

**Mikrostrukturelle Vorgänge bei der Verformung
verschiedener höher- und höchstfester
Stahlblechwerkstoffe**

Mirko Schaper

Vorwort

Stahlwerkstoffe erleben in den letzten Jahren eine noch nie dagewesene Diversifikation, die mit der Einführung hunderter neuer Stahlgüten im Bereich des Automobilen Leichtbaus einhergegangen ist.

Diese Güten sind in erster Linie optimiert im Hinblick auf eine gute Verformbarkeit bei möglichst hoher Festigkeit. Gleichzeitig sollen eine möglichst große Energieaufnahme im Fall eines Zusammenpralls und eine Reduktion der Dichte erreicht werden. Um dies zu realisieren, werden derzeit zwei verschiedene Forschungsrichtungen verfolgt: Zum einen die Entwicklung von hochmanganhaltigen Stählen mit zusätzlichen Verformungsmechanismen wie Zwillingsbildung (siehe Kapitel 3.10.3) oder Restaustenitumwandlung (siehe Kapitel 3.10.8), zum anderen die Etablierung von Vergütungsstählen, die für eine Wärmebehandlung (siehe Kapitel 3.8) vor, während oder nach der Umformung geeignet sind.

Diese Stähle sind zum Teil ab initio und zum Teil empirisch oder als Weiterentwicklung bestehender Konzepte entstanden. Im Allgemeinen sind ihre makroskopischen Eigenschaften sehr gut untersucht, die mikrostrukturellen Vorgänge, aus denen diese Eigenschaften resultieren, sind meist nicht vollständig beschrieben.

Das Ziel dieser Arbeit ist es daher, die prinzipiellen Verformungsmechanismen moderner Stahlwerkstoffe zu beschreiben und gleichzeitig die materialwissenschaftlichen Grundlagen dieser Abläufe zu erläutern. Darüber hinaus wird ein Überblick über alle Gruppen derzeitiger Blechwerkstoffe gegeben und die gesamte Prozesskette zur Herstellung und Verarbeitung moderner Feinblechwerkstoffe beschrieben.

In dieser Habilitationsschrift werden nur die werkstoffkundlichen Aspekte behandelt, die nötig sind, um die beschriebenen Ergebnisse verstehen und interpretieren zu können.

Wenn eigene Ergebnisse zu den verschiedenen Werkstoffen gezeigt werden, stammen diese aus verschiedenen, durch die DFG geförderten, Forschungsvorhaben. Hierbei handelt es sich um folgende Projekte:

- FOR 522 „Grundlagen der Warmblechumformung“; TP: Modellierung des Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Stähle durch die Simulation mikrostruktureller Vorgänge
- Transregio 73 „Dickblechumformung“; TP: Analyse der belastungspfadabhängigen Schädigungs- und Mikrostrukturentwicklung zur numerischen Auslegung von Blech-Massiv-Umformprozessen
- SPP 1204 „Schnelle Algorithmen“; Zeiteffiziente Prozesskettenmodellierung und -berechnung in der Blechumformung und -verarbeitung
- Paketantrag „Identifikation und Modellierung der Werkstoffcharakteristik für die Finite-Element-Analyse von Blechumformprozessen“; TP: Mikrostrukturelle Untersuchung des Werkstoffverhaltens bei der Umformung

Einige für den Grundlagenteil, in erster Linie im Bereich der Wärmebehandlung, übernommene Ergebnisse und Darstellungen stammen aus folgenden Projekten:

- SFB 489 „Präzisionsschmieden“; TP: Modellierung und Simulation zur kontrollierten Abkühlung präzisionsgeschmiedeter Bauteile
- FOR 922 „Strangpressen“; TP: Untersuchung und Modellierung einer integrierten Spraykühlung beim Strangpressen mit simulationsbasierter Auslegung des Düsenfeldes

Daher möchte ich an dieser Stelle meinen Dank an die Deutsche Forschungsgemeinschaft richten, die es durch die Finanzierung dieser Forschungsprojekte ermöglicht hat, eine wissenschaftliche Basis zu schaffen, um diese Arbeit anzufertigen.

Darüber hinaus gilt mein Dank natürlich auch den Wissenschaftlern, die diese Projekte bearbeiten, insbesondere Dr. Ronald Springer, Dr. Gregory Gershteyn, Dr. Olexandr Grydin, Florian Nürnberger, Dennis Fassmann und Marc Nowak. Aber auch den anderen Mitarbeitern des Institutes, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben wie zum Beispiel Arne Pinkvos und Dr. Torsten Heidenblut.

Im wissenschaftlichen Teil der Arbeit zeige ich auch Ergebnisse der anderen, an den oben genannten Projekten beteiligten, Institute. Dies sind im Wesentlichen das Institut für Umformtechnik und Leichtbau der Technischen Universität Dortmund, der Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg und der Lehrstuhl für Werkstoffe des Maschinenbaus der Technischen Universität Chemnitz ihren Mitarbeitern und Lehrstuhlinhabern gilt mein Dank.

Wesentliche Ergebnisse bei der Untersuchung von TRIP-Stählen sind in enger Zusammenarbeit mit Frau Prof. L. Teplyakova von der Tomsk State University of Architecture and Building in Russland entstanden, die im Rahmen des „Michail Lomonosov-Programms“ des DAAD einen längeren Studienaufenthalt am Institut für Werkstoffkunde absolviert hat.

Mein ganz besonderer Dank gilt meinem Institutsdirektor Prof. Dr.-Ing. habil. Dr.-Ing. E.h. Dr. h.c. Fr.-W. Bach, der meinen wissenschaftlichen Werdegang seit Jahren begleitet. Er hat mir die Gelegenheit gegeben ein eigenständiges Forschungsprofil zu entwickeln und so die Möglichkeit zur Anfertigung dieser Arbeit geschaffen.

Garbsen, den 03.03.2010

1	Einleitung	11
1.1	Vom Meteoriteneisen zum wichtigsten Konstruktionswerkstoff	11
1.2	Neue Trends und Werkstoffentwicklungen bei Stahlblechen	15
2	Stahlblechwerkstoffe für die Umformung	21
2.1	Übersicht der etablierten Feinbleche	21
2.1.1	Tiefziehstähle	21
2.1.2	IF-Stähle (Interstitial free)	24
2.1.3	Mikrolegierte Stähle	26
2.1.4	Phosphorlegierte Stähle	27
2.1.5	Bake-Hardening-Stähle	28
2.1.6	I-Stähle (Isotrope Stähle)	30
2.2	Mehrphasenstähle	32
2.2.1	Dualphasenstähle	32
2.2.2	Komplexphasen Stähle	35
2.3	Hochmanganhaltige Leichtbaustähle	36
2.3.1	TRIP-Stahl	38
2.3.2	TWIP-Stahl	38
2.3.3	HSD-Stähle, X-IP-Stahl	40
2.3.4	Gießtechnische Probleme bei hochmanganhaltigen Stählen	42
2.3.5	Triplex-Stähle	43
2.3.6	Korrosionsbeständige hochmanganhaltige Stahlwerkstoffe	45
2.4	Vergütungsstähle	45
2.4.1	Martensitic – MS Steel	45
2.4.2	Stähle für das Presshärten	46
2.4.3	Lufthärtende Stähle	46
3	Metallphysikalische Grundlagen	48
3.1	Kristallaufbau	48
3.1.1	Metallbindung und ihre Eigenschaften	48
3.1.2	Kubische Elementarzellen	49
3.1.2.1	Die kubisch-raumzentrierte Elementarzelle	49
3.1.2.2	Die kubisch-flächenzentrierte Elementarzelle	50
3.1.3	Hexagonale Elementarzellen	51
3.1.4	Polymorphie	54
3.1.5	Millersche Indizes	54
3.2	Gitterfehler	56
3.2.1	Punktförmige Gitterfehler	59
3.2.1.1	Leerstellen und Zwischengitteratome	59
3.2.1.2	Zwischengitteratome	59
3.2.1.3	Mischkristalle	60
3.2.2	Linienförmige Gitterfehler - Versetzungen	61
3.2.2.1	Versetzungsdichte	64
3.2.2.2	Orowan-Mechanismus	64
3.2.2.3	Frank-Read-Quelle	65
3.2.2.4	Nachweis von Versetzungen	66
3.2.3	Flächenförmige Gitterbaufehler	67
3.2.3.1	Korngrenzen	67

3.2.3.2	Stapelfehler	68
3.2.4	Räumliche Gitterfehler	71
3.2.5	Verfestigung durch Gitterfehler	72
3.2.5.1	Mischkristallverfestigung.....	72
3.2.5.2	Kaltverfestigung.....	73
3.2.5.3	Kornfeinung (Feinkornhärtung).....	74
3.2.5.4	Teilchenverfestigung	75
3.3	Erholung und Rekristallisation	76
3.3.1	Erholung.....	77
3.3.2	Rekristallisation	79
3.3.2.1	Primäre Rekristallisation.....	79
3.3.2.2	Kornwachstum und sekundäre Rekristallisation	81
3.4	Texturen	82
3.5	Das System Eisen-Kohlenstoff	82
3.5.1	Erstarrung und Abkühlung von reinem Eisen	82
3.5.2	Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm	84
3.6	Gefügebestandteile der Stähle.....	91
3.6.1	Phasenumwandlungen.....	92
3.6.2	Gefügebestandteile	92
3.6.2.1	Austenit.....	92
3.6.2.2	Restausenit und Martensitbildung	93
3.6.2.3	Ferrit	94
3.6.2.4	Zementit.....	95
3.6.2.5	Perlit	96
3.6.2.6	Bainit.....	98
3.6.2.7	Martensit.....	99
3.6.3	Sekundäre Phasen.....	101
3.6.3.1	Karbide	101
3.6.3.2	Boride	102
3.6.3.3	Nitride	102
3.7	Glühverfahren.....	103
3.8	Vergüten.....	105
3.8.1	Härten	105
3.8.2	Anlassen	105
3.8.3	ZTU-Schaubilder	106
3.9	Elastische Verformung	111
3.10	Plastische Verformung	115
3.10.1	Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm	115
3.10.2	Gleiten.....	119
3.10.3	Zwillingsbildung.....	121
3.10.4	Verformung Polykristalliner Metalle.....	121
3.10.5	Versetzungsstrukturen	125
3.10.6	Entstehung von Gleitbändern.....	128
3.10.7	Korngrenzenbewegung	130
3.10.8	Phasenumwandlungen.....	131
3.10.9	Das Schmid'sche Schubspannungsgesetz	133

3.11 Bruchmechanismen	134
3.11.1 Gewaltbrüche	134
3.11.1.1 Spaltbrüche	134
3.11.1.2 Gleitbrüche.....	135
3.11.1.3 Schwingbrüche	137
4 Herstellung von Tiefziehteilen.....	141
4.1 Stahlerzeugung	142
4.1.1 Hochofen.....	142
4.1.2 Elektrostahlverfahren	143
4.1.3 Konverter.....	143
4.1.4 Sekundärmetallurgie	143
4.2 Halbzeugfertigung.....	143
4.2.1 Bandgießen.....	146
4.2.2 Warmbandstraße	148
4.2.3 Kaltwalzen.....	151
4.2.4 Glühen.....	152
4.2.5 Verzinken	153
4.2.6 Nachwalzen.....	154
4.2.7 Tailored Blanks	157
4.3 Erzeugung von Blechbauteilen mittels Umformprozessen	159
4.3.1 Tiefziehen.....	160
4.3.2 Streckziehen	163
4.4 Werkstoffkennwerte der Blechumformung.....	164
4.4.1 Fließkurven	164
4.4.2 Fließortkurven	168
4.4.3 Anisotropiekenngrößen	169
4.4.4 Grenzformänderungskurven.....	170
4.4.5 Rückfederung.....	171
4.4.5.1 Winkeländerungen.....	172
4.4.5.2 Zargenkrümmung	172
4.4.5.3 Verdrillung	173
4.4.6 Reibung.....	174
4.4.7 Besondere Umformeigenschaften höherfester Stähle.....	174
5 Mikroskopische Untersuchungsmethoden	176
5.1 Lichtmikroskopie.....	176
5.1.1 Hellfeldabbildung.....	177
5.1.2 Dunkelfeldabbildung.....	177
5.1.3 Heitzmikroskopie	178
5.1.4 Schliffherstellung.....	179
5.1.5 Ätztechniken für Mehrphasenstähle	179
5.1.5.1 Selektives Auflösen der Gefügebestandteile	180
5.1.5.2 Farbätzung durch Niederschlagsbildung	181
5.1.6 Grübchenätzung.....	183
5.2 Elektronenmikroskopische Verfahren.....	185
5.2.1 Rasterelektronenmikroskopie.....	185
5.2.1.1 Funktionsweise des REM bei der Bildgebung	185
5.2.1.2 Mikro-Zug-/Druckmodul	188
5.2.1.3 Chemische Analysen im REM	189

5.2.2	Electron Backscatter Diffraction (EBSD)	191
5.2.3	Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA).....	192
5.2.4	Transmissionselektronenmikroskopie	193
5.2.4.1	Präparationstechnik der Transmissionselektronenmikroskopie	193
5.2.4.2	Aufbau und Funktionsweise des TEM	195
5.2.4.3	Durchstrahlungsbilder.....	196
5.2.4.4	Elektronenbeugung	197
5.2.4.5	Phasenanalyse	199
5.2.4.6	Phasenzuordnung	200
6	<i>Höher- und höchstfeste Mehrphasenstähle</i>	203
6.1	TRIP-Stahl	203
6.1.1	Allgemeine Eigenschaften.....	203
6.1.2	Anwendungsbeispiele	205
6.1.3	Herstellung.....	206
6.1.3.1	Warmband	206
6.1.3.2	Kaltband	206
6.1.4	Legierungselemente.....	209
6.1.5	Gefüge	209
6.1.6	Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften.....	218
6.1.6.1	Verfestigung	218
6.1.6.2	Bake-Hardeningeffekt in TRIP-Stahl.....	219
6.1.6.3	Zunahme der Plastizität	220
6.1.6.4	Fließkurven.....	220
6.1.6.5	Grenzformänderungskurven	223
6.1.6.6	Fließortkurven.....	224
6.1.7	Bruchverhalten von TRIP-Stählen.....	225
6.1.7.1	Untersuchung des Rissausganges	227
6.1.7.2	Verhalten von TRIP-Stählen im Crashfall.....	229
7	<i>Vergütungsfähige Blechwerkstoffe</i>	231
7.1	Lufthärtende Stähle	231
7.1.1	Mikrostrukturänderungen infolge von Kaltverformung.....	233
7.1.2	In situ-Analyse der Mikrostrukturentwicklung im REM	237
7.1.3	Analyse der Mikrostrukturentwicklung beim kalten Tiefziehen	243
7.1.4	Eigenschaftsänderungen durch alternierende Belastungen	245
7.1.5	Gefügeentwicklung während der Wärmebehandlung.....	247
7.1.5.1	Austenitisierung	247
7.1.5.2	Härten.....	252
7.1.5.3	Anlassen.....	254
7.1.5.4	Einfluss von Kaltumformung und Wärmebehandlung	255
7.2	Stähle für das Presshärten	258
7.2.1.1	Flexible Erwärmungs- und Abkühlstrategien	261
7.2.2	Werkstoffverhalten	264
7.2.2.1	Grenzformänderungskurven	264
7.2.2.2	Fließkurven.....	265
7.2.2.3	Abkühlkurven – ZTU-Schaubilder	266
7.2.3	Mikrostrukturelle Analyse	269
7.2.3.1	Untersuchungen am Heitzischmikroskop.....	269
7.2.3.2	Charakterisierung des Martensits	271
7.2.4	Mechanische Werkstoffprüfung.....	272

7.2.4.1	Mikrohärtemessungen	273
7.2.5	Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen.....	275
7.2.5.1	Bereich minimaler Umformung	275
7.2.5.2	Blechmitte.....	277
7.2.5.3	Bereich mit größter Härte	278
7.2.6	Bruchverhalten	279
7.2.7	Schweißbeignung.....	280
8	Zusammenfassung.....	282
9	Literaturverzeichnis	287

1 Einleitung

1.1 Vom Meteoriteneisen zum wichtigsten Konstruktionswerkstoff

Glauben wir der griechischen Mythologie, wurde das Eisen von Gaia, der Mutter Erde, geschaffen, um daraus eine Waffe für ihren Sohn Kronos zu schmieden. Mit dieser Sichel ist Kronos zum Kampf gegen seinen Vater Uranos angetreten und hat ihn damit getötet [CAR80].

Heute sehen wir diese Sache in der Regel etwas wissenschaftlicher, denn aktuellen Erkenntnissen zur Folge entsteht Eisen bei der Kernfusion im Inneren von großen Sternen¹ und ist das häufigste schwere Element² des Universums. Dies liegt daran, dass Eisen, auf Grund der geringsten Bindungsenergie pro Nukleon, den Endpunkt der stellaren Nukleosynthese darstellt. Schwerere Elemente können nur durch Novae oder Supernovae gebildet werden und sind dementsprechend seltener.

Vom Planeten Erde macht Eisen praktisch genau ein Drittel der Masse aus. Unerreichbar für uns befindet sich die größte Menge davon im ca. 2600 km durchmessenden festen Erdkern und der flüssigen Eisen-Nickelschmelze, die den inneren Kern umfließt.³

In der Erdkruste, die sich zum Durchmesser des Planeten in etwa verhält wie die Schale eines Apfels zur ganzen Frucht, kommt Eisen mit 4,5 %⁴ bis 5 % vor und ist hier das vierthäufigste Element und nach Aluminium das zweithäufigste Metall [SCHA06].

Trotz seiner Häufigkeit, der gleichmäßigen Verteilung über den ganzen Planeten und seiner überragenden Eigenschaften, hat es lange gedauert, bis Eisen im 8. Jahrhundert v. Chr. die Bronze abgelöst hat und so die Eisenzeit einläutete. Wie alle Metalle, die nicht zu den Edelmetallen⁵ zählen, kommt Eisen in der Natur, abgesehen vom sehr seltenen Meteoriteneisen, nie im gediegenen Zustand vor. Wir finden es in der Regel als oxidisches Erz und daher musste zunächst eine Technologie zur Reduktion der Erze entwickelt werden. Stahl, also das mit Kohlenstoff legierte Eisen, verdankt seinen Siegeszug gegenüber der Bronze übrigens in erster Linie der besseren Verfügbarkeit der Erze und nicht etwa seinen damals noch nicht voll ausgeschöpften Eigenschaften.

¹ Aus 2 Silizium¹⁴-Atomen wird zunächst Nickel²⁸ gebildet das dann unter $\beta+$ Zerfall in Kobalt²⁷ und unter erneutem $\beta+$ -Zerfall zu Eisen²⁶ umgewandelt wird.

² Betrachtet man das gesamte Universum, besteht es praktisch ausschließlich aus Wasserstoff (77 %) und Helium (22 %) [FRO07], die in den ersten 3 Minuten nach dem Urknall durch primordiale Nukleosynthese entstanden sind. Alle anderen Elemente wurden erst viel später bei der Entstehung der Sterne erzeugt.

³ Die Bewegung dieser elektrisch leitenden Schmelze um den Erdkern erzeugt das Magnetfeld der Erde. Obwohl sich dieses Feld ständig mit den schwankenden Strömungsbedingungen ändert, weist es die meisten Partikel der Sonnenwinde ab und ermöglicht so erst das Vorhandensein komplexer Lebensformen.

⁴ Für alle Angaben zur Menge von Legierungselementen gilt in diesem Werk, dass sie in Masseprozent erfolgen.

⁵ Nur Kupfer, Silber, Gold (die physikalischen Edelmetalle, die vollständig gefüllte d-Bänder haben und daher extrem reaktionsträge sind) sowie Platin kommen gediegen, also in reiner Form in der Natur vor.

Metallurgisch war der Beginn der Eisenzeit dadurch gekennzeichnet, dass relativ kleine Schachtöfen, die Rennöfen, eingesetzt wurden, um das Eisenerz mit Hilfe von Holzkohle oder Torf zu reduzieren. Da die maximale Temperatur dieser Öfen trotz des Einsatzes von Blasebälgen bei nur etwa 1200 °C lag, konnte kein flüssiges Eisen erzeugt werden, sondern lediglich eine sogenannte „Luppe“. Diese Mischung von Eisen und Schlacke musste anschließend sehr aufwendig durch Schmieden getrennt werden, bevor man das Eisen verarbeiten konnte. Eine Ofentechnik, die ausreichende Temperaturen erreichte, um Eisen zu schmelzen und zu gießen, existierte in Europa erst ab dem 14. Jahrhundert n. Chr. Seit dieser Zeit lässt sich der Siegeszug dieses bedeutenden Werkstoffes nicht mehr aufhalten.

Ein weltweit bekanntes Denkmal wurde dem Eisen 1958, zur ersten Weltausstellung nach dem zweiten Weltkrieg, in Brüssel mit dem Bau des „Atomiums“ gesetzt⁶ (siehe Abbildung 1). Es stellt, 102 Meter hoch, die kubisch-raumzentrierte Elementarzelle (siehe Kapitel 3.1.2) des ferritischen Eisens dar (in 165-milliardenfacher Vergrößerung aber mit völlig unrealistischem Verhältnis vom Atomradius zur Kantenlänge der Elementarzelle).



Abbildung 1: Atