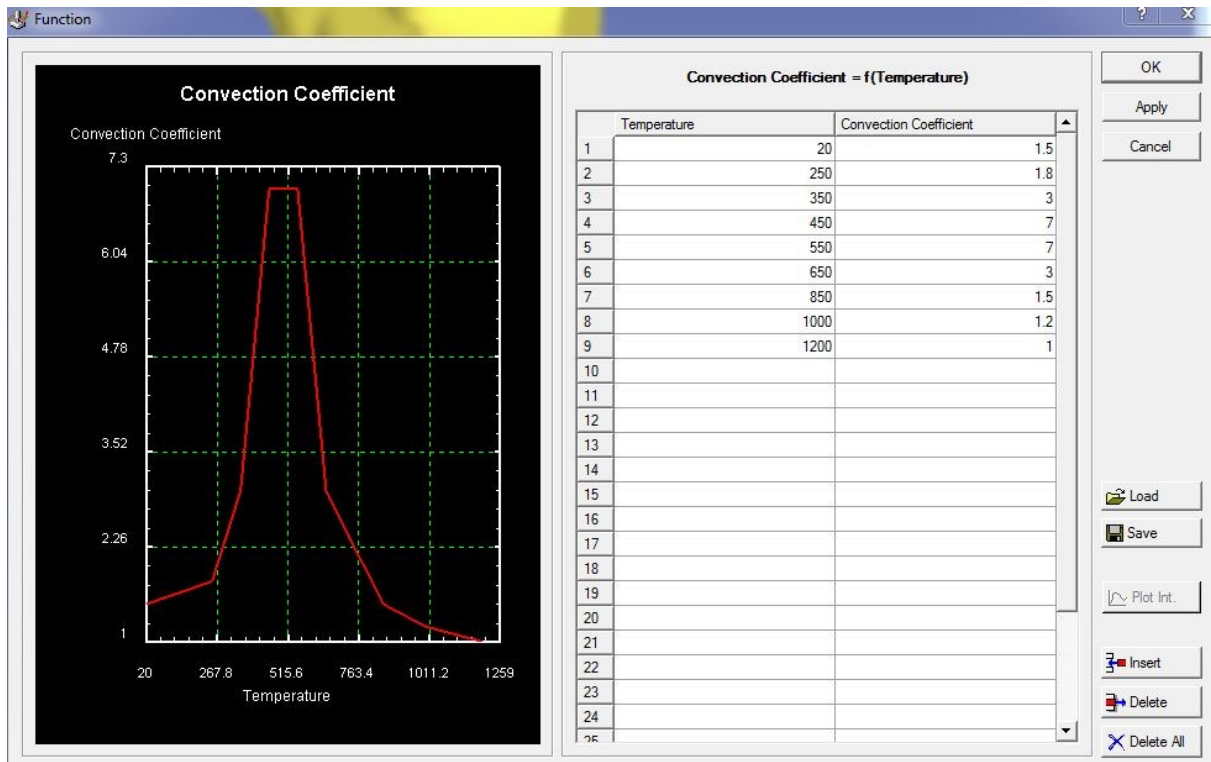


Abb. 58 Eingestellte Parameter für 5% AQ320

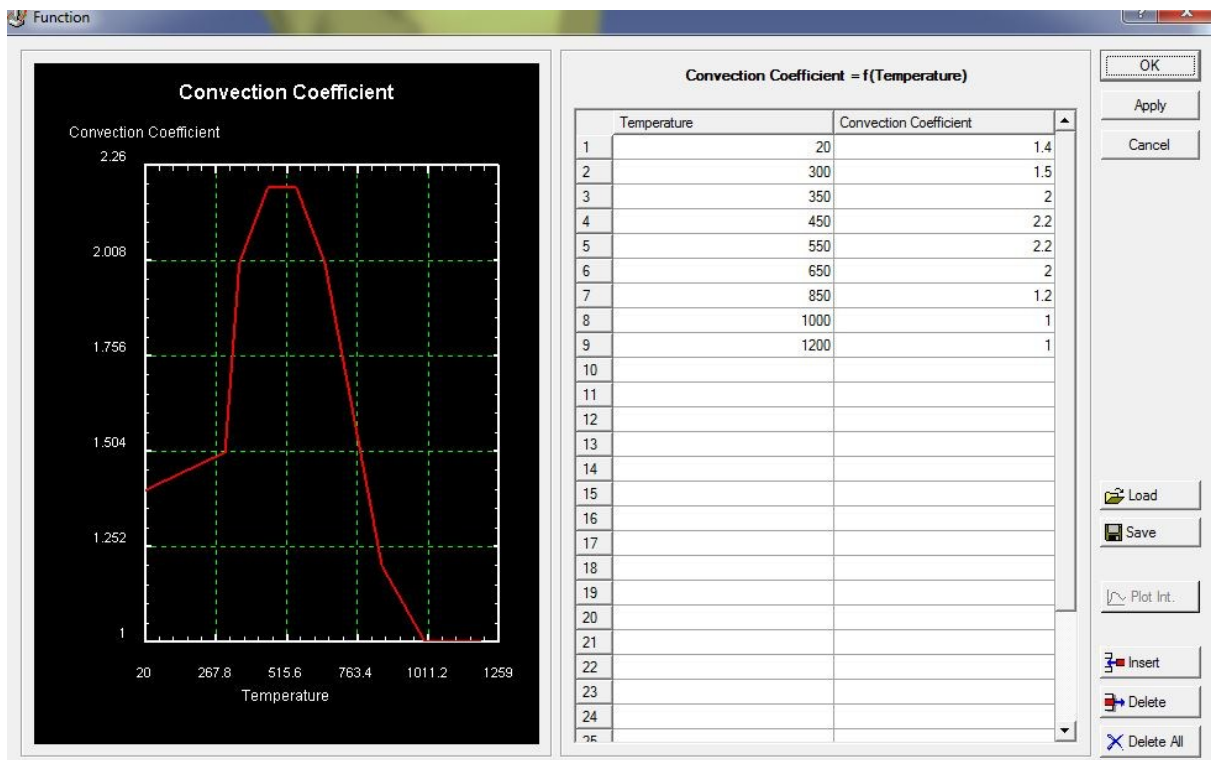


Abb. 59 Eingestellte Parameter für 8% AQ320

7.1 Kühlkurve und Kühlrate für Wasserabschreckung, Austenitierungstemperatur 800°C

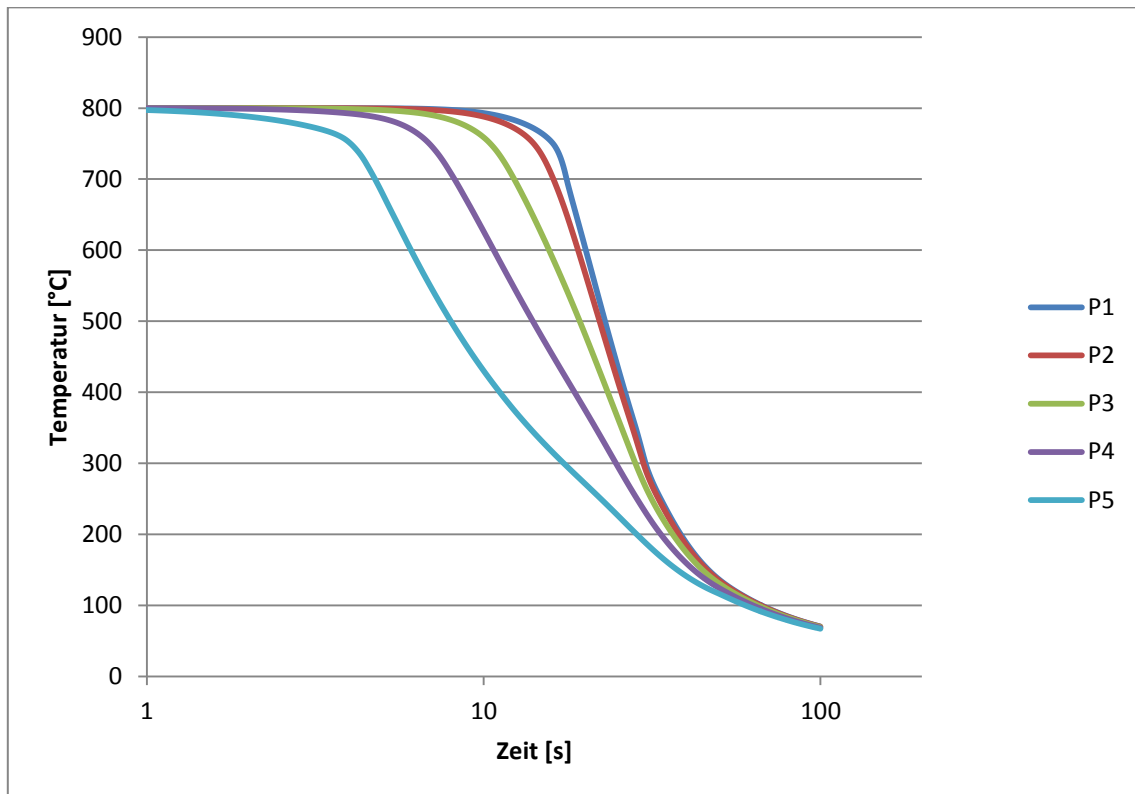


Abb. 60 Kühlkurven in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 800°C)

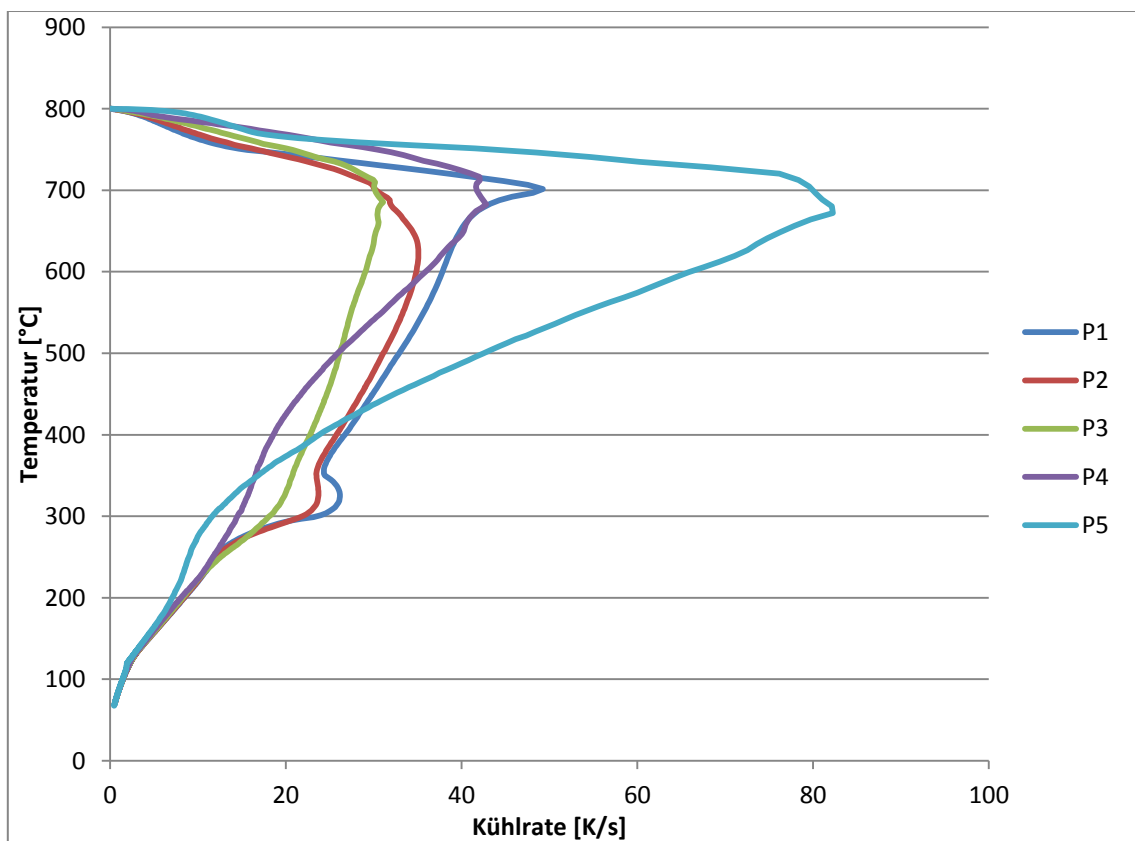


Abb. 61 Kühlraten in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 800°C)

7.2 Kühlkurve und Kühlrate für 5% AQ320, Austenitierungstemperatur 800°C

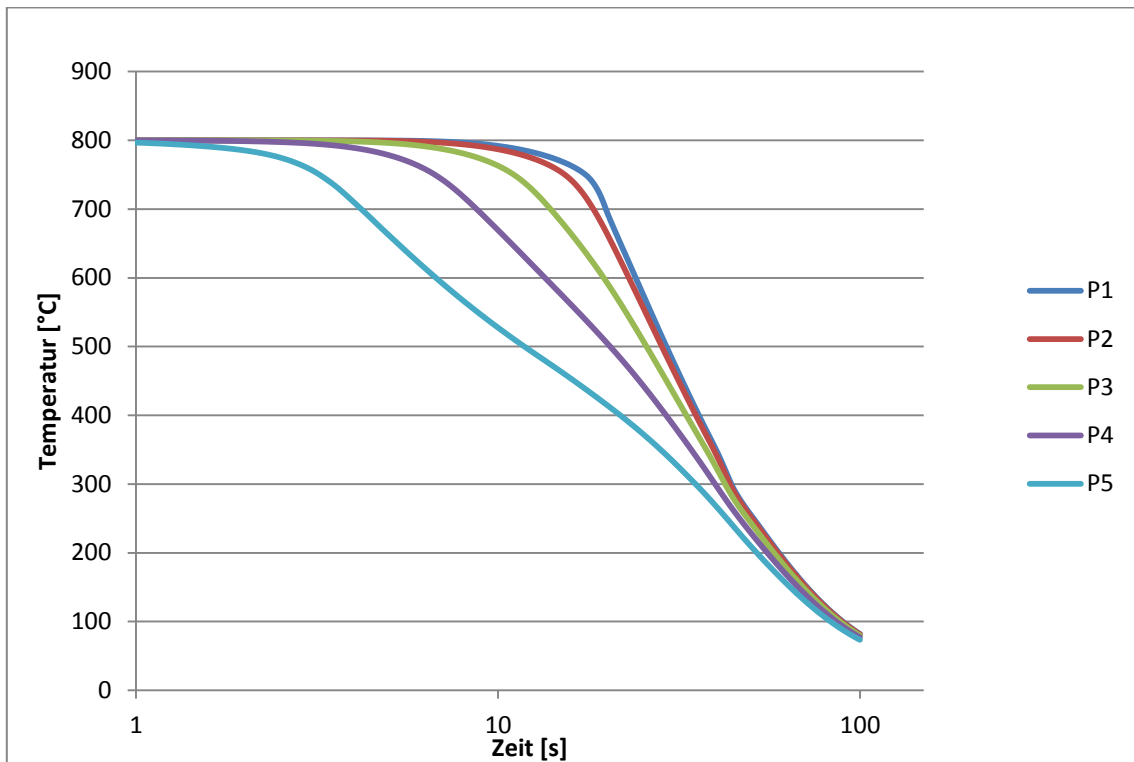


Abb. 62 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)

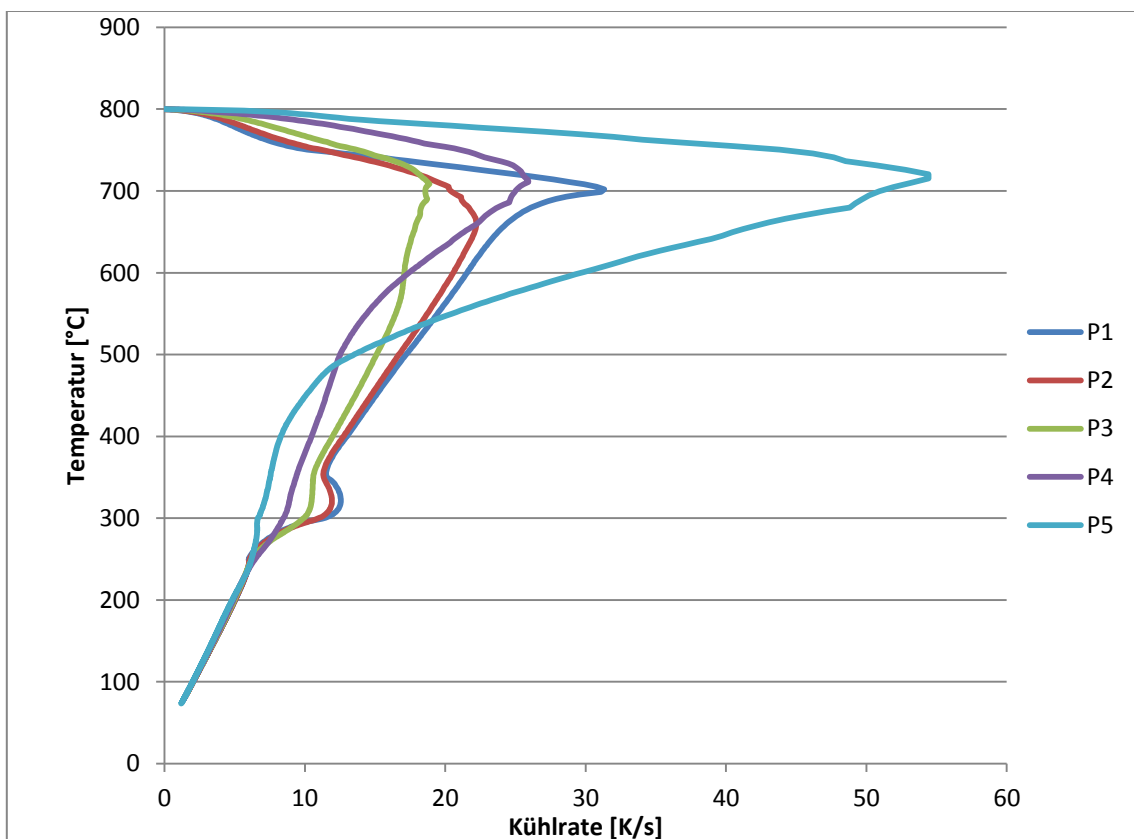


Abb. 63 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)

7.3 Kühlkurve und Kühlrate für 8% AQ320, Austenitisierungstemperatur 800°C

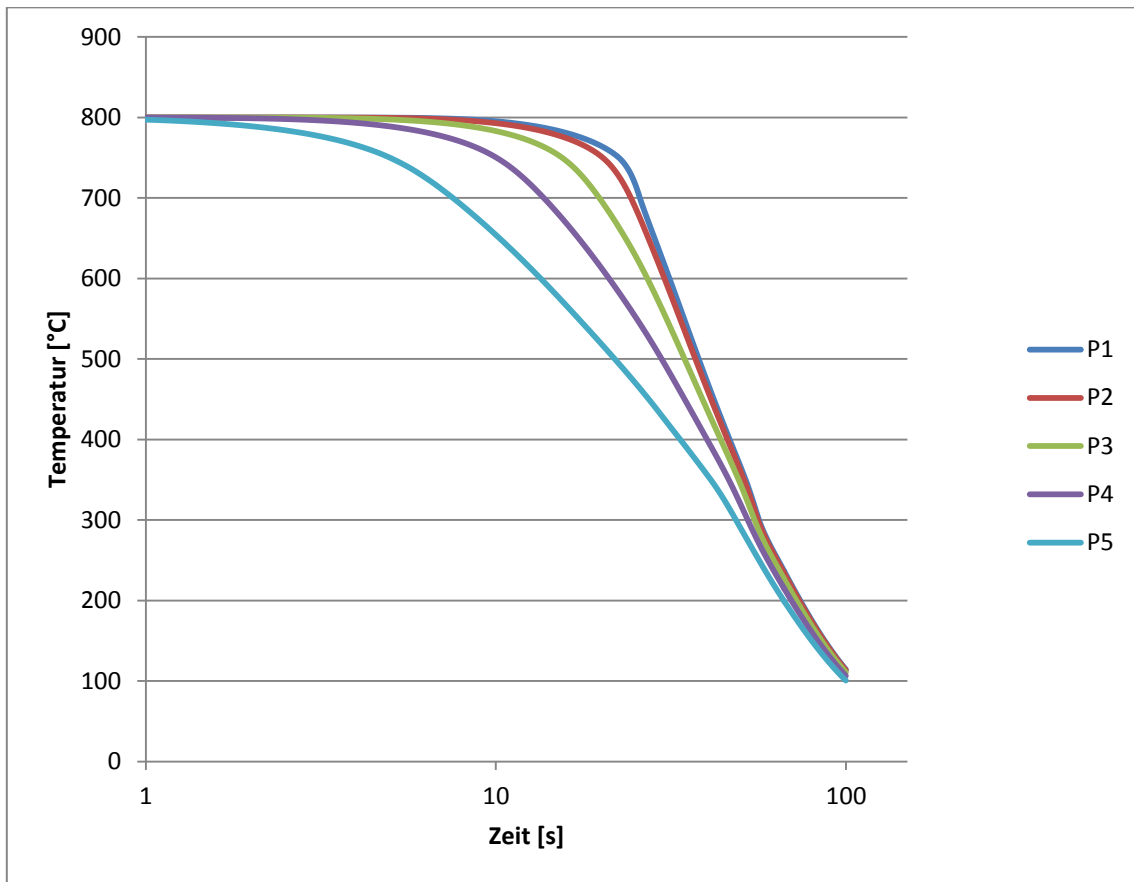


Abb. 64 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)

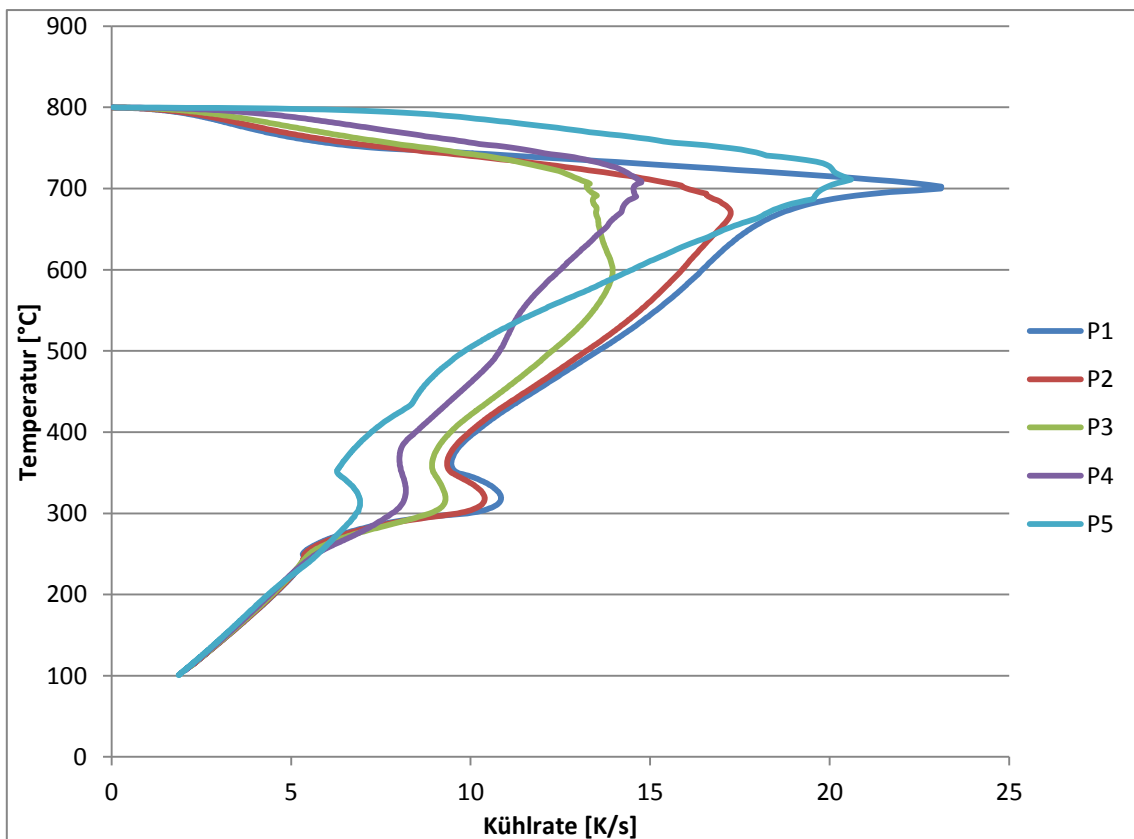


Abb. 65 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)

7.4 Kühllkurve und Kühlrate für Wasserabschreckung, Austenitierungstemperatur 1200°C

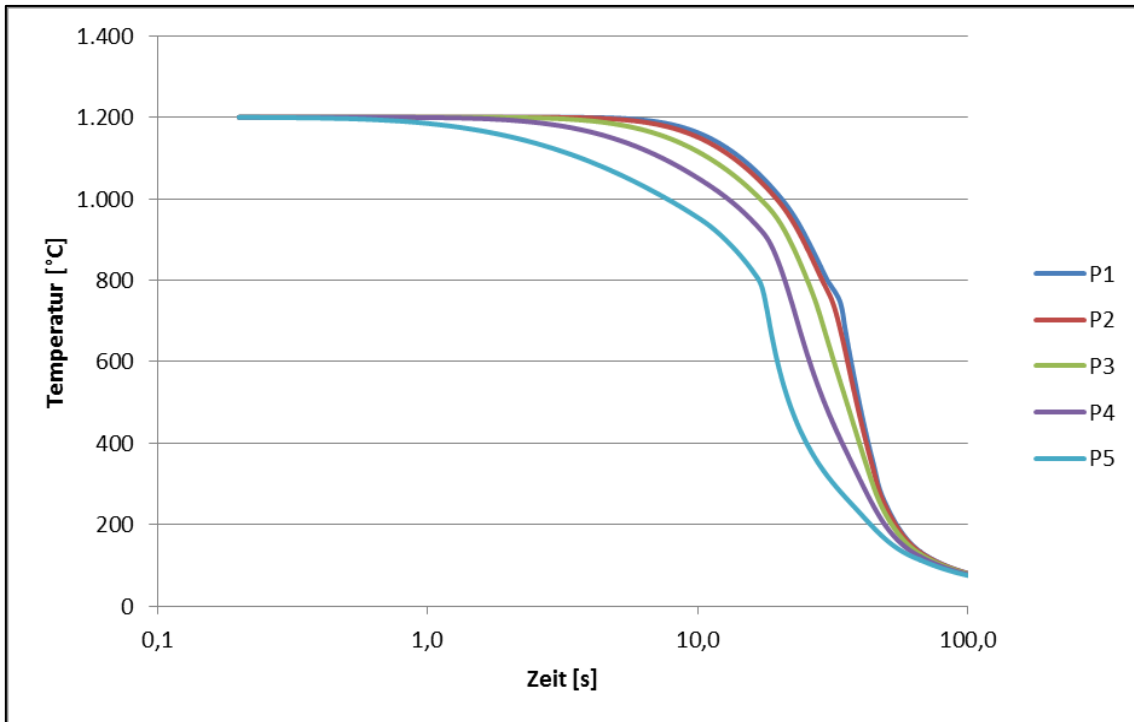


Abb. 66 Kühllkurven in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 1200°C)

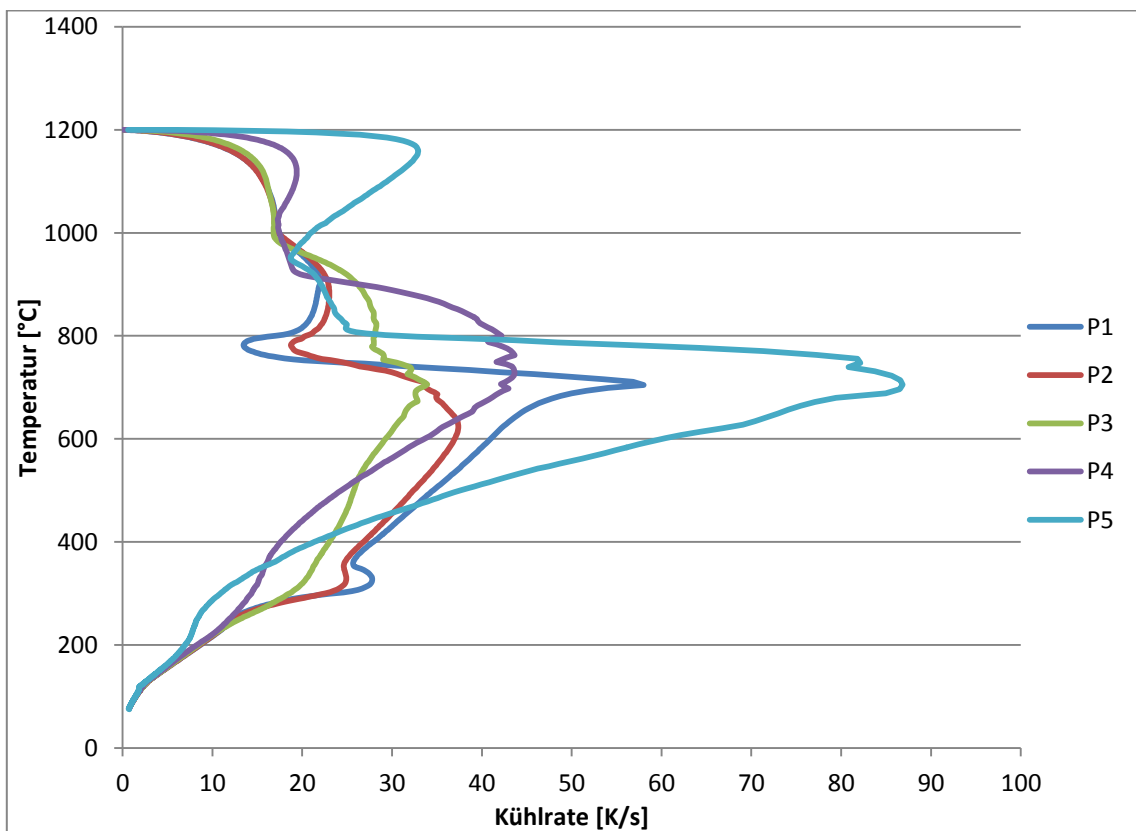


Abb. 67 Kühlraten in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 1200°C)

7.5 Kühlkurve und Kühlrate für 5% AQ320, Austenitierungstemperatur 1200°C

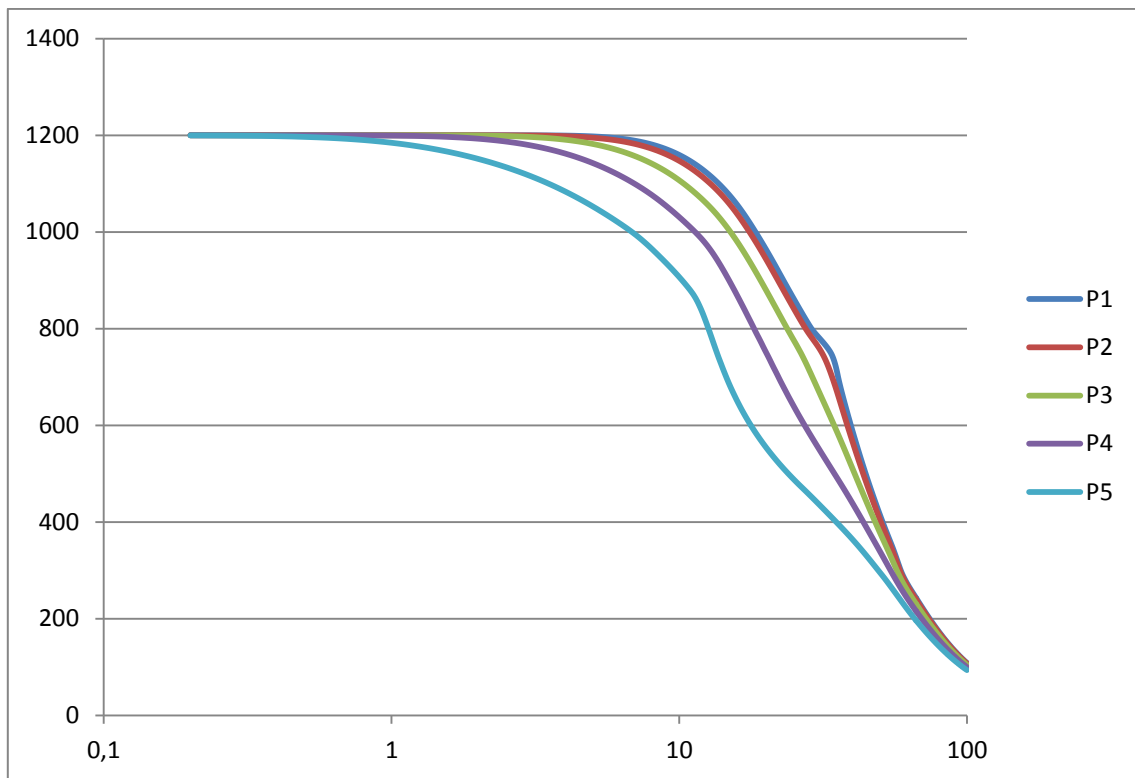


Abb. 68 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)

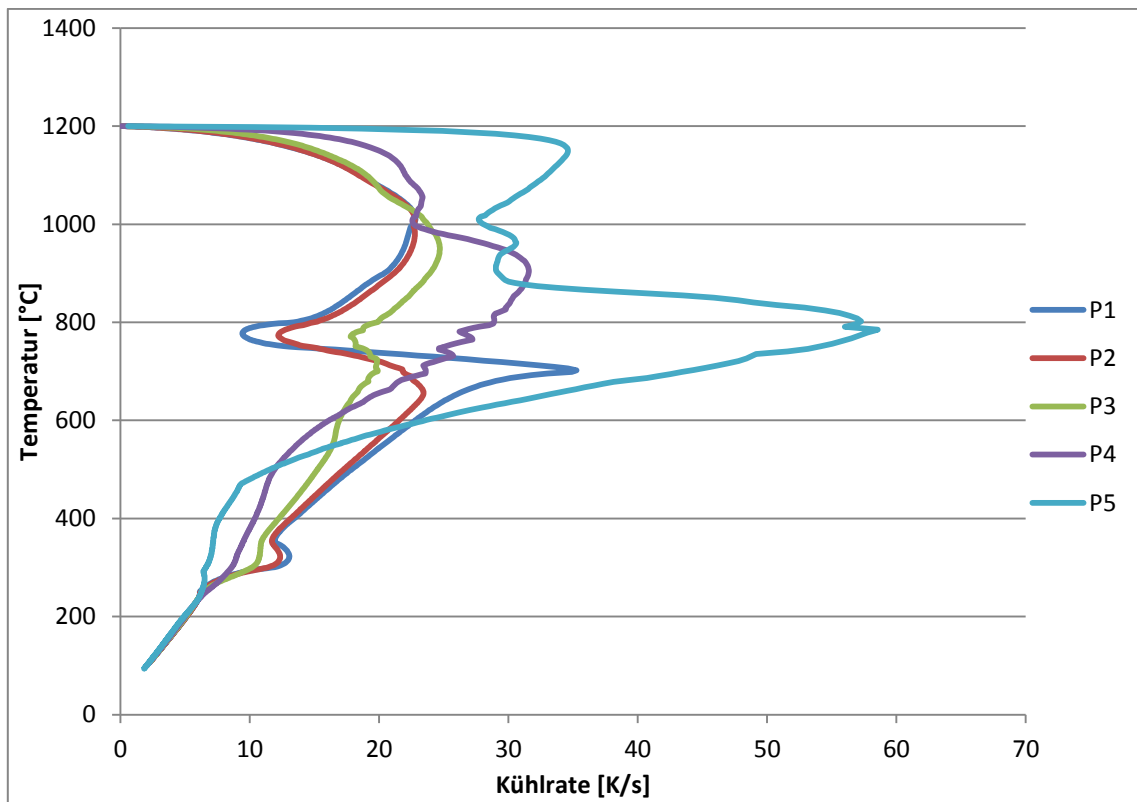


Abb. 69 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)

7.6 Kühlkurve und Kühlrate für 8% AQ320, Austenitierungstemperatur 1200°C

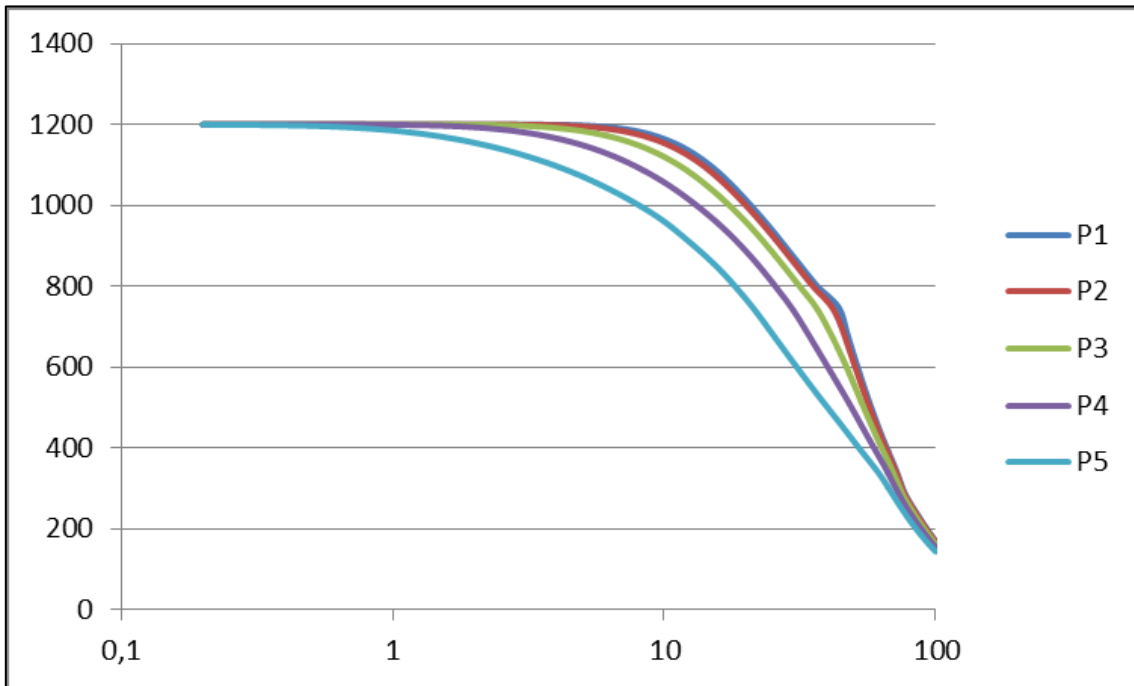


Abb. 70 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)

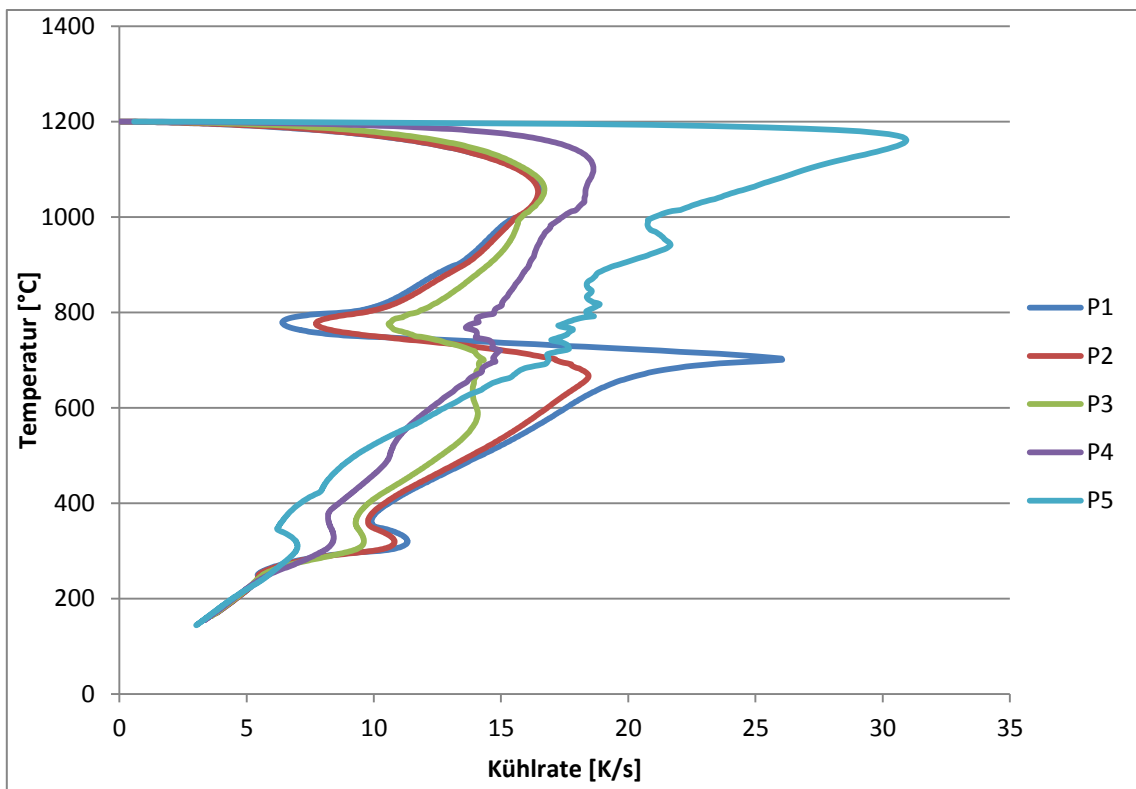


Abb. 71 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)

7.7 Ergebnisse der Abkühlung eines zylindrischen Stabstahls

Die verschiedenen Kühlkurven sowie die Diagramme Kühlrate über Temperatur bei verschiedenen Austenitisierungstemperaturen (800°C und 1200°C) zeigen den erheblichen Unterschied zwischen reiner Wasserabkühlung und Abkühlung mit der wässrigen Polymerlösung AQ320. Dabei ist zu bemerken, dass die Abkühlung des Bauteils von 800°C im Randbereich bei 8% AQ320 verglichen mit 5% AQ320 eher langsam ist. Darüber hinaus ist bei den Abkühlkurven mit 20mm und 25mm Oberflächenabstand ein leichter Knick bei ~700°C zu bemerken, dieser kann auf die Umwandlung des Austenits zurückgeführt werden. Der Knick ist bei Abkühlung mit wässriger Polymerlösung zwar stärker ausgeprägt, aber auch bei Wasserabkühlung erkennbar. Es scheint daher auch aus Sicht der Simulation nicht möglich zu sein, einen zylindrischen Stabstahl aus C45E mit einem Durchmesser von 50mm vollständig zu härten. Die Abkühlsimulation für einen Stahlzylinder mit einem Durchmesser von 10mm in Wasser mit 20°C der Datenbank StahlWissen NaviMat 16 XXL³ zeigt, dass bei idealer Abschreckung in 10mm Abstand von der Oberfläche noch 100% Martensit gebildet werden.

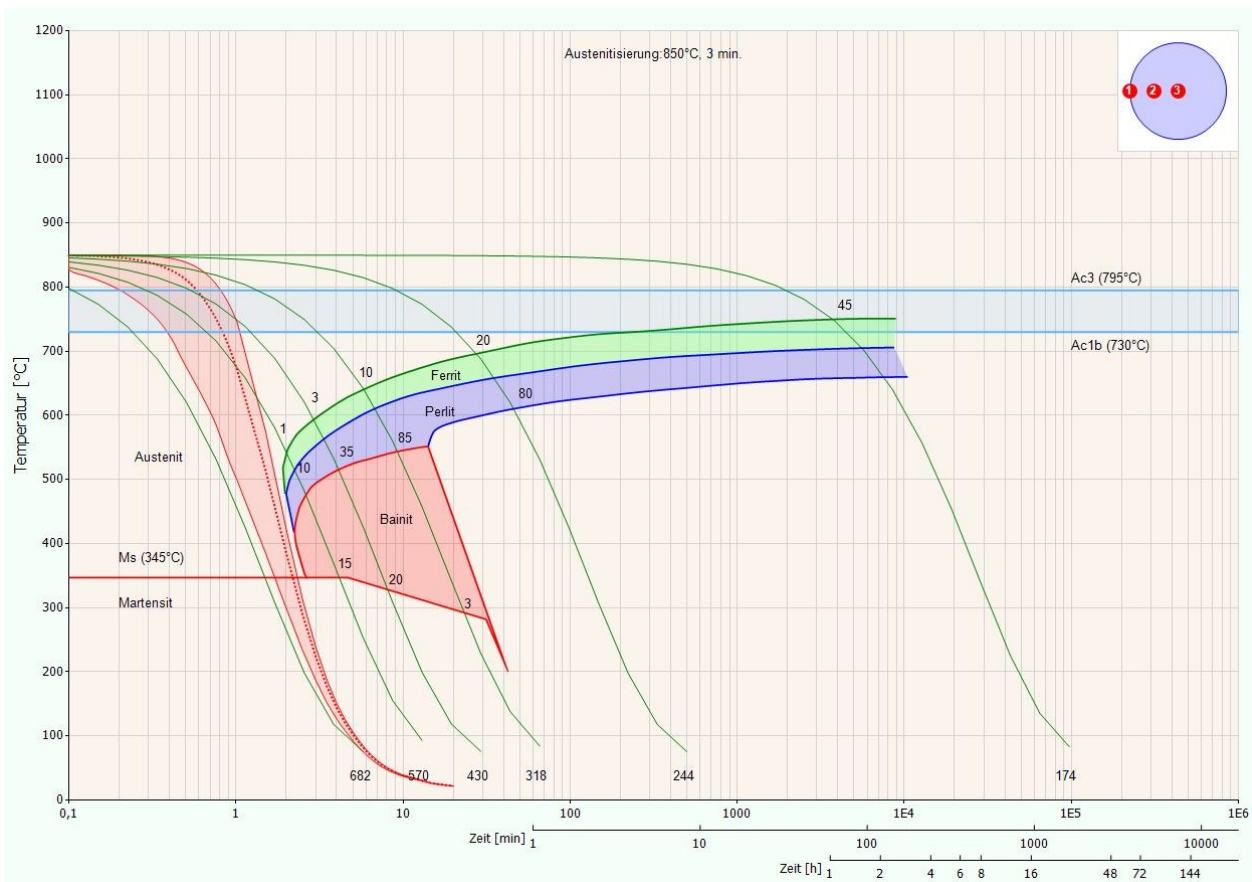


Abb. 72 Abkühlsimulation für Stahlzylinder mit Ø10mm, Wasser 20°C

³ Dr. Sommer Werkstofftechnik GmbH, Hellenthalstr. 2, D-47661 Issum

Anhand der folgenden Gefügeuntersuchung und dem Verlauf der Vickers-Härte von der Oberfläche bis in den Kernbereich können die anhand der Simulation berechneten Kühlkurven und Gefügeumwandlungen nachgewiesen werden. Ein Stabstahl mit $\varnothing 50$ mm wurde bei 1200°C austenitisiert und mit etwa 800°C in ein Härtebecken mit 6% AQ320 Konzentration bei einer Mediumtemperatur von 32°C eingeworfen.

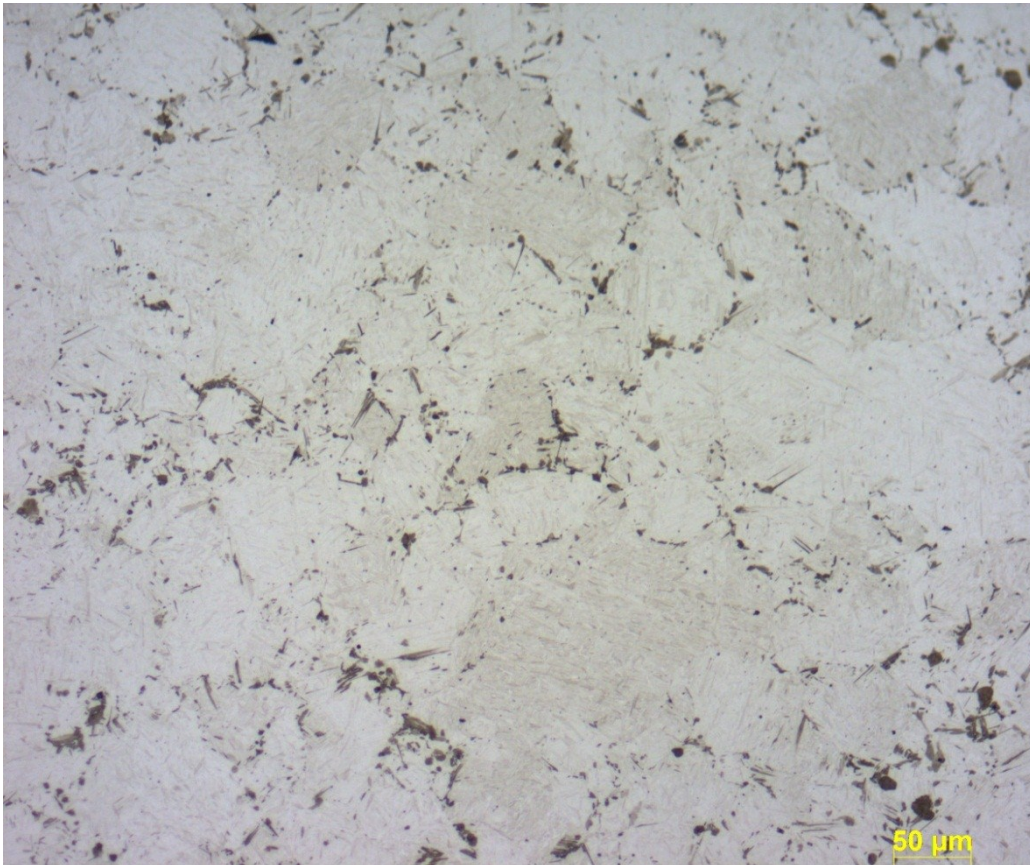


Abb. 73 Gefüge eines Stabstahls mit $\varnothing 50$ mm im Oberflächenbereich, Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 6% AQ320, geätzt mit Nital 3%

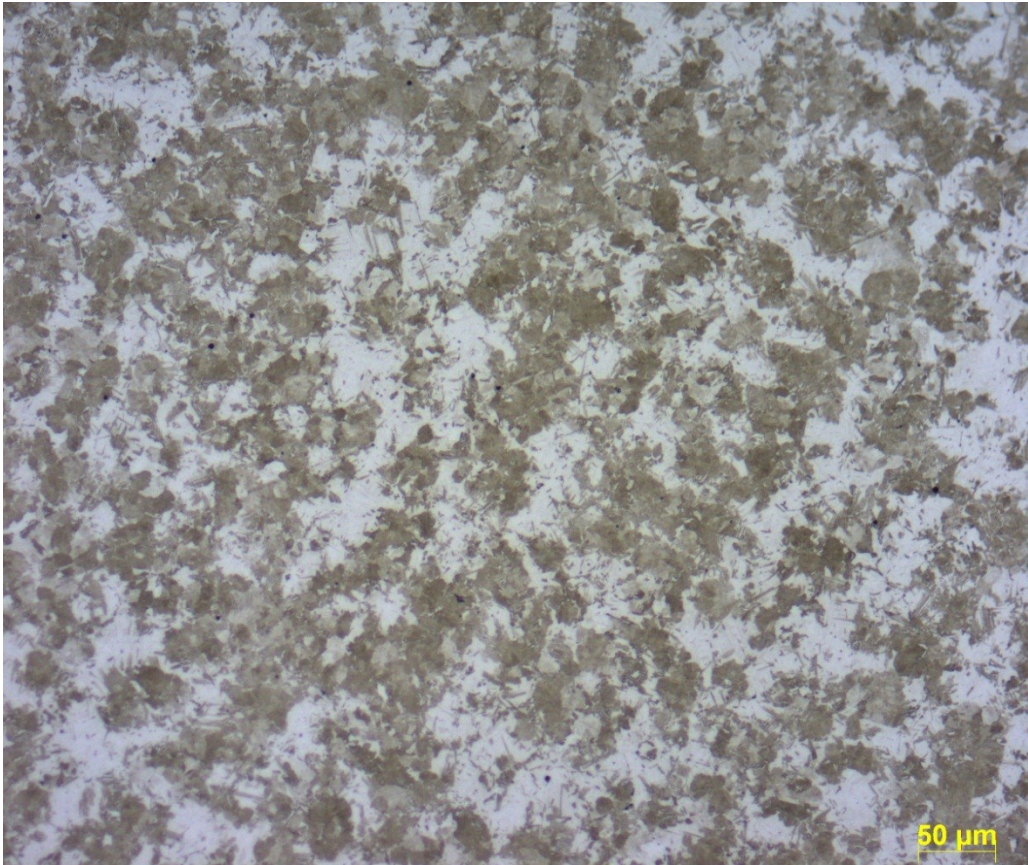


Abb. 74 Gefüge eines Stabstahls mit Ø50mm im Abstand von 25mm zur Oberfläche (Kernbereich), Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 6% AQ320, geätzt mit Nital 3%

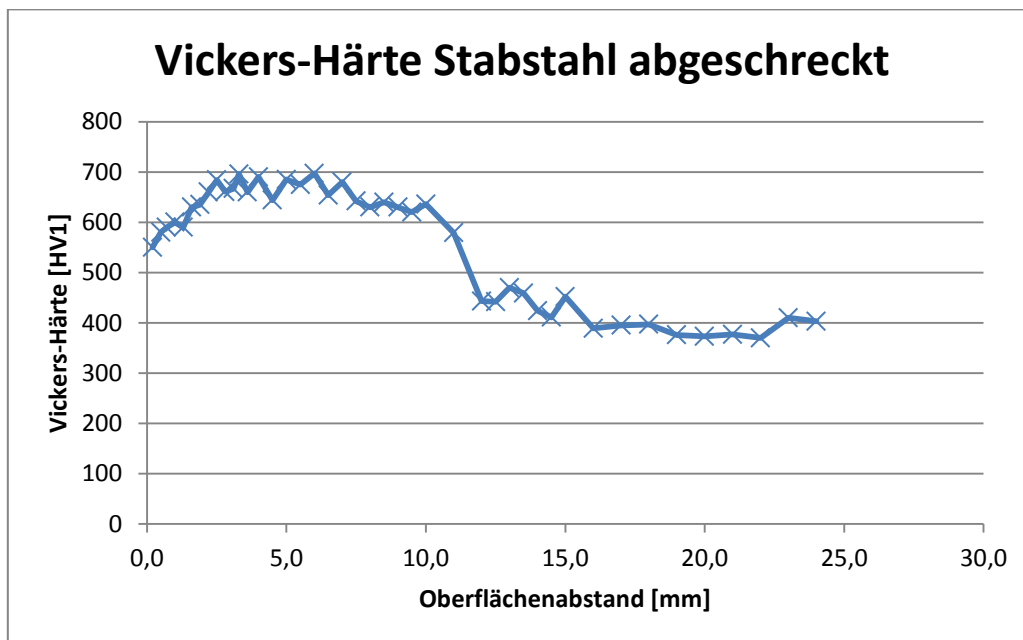


Abb. 75 Härteverlauf eines abgeschreckten Stabstahls mit Ø50mm, Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 8% AQ320

Für die Berechnung der Gefügezusammensetzung und der Abschreckhärte mit dem Creusot-Loire-System wird die Kühlrate bei 700°C benötigt, diese kann aus den Diagrammen der Abschreckraten abgelesen werden.

Tab. 4 Kühlraten bei 700°C für unterschiedliche Abkühlsimulationen

Parameter	Kühlrate [°C/h] bei 700°C				
	P5	P4	P3	P2	P1
800°C Wasser	287.892	150.264	108.576	109.044	175.932
800°C 5% AQ320	183.240	90.144	66.852	73.188	112.356
800°C 8% AQ320	71.496	52.344	47.664	57.564	83.160

An den Punkten P1 und P2, die im Kernbereich des Bauteils liegen, beginnt lt. Simulation die Abkühlung zeitlich verzögert, jedoch mit höherer maximaler Kühlrate als am P3. Der Grund dafür könnte sein, dass durch die fehlende Wärme aus dem Bauteilinneren die Abkühlung beschleunigt wird.

Die kritischen Kühlraten nach Creusot-Loire wurden mit der chemischen Zusammensetzung des zylindrischen Stabstahls und einer Austenitisierung bei 800°C berechnet.

**Tab. 5 Chemische Zusammensetzung Stabstahl
Creusot-Loire Berechnungen**

Legierungselement	Gehalt in Massen-%
C	0,45
Si	0,16
Mn	0,74
Ni	0,08
Cr	0,18
Mo	0,03

Tab. 6 Kritische Kühlraten Creusot-Loire

Bezeichnung	Kühlrate bei 700°C [°C/h]
Kühlrate	
VMart [°C/h]	267269,50
VMart (90) [°C/h]	203260,35
VMart (50) [°C/h]	90465,55
VBain [°C/h]	114680,23
VBain (90) [°C/h]	77412,43
VBain (50) [°C/h]	31505,66
VFP (90) [°C/h]	9743,25
VFP [°C/h]	8133,55

Anhand der Berechnungen nach Creusot-Loire in Tab. 6 und den Kühlraten bei 700°C aus der Simulation können folgende Ergebnisse vorausgesagt werden:

Bei Wasserabschreckung (Austenitisierungstemperatur 800°C) wird im Randbereich des zylindrischen Stabstahls bis mind. 5mm Oberflächenabstand ein vollständig martensitisches Gefüge gebildet. Die zu erwartende Vickers-Härte in diesem Bereich ist nach den Berechnungen mit dem Creusot-Loire System 680 HV bei Wasserabschreckung. Für eine Abschreckung mit 5% AQ320 wird theoretisch ein Mischgefüge aus ca. 80% Martensit und 20% Bainit, mit einer Vickers-Härte von etwa 625 HV berechnet. Verglichen mit Abb. 75 stimmt die Berechnung sehr gut mit dem aus dem praktischen Versuch mit 6% AQ320 ermittelten Gefüge und Härteverlauf überein. Der Grund für die höhere Vickers-Härte beim praktischen Versuch liegt vermutlich an der Polymerkonzentration, die nicht genau 6% betrug. Wenn die Lösung bereits Alterung zeigt, so ist auch mit beschleunigter, wasserähnlicher Abschreckwirkung zu rechnen.

Der Zusammenhang der theoretischen Kurven, dass die Punkte im Kernbereich (=20-25mm Oberflächenabstand) des zylindrischen Stabstahls schneller abkühlen als ein Punkt mit 15mm Oberflächenabstand, kann experimentell nicht bestätigt werden. Die Vickers-Härte nimmt bei einem Oberflächenabstand von >15 mm nicht bzw. kaum zu.

Für den Bereich mit 15mm Oberflächenabstand wird nach Abschrecken in 5% AQ320 Lösung ein Mischgefüge aus Bainit, Ferrit und Perlit erwartet. Bei einer Gefügezusammensetzung von 80% Bainit und 20% FP-Anteil sollte eine Vickers-Härte ca. 336 HV erreicht werden. Die praktisch ermittelten Werte für die Vickers Härte bewegen sich im Bereich von 365-380 HV1. Hier gilt ebenfalls die Annahme, wenn die 6%ige AQ320 Lösung aus dem Versuch schon gealtert ist, wird die Abschreckwirkung erhöht und es finden sich auch noch martensitische Anteile im Gefüge. Der geringe Anteil von Martensit wird auch durch die Gefügeuntersuchung im Kernbereich gezeigt.

8. Abkühlkurven und Kühlraten eines Flansches aus dem Stahl C45E (1.1191)

Die komplexe Temperaturverteilung vor dem Härten resultiert aus der Schmiedetemperatur im Bereich $\sim 1.200^{\circ}\text{C}$ und der Umformung. Eine Manipulationszeit vom Abgraten des Schmiedeteils bis zum Härtebecken wurden hier 127 Sekunden angenommen. Dies entspricht der Zeit, bis die Härtetemperatur des Bauteils erreicht wird. Die unterschiedlichen Abschreckwirkungen vom Polymer-Wassergemisch (5% bzw. 8% AQ320) werden anhand der Simulationen sichtbar. Darüber hinaus können die Kühlkurven über ein ZTU-Diagramm für diesen Werkstoff gelegt werden, um eine Aussage über die Bestandteile des Abschreckgefüges zu erhalten.

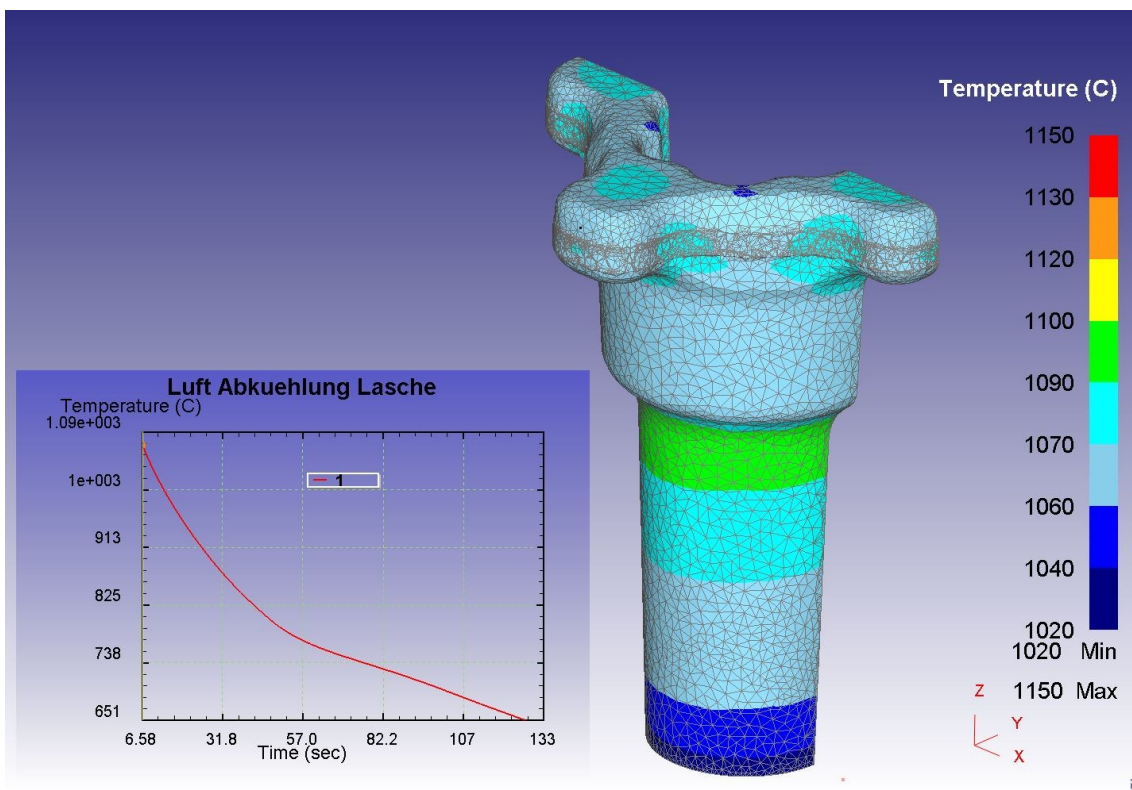


Abb. 76 Darstellung des Flansches und Abkühlkurve eines Flanscharmes (hier: Lasche)

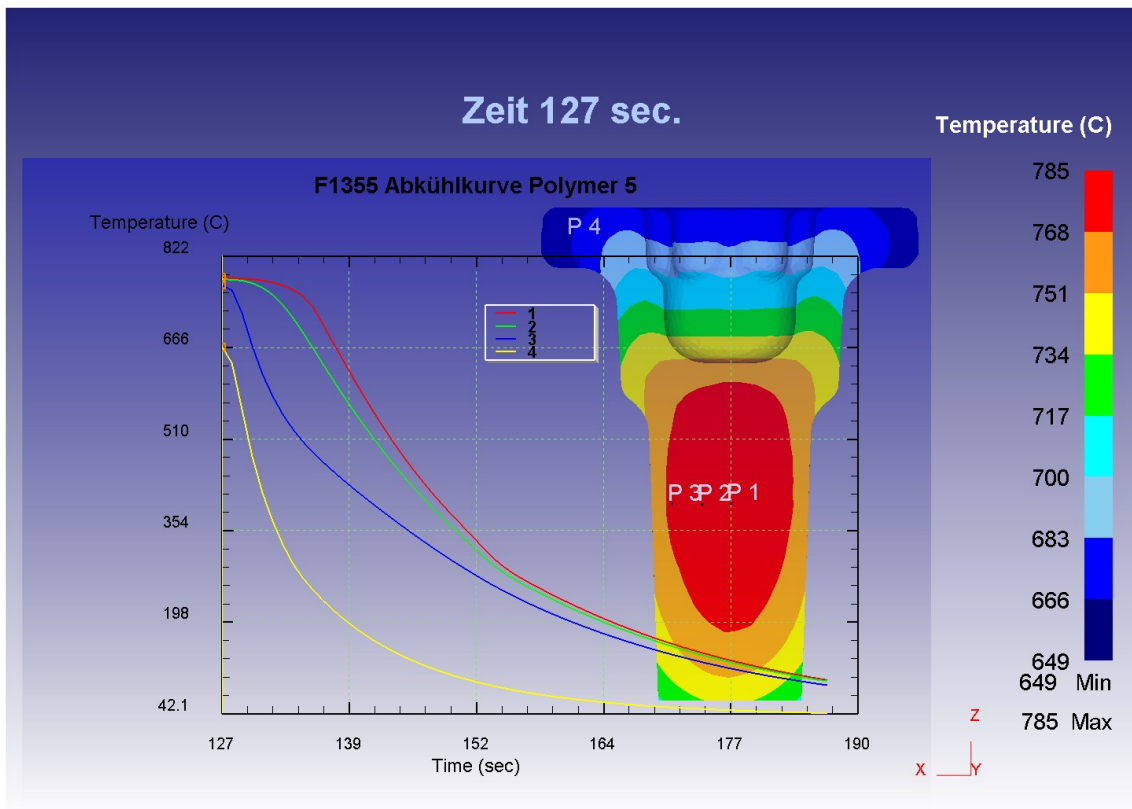


Abb. 77 Querschnitt des Flansches mit den Punkten P1 (Kern) bis P4 (Flanscharm)

8.1 Abkühlkurven und Kühlraten

Die Temperaturverteilung im Flansch zu Beginn der Abschrecksimulation (Abb. 78 & Abb. 80) entsteht dadurch, dass das Schmiedeteil bereits von der Umformung einen Temperaturgradient aufweist. Dieser kann in der kurzen Vorkühlstrecke von 127s (Abb. 77) nicht ausgeglichen werden. Für unterschiedliche Punkte im Schmiedeteil herrschen somit unterschiedliche Kühlraten, da sich nicht jeder Punkt des Teils gleichzeitig im gleichen Kühlstadium befindet. Ein großer Unterschied ist zwischen den Kühlraten bei 5% AQ320 und denen bei 8% AQ320 erkennbar. Die Knicke im Temperaturbereich knapp ober 300°C in den Abkühlkurven, sowie den Kurven der Kühlrate dürften auf die Martensitbildung hinweisen. Im Vergleich dazu knickt die Kühlkurve für Luftabkühlung des Flansches bereits bei etwa 700°C ein, was auf eine Bildung von Ferrit und Perlit zurückzuführen ist.

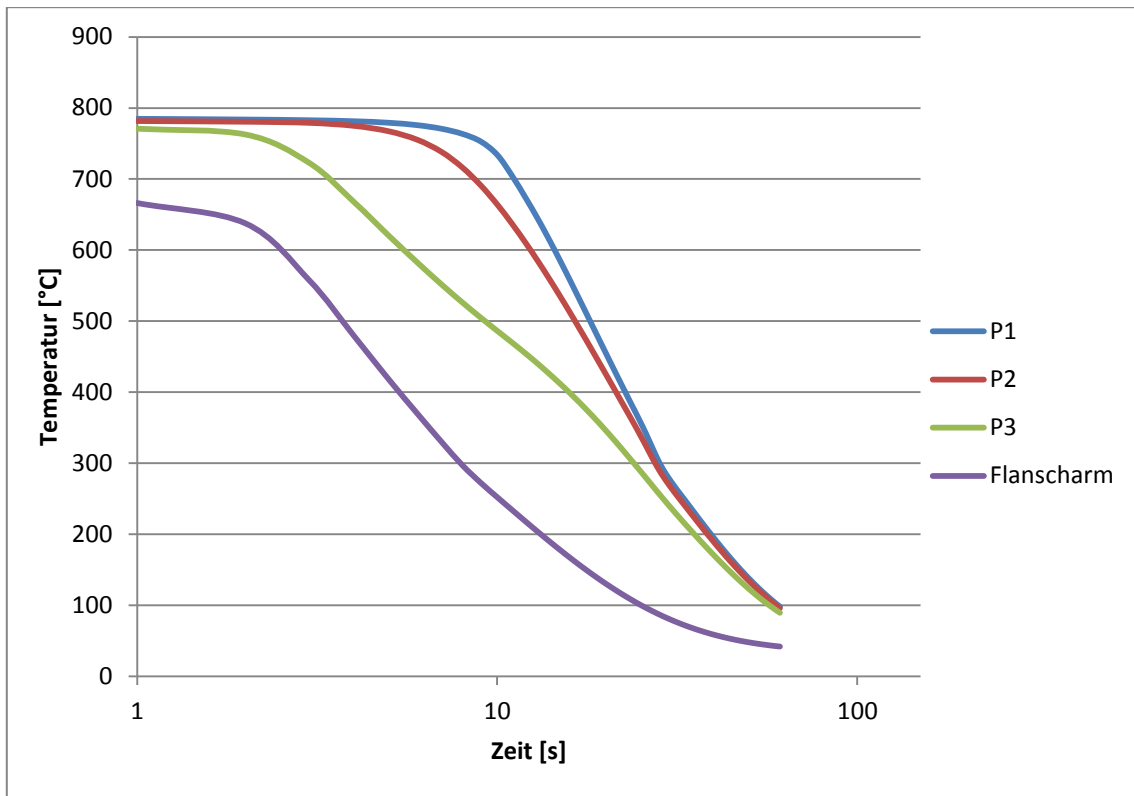


Abb. 78 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320

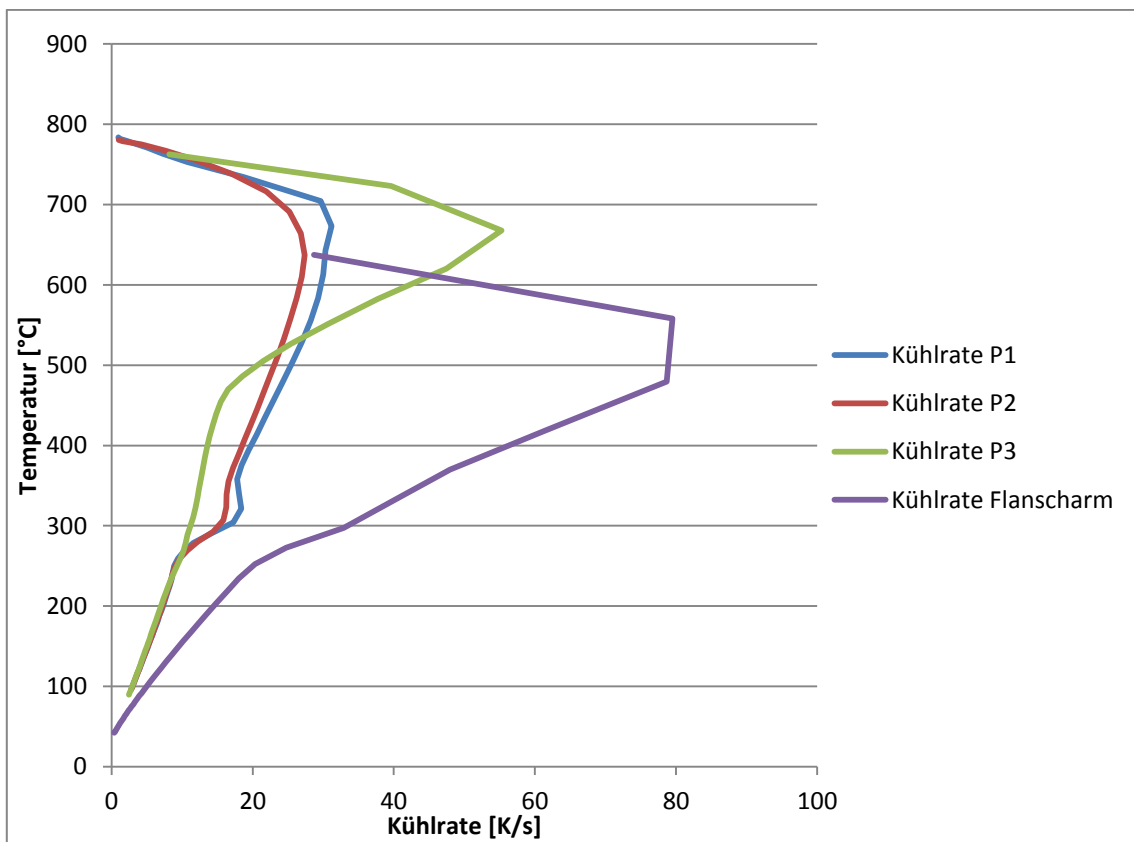


Abb. 79 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320

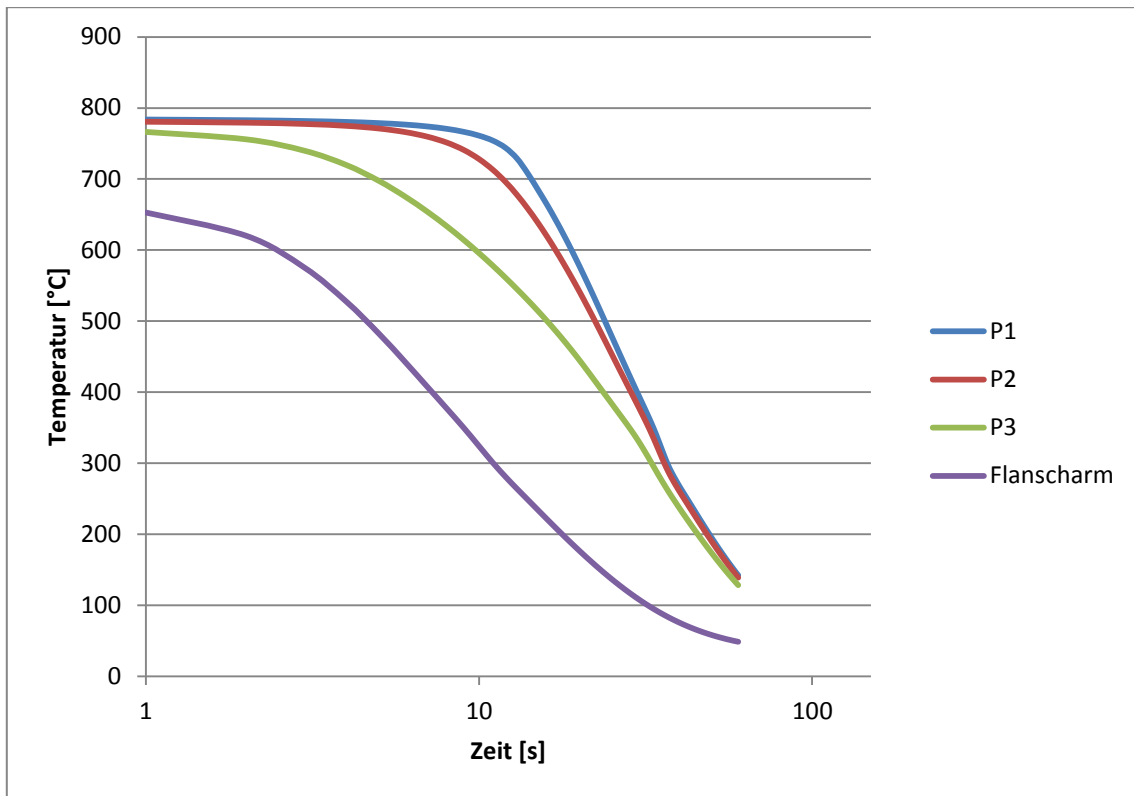


Abb. 80 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320

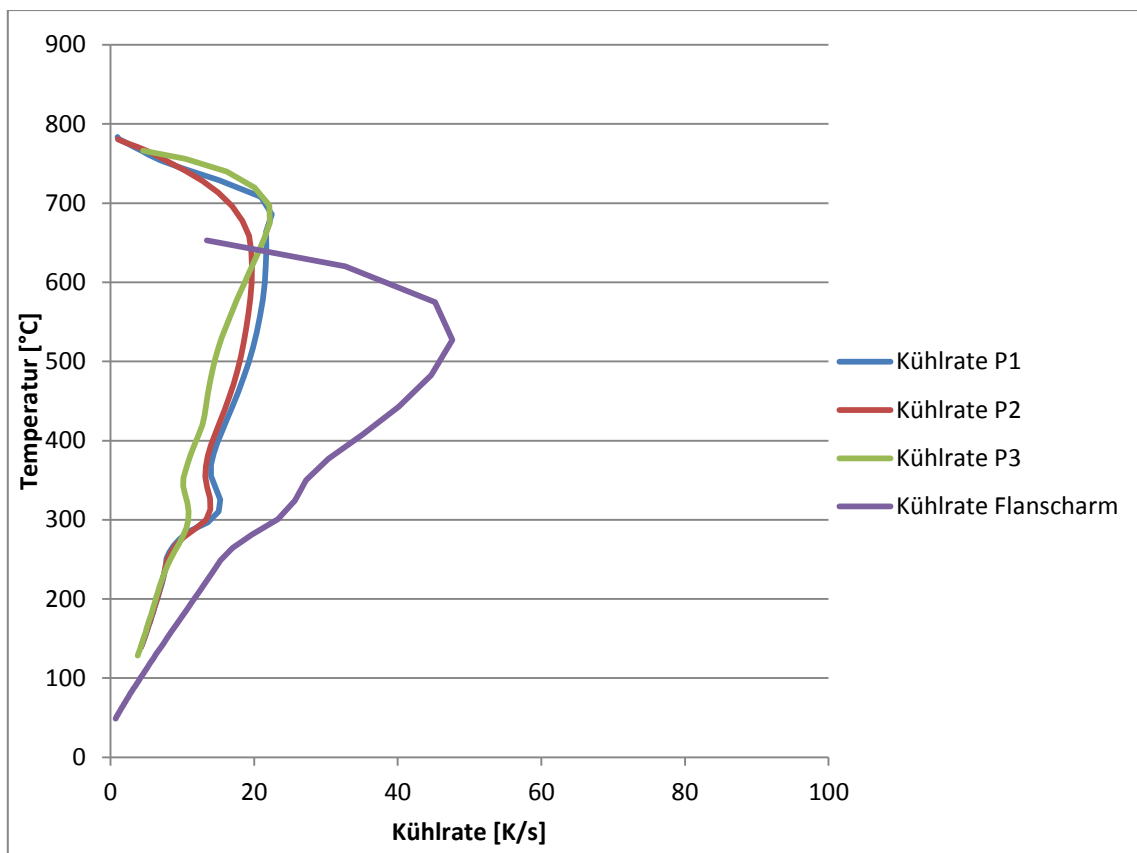


Abb. 81 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320

Abkühlkurve eines Flansches unter Luftabkühlung

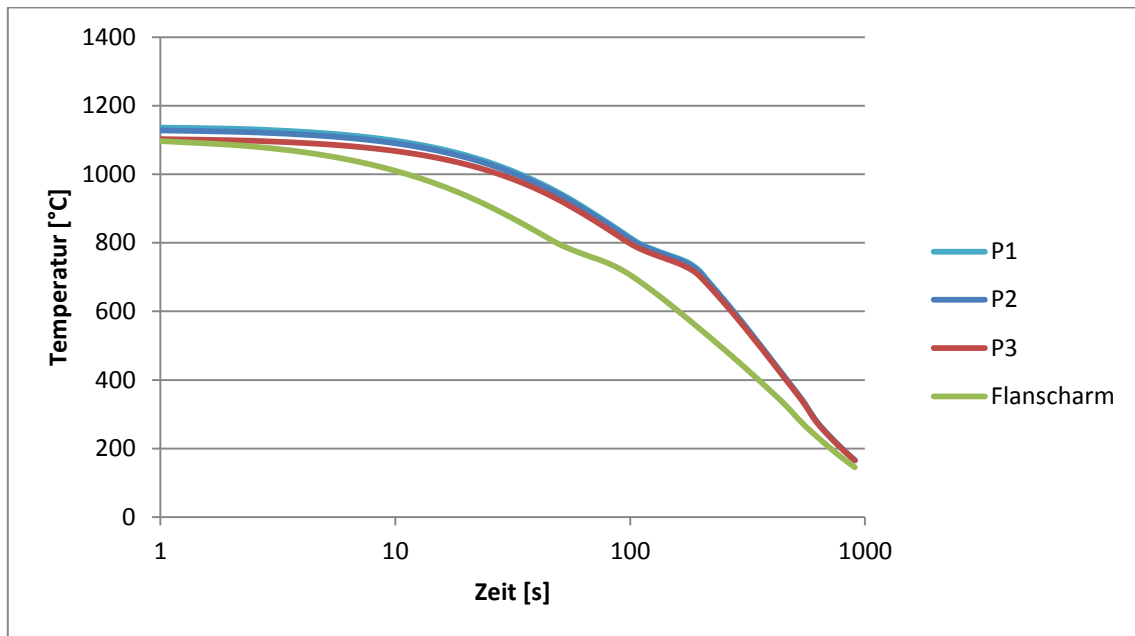


Abb. 82 Kühlkurven für Luftabkühlung an ruhiger Luft

8.2 Gegenüberstellung der berechneten Kühlkurven mit ZTU Diagrammen

Vergleich der berechneten Abkühlraten für den Flansch aus C45E

Die mittels Deform Forming berechneten Kühlkurven werden mit einem kontinuierlichen ZTU-Diagramm für C45E mit einer Austenitisierungstemperatur von 1050°C verglichen. Zudem wurde ein Flansch nach dem Schmieden entnommen und an ruhiger Luft abgekühlt, ein anderer wurde nach dem Härten aus der Schmiedewärme entnommen. Die Härte und die Gefügeausbildung werden mit den Berechnungen und Abschätzungen aus der Simulation verglichen.

Aus den Berechnungen nach dem Creusot-Loire System ist eine vollständige martensitische Umwandlung eher ausgeschlossen, da die Abkühlung von 800 auf 500°C für 100% Martensitbildung nicht mehr als 1,7s benötigen dürfte.

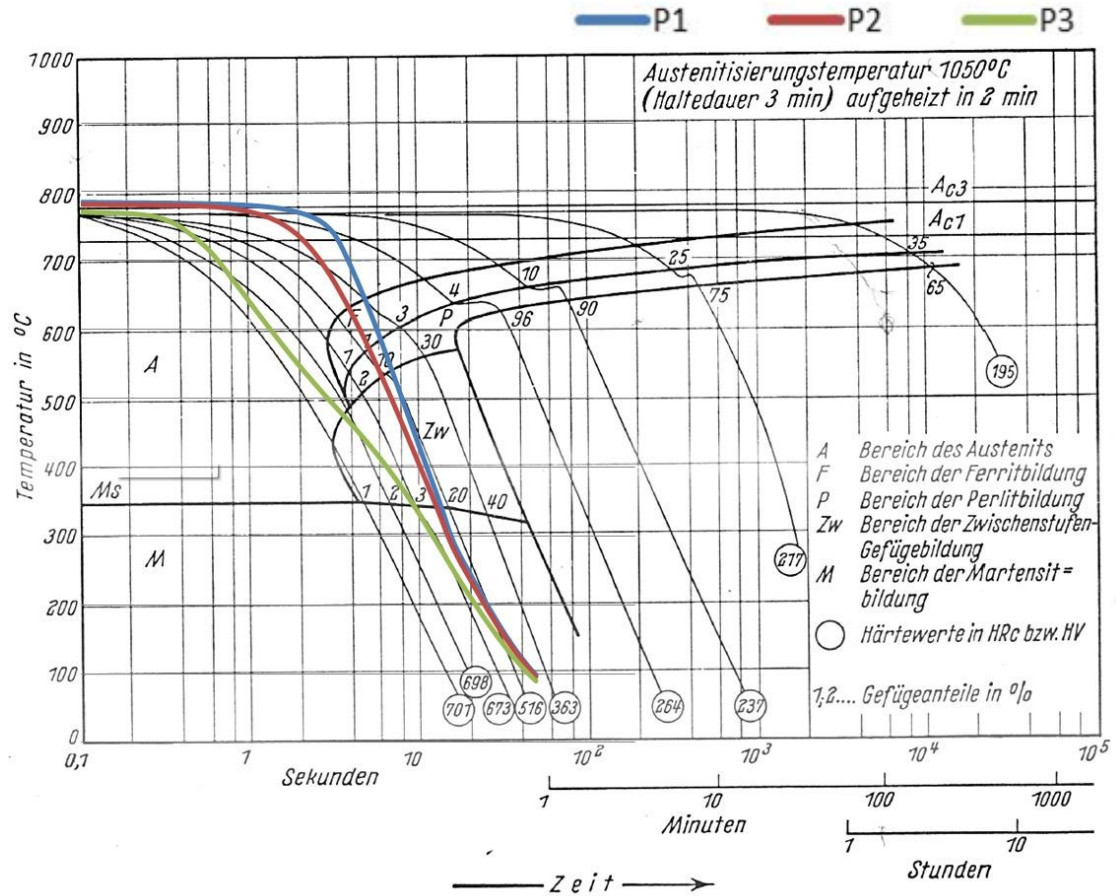


Abb. 83 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit 5% AQ320 [9]

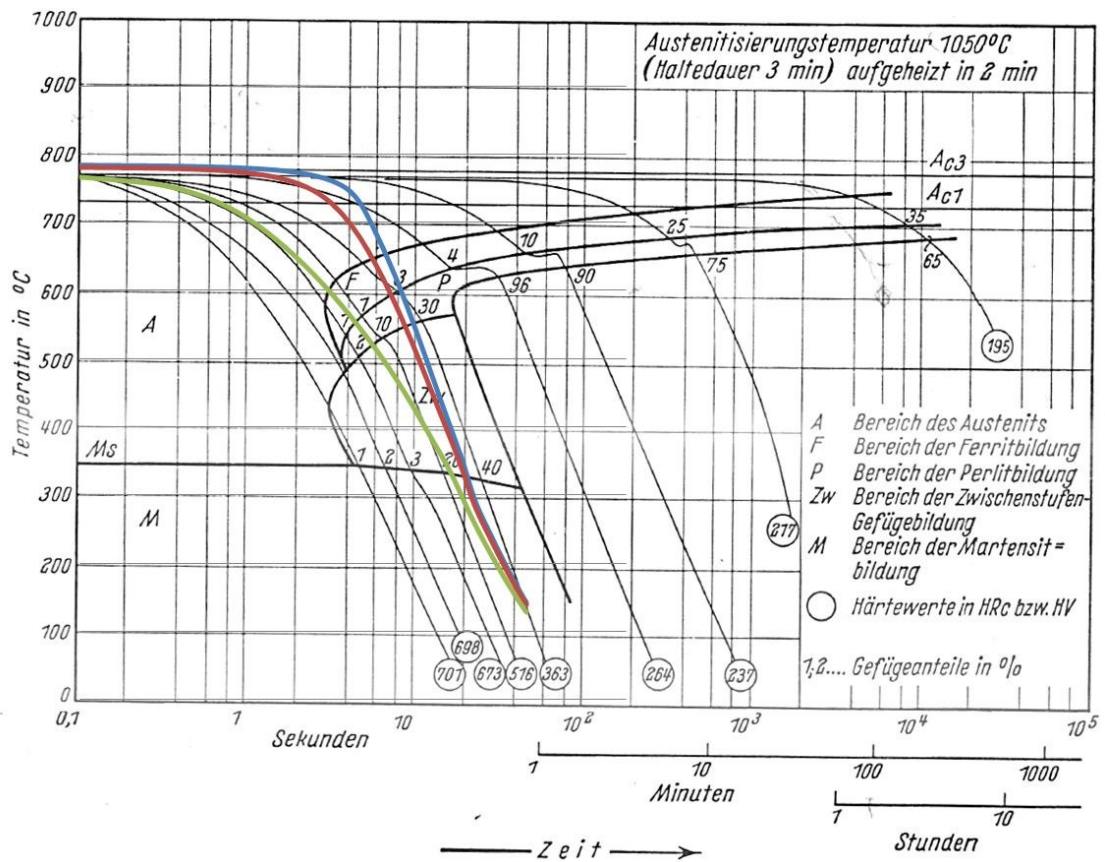


Abb. 84 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit 8% AQ320 [9]

Vergleicht man Abb. 83 mit Abb. 84, so muss man annehmen, dass eine vollständige martensitische Umwandlung mit beiden Polymerkonzentrationen nicht stattfinden kann. Im oberflächennahen Bereich kann man darauf schließen, dass sich etwas Perlit, vorrangig Bainit und Martensit bilden wird. Im Kernbereich des Flansches wird sich voreutektoider Korngrenzferrit und vorrangig Perlit und Bainit mit etwas Martensit. Mit Hilfe der Härtewerte in HV laut ZTU Diagramm können die Gefügezusammensetzungen abgeschätzt werden.

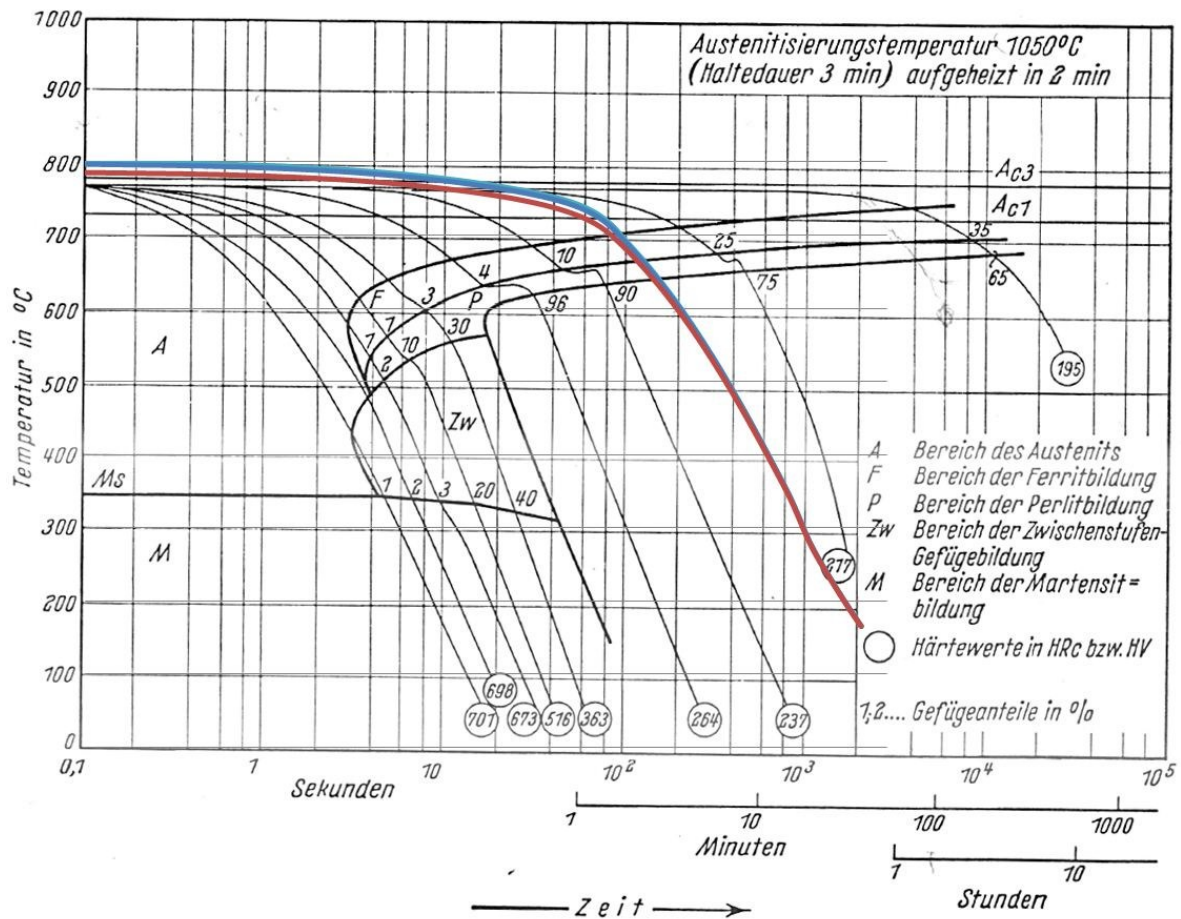


Abb. 85 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit Luftabkühlung [9]

8.3 Ergebnisse am Flansch aus C45E aus der Schmiedehitze gehärtet/abgekühlt

Es wurden Gefügeuntersuchungen eines gehärteten Flansches und eines luftgekühlten Flansches durchgeführt. Dazu wurde noch ein Verlauf der Vickers-Härte über den Oberflächenabstand gemessen.

Der untersuchte Flansch wurde mit 6% Polymerlösung nach dem Schmieden abgeschreckt und vor dem Anlassen entnommen, um das Gefüge im abgeschreckten Zustand charakterisieren zu können.

Die Gefügeuntersuchung des gehärteten Flansches zeigt im Randbereich ein Vergütungsgefüge mehrheitlich bestehend aus Martensit und Bainit. Die gebildeten Korngrenzen weisen auf eine niedrige Härtetemperatur, bei der bereits eine ferritische bzw. perlitische Umwandlung begonnen hat hin.

Im Bereich von 0,8 - 1 mm von der Bauteiloberfläche stellte sich ein Mischgefüge von martensitisch-bainitischen Bereichen und weiter Richtung Kernbereich nur mehr perlitisch-bainitisches Gefüge ein. Auch diese Tatsache konnte theoretisch vorhergesagt werden.



Abb. 86 Flansch gehärtet: Randbereich, geätzt mit Nital 3%

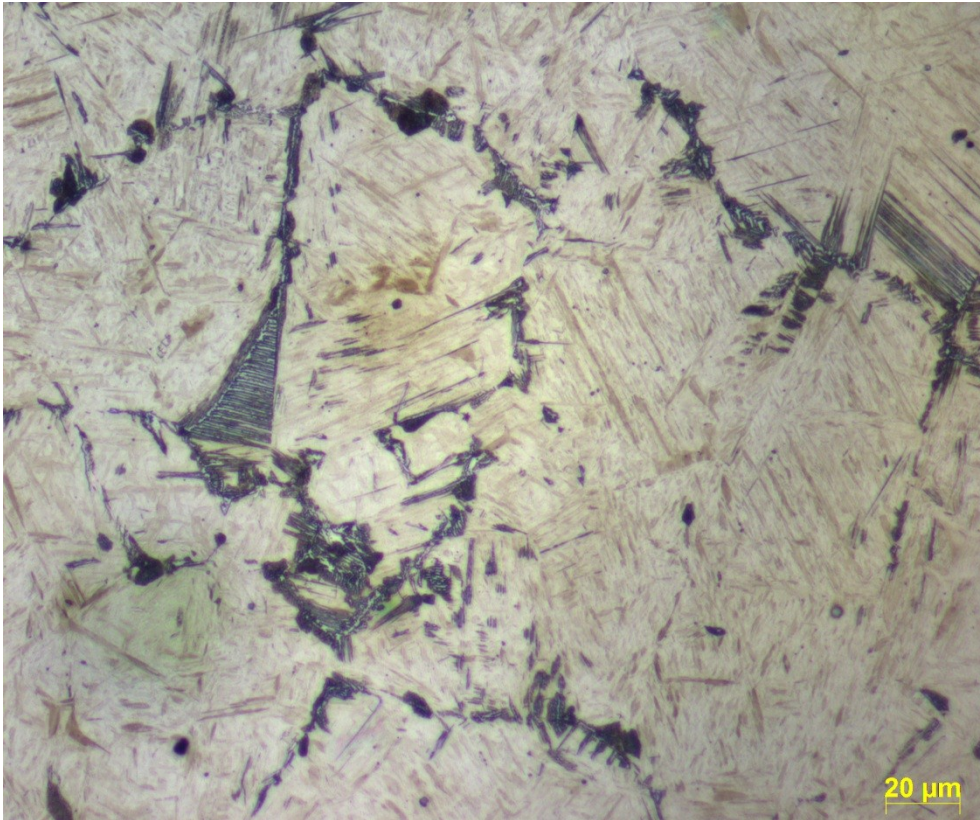


Abb. 87 Flansch gehärtet: Randbereich Detail, geätzt mit Nital 3%

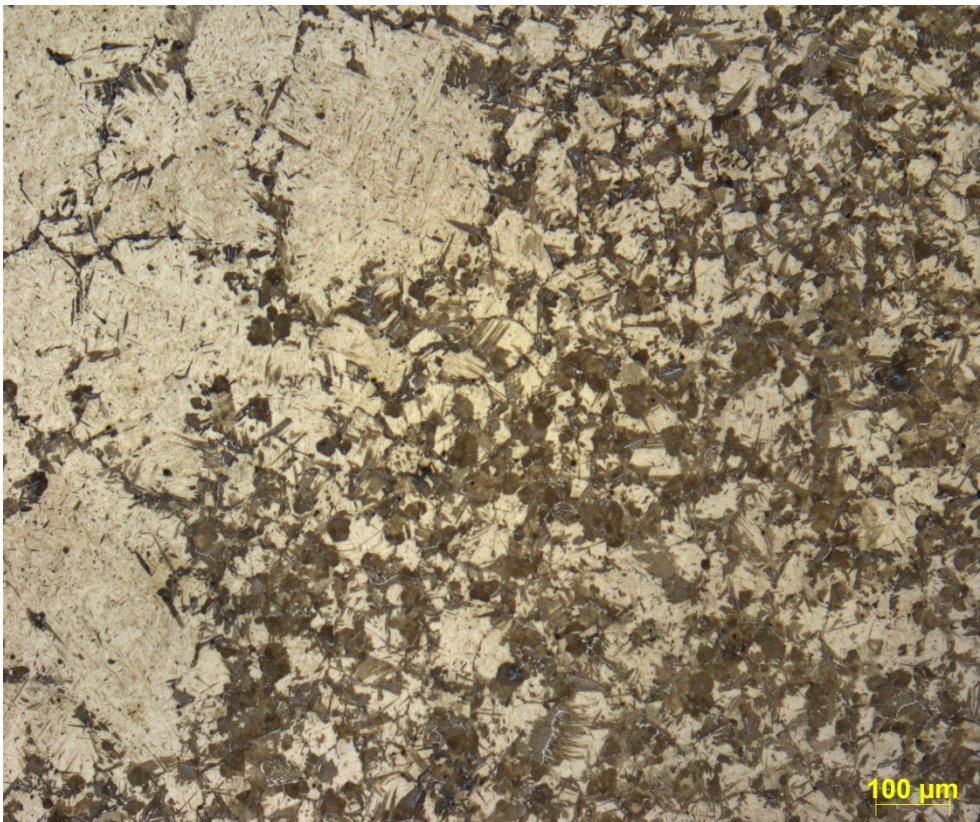


Abb. 88 Flansch gehärtet: 0,8mm Oberflächenabstand, geätzt mit Nital 3%

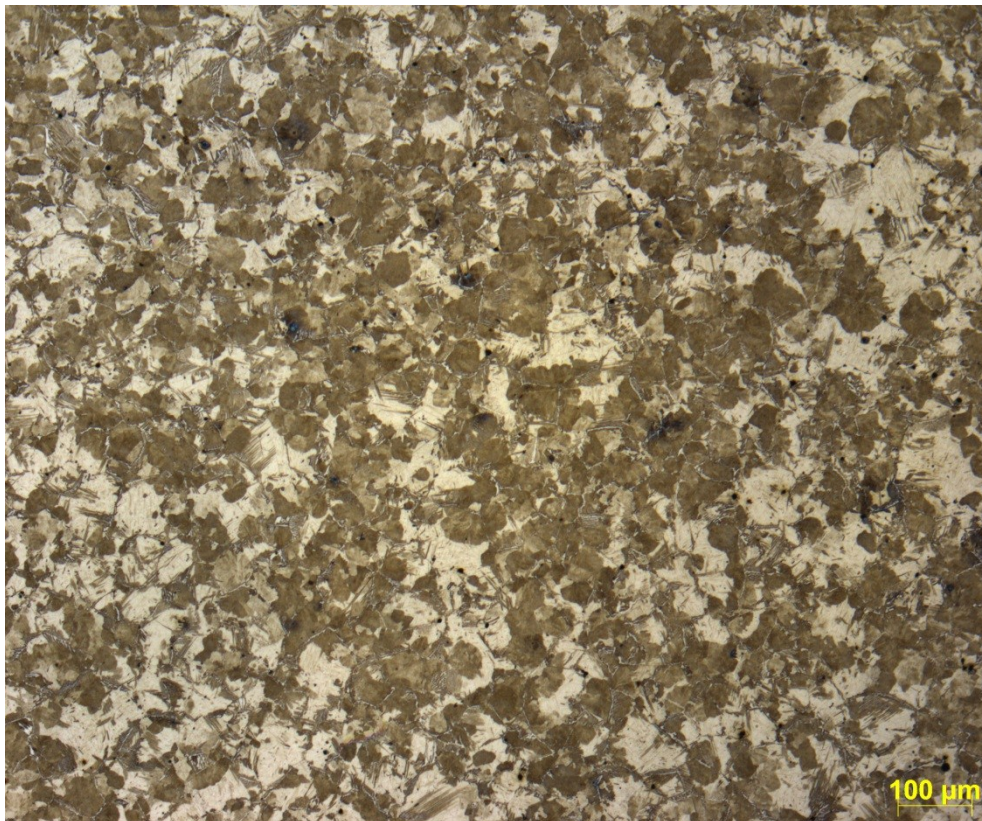


Abb. 89 Flansch gehärtet: Kernbereich, geätzt mit Nital 3%

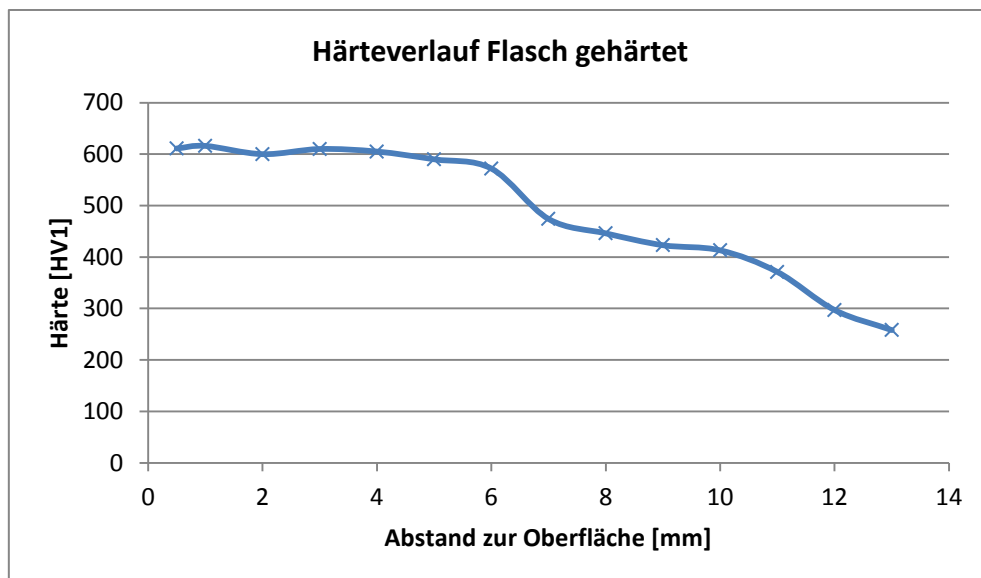


Abb. 90 Härteverlauf des gehärteten Flansches (HV1)

Auch der Härteverlauf zeigt, dass sich im Randbereich vorwiegend Martensit und Bainit bildet. Die Härteabnahme auf unter 300 HV1 bedeutet, dass sich hier nur mehr wenig Zwischenstufe und Martensit bilden. Der Hauptgefügebestandteil im Kernbereich ist Perlit, das zeigt auch das Gefügebild im Kernbereich Abb. 89.

Die Berechnungen nach Creusot-Loire ergeben für eine Abkühlung im Randbereich mit 43°C/s (bei 700°C) 580HV bei einem Mischgefüge von 70% Martensit und 30% Bainit.

Zum Vergleich wurde ein Flansch nach dem Härten an Luft abgekühlt, ebenfalls das Gefüge untersucht und der Härteverlauf von der Bauteiloberfläche gemessen.

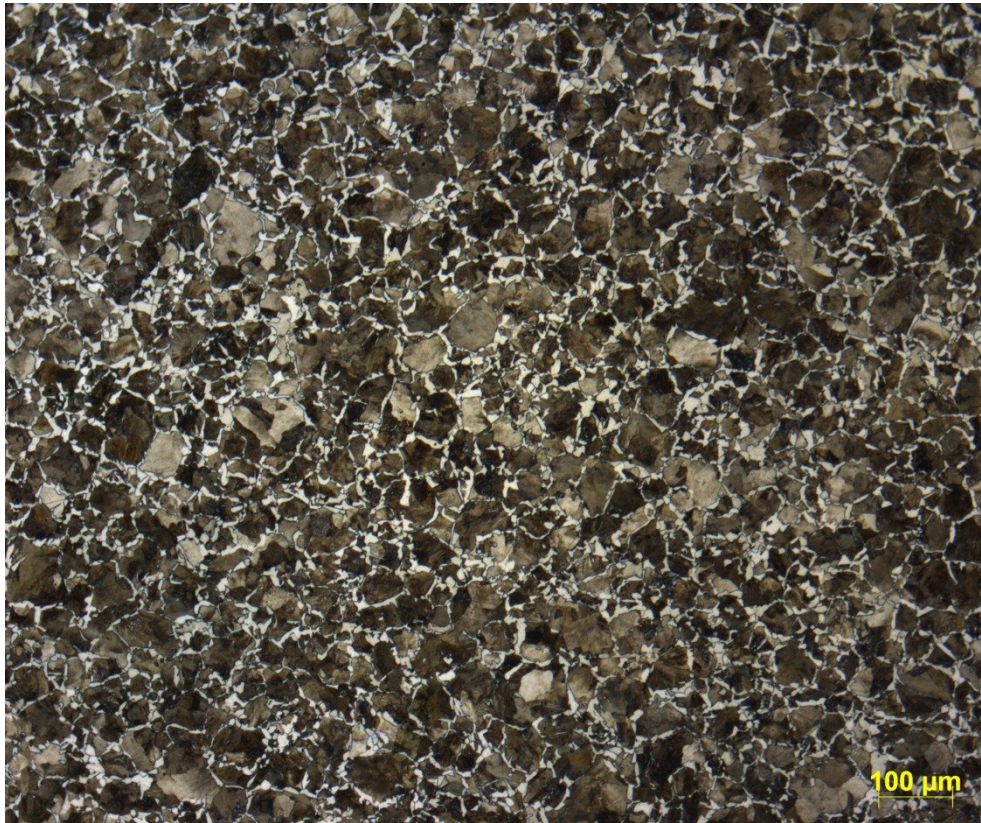


Abb. 91 Flansch luftabgekühlt: Randbereich, geätzt mit Nital 3%

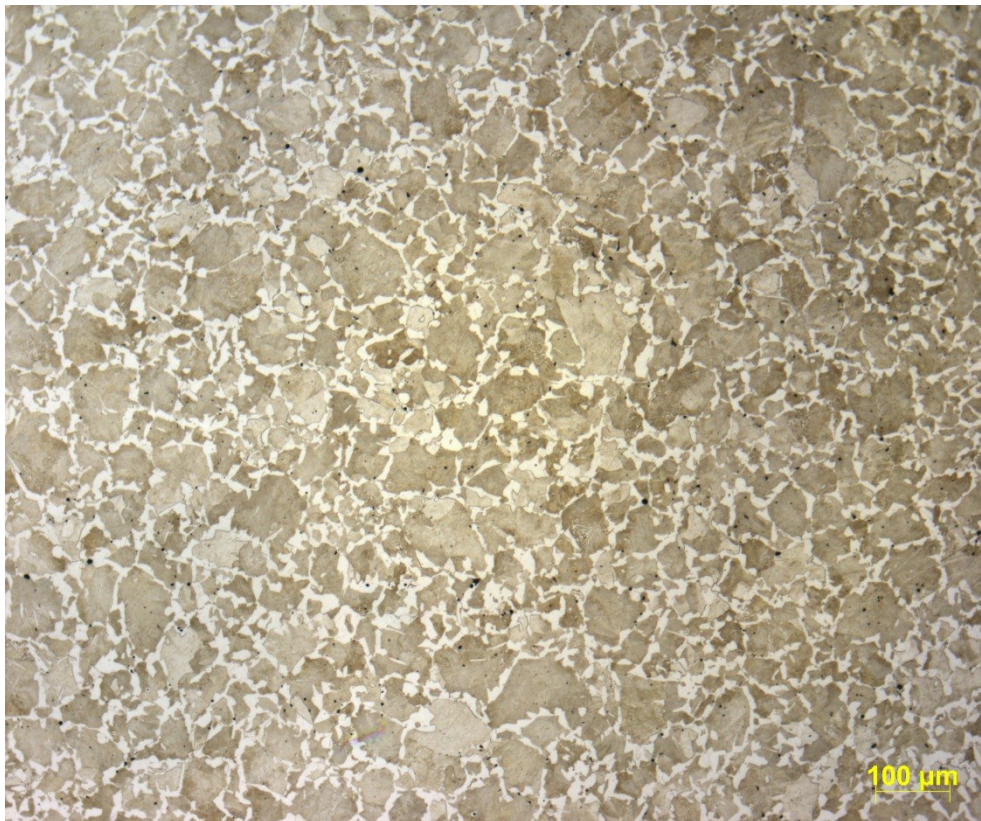


Abb. 92 Flansch luftabgekühlt: Kernbereich, geätzt mit Nital 3%

Anhand der Gefügebilder des luftabgekühlten Flanschs lässt sich feststellen, dass im Randbereich durch schnellere Abkühlung ein feinkörniges Gefüge als im Kernbereich entsteht. Vorherrschend ist ein perlitisches Gefüge mit Korngrenzferrit.

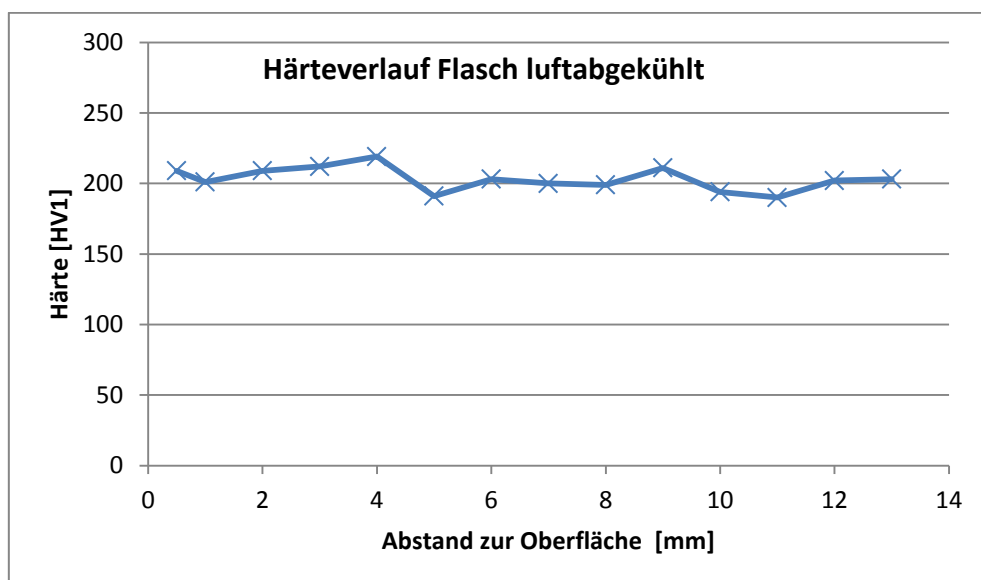


Abb. 93 Härteverlauf des luftabgekühlten Flansches (HV1)

9. Selbstanlassen und Rissbildung bei Lagerung von gehärteten Schmiedeteilen

Beim Abschrecken von Schmiedeteilen aus der Umformhitze erfolgt aufgrund der Geometrien und der Prozessparameter ein Selbstanlassen der Schmiedeteile. Man kann diesen Effekt dazu nutzen, damit Bauteile im abgeschreckten Zustand duktiler und weniger empfindlich gegenüber Rissbildung vorliegen. Bei niedrig- und hochlegierten Stählen ist es möglich, den Randbereich unter die Martensit-Start-Temperatur abzuschrecken, dann die Bauteile aus dem Härtemedium zu entfernen und an ruhiger Luft weiter abkühlen zu lassen. Der im Bereich der Randschicht gebildete spröde Martensit wird mit der Restwärme aus dem Bauteilkern angelassen. Dabei nimmt die Härte des Martensits ab und die Duktilität wird erhöht [53]. Für unlegierte Kohlenstoffstähle wird dieser Effekt zwar ebenfalls auftreten, jedoch besteht die Gefahr im Kernbereich des Schmiedeteils kein, oder nur ein ungenügendes Vergütungsgefüge zu erzeugen. Für Wellengeometrien kann dies aber durchaus von Vorteil sein, da sich ein duktileres Ferrit-Perlit-Gefüge im Kernbereich positiv auf die Schwingfestigkeit auswirken kann.

Zur Untersuchung des Selbstanlasseffektes wurden Versuche mit unterbrochenem Härten am gleichen Flansch aus C45E (Punkt 8) durchgeführt. Die Härtetemperatur wurde dabei einmal mit 900°C (Hot-Spot) und einmal mit 1000°C gewählt. Durch die Temperaturverteilung im Schmiedeteil nach der Warmformgebung ist eine genaue Charakterisierung der Härtetemperatur nicht möglich. Eine Messung des Hot-Spots macht Messungen vergleichbar, da Teile mit gleicher Geometrie auch eine ähnlich komplexe Temperaturverteilung nach dem Schmieden zeigen. Die Tauchzeiten wurden mit 10, 20 und 30 Sekunden gewählt. Die Versuche wurden anhand Gefügebilder und Härteverläufe der Vickers-Härte HV1 ausgewertet. Weiters wurden auch Kerbschlagversuche mit Kerblage einerseits Richtung Kernbereich und andererseits Richtung Mantelbereich durchgeführt. Es wird angenommen, dass der Einfluss des Faserverlaufs auf die Kerbschlagzähigkeit durch die Bauteilgeometrie zu schlechteren Kerbschlagergebnissen führt als bei einer theoretisch parallelen Faserlage.

Bei ausreichender Prozessstabilität kann das Selbstanlassen dazu genutzt werden, die Endfestigkeit direkt nach dem Härten einzustellen. Es könnte der Anlassvorgang eingespart werden, was zur Folge hat, dass die Verarbeitung von Vergütungsstählen weitaus kostengünstiger erfolgen kann, als nur durch das Härten aus der Umformhitze.

Sollte es aufgrund von engen Toleranzen in der Endfestigkeit oder prozessbedingten Streuungen nicht möglich sein, das Endgefüge mit den geforderten mechanischen Eigenschaften direkt einzustellen, so kann der Selbstanlasseffekt dennoch zur Prozesskostensenkung verwendet

werden. Durch das Selbstanlassen des spröden, hochfesten Martensits erfolgt eine Härteabnahme. Die Wirkung besteht darin, dass sich die geringere Härte positiv auf die Lagerfähigkeit der Schmiedeteile im gehärteten Zustand auswirkt. Bestenfalls werden gehärtete Teile sehr zeitnah angelassen, doch ist es oftmals aus verschiedenen Gründen nicht möglich. Für diesen Fall muss das Risiko der Kaltrissbildung und auch der wasserstoffinduzierten Rissbildung gesenkt werden. Durch die Aufnahme von Wasserstoff versprödet der Werkstoff, dadurch können Risse, Brücke oder Blasen entstehen. Der atomar gelöste Wasserstoff diffundiert zu Bereichen höherer Löslichkeit wie Versetzungen, Korngrenzen, Ausscheidungen oder Einschlüssen [54].

Um die Einflussfaktoren auf die Rissbildung im gehärteten Zustand beschreiben zu können wurden einige Versuche durchgeführt. Eine Lagerung für mindestens 3 Tage bei Raumtemperatur wurde mit gehärteten Schmiedeteilen als Schüttgut einerseits in geschlossenen Stahlbehältern (TB) und in Stahl-Gitterboxen (GB) durchgeführt. Die Umgebungstemperatur bei den Versuchen bewegte sich im Bereich von 10°C bis 25°C. Vorrangig wurden die Vergütungsstähle C45E (1.1191), C60E (1.1221) und der Nitrierstahl 31CrMoV9 (1.8519) untersucht.

Die Erhöhung der Ausschussmenge durch Risse von einigen Versuchen wird auf den folgenden Seiten tabellarisch dargestellt. Für die Versuche wurden aus einigen Produktionsaufträgen mehrere Behälter bewusst ausgegliedert, gekennzeichnet und dokumentiert, damit ein eindeutiger Rückschluss auf Witterung und Lagerdauer durchgeführt werden kann. Da alle gehärteten Artikel einer 100% Magnetpulverprüfung unterzogen werden, kann eine Aussage getroffen werden, ob ein für mehrere 10 Stunden gelagerter Behälter eine erhöhte Ausschussmenge an den darin gelagerten Teilen zeigt, oder der prozentuelle Anteil von Rissen dem der Gesamtmenge entspricht. Aus Gründen der Geheimhaltung werden nur allgemeine Teilebezeichnungen verwendet.

9.1 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 900°C, 10s

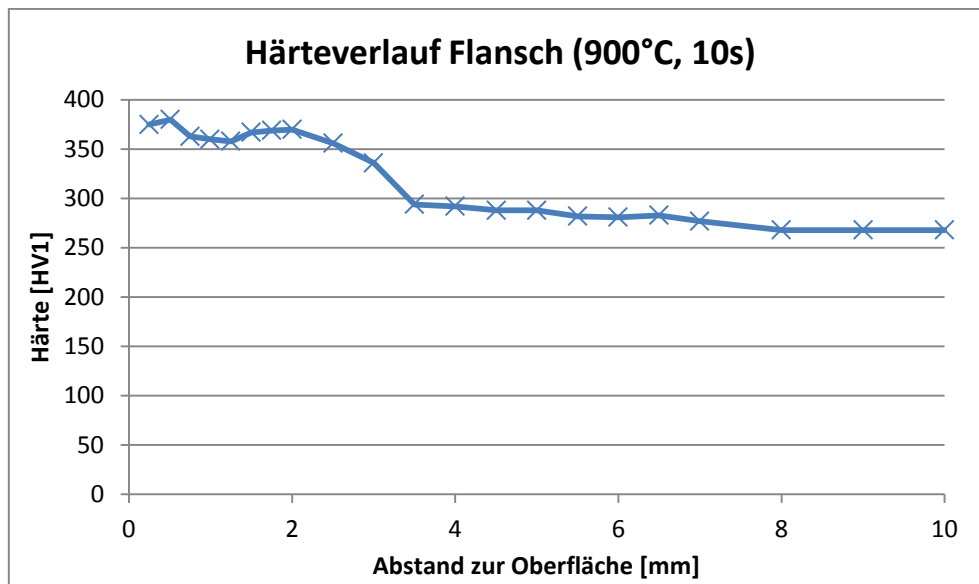


Abb. 94 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C

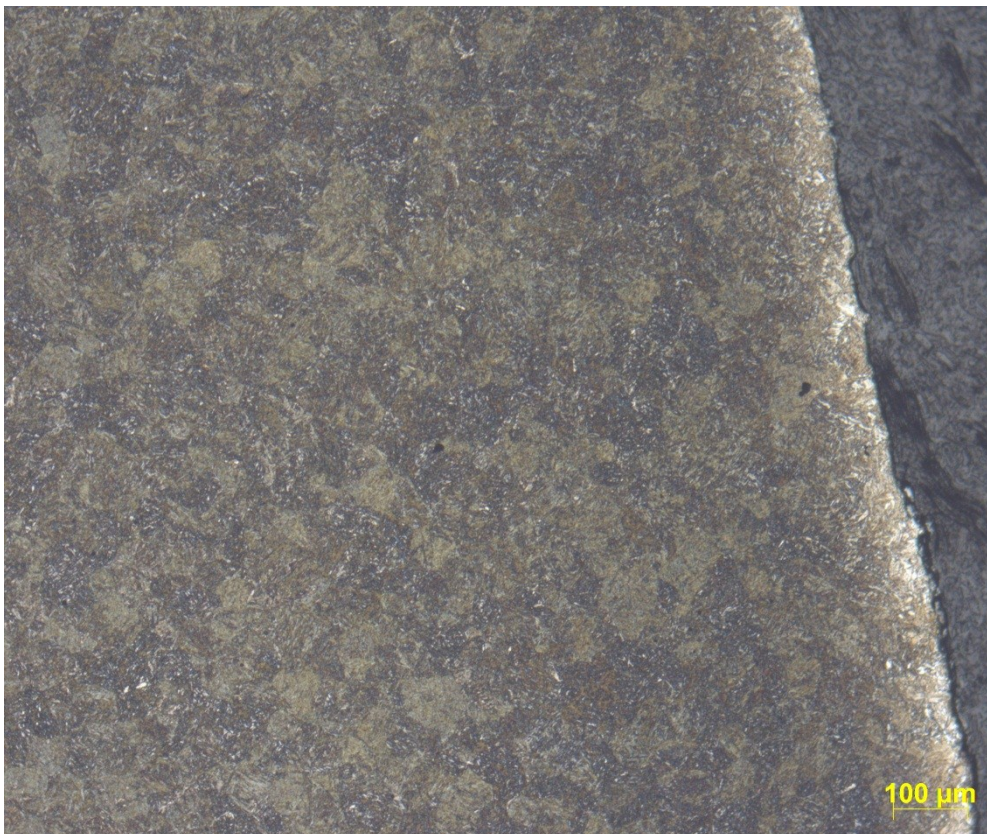


Abb. 95 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%



Abb. 96 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

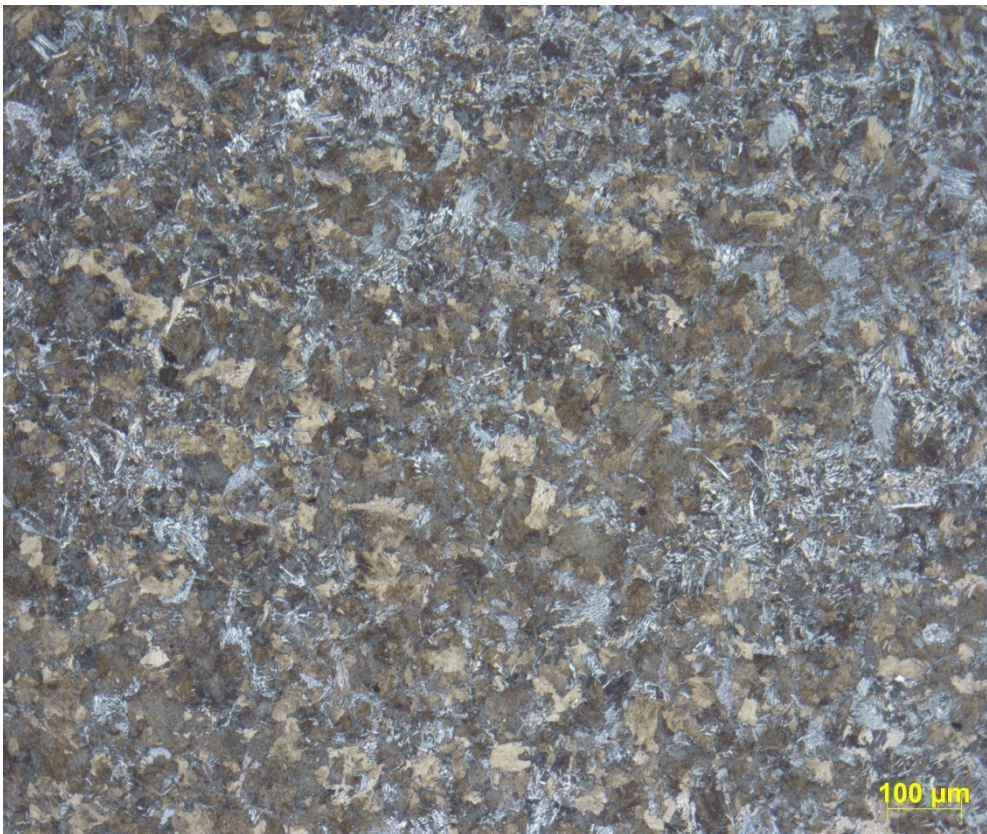


Abb. 97 Gefüge in 10mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.2 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 900°C, 20s

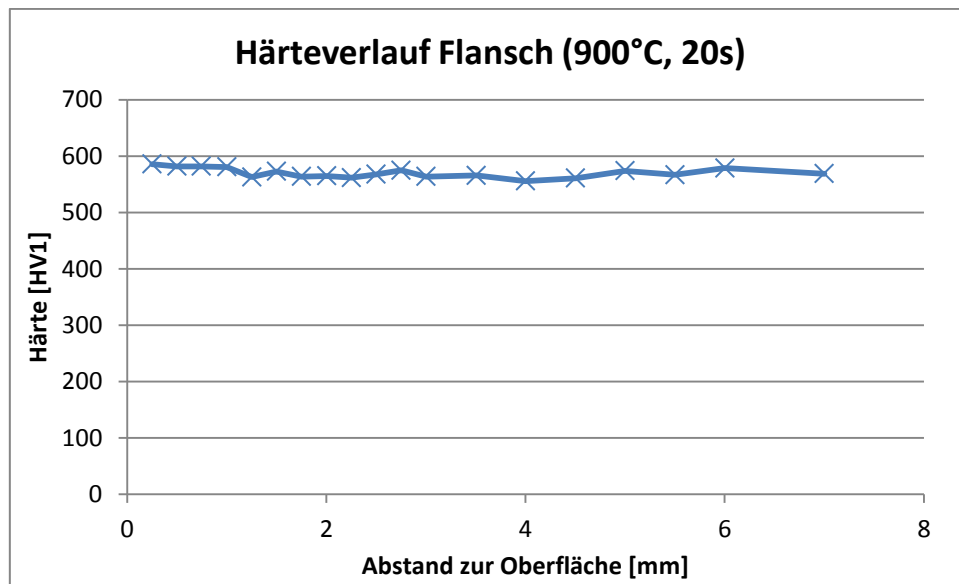


Abb. 98 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C



Abb. 99 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

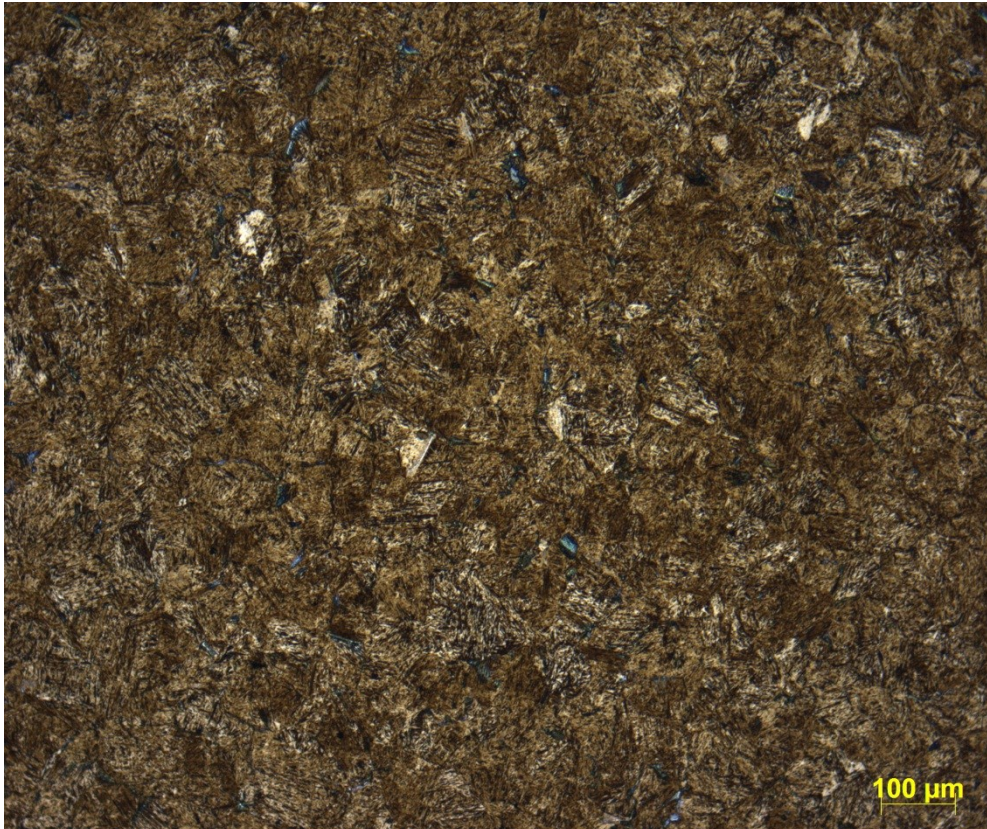


Abb. 100 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.3 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 900°C, 30s

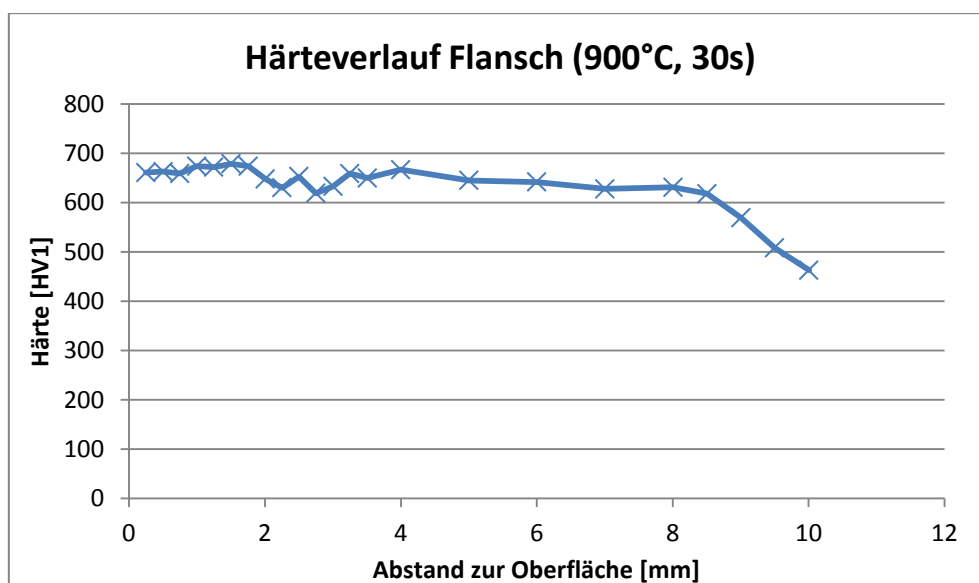


Abb. 101 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C

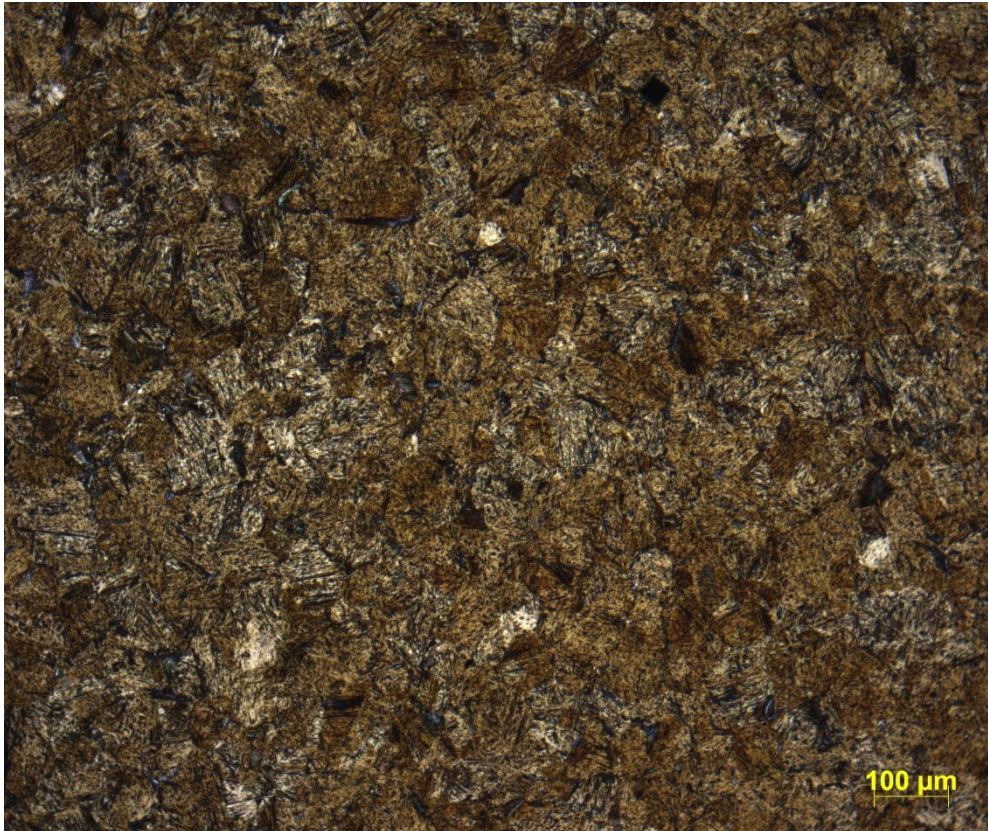


Abb. 102 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

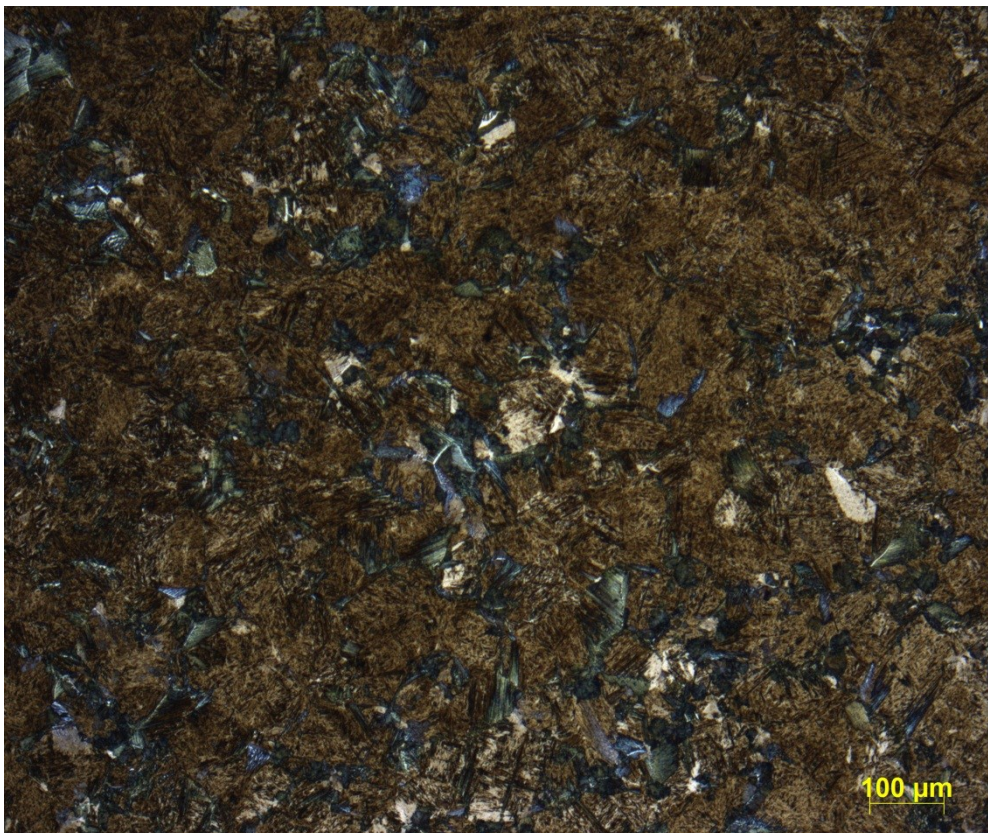


Abb. 103 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.4 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 1000°C, 10s

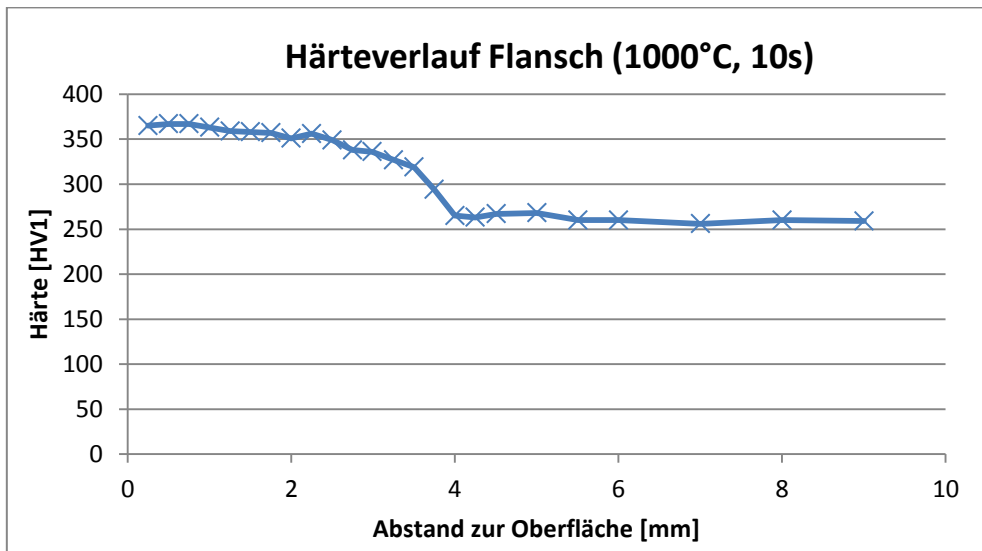


Abb. 104 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C

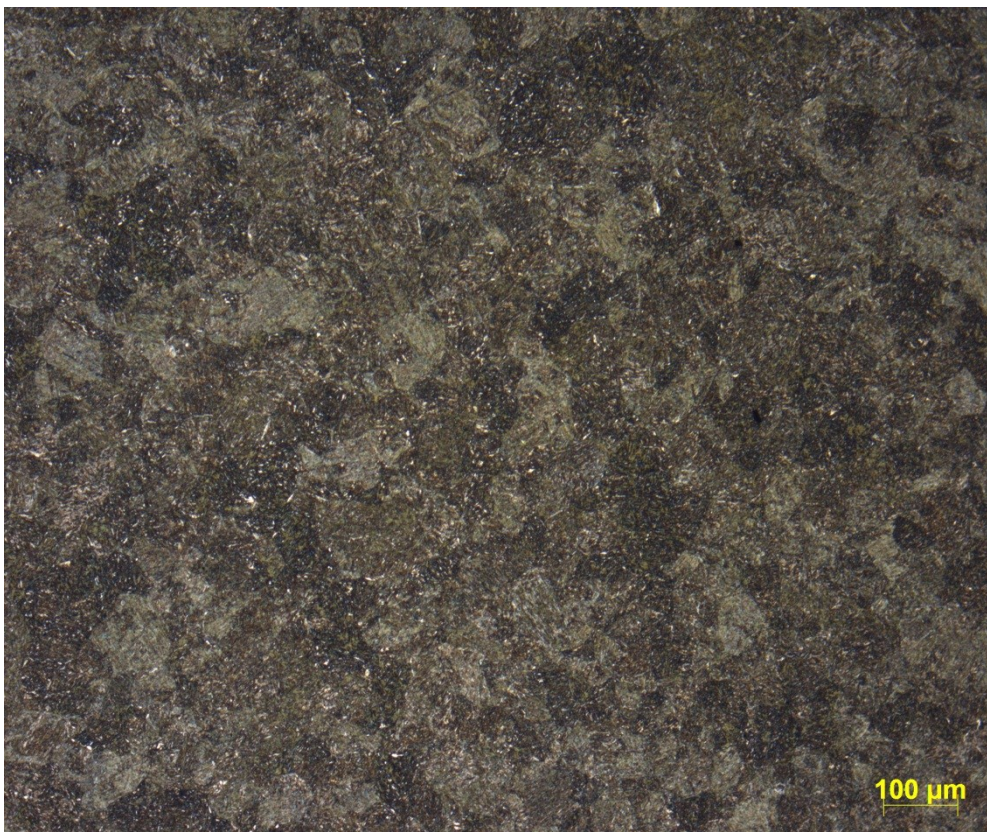


Abb. 105 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

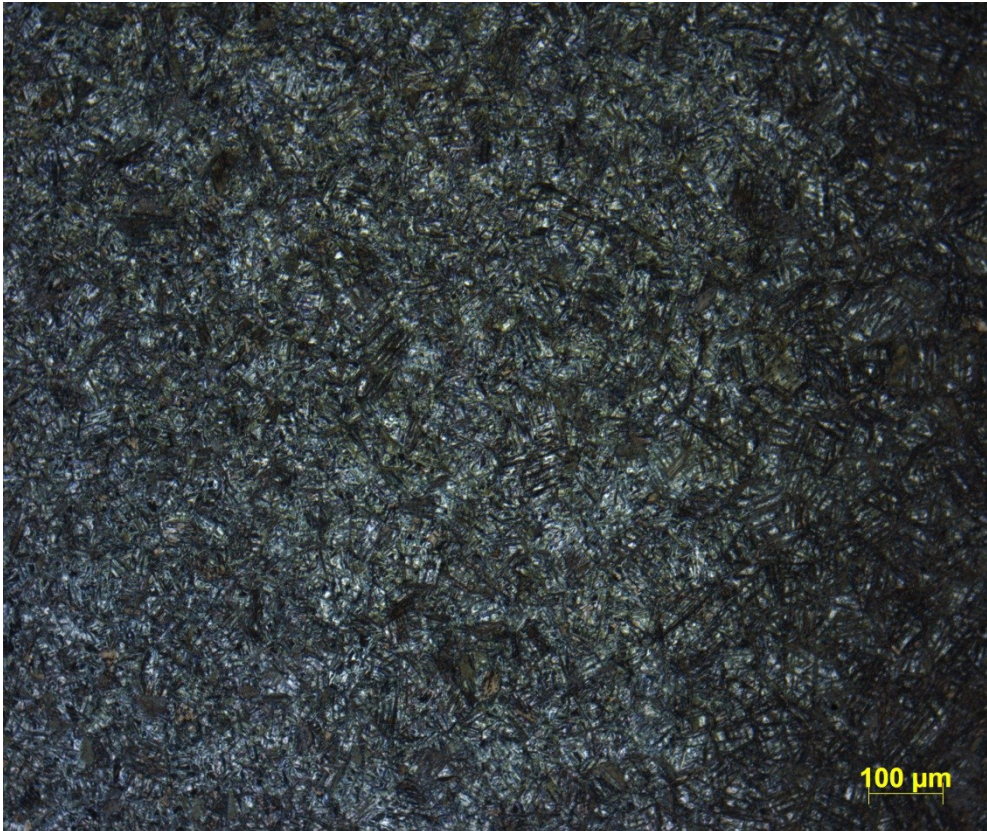


Abb. 106 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

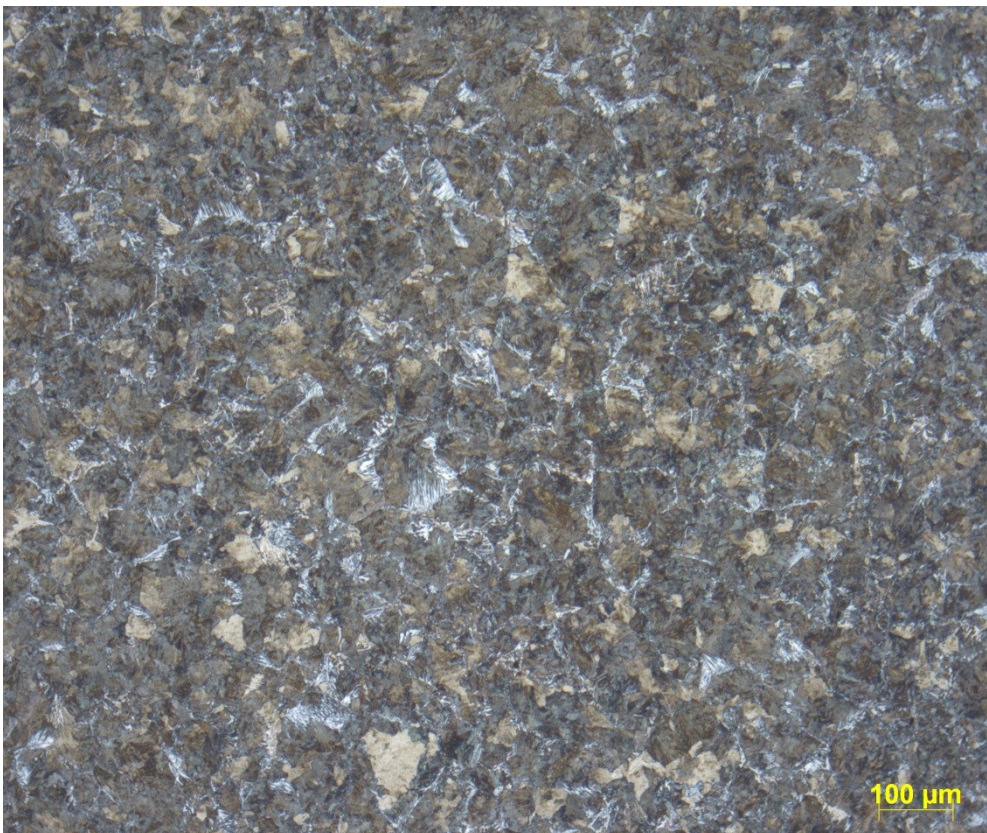


Abb. 107 Gefüge in 10mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.5 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 1000°C, 20s

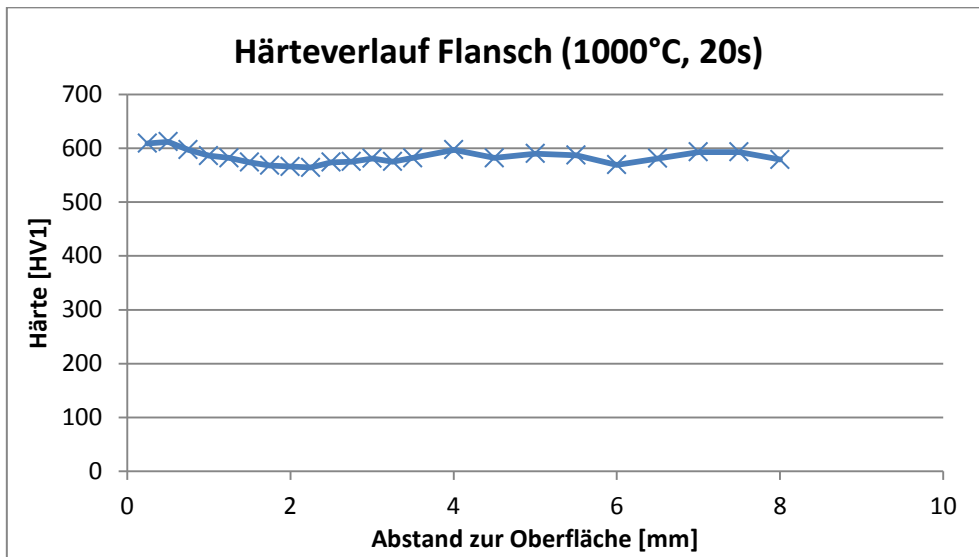


Abb. 108 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C



Abb. 109 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

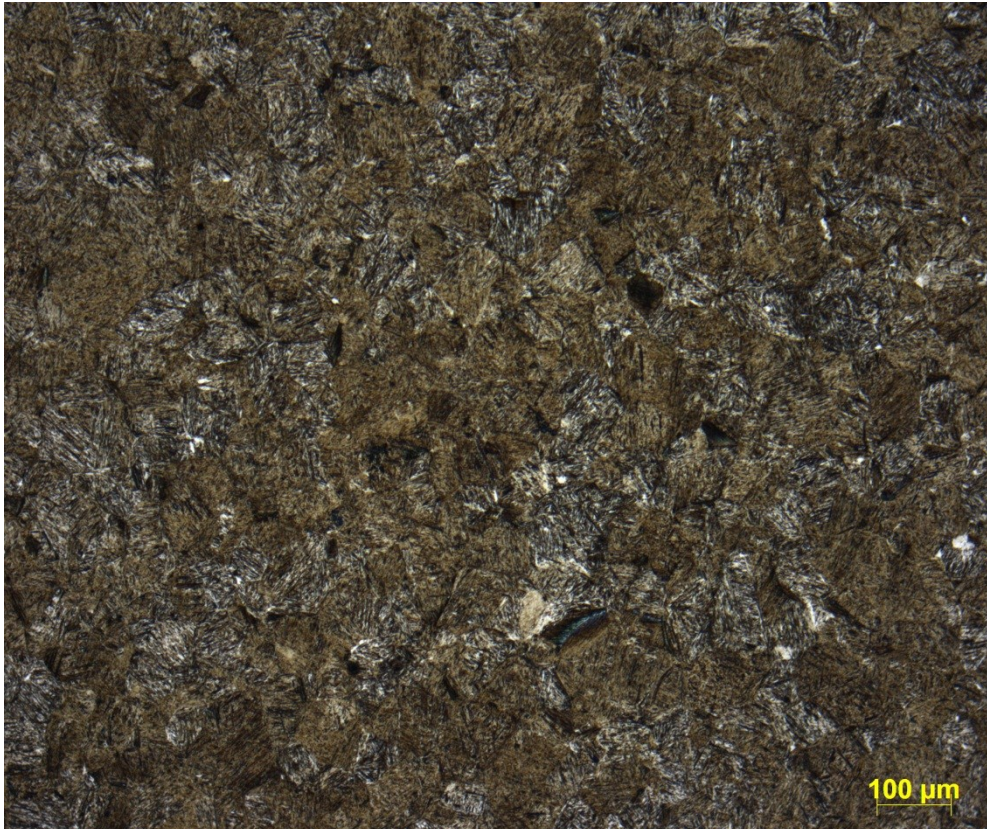


Abb. 110 Gefüge in 8mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.6 Ergebnisse Selbstanlassen Flansch 1000°C, 30s

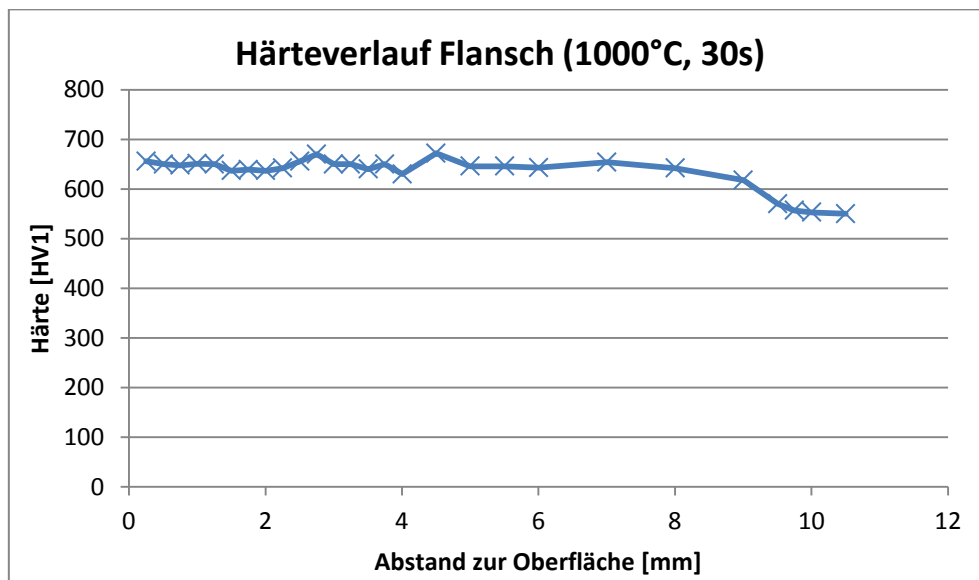


Abb. 111 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C



Abb. 112 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

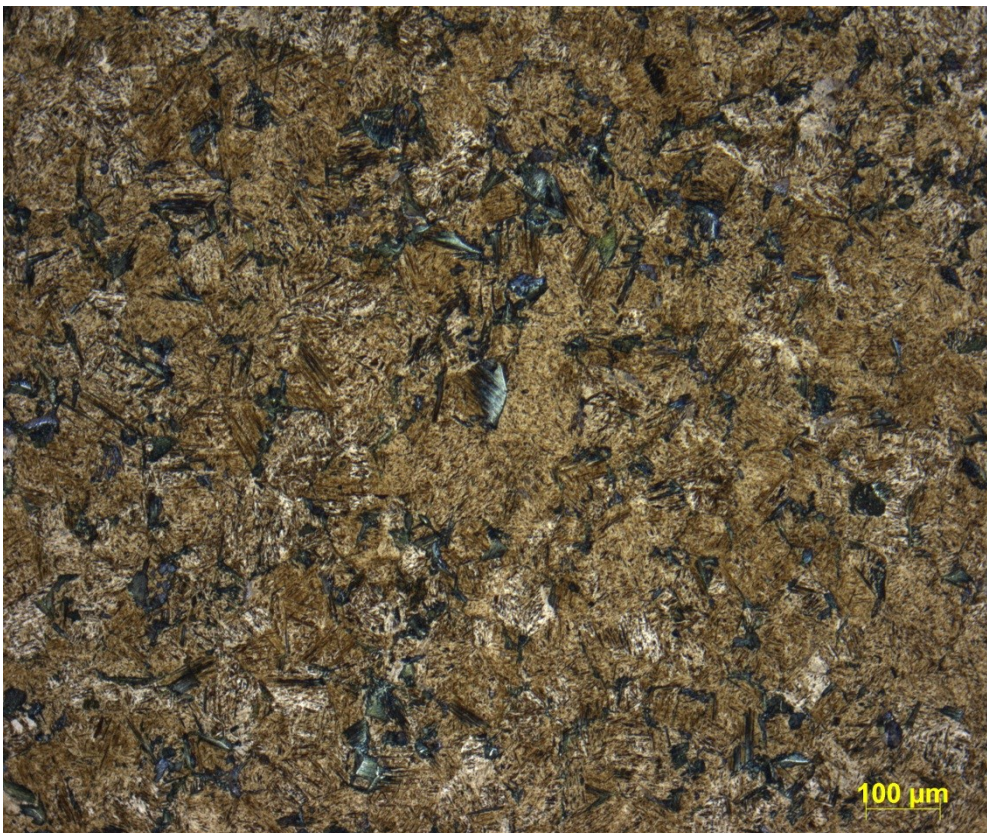


Abb. 113 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

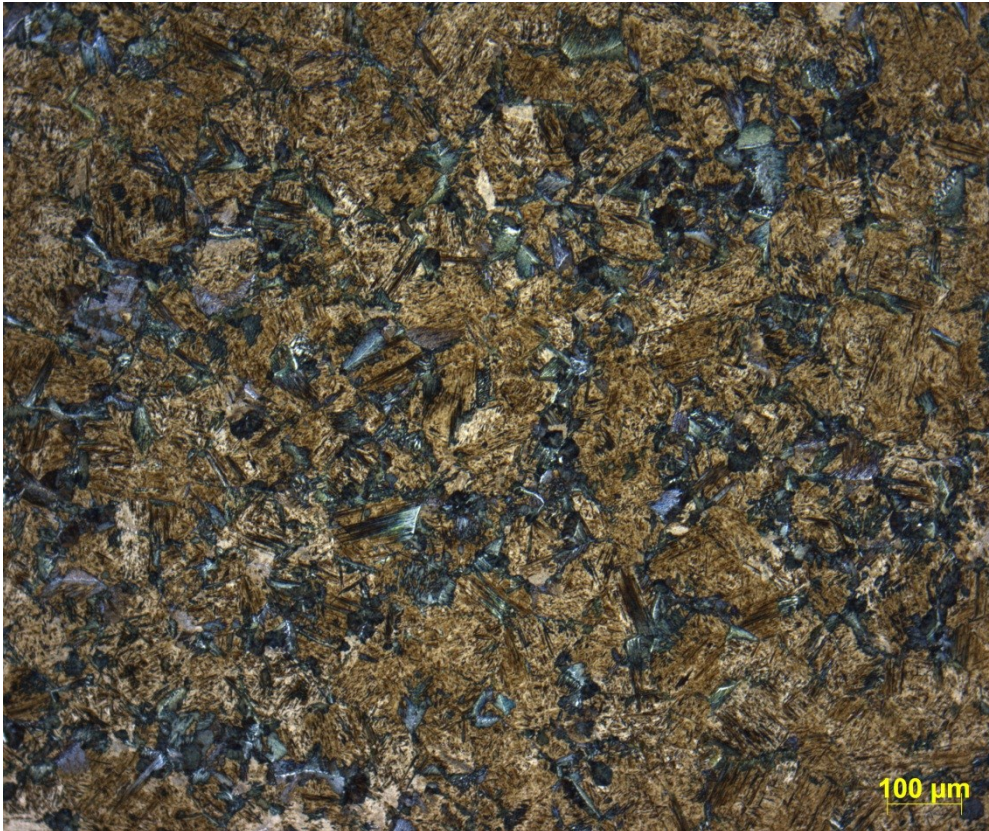


Abb. 114 Gefüge in 8mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%

9.7 Ergebnisse Selbstanlassen Rissbildung bei Lagerung

Tab. 7 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Abtriebsflansches aus C45E

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,45	Anzahl Versuchsteile	9.000
Mn	0,74	Durchschnittliche Härte	58,9 HRC
Si	0,22	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	1,6 HRC
P	0,015	Selbstanlasstemperatur	150°C
S	0,012	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	20°C
Cu	0,04	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	60h
Cr	0,2	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	trocken
Ni	0,21	Art des Behälters	TB
Al	0,028	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	0%
H	1,5 ppm		
Mo	0,009		
Ti	0,0009		
Sn	0,003		

Tab. 8 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Flansches aus C45E

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,44	Anzahl Versuchsteile	16.500
Mn	0,77	Durchschnittliche Härte	56,94 HRC
Si	0,27	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	1,7 HRC
P	0,017	Selbstanlasstemperatur	220°C
S	0,006	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	18°C
Cu	0,04	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	60h
Cr	0,2	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	trocken
Ni	0,22	Art des Behälters	GB
Al	0,026	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	0%
H	1,2 ppm		
Mo	0,015		
Ti	0,0013		
Sn	0,03		

Tab. 9 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Planetenträgers aus C45E

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,48	Anzahl Versuchsteile	1.500
Mn	0,74	Durchschnittliche Härte	54,53 HRC
Si	0,19	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	1,7 HRC
P	0,009	Selbstanlasstemperatur	150°C
S	0,023	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	10°C
Cu	0,19	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	>300h
Cr	0,17	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	feucht
Ni	0,09	Art des Behälters	TB
Al	0,024	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	0%
N	0,0095		
Mo	0,02		
Sn	0,01		

Tab. 10 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Flansches aus C45E

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,49	Anzahl Versuchsteile	2.000
Mn	0,74	Durchschnittliche Härte	58,0 HRC
Si	0,18	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	2,3 HRC
P	0,009	Selbstanlasstemperatur	120°C
S	0,017	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	18°C
Cu	0,17	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	55h
Cr	0,2	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	feucht
Ni	0,08	Art des Behälters	GB
Al	0,026	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	2%
Ti	0,024		
Mo	0,02		
Sn	0,01		

Tab. 11 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Abtriebsflansches aus C45R

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,47	Anzahl Versuchsteile	3.000
Mn	0,76	Durchschnittliche Härte	56,8 HRC
Si	0,19	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	1,9 HRC
P	0,015	Selbstanlasstemperatur	200°C
S	0,024	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	20°C
Cu	0,18	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	55h
Cr	0,17	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	trocken
Ni	0,08	Art des Behälters	TB
Al	0,024	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	0%
N	0,0086		
Mo	0,02		
Sn	0,01		

Tab. 12 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Kolbens aus C60E

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,63	Anzahl Versuchsteile	4.000
Mn	0,81	Durchschnittliche Härte	59,2 HRC
Si	0,18	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	2,66 HRC
P	0,013	Selbstanlasstemperatur	180°C
S	0,025	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	20°C
Cu	0,15	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	60h
Cr	0,17	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	trocken
Ni	0,08	Art des Behälters	TB
Al	0,025	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	0%
N	0,0093		
Mo	0,02		

Tab. 13 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Zwischenradbolzens aus 31CrMoV9

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,286	Anzahl Versuchsteile	5.800
Mn	0,46	Durchschnittliche Härte	47,8 HRC
Si	0,22	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	1,4 HRC
P	0,02	Selbstanlasstemperatur	270°C
S	0,002	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	15°C
Cu	0,25	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	55h
Cr	2,39	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	feucht
Ni	0,18	Art des Behälters	TB
Al	0,016	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	14%
H	1,20 ppm		
Mo	0,16		
Ti	0,0089		
B	0,0001		
V	0,119		

Tab. 14 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Zwischenradbolzens aus 31CrMoV9

Chemische Zusammensetzung [m-%]		Prozess- und Umgebungsparameter/ Eigenschaften der Versuchsteile	
C	0,27	Anzahl Versuchsteile	1.300
Mn	0,43	Durchschnittliche Härte	50,9 HRC
Si	0,2	Streuung Härte (Standardabweichung der Stichprobe)	0,8 HRC
P	0,007	Selbstanlasstemperatur	250°C
S	0,003	Durchschnittliche Umgebungstemperatur Lagerung	18°C
Cu	0,15	Dauer Lagerung im gehärteten Zustand	55h
Cr	2,4	Witterungsverhältnisse (qualitativ)	trocken
Ni	0,09	Art des Behälters	TB
Al	0,021	Erhöhte Ausschussmenge durch Risse	7%
H	1,20 ppm		
Mo	0,16		
Ti	0,0088		
B	0,0001		
V	0,122		
Nb	0,003		

10. Einfluss der Lage von Schmiedeteilen im Härtebecken

Der Einsatz von möglichst universellen Härtebecken, die für eine Vielzahl von Geometrien verwendet werden sollen, bringt das Thema der Lageorientierung des Schmiedeteils im Härtebecken mit sich. Es kann vorkommen, dass Schmiedeteile mit ebenen Flächen, die plan auf dem Förderband des Härtebeckens aufliegen können nicht bzw. nur bedingt vom Härtemedium angeströmt werden. Dies führt vor allem bei unlegierten und niedriglegierten Vergütungsstählen zu ungenügender Durchhärtung. Umwandlungen im Perlitbereich sind dabei nicht vollständig auszuschließen. Perlit ist in einem Vergütungsgefüge aber meist normativ nicht erlaubt und erfordert somit eine 100% Härteprüfung aller gehärteten Teile, um die Teile ohne ordnungsgemäßes Vergütungsgefüge auszuschneiden. Diese Prüfung ist jedoch für hohe Stückzahlen sehr zeitaufwändig. Flaches Aufliegen und ungenügende Umströmung der Teile mit Härtemedium entsteht ein Temperaturgradient, der die Rissbildung begünstigt. Durch kontinuierliche Verbesserungsmaßnahmen am Härtebecken und der Fördereinheit konnte planes Aufliegen von Schmiedeteilen aus kritischen (unlegierten) Werkstoffen oder mit kritischen Geometrien vollständig vermieden werden. Es wurden teilespezifisch Vorrichtungen angefertigt, damit flache Teile aufrecht gehärtet werden und der mögliche Fehler dadurch nicht mehr auftreten kann. Aus Gründen der Geheimhaltung werden in dieser Arbeit dazu keine Bilder oder Skizzen gezeigt.

Für eine spezielle Geometrie wurde die Auflage auf dem Härteförderband ausgenutzt, um die Abschreckwirkung eines Teilbereiches zu verringern. Zum besseren Verständnis der empirisch ermittelten Tatsache, dass damit die Bildung von Härterissen verringert werden kann wurde der Wärmeübergang mittels Finite-Elemente-Methode simuliert. Anhand der Simulation ist erkennbar, dass eine vollständige Umströmung des Bauteils zu einer ungünstigen Temperaturverteilung am kritischen Querschnittsübergang führt. Abb. 115 zeigt das Schmiedeteil nach 14s im Härtebecken, die Kantenbereiche befinden sich bereits im Temperaturbereich der Martensit-Start-Temperatur, die bei dem hier verwendeten Nitrierstahl 31CrMoV9 (1.8519) bei 360°C liegt [55]. Die Martensitbildung schreitet bis in den Bereich der beiden Radien vor, hier besteht erhöhte Rissgefahr (Abb. 116). Dies hatte einen erheblichen Anteil an Ausschuss durch Härterisse zur Folge. Liegt die in der Simulation nach oben zeigende Kalotte flach im Härtebecken auf, wird dieser Bereich nicht von der wässrigen Polymerlösung umströmt. Für die Simulation wurde für diesen Bereich jeglicher Wärmeübergang gesperrt. Durch die Verringerung der Abschreckwirkung im Bereich der Kalotte kann der kritische Querschnitt homogener und etwas langsamer abkühlen und

die Rissgefahr wurde somit verringert. Die Abb. 117 und Abb. 118 zeigen, dass die Martensitumwandlung nicht zugleich in beiden Radien stattfindet. Die relative Ausschussmenge durch Härterisse konnte bei Produktionen mit Losgrößen im Bereich von 10.000 – 13.000 Teilen von 10% auf 0,0 – 0,7% gesenkt werden. Diese Erkenntnis kann auf weitere Geometrien ausgelegt werden. Ein typischer Härteriss, der durch die Lageorientierung der Bauteile vermieden werden kann ist in Abb. 119 gezeigt. Die konstante Lageorientierung minimiert zudem einen der vielen, in ihrem Einfluss unbekanntem Prozessparameter. Somit kann der Härteprozess über die Konzentration und Temperatur der wässrigen Polymerlösung, sowie anhand der Eintritts- und Austrittstemperatur des Bauteils in bzw. aus dem Härtebecken eingestellt werden.

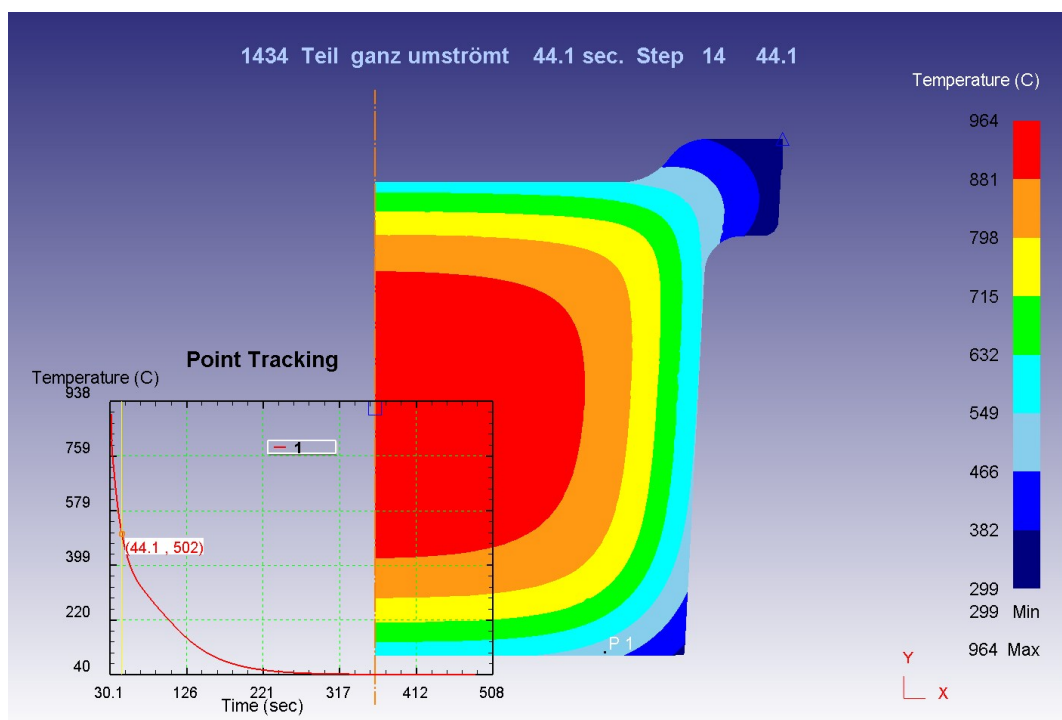


Abb. 115 Abschreckvorgang: Teil ganz umströmt, 14s im Härtebecken

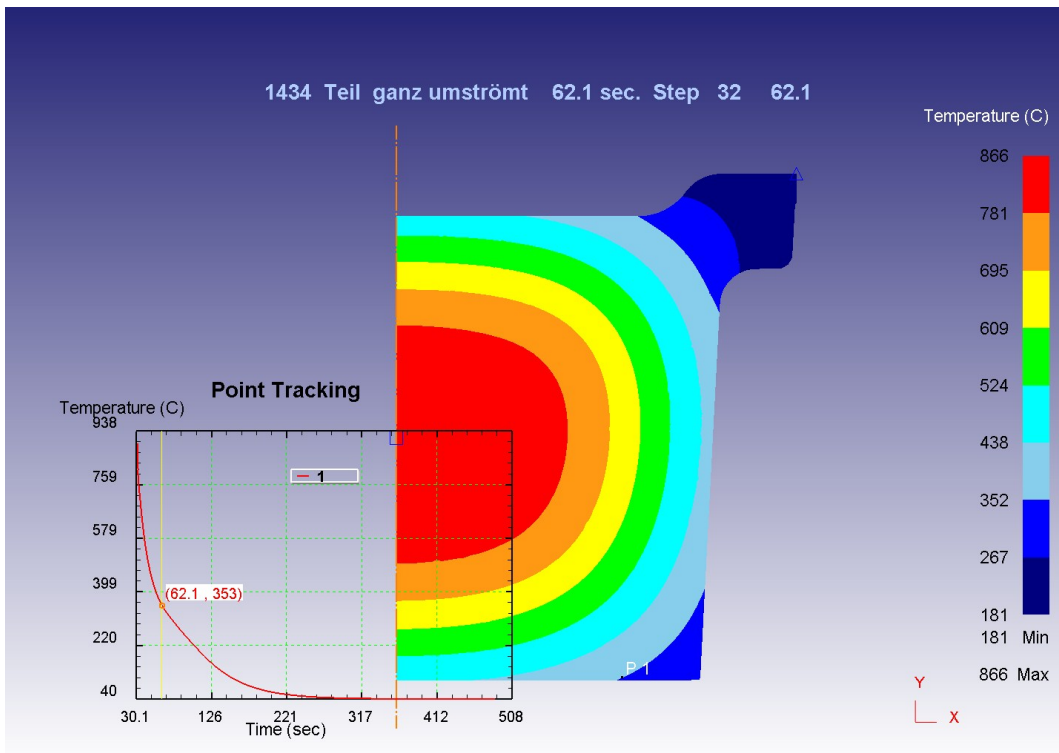


Abb. 116 Abschreckvorgang: Teil ganz umströmt, 32s im Härtebecken

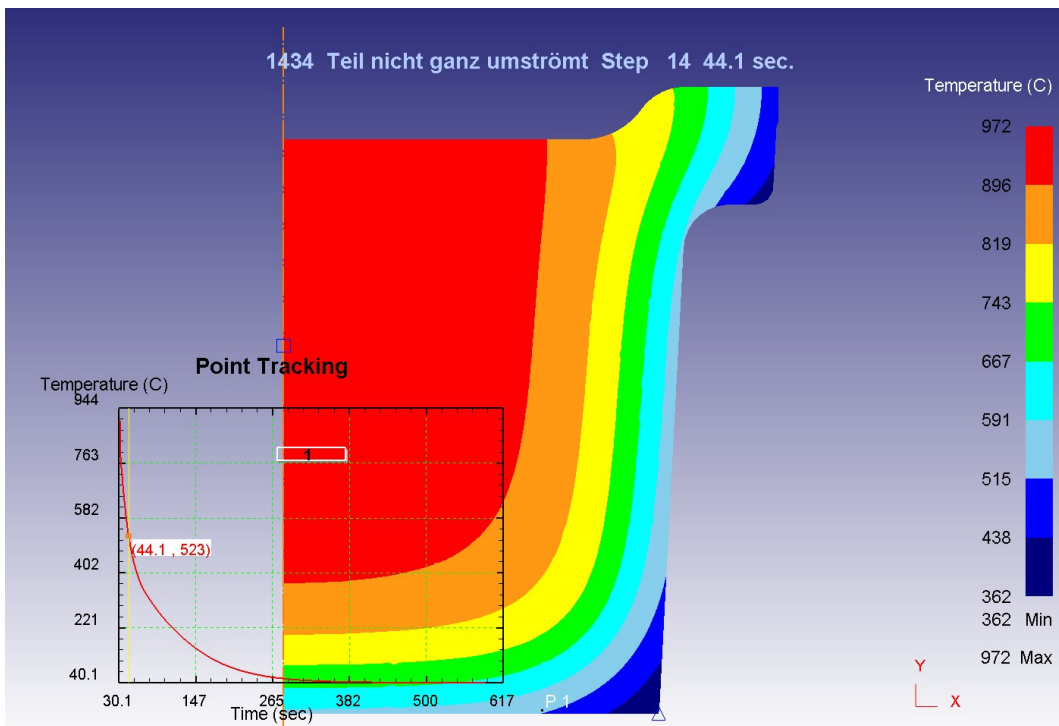


Abb. 117 Abschreckvorgang: Teil nicht ganz umströmt, 14s im Härtebecken

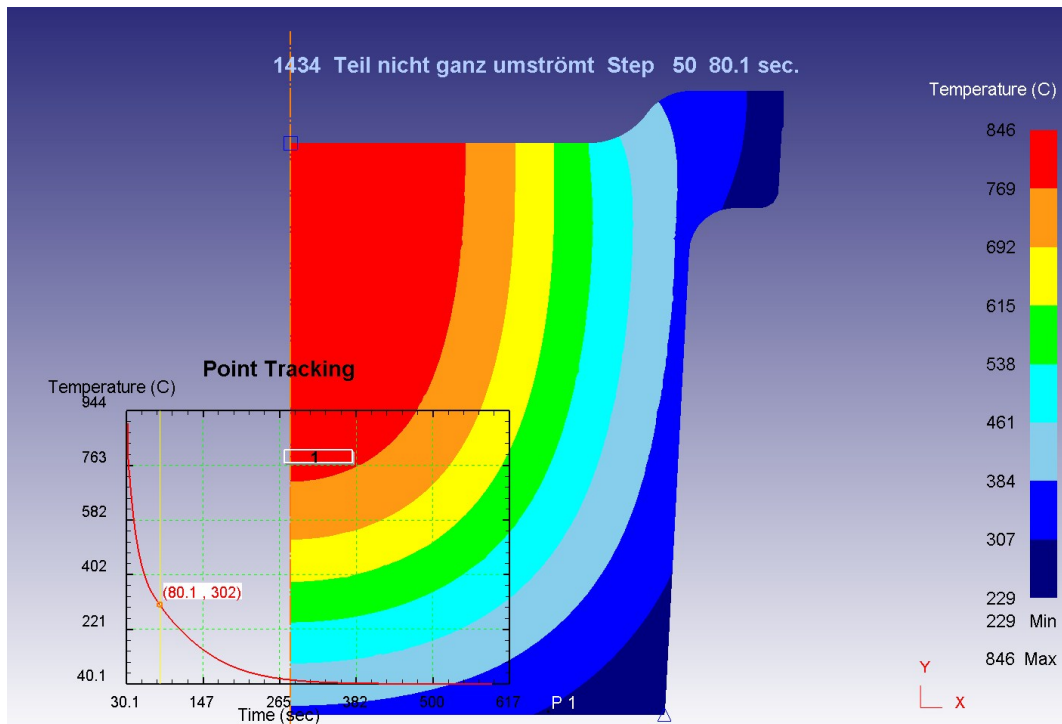


Abb. 118 Abschreckvorgang: Teil nicht ganz umströmt, 50s im Härtebecken



Abb. 119 Härteriss im Bereich des Geometrieübergangs, Magnetpulverprüfung (MT)

11. Diskussion

Anhand der erarbeiteten Zusammenhänge und Einflüsse kann ein Vergüten aus der Schmiedehitze in Bezug auf die Qualität des Gefüges optimiert werden, während Fehler wie Härterisse oder Verzug durch den Abschreckvorgang in vielen Fällen vermieden oder entschärft werden können.

Ein wesentlicher Vorteil des Härtens aus der Schmiedehitze ist die Kostensenkung und Ressourcenschonung durch Einsparung von einem Aufheizvorgang. Mit Hilfe von FE-Simulationen kann der Abschreckvorgang eines Schmiedeteils mit inhomogener, komplexer Temperaturverteilung nachgestellt werden und Ergebnisse im Vorhinein abgeschätzt werden. Darin liegt einer der wesentlichen Nachteile des direkten Härtens aus der Schmiedehitze. Die komplexe Temperaturverteilung hängt von der Geometrie und den Umformschritten ab. Die Abschreckparameter müssen daher auf jede unterschiedliche Geometrie der Schmiedeteile angepasst werden. Im Postprocessing der Simulation kann für jeden beliebigen Punkt eines Bauteils die Kühlkurve bestimmt werden und in weiterer Folge kann das entstehende Gefüge für den gesamten Bauteilquerschnitt prognostiziert werden. Die theoretische Berechnung der Abkühlraten mit dem Creusot-Loire-System lässt ebenfalls einen Rückschluss von einem vorliegenden Gefüge auf den Abschreckvorgang zu, da die Vickers-Härte in Abhängigkeit von Legierungselementen und Kühlrate abgeschätzt werden kann. Geringe Abweichungen in der chemischen Zusammensetzung (auch innerhalb der Einschränkungen von Normen oder anderen technischen Lieferbedingungen) können erhebliche Einflüsse auf die Gefügeausbildung und damit auf die Bauteileigenschaften nach dem Abschrecken haben. Mit Hilfe der Creusot-Loire-Berechnungen können die Abschreckparameter theoretisch an die vorliegende Charge des verwendeten Werkstoffes angepasst werden, um mit so hohen Kühlraten wie nötig und dabei so sanft wie möglich abzuschrecken. Auch die Einflüsse einer höheren oder niedrigeren Austenitisierungstemperatur auf den Abschreckvorgang und das erreichte Gefüge können damit berechnet werden [56].

Die mittels FE-Simulation berechneten Abkühlkurven eines zylindrischen Stabstahls zeigen bei 20mm und 25mm Oberflächenabstand einen leichten Knick bei $\sim 700^{\circ}\text{C}$, dieser kann auf die Umwandlung des Austenits in Ferrit bzw. Perlit zurückgeführt werden. Der Knick ist bei Abkühlung mit wässriger Polymerlösung zwar stärker ausgeprägt, aber auch bei Wasserabkühlung erkennbar. Bei Wasserabschreckung (Austenitisierungstemperatur 800°C) wird im Randbereich des zylindrischen Stabstahls bis mind. 5mm Oberflächenabstand ein vollständig martensitisches Gefüge gebildet. Die zu erwartende Vickers-Härte in diesem Bereich ist nach den Berechnungen mit dem Creusot-Loire System 680 HV bei Wasserabschreckung. Für eine Abschreckung mit 5%

AQ320 wird theoretisch ein Mischgefüge aus ca. 80% Martensit und 20% Bainit, mit einer Vickers-Härte von etwa 625 HV berechnet. Verglichen mit Abb. 75 stimmt die Berechnung sehr gut mit dem aus dem praktischen Versuch mit 6% AQ320 ermittelten Gefüge und Härteverlauf überein. Der Grund für die höhere Vickers-Härte beim praktischen Versuch liegt vermutlich an der Polymerkonzentration, die vermutlich nicht genau 6% betrug. Die Bestimmung der Polymerkonzentration erfolgt mit Hilfe eines Kapillarviskosimeters. Dabei wird der Polymergehalt der wässrigen Lösung durch einen empirisch ermittelten Zusammenhang aus der dynamischen Viskosität berechnet. Wenn die Lösung bereits Alterung zeigt, so ist auch mit beschleunigter, wasserähnlicher Abschreckwirkung zu rechnen. Die Alterung des Polymers äußert sich aber nicht immer in einem Anstieg der dynamischen Viskosität, da ein langkettiges Polymermolekül, welches gespalten wird, noch immer zur Erhöhung dynamischen Viskosität beiträgt, jedoch nicht mehr für die charakteristischen Abschreckkurve verantwortlich ist.

Der Zusammenhang der theoretischen Kurven, dass die Punkte im Kernbereich (=20-25mm Oberflächenabstand) des zylindrischen Stabstahls schneller abkühlen als ein Punkt mit 15mm Oberflächenabstand, konnte experimentell nicht bestätigt werden. Die Vickers-Härte nimmt bei einem Oberflächenabstand von >15 mm nicht bzw. kaum zu.

Für den Bereich mit 15mm Oberflächenabstand wird laut FE-Simulation nach einem Abschrecken in 5% AQ320 Lösung ein Mischgefüge aus Bainit, Ferrit und Perlit erwartet. Bei einer Gefügezusammensetzung von 80% Bainit und 20% FP-Anteil sollte eine Vickers-Härte ca. 336 HV erreicht werden. Die praktisch ermittelten Werte für die Vickers Härte bewegen sich im Bereich von 365-380 HV1. Hier gilt ebenfalls die Annahme, wenn die 6%ige AQ320 Lösung aus dem Versuch schon gealtert ist, wird die Abschreckwirkung erhöht. Durch die metallografische Untersuchung des Gefüges konnten auch noch martensitische Anteile im Gefüge festgestellt werden, was auf einen beschleunigten Abkühlvorgang im Vergleich zur FE-Simulation hinweist.

Die Abweichung der theoretisch berechneten Härte durch das Creusot-Loire-System im Randbereich ist etwa 20HV niedriger als die Härteprüfung am realen Bauteil zeigt.

Die Vorhersage von Gefüge und Vickers-Härte durch die Berechnungen nach Creusot-Loire sind daher auf praktische Anwendungen anwendbar, die variablen Einflüsse auf den praktischen Abschreckvorgang müssen genau überprüft und möglichst konstant gehalten werden.

Eine Optimierung für das nach dem Abschrecken erreichte Gefüge wäre, die Temperatur vor dem Eintritt des Bauteils in das Härtebecken zu erhöhen. Die Vorkühlstrecke dient dazu, den Temperaturgradient des Schmiedeteils nach dem Schmieden etwas auszugleichen, um die inneren Spannungen beim Abschrecken zu verringern. Wird diese Vorkühlzeit geringer gehalten, um die

Eintrittstemperatur des Schmiedeteils ins Härtebecken zu erhöhen, bleibt ein größerer Temperaturgradient bestehen. Verzug oder Rissbildung werden dadurch stark begünstigt.

Das Härten aus der Schmiedehitze stellt einen Kompromiss zwischen optimaler Gefügeausbildung (vollständig martensitisch) und Vermeidung von Verzug und Härterissen dar. Durch die Umformung und die geometrisch bedingten Querschnittsunterschiede des Schmiedeteils besteht erhöhte Rissgefahr. In manchen Fällen muss man von einem optimalen Gefüge absehen und auch bainitische Strukturen, sowie geringe Mengen an Ferrit oder Perlit tolerieren, um verzugsfrei und vor allem rissfrei zu Härten. Dahinter stehen üblicherweise Forderungen und technische Lieferbedingungen, die unbedingt eingehalten werden müssen.

Zusätzlich zu den Berechnungen nach Creusot-Loire kann der Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung in V-C-N-Stählen abgeschätzt werden. Dies ermöglicht eine genauere Voraussage der Härte bei definierter Kühlrate nach dem Schmieden bei AFP-Stählen.

Weitere Einflüsse wie die Temperatur der Polymerlösung oder die Alterung des Polymers müssten in die Simulation mit einberechnet werden. Der Verlauf des Wärmeübergangskoeffizienten muss dahingehend angepasst werden. Am sinnvollsten wäre, den Wärmeübergangskoeffizienten durch Abschreckversuche zu bestimmen, um die Abkühlcharakteristik des vorliegenden Polymergemisches direkt zu messen.

Die Versuche zum Selbstanlassen wurden mit einem Flansch durchgeführt, aus dem aufgrund der Geometrie nur je eine Kerbschlagprobe mit innen und außen liegendem V-Kerb pro Teil gefertigt werden konnte. Daher sind die Ergebnisse sehr ungenau und nicht sehr aussagekräftig. Es ist erkennbar, dass beide Versuche mit 10s Tauchzeit erheblich höhere Werte für die Kerbschlagarbeit zeigen (31-34 J) als mit einer Tauchzeit von 20-30s (11 – 16 J). Die höheren Werte für die Kerbschlagarbeit korrelieren auch mit der niedrigeren Härte der Proben die nach 10s Abschreckzeit aus dem Medium gezogen wurden. Da die gehärteten Proben ohne erhebliches Selbstanlassen eine sehr hohe Härte zeigen und üblicherweise sehr spröde sind, wäre die niedrige Kerbschlagarbeit auch für diesen Fall erklärbar. Darüber hinaus zeigen Kerbschlagproben, die aus geschmiedeten Bauteilen entnommen werden, erfahrungsgemäß schlechtere Werte für die Kerbschlagarbeit als Kerbschlagproben mit exakt parallel liegender Faserrichtung. Der Grund dafür ist, dass sich der Faserverlauf beim Schmieden bestenfalls parallel zur Oberfläche des Schmiedeteils ausrichtet und damit zur Erhöhung der Wechselbeständigkeit beiträgt. Davon ausgenommen ist der Bereich des Grataustritts, sofern nicht ohne Grat geschmiedet wird. Wird eine Kerbschlagprobe nicht vollständig in Faserrichtung entnommen, so sinken die Werte für die Kerbschlagarbeit bereits bei kleinen Winkeln zwischen Probenachse und Faserverlauf stark ab. Bei

komplexeren Geometrien folgt der Faserverlauf des Schmiedeteils der Oberflächenkontur und besitzt somit einen ebenso einen komplexen Verlauf.

Ein Selbstanlassen ist für einige Werkstoff-Geometrie-Kombinationen ein probates Mittel, um die während dem Abschreckvorgang entstehenden Spannungen abbauen zu können und dem vorliegenden Gefüge eine gewisse Zähigkeit zu verleihen. Bei hoher Reproduzierbarkeit des Abschreckprozesses kann der Selbstanlasseffekt dazu genutzt werden, um nach dem Härten die geforderte Endfestigkeit des Bauteils einstellen zu können, damit könnte der Anlassvorgang eingespart werden. Dies ist jedoch bis dato durch enge Toleranzen und eine bestehende Prozessstreuung nicht möglich.

Die genauen Ursachen der Bildung von Härterissen an Schmiedeteilen die im gehärteten Zustand gelagert werden sind nicht quantitativ bekannt, jedoch hat die Höhe der Härte der Schmiedeteile in jedem Fall einen entscheidenden Einfluss darauf. In weiterer Folge konnte auch ein Einfluss der Witterungsverhältnisse und der Werkstoffsorte festgestellt werden, der aber in der begrenzten Anzahl von Versuchen und mangels der Überwachung von Temperatur und Luftfeuchtigkeit nicht verlässlich reproduziert werden konnte.

Anhand der Ergebnisse der unterschiedlichen Lagerungsversuche können einige Erkenntnisse gezogen werden. Scheinbar ist der Werkstoff C45E bzw. C45R kaum anfällig auf nachträgliche Rissbildung durch kalte Lagerung weder im trockenen noch feuchten Milieu. Mit dem Stahl C60E müssen noch weitere Versuche durchgeführt werden, da die Aussagekraft durch einen Versuch sehr gering ist. Eine Lagerung von gehärteten Schmiedeteilen aus dem Werkstoff 31CrMoV9 führt scheinbar auch bei trockenen Umgebungsbedingungen zu erhöhtem Ausschuss durch Rissbildung. Die Gründe dafür können auch in der Legierungszusammensetzung liegen. Die Selbstanlasstemperatur ist durchschnittlich höher als bei einem C45E, dies liegt vor allem daran, dass die Martensit-Start-Temperatur für den Stahl mit $\sim 0,3\%$ Kohlenstoff höher liegt als bei einem Stahl C45E mit $\sim 0,45\%$ Kohlenstoffgehalt. Durch die höhere Selbstanlasstemperatur kann die Härte der Schmiedeteile im gehärteten Zustand gesenkt und Spannungen abgebaut werden. Die Festigkeit wird etwas verringert, jedoch die Duktilität und Zähigkeit erhöht. Eine bis dato unbeachtete Tatsache ist, dass die Abnahme der Zähigkeit durch eine ungünstige Anlasstemperatur im Bereich der Blausprödigkeit ($200-300^{\circ}\text{C}$) zu erhöhter Rissgefahr führen könnte, da aus konventionellen Anlassbehandlungen bekannt ist, dass die Zähigkeit beim Anlassen in diesem Temperaturbereich abnimmt..

Die Polymerkonzentration und die Temperatur der wässrigen Polymerlösung sind ein wichtiger Einflussparameter auf das Härten aus der Schmiedewärme. Die Wechselwirkung zwischen der

Bauteiltemperatur, der Polymerkonzentration und der Temperatur des Polymerabschreckmediums ist ein instabiles, variables System, das in sehr engen Grenzen möglichst konstant gehalten werden muss, um den Prozess der Härtens aus der Umformhitze stabilisieren zu können. Aufgrund von Abschreckversuchen wurde ein Temperaturfenster der Polymerlösung von 30-40°C definiert, da in diesem Bereich keine unvorhergesehenen stabilisierten Dampfphasen beim Abschrecken entstehen. Bei 50°C oder 60°C Polymertemperatur wird die Dampfphase erheblich stabilisiert und somit die Abschreckwirkung drastisch verringert. Die Alterung des Polymers in dem Gemisch wurde bis dato nicht genügend beachtet. Die Abkühlkurven, die mittels Fe-Simulationen berechnet wurden, wurden stets mit frisch angesetzten wässrigen Polymerlösungen berechnet. Im Betriebsalltag ist diese Situation der Frischlösung allerdings eine seltene, meist wird Neuanatz mit bereits mehrmals verwendeter Polymerlösung vermengt. Anhand der Abb. 120 und Abb. 121 kann man erkennen, dass eine Lösung X deren Polymergehalt mit 7% gemessen wurde und die seit unbestimmter Zeit im Einsatz war einen unerwarteten Verlauf der Kühlrate zeigt. Im höheren Temperaturbereich über 400°C erfolgt die Abkühlung ähnlich wie bei einer 10%-igen Frischlösung, jedoch wird die Abkühlung im typischen Bereich der Martensitbildung unter 400°C bis Raumtemperatur wasserartig. Man verliert daher den positiven Effekt des PVP-Polymerabschreckmediums, dass im Bereich der Martensitbildung das Bauteil langsam abkühlt und thermische Spannungen teilweise abgebaut werden können. Man könnte diesem unberechenbaren Phänomen der Polymer-Alterung mit einem zeitlichen Austausch der gebrauchten Lösung durch Frischansatz entgegenwirken.

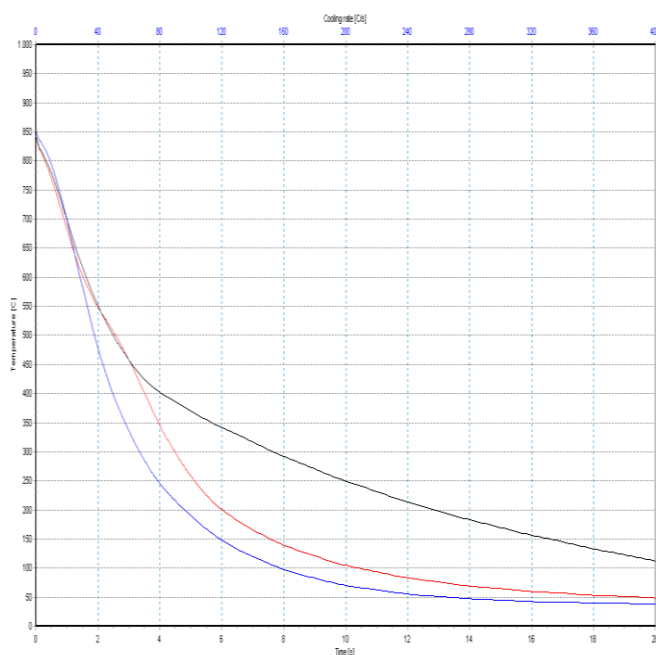


Abb. 120 Abkühlkurve von Wasser (blau), 10% AQ320 Frischlösung (schwarz) und einer Lösung X aus dem Betriebsalltag (rot)

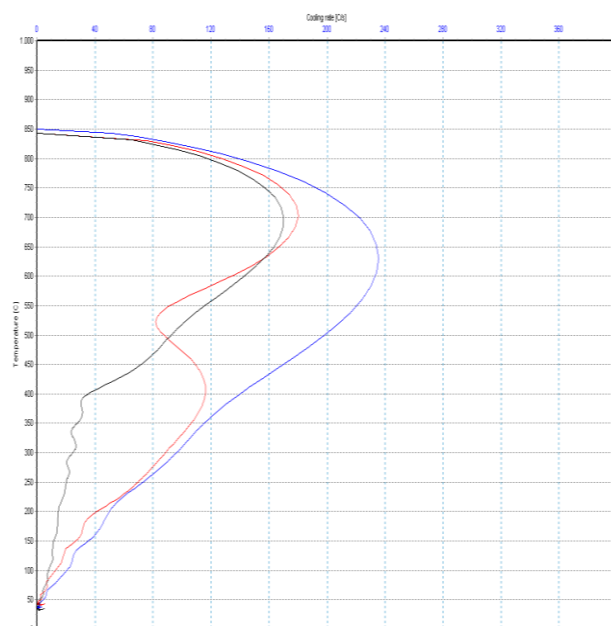


Abb. 121 Abkühlrate über Temperatur von Wasser (blau), 10% AQ320 Frischlösung (schwarz) und einer Lösung X aus dem Betriebsalltag (rot)

Ein weiterer Parameter, der eine wichtige Rolle für die Prozessstabilität spielt, ist die Lageorientierung der zu härtenden Schmiedeteile im Härtebecken. Eine konstante Lageorientierung trägt stark zur Senkung der variablen Prozessparameter bei. Der Prozess wird dadurch stabiler. Es ist notwendig prozessunsichere Abkühlvorgänge zu simulieren, um eventuelle Risiken erkennen, oder um die Sinnhaftigkeit von Optimierungen theoretisch testen zu können. Abgesehen von dem Senken einer hohen Ausschussmenge, bringt die Fehlervermeidung weiteres Sparpotential mit sich. Wenn ein Prozess vollständig stabilisiert werden kann, können auch Prüfungen in der Qualitätssicherung reduziert werden oder gar entfallen. Dies führt zu einer Kostenersparnis auf zwei Seiten, die Kosten der Ausschussmenge und Personalkosten für den Prüfaufwand.

Es wurden einige Versuche mit Thermoelementen an Schmiedeteilen durchgeführt, um die prognostizierten Kühlkurven in der Praxis nachzustellen. In weiterer Folge hätten die gemessenen Kühlkurven Rückschlüsse auf den Wärmeübergangskoeffizienten während der verschiedenen Abkühlstadien geben sollen. Jedoch waren die Aufzeichnungen der Abkühlkurven sehr ungenau. Der Datenlogger konnte nur einen Wert pro Sekunde (1 Hz) aufnehmen, was die Kühlkurven vor allem im Bereich bei 700°C sehr ungenau machte. In diesem Bereich herrschen üblicherweise Kühlraten von bis zu 100°C/s, daher wurden bei einem Temperaturunterschied von 200°C nur etwa 2-3 Werte erfasst. Der zweite Nachteil an der praktischen Messung der Kühlkurven war, dass die komplexe Temperaturverteilung im Bauteil, die nach dem Schmieden entsteht, nicht nachgestellt werden konnte. Die Teile, die mit Thermoelementen versehen waren, wurden in einem Laborofen aufgeheizt und besaßen nach der Aufheizzeit eine sehr homogene Temperaturverteilung, was nicht der Temperaturverteilung nach dem Schmieden entsprach. Daher wurden die ungenauen Ergebnisse der Abschreckversuche im Zuge dieser Arbeit nicht dokumentiert.

12. Zusammenfassung

Durch diese Arbeit konnten viele Einflüsse auf die unterschiedlichen Wärmebehandlungen aus der Schmiedehitze beschrieben und optimiert werden. Die dafür benötigten metallkundlichen Grundlagen und Zusammenhänge wurden zusammengefasst, dabei wurde speziell auf die verschiedenen Möglichkeiten einer direkten Wärmebehandlung aus der Schmiedehitze eingegangen.

Beim Härten aus der Schmiedehitze, wie auch beim konventionellen Härten, spielt der Abschreckvorgang eine entscheidende Rolle. Die unterschiedlichen Einflüsse und deren Auswirkungen auf den Abschreckvorgang wurden theoretisch beschrieben und durch Abschreckversuche verifiziert. Für das Polymerabschreckmedium Aqua Quench 320 konnte durch Messungen bei unterschiedlichen Temperaturen ein Bereich zwischen 30-40°C festgelegt werden, für den nahezu homogene Prozessbedingungen herrschen. Bei Temperaturen unter 30°C, aber vor allem bei Temperaturen über 40°C kommt es zu starken Veränderungen der Abkühlkurven. Die Einhaltung dieses Temperaturbereiches hat sich im Betrieb bewährt und trägt damit zur Konstanz des Härteprozesses bei.

Die empirischen Berechnungen der kritischen Kühlrate, der prognostizierten Gefügezusammensetzung und der Abschreckhärte nach dem Creusot-Loire-System in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung wurden mit FE-Simulationen und experimentellen Versuchen verglichen. Dafür wurden Abschreckversuche mit zylindrischen Stabstählen bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen und mit verschiedenen Zusammensetzungen der Abschreckmedien durchgeführt, um den Einfluss dieser Prozessparameter abschätzen zu können. Darüber hinaus wurden Versuche mit einem aus der Schmiedehitze gehärteten Flansch durchgeführt, da dieser im Vergleich zu einem nicht umgeformten, zylindrischen Stabstahl eine komplexe Temperaturverteilung durch die Umformung zeigt. Diese Temperaturverteilung führt beim Abschrecken zu unterschiedlichen thermischen Spannungen im Schmiedeteil, die bei einer Überlagerung mit den Umwandlungsspannungen durch die Martensitbildung zu Verzügen oder Härterissen führen können. Die Einflussfaktoren auf den Abschreckvorgang wurden dahingehend optimiert, dass die komplexe Temperaturverteilung kompensiert und damit die Ausschussmengen gesenkt wurden. Mit Hilfe der Berechnungen des Creusot-Loire-Systems lässt sich die Abschreckhärte bzw. die Vickers-Härte bei definierten Abkühlbedingungen prinzipiell gut voraussagen. Die Ergebnisse aus den Berechnungen und der FE-Simulation konnten auch bei praktischen Versuchen verifiziert werden. Bei komplexen Geometrien wird vorab der Abschreckvorgang simuliert, um Spannungsüberhöhungen oder

kritische Querschnitte in Bezug auf die optimale Gefügeausbildung erkennen und optimieren zu können.

Der Selbstanlasseffekt durch unterbrochenes Abschrecken sollte ausgenutzt werden, um die Endfestigkeit eines Schmiedeteils direkt nach dem Abschreckvorgang einzustellen. Aufgrund der zahlreichen variablen Prozessparameter konnte das nicht realisiert werden. Das Selbstanlassen kann die Spannungen, die durch den Abschreckvorgang und die Gefügeumwandlung entstanden sind, senken. Höhere Selbstanlasstemperaturen führen zu einer Abnahme der Abschreckhärte und bewirken einen Anstieg der Zähigkeit und der Duktilität.

Die Rissbildung bei Schmiedeteilen im gehärteten Zustand ist ein bekanntes Phänomen, dessen Ursprung noch nicht zufriedenstellend geklärt wurde. Durch den Selbstanlasseffekt konnten für den Werkstoff C45E bzw. C45R die Ausschussmengen von etwa 5% bis auf 0% gesenkt werden (Produktionslos: 25.000 Teile). Bei der Stahlgüte 31CrMoV9 konnte der Ausschuss von bis zu 14% aus einer Produktion über 6.000 Teile durch das Selbstanlassen nicht maßgeblich gesenkt werden. Für einige Geometrien ist es notwendig, eine definierte Lageorientierung im Härtebecken zu gewährleisten, um Rissbildung oder ungenügende Vergütungsgefüge zu vermeiden. Durch die Erkenntnisse der Versuche und die Umsetzung im Betrieb konnten Ausschussmengen von 10-15% auf bis zu 0,0% gesenkt werden (Produktionslos: 10.000 – 20.000 Teile).

13. Ausblick

Für weitere Forschung auf dem Gebiet der Wärmebehandlung aus der Umformhitze bedarf es einer genaueren Beschreibung des Phänomens, dass bei typischen Schmiedetemperaturen (1200°C) im Vergleich zu konventionellen Härtetemperaturen (z.B.: 880°C) die diffusionsgesteuerten Umwandlungen zu längeren Zeiten verschoben werden. Das Gleichgewicht, welches sich zwischen Kornwachstum und dynamischer Rekristallisation beim Schmieden einstellt, müsste dazu auf der Seite des Kornwachstums liegen, um die Perlitbildung beim Abkühlen zu verzögern. Zwei wichtige Einflüsse auf dieses Gleichgewicht sind Temperatur und Umformgeschwindigkeit, daher ist es möglich, dass bei unterschiedlichen Geometrien auch die zeitliche Verschiebung der Perlitbildung unterschiedlich sein kann. In weiterer Folge müsste der Einfluss der Schmiedetemperatur im Bereich zwischen 1100°C und 1300°C auf die Perlitumwandlung erfasst werden, da dies übliche Warmformgebungstemperaturen für unlegierte Stähle, Einsatzstähle und auch Vergütungsstähle sind.

Die Auswertung der Abkühlkurven für sämtliche Punkte eines Bauteils in der Simulation müsste vereinfacht werden, da es momentan noch einen gewissen Aufwand mit sich bringt nur einige wenige Punkte auszuwerten. Weiters sind bereits einige Simulationsprogramme auf dem Markt, mit denen Gefügezusammensetzungen aufgrund definierter Abkühlbedingungen berechnet werden können. Daher dient der Creusot-Loire Ansatz einer guten Abschätzung der erreichbaren Vickers-Härte in einem bestimmten Bereich eines Bauteils ist aber für eine schnelle Simulation von Gefügebestandteilen über den gesamten Querschnitt in der bestehenden Form nicht geeignet.

Die Alterung von PVP Polymeren insbesondere des von der Fa. Krenhof AG verwendeten Aqua Quench 320 muss in der Zukunft unbedingt genauer beschrieben werden, um unvorhersehbare Wärmeübergänge und damit Risse, Verzug oder ungenügende Durchhärtung beim Abschrecken zu vermeiden. Bei typischen Härteanlagen mit Chargenbestückung (Körbe, Chargier-Gestelle) tauchen diese nach dem Austenitisieren in ein großes Abschreckbecken ein. Der Zustand des Polymers kann daher prinzipiell nach jedem Abschreckvorgang bestimmt werden, ist die wässrige Polymerlösung nicht mehr in Ordnung wird sie getauscht. Das zeitliche Intervall kann für diesen Fall relativ einfach bestimmt werden. Bei kontinuierlicher Beschickung einzelner Bauteile in ein vergleichsweise kleines Förderbecken über einen längeren Zeitraum fällt diese Abschätzung schwerer. Ein Ansatz wäre dabei mehrmals nach einer definierten Anzahl (z.B.: 10.000 Teile) oder definierter Masse (z.B.: 30 Tonnen) an gehärteten Teilen die Abschreckwirkung zu überprüfen. Der

zeitliche Rahmen dafür muss natürlich mit aufgenommen werden, da zeitliche Vorgänge die Abschreckwirkung des Polymers ebenfalls beeinflussen.

Das Selbstanlassen von Schmiedeteilen muss künftig dahingehend untersucht werden, welche Werkstoffe auch bei unterbrochenem Härten noch schnell genug Abkühlen, um ein annehmbares Vergütungsgefüge im Kernbereich ausbilden. Ein Vergütungsgefüge ohne voreutektoides Ferritnetzwerk ist für viele Anwendungen eine Forderung, beziehungsweise in technischen Lieferbedingungen geregelt ist. Ein zweiter Ansatz wäre, beispielsweise Wellengeometrien nur im Randbereich zu härten und im Kernbereich ein Ferrit-Perlit-Gefüge zu erzielen. Damit kann eine hohe Verschleißfestigkeit der Welle im Oberflächenbereich, sowie ein ausreichend duktiler Kernbereich erzielt werden. Der Effekt der Blausprödigkeit durch Selbstanlassen muss untersucht werden, da beim Selbstanlassen Temperaturen von über 200°C üblich sind. Durch erneutes Anlassen mit höheren Temperaturen ist die Ausbildung von sprödem Gefüge nebensächlich, jedoch für Teile die im selbstangelassenen Zustand eingesetzt werden sollen oder die im gehärteten Zustand für eine bestimmte Zeit gelagert werden sollen oder müssen.

Qualitativ ist bekannt, dass eine Lagerung von gehärteten Schmiedeteilen bei Kälte und Feuchtigkeit zu Rissbildung führen kann. Weiterführende Untersuchungen in diesem Bereich müssen unternommen werden, um die Kriterien für Rissbildung gehärteter Schmiedeteile beschreiben zu können. Aus den Erfahrungen die durch die vorliegende Arbeit gesammelt wurden ist eine Rissbildung im gehärteten Zustand zusätzlich zu den Umgebungsbedingungen vom Werkstoff abhängig. Der Legierungseinfluss auf die Lagerfähigkeit wurde im Zuge dieser Arbeit nur qualitativ betrachtet. Ob ein Selbstanlassen bei Temperaturen im Bereich von 200-300°C zu „Blausprödigkeit“ führt und die Rissbildung dadurch begünstigt wird, sowie der Einfluss der Legierungselemente, muss in weiterführenden Arbeiten untersucht werden.

Abkürzungsverzeichnis und verwendete Symbole

FE	Finite Elemente
AFP-Stahl	Ausscheidungshärtender ferritisch-perlitischer Stahl
WBH	Wärmebehandlung
TEM	Transmissions-Elektronenmikroskop
ZTU	Zeit-Temperatur-Umwandlung
ZTA	Zeit-Temperatur-Austenitisierung
FP	Ferrit-Perlit
CLS	Creusot-Loire-System
EKD	Eisen-Kohlenstoff-Diagramm
AQ320	Aqua-Quench 320 (Polymer-Abschreckkonzentrat; S.42)
krz	kubisch-raumzentriert
kfz	kubisch-flächenzentriert
λ	Wärmeleitfähigkeit in $\frac{W}{m \cdot K}$
α	Wärmeübergangskoeffizient in $\frac{W}{m^2 \cdot K}$
γ	Austenit
α	Ferrit
v_{krit}	(obere) kritische Abkühlgeschwindigkeit
M_s	Martensit-Start-Temperatur
M_f	Martensit-End-Temperatur
T_E	Temperatur des Schmiedeteils beim Eintritt in das Härtebecken
T_A	Temperatur des Schmiedeteils beim Austritt in das Härtebecken
\dot{q}_v	die im Einheitsvolumen eingebrachte oder abfließende Leistungsdichte
Δ	Laplace-Operator
$t_{8/5}$	Zeit für das Durchlaufen des Temperaturfensters von 800-500°C bei Abkühlung

Literaturverzeichnis

- [1] J. Arndt und O. Wehming, „Vergüten aus der Schmiedehitze,“ *Schmiede Journal*, pp. 64-65, März 2013.
- [2] H. Raedt, U. Speckenheuer und K. Vollrath, „Neue Massivumgeformte Stähle Energieeffiziente Lösungen für Leistungsfähigere Bauteile,“ *ATZ-Automobiltechnische Zeitschrift* 114.3, pp. 200-205, 2012.
- [3] H.-J. Bargel, H. Hilbrans, K.-H. Hübner, O. Krüger und G. Schulze, *Werkstoffkunde*, 9. bearbeitete Auflage Hrsg., H. Bargel und G. Schulze, Hrsg., Berlin: Springer-Verlag, 2005.
- [4] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, Aachen: Springer, 2007.
- [5] H. Berns und W. Theisen, *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*, 4. bearbeitete Auflage Hrsg., Bochum: Springer-Verlag, 2008, pp. 188-190.
- [6] W. W. Seidel und F. Hahn, *Werkstofftechnik - Werkstoffe, Eigenschaften, Prüfung, Anwendung*, 8 Hrsg., München: Carl Hanser Verlag, 2010, pp. 109-144.
- [7] W. Weißbach, *Werkstoffkunde - Strukturen, Eigenschaften, Prüfung*, 17. Hrsg., Braunschweig, Flensburg: Vieweg + Teubner, 2010.
- [8] E. Roos und K. Maile, *Werkstoffkunde für Ingenieure - Grundlagen, Anwendung, Prüfung*, Stuttgart: Springer, 2004.
- [9] F. Wever, A. Rose, W. Peter, W. Strassburg und L. Rademacher, *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle*, Bd. I, Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Hrsg., Düsseldorf: Verlag Stahleisen, 1954.
- [10] W. Bleck, *Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis*, Aachen: Mainz, 2014.
- [11] V. & D. A. Eisenhüttenleute, *Werkstoffkunde Stahl*, Bd. Band I: Grundlagen, V. D. Eisenhüttenleute, Hrsg., Düsseldorf: Springer-Verlag, 1984.
- [12] B. Liscic, H. M. Tensi, L. C. Canale und G. E. Totten, *Quenching Theory and Technology*, 2. Hrsg., IFHTSE, Hrsg., Boca Raton, Florida: CRC Press, 2010.
- [13] J. Ruge und H. Wohlfahrt, *Technologie der Werkstoffe*, Vieweg, 1989.
- [14] J. Hollomon und L. Jaffe, „Time-temperature relations in tempering steel,“ *Trans. AIME, Iron and Steel Division* 162, pp. 223-249, 1945.
- [15] D. Matlock, G. Krauss und J. Speer, „Microstructures and properties of direct-cooled microalloy forging steels,“ *Journal of Materials*, pp. 324-328, 2001.
- [16] A. Kaynar, S. Gündüz und M. Türkmen, „Investigation on the behaviour of medium carbon and vanadium microalloyed steels by hot forging test,“ *Materials & Design* 51, pp. 819-825, 2013.
- [17] B. Show, R. Veerababu, R. Balamuralikrishnan und G. Malakondaiah, „Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel,“ *Materials Science and Engineering: A*, pp. 1595-1604, 2010.
- [18] B. Huchtemann und V. Schüler, „Entwicklungsstand der ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen (AFP-) Stähle mit Vanadinzusatz für eine geregelte Abkühlung von der Warmformgebungstemperatur,“ *Technische Berichte-Thyssen-Edelstahl*, pp. 3-11, 1990.
- [19] R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac und B. Hutchinson, „The role of vanadium in microalloyed steels,“ *Scand. J. Metall* 28.5, pp. 186-241, 1999.
- [20] F. Peñalba, C. De Andres, M. Carsi und F. Zapirain, „Austenitic grain size evolution and continuous cooling transformation diagrams in vanadium and titanium microalloyed steels,“ *Journal of materials science*, 31(14), pp. 3847-3852, 1996.
- [21] E. Schmidtman, Einfluß der thermischen Behandlung beim Ein- und Mehrlagenschweißen auf das Auflösungs- und Ausscheidungsverhalten festigkeitssteigernder Mikrolegierungselemente

in Feinkornbaustählen, Springer-Verlag, 2013.

- [22] S. F. Medina, E. M. Juana und C. A. Hernández, „Static recrystallization of hot deformed austenite and induced precipitation kinetics in vanadium microalloyed steels,“ *ISIJ International* 34.8, pp. 689-696, 1994.
- [23] S. Zajac, T. Siwecki, W. Hutchinson und R. Lagneborg, „Strengthening mechanisms in vanadium microalloyed steels intended for long products,“ *ISIJ international* 38 (10), pp. 1130-1139, 1998.
- [24] S. Zajac, T. Siwecki, W. Hutchinson und R. Lagneborg, „The role of carbon in enhancing precipitation strengthening of V-microalloyed steels,“ in *Contribution to the Int. Symp. "Microalloying in Steels: New Trends for the 21st Century"*, San Sebastian, Spain, 1998.
- [25] T. Baker, „Processes, microstructure and properties of vanadium microalloyed steels,“ *Materials Science and Technology*, 25(9), pp. 1083-1107, 2009.
- [26] Y. Li, J. Wilson, D. Crowther, P. Mitchell, A. Craven und T. Baker, „The effects of vanadium, niobium, titanium and zirconium on the microstructure and mechanical properties of thin slab cast steels,“ *ISIJ international* 44 (6), pp. 1093-1102, 2004.
- [27] A. Cracknell und N. Petch, *Acta Metallurgica* 3, p. 186, 1955.
- [28] F. Pickering und T. Gladman, „ISI Spec. Rep. 81,“ *Iron Steel Inst.*, pp. 10-20, 1963.
- [29] W. Leslie, „Iron and its dilute substitutional solid solutions,“ *Metallurgical transactions* 3.1, pp. 5-26, 1972.
- [30] W. Morrison, B. Mintz und R. Cochrane, „Structure property relationships in controlled processed steels,“ in *Controlled Processing of High Strength Low Alloy Steels*, York, 1976.
- [31] W. Morrison und J. Chapman, „Rosenheim Centenary Conf.,“ in *The Royal Society*, London 295, 1976.
- [32] S. Zajac, R. Lagneborg und T. Siwecki, „The role of nitrogen in microalloyed steels,“ in *Contribution to the Int. Conf. Microalloying "95"*, Pittsburgh, PA, Juni 1995.
- [33] D. Rasouli, S. A. Khameneh, A. Akbarzadeh und G. Daneshi, „Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel,“ *Journal of materials processing technology* 206, pp. 92-98, 2008.
- [34] A. Babakhani, S. Ziaei und A. Kiani-Rashid, „Investigation on the effects of hot forging parameters on the austenite grain size of vanadium microalloyed forging steel (30MSV6),“ *Journal of Alloys and Compounds*, 490 (1), pp. 572-575, 2010.
- [35] S. Gündüz und R. Cochrane, „Influence of cooling rate and tempering on precipitation and hardness of vanadium microalloyed steel,“ *Materials & Design* 26.6, pp. 486-492, 2005.
- [36] C. Garcia-Mateo und F. Caballero, „Ultra-high-strength bainitic steels,“ *ISIJ International* 45 (11), pp. 1736-1740, 2005.
- [37] H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels: theory and practice*, Maney Publishing, 2015.
- [38] G. Eggbauer und B. Buchmayr, „High-strength bainitic steel for forged products,“ *Berg und Hüttenmännische Monatshefte*, pp. 209-213, 2015.
- [39] L. Fielding, „The bainite controversy,“ *Materials Science and Technology* 29.4, pp. 383-399, 2013.
- [40] J. Davis und Davis & Associate, *Handbook Metals "Desk Edition second"*, ASM international, 1998.
- [41] L. Chang und H. Bhadeshia, „Microstructure of lower bainite formed at large undercoolings below bainite start temperature,“ *Materials Science Technology* 12, pp. 233-236, 1996.
- [42] C. Merkel und S. Engineer, „Hochfester bainitischer Stahl 20MnCrMo7 für Umformanwendungen,“ *Schmiedejournal*, pp. 38-41, September 2014.
- [43] B. Buchmayr, „Critical Assessment 22: bainitic forging steels,“ *Materials Science and*

Technology, 2016.

- [44] A. Stieben, W. Bleck und S. Schönborn, „Lufthärtender duktiler Stahl mit mittlerem Mangengehalt für die Massivumformung,“ *Massivumformung*, September 2016.
- [45] V. Flaxa, J. Guettler, M. Rieth, M. Rodrigues, J. Schöttler und S. Schulz, „Einsatz lufthärtender Stähle für hochbeanspruchte Strukturbauteile mit vereinfachter Vergütungsbehandlung,“ in *4th International Conference on Steel in Cars and Trucks*, Braunschweig, DE, Juni 2014.
- [46] ASM International, *ASM Metals HandBook*, 10. Hrsg., Bd. IV, ASM International, 1991.
- [47] B. Buchmayr, *Werkstoff- und Produktionstechnik mit Mathcad*, Graz: Springer Verlag, 2002.
- [48] H. Raupenstrauch, *Vorlesungsunterlagen Wärmeübertragung*, Montanuniversität Leoben, 2009.
- [49] K. Haas, E. Klahr, T. Proll, G. Welzel und H. M. Tensi, „Wäßriges Abschreckmedium für die Härtung von Metallen“. 6700 Ludwigshafen, DE Patent DE3429611A1, 20 Februar 1986.
- [50] Houghton Deutschland GmbH, *Aqua-Quench 320*, Dortmund, 2012.
- [51] Troell, E.; Kristoffersen, H.; IVF Swerea, „Influence on cooling characteristics of ageing and contamination of polymer quenchants,“ in *New Challenges in Heat Treatment and Surface Engineering*, Dubrovnik - Cavtat, Croatia, 2009.
- [52] J. Trzaska, „Empirical Formulas for the Calculations of the Hardness of Steels Cooled From the Austenitizing Temperature,“ *Archives of Metallurgy and Materials*, 61(3), pp. 1297-1302, 2016.
- [53] N. I. Kobasko, „Intensive steel quenching methods,“ *Theory and Technology of Quenching*, pp. 367-389, 1992.
- [54] G. Mori, *Korrosionskunde - Vorlesungsskriptum*, Montanuniversität Leoben, 2010/2011.
- [55] Deutsche Edelstahlwerke GmbH, *Datenblatt 1.8519, 31CrMoV9*, Witten, 2011.
- [56] J. Trzaska, A. Jagiello und L. Dobrzanski, „The calculation of CCT diagrams for engineering steels,“ *Archives of Materials science and Engineering* (39), pp. 13-20, 2009.

Abbildungsverzeichnis

Abb. 1 Überblick über wichtige Wärmebehandlungsprozesse nach einer Warmformgebung	4
Abb. 2 Überblick über die wichtigsten Einflüsse beim Härten aus der Schmiedewärme in wässriger Polymerlösung (Einfärbe-Modus siehe Text)	5
Abb. 3 Übersicht der Stahlgruppen nach Zugfestigkeit und Umwandlungstemperatur [2].....	7
Abb. 4 Übersicht der Stahlgruppen nach Streckgrenze und Kerbschlagarbeit [2]	7
Abb. 5 Abkühl- und Aufheizkurve von reinem Eisen [3].....	8
Abb. 6 Gitterlücken im krz-Gitter von Eisen [5]	9
Abb. 7 Gitterlücken im kfz-Gitter von Eisen [5]	9
Abb. 8 EKD für stabile und metastabile Ausbildung des Kohlenstoffs [3].....	10
Abb. 9 Werkstoffe des Systems Fe-Fe ₃ C [6]	11
Abb. 10 Kontinuierliches ZTA-Diagramm eines eutektoiden Stahls; 1 bis 6 Erwärmungskurven mit geringer werdender Erwärmungsgeschwindigkeit [6]	13
Abb. 11 Isothermes ZTA-Diagramm eines eutektoiden Stahls [6].....	13
Abb. 12 Entstehung des Perlits [6].....	14
Abb. 13 Lamellenartiger Aufbau des Perlits (REM-Aufnahme) [6]	14
Abb. 14 Austenitzerfall bei steigender Abkühlgeschwindigkeit [7].....	15
Abb. 15 Stahl mit 0,45% C bei 860°C austenitisiert wird in verschiedenen Medien abgekühlt [7]..	15
Abb. 16 Veränderung der Umwandlungslinien im Fe-Fe ₃ C-Diagramm bei zunehmen rascher Abkühlung [6].....	16
Abb. 17 Einfluss der Austenitisierungstemperatur auf die Phasenumwandlungen [8].....	17
Abb. 18 Einfluss des Kohlenstoffgehalts auf Martensit-End-Temperatur (Mf) und Martensit-Start-Temperatur (Ms) [6].....	19
Abb. 19 Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines 42CrMo4 bei unterschiedlichen Austenitisierungstemperaturen [9].....	20
Abb. 20 Kritische Abkühlgeschwindigkeiten in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [8].....	21
Abb. 21 Maximale Vickers-Härte in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt [8]	22
Abb. 22 Härteabfall beim Anlassen eines vollständig durchgehärteten Kohlenstoffstahles mit 0,56% C [3]	27
Abb. 23 Zugfestigkeit, 0,2%-Dehngrenze und gelöste Anteile an Elementen zur Ausscheidungshärtung in Abhängigkeit von der Austenitisierungstemperatur [18]	29
Abb. 24 Abgeleitete Werte für den Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung für isotherm umgewandelte Vanadium-Stähle (650°C/500s) als Funktion des Stickstoffgehaltes [24].....	30
Abb. 25 Abgeleitete Werte für den Anteil der Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung für isotherm umgewandelte Vanadium-Stähle (650°C/500s) als Funktion des Kohlenstoffgehaltes [24].....	30
Abb. 26 Einfluss von Vanadium, Stickstoff und der Umwandlungstemperatur auf die Ausscheidungshärtung in 0,1%C-V-N Stählen nach isothermer Haltedauer von 500s bei unterschiedlichen Temperaturen [32]	31
Abb. 27 Einfluss der Kühlrate auf die Streckgrenze und die Zugfestigkeit eines Stahls der Sorte 30MnV6 nach Umformung bei 925°C [33]	32
Abb. 28 Einfluss der Kühlrate eines bei 925°C und bei 1150°C umgeformten Stahls 30MnV6 auf die Bruchdehnung [33].....	32
Abb. 29 Einfluss der Legierungselemente auf die Streckgrenze bei Stahl [8]	34
Abb. 30 Gefüge eines 38MnVS6: luftabgekühlt nach dem Schmieden, geätzt mit Nital 3%, Vergrößerung: 100x	35
Abb. 31 Gefüge eines 38MnVS6: luftabgekühlt nach dem Schmieden, geätzt mit Nital 3%, Vergrößerung: 500x	35

Abb. 32 Vergleich Bruchdehnung zu Streckgrenze für unterschiedliche Stahltypen (Interstitial-Free IF, Isotrop IS, Bake-Hardening BH, High-Strength-Low-Alloy HSLA, Dual-Phase DP, Complex-Phase CP, Transformation-Induced-Plasticity TRIP) [36]	36
Abb. 33 Vergleich von Umwandlung in der Bainitstufe und konventioneller Vergütung [8].....	37
Abb. 34 Unterschied der Mikrostruktur von unterem und oberem Bainit. Dimensionen sind angenommen und abhängig von chemischer Zusammensetzung und Umwandlungstemperatur [39]	38
Abb. 35 Unterer Bainit in einem Cr-Mo-V Rotor-Stahl [40]	39
Abb. 36 TEM-Aufnahme eines Bereiches von unterem Bainit in einem 0,46C-2,10Si-2,15Mn Stahl, Karbidausscheidungen innerhalb der Nadeln [41].....	39
Abb. 37 TEM-Aufnahme eines Bereiches von oberem Bainit in einem 0,095C-1,63Si-1,99Mn-1,97Cr Stahl [41].....	40
Abb. 38 Kostenersparnis auf zwei Wegen: günstigerer Legierungszuschlag (links), Einsparung von Prozesskosten (rechts) [42]	41
Abb. 39 Anlassverhalten von Schmiedeteilen aus 20MnCrMo7 (1.7911) [42].....	41
Abb. 40 Kontinuierliches ZTU-Schaubild eines lufthärtenden Schmiedestahls mit erhöhtem Mn-Gehalt (3,85%) [37]	43
Abb. 41 Mikrostruktur eines LH800 Stahls im luftgehärteten Zustand [45].....	44
Abb. 42 Kühlkurve und Verlauf der Kühlrate im Kern einer 25mm dicken Probe. Abgeschreckt mit 95°C Wasser, Fließgeschwindigkeit 15 m/min [46]	48
Abb. 43 Abschreckwirkung Wasser, ruhend (links), bewegt 0,25m/s (rechts) [12].....	50
Abb. 44 Houghton-Standard-U-Tube: Aggregat zur Aufzeichnung der Abschreckkurven	51
Abb. 45 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei verschiedenen Konzentrationen und 30°C Mediumtemperatur.....	52
Abb. 46 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei verschiedenen Konzentrationen und 40°C Mediumtemperatur.....	53
Abb. 47 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 6% Konzentration und verschiedenen Temperaturen	54
Abb. 48 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 8% Konzentration und verschiedenen Temperaturen	54
Abb. 49 Kühlraten wässriger Polymerlösung (AQ320) bei 12% Konzentration und verschiedenen Temperaturen	55
Abb. 50 Vergleich theoretische Berechnungen mit experimentell bestimmten Werten für die Vickers-Härte einer martensitischen Probe [52].....	59
Abb. 51 Vergleich theoretische Berechnungen mit experimentell bestimmten Werten für die Vickers-Härte einer Probe mit FP-Gefüge [52]	59
Abb. 52 Abschreckhärte über C-Gehalt [46]	59
Abb. 53 Abschreckhärte über Kühlrate – C-Gehalt [46]	60
Abb. 54 Abschreckhärte über Kühlrate – Cr-Gehalt [46].....	61
Abb. 55 Querschnitt des Stabstahls mit schematischer Darstellung der Punkte deren Temperatur-Zeitverläufe simuliert wurden.....	62
Abb. 56 Eingestellte Parameter für Luftabkühlung	63
Abb. 57 Eingestellte Parameter für Wasserabschreckung	63
Abb. 58 Eingestellte Parameter für 5% AQ320	64
Abb. 59 Eingestellte Parameter für 8% AQ320	64
Abb. 60 Kühlkurven in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 800°C)	65
Abb. 61 Kühlraten in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 800°C).....	65
Abb. 62 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)	66
Abb. 63 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)	66
Abb. 64 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)	67
Abb. 65 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 800°C)	67
Abb. 66 Kühlkurven in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 1200°C)	68

Abb. 67 Kühlraten in Wasser für Punkte P1 bis P5 (Austenitisiert bei 1200°C).....	68
Abb. 68 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)	69
Abb. 69 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)	69
Abb. 70 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)	70
Abb. 71 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320 (Austenitisiert bei 1200°C)	70
Abb. 72 Abkühlsimulation für Stahlzylinder mit Ø10mm, Wasser 20°C	71
Abb. 73 Gefüge eines Stabstahls mit Ø50mm im Oberflächenbereich, Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 6% AQ320, geätzt mit Nital 3%.....	72
Abb. 74 Gefüge eines Stabstahls mit Ø50mm im Abstand von 25mm zur Oberfläche (Kernbereich), Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 6% AQ320, geätzt mit Nital 3%	73
Abb. 75 Härteverlauf eines abgeschreckten Stabstahls mit Ø50mm, Härtetemperatur 800°C (beim Eintritt ins Abschreckmedium), 8% AQ320	73
Abb. 76 Darstellung des Flansches und Abkühlkurve eines Flanscharmes (hier: Lasche)	76
Abb. 77 Querschnitt des Flansches mit den Punkten P1 (Kern) bis P4 (Flanscharm).....	77
Abb. 78 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320.....	78
Abb. 79 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 5% AQ320.....	78
Abb. 80 Kühlkurven für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320.....	79
Abb. 81 Kühlraten für wässriges Polymerbad mit 8% AQ320.....	79
Abb. 82 Kühlkurven für Luftabkühlung an ruhiger Luft.....	80
Abb. 83 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit 5% AQ320 [9]	81
Abb. 84 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit 8% AQ320 [9]	81
Abb. 85 Kontinuierliches ZTU Diagramm eines C45E mit den Abkühlkurven des Flansches mit Luftabkühlung [9]	82
Abb. 86 Flansch gehärtet: Randbereich, geätzt mit Nital 3%.....	83
Abb. 87 Flansch gehärtet: Randbereich Detail, geätzt mit Nital 3%	84
Abb. 88 Flansch gehärtet: 0,8mm Oberflächenabstand, geätzt mit Nital 3%.....	84
Abb. 89 Flansch gehärtet: Kernbereich, geätzt mit Nital 3%	85
Abb. 90 Härteverlauf des gehärteten Flansches (HV1)	85
Abb. 91 Flansch luftabgekühlt: Randbereich, geätzt mit Nital 3%	86
Abb. 92 Flansch luftabgekühlt: Kernbereich, geätzt mit Nital 3%.....	87
Abb. 93 Härteverlauf des luftabgekühlten Flansches (HV1).....	87
Abb. 94 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C.....	90
Abb. 95 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%.....	90
Abb. 96 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	91
Abb. 97 Gefüge in 10mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	91
Abb. 98 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C.....	92
Abb. 99 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%.....	92
Abb. 100 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	93
Abb. 101 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C	93

Abb. 102 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%.....	94
Abb. 103 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 900°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	94
Abb. 104 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C	95
Abb. 105 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	95
Abb. 106 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	96
Abb. 107 Gefüge in 10mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 10s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	96
Abb. 108 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C	97
Abb. 109 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	97
Abb. 110 Gefüge in 8mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 20s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	98
Abb. 111 Härteverlauf eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C	98
Abb. 112 Gefüge im Oberflächenbereich eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	99
Abb. 113 Gefüge in 3mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	99
Abb. 114 Gefüge in 8mm Abstand von der Oberfläche eines Flansches abgeschreckt von 1000°C für 30s in einem Becken mit 8%iger AQ320-Lösung, Temperatur des Härtemediums 32°C, geätzt mit Nital 3%	100
Abb. 115 Abschreckvorgang: Teil ganz umströmt, 14s im Härtebecken	106
Abb. 116 Abschreckvorgang: Teil ganz umströmt, 32s im Härtebecken	107
Abb. 117 Abschreckvorgang: Teil nicht ganz umströmt, 14s im Härtebecken	107
Abb. 118 Abschreckvorgang: Teil nicht ganz umströmt, 50s im Härtebecken	108
Abb. 119 Härteriss im Bereich des Geometrieübergangs, Magnetpulverprüfung (MT)	108
Abb. 120 Abkühlkurve von Wasser (blau), 10% AQ320 Frischlösung (schwarz) und einer Lösung X aus dem Betriebsalltag (rot)	113
Abb. 121 Abkühlrate über Temperatur von Wasser (blau), 10% AQ320 Frischlösung (schwarz) und einer Lösung X aus dem Betriebsalltag (rot)	113

Tabellenverzeichnis

Tab. 1 Kritische Abkühlgeschwindigkeit bei steigendem Mangangehalt [7].....	17
Tab. 2 Gültigkeitsbereich der Berechnungen nach dem Creusot-Loire-System [46].....	57
Tab. 3 Abhängigkeit der Mikrostruktur von der Kühlrate für einen unlegierten Stahl	58
Tab. 4 Kühlraten bei 700°C für unterschiedliche Abkühlsimulationen.....	74
Tab. 5 Chemische Zusammensetzung Stabstahl Creusot-Loire Berechnungen	74
Tab. 6 Kritische Kühlraten Creusot-Loire	74
Tab. 7 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Abtriebsflansches aus C45E.....	101
Tab. 8 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Flansches aus C45E	101
Tab. 9 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Planetenträgers aus C45E.....	102
Tab. 10 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Flansches aus C45E	102
Tab. 11 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Abtriebsflansches aus C45R	103
Tab. 12 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Kolbens aus C60E.....	103
Tab. 13 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Zwischenradbolzens aus 31CrMoV9	104
Tab. 14 Chemische Zusammensetzung, Prozessparameter und erhöhte Ausschussmenge eines Zwischenradbolzens aus 31CrMoV9	104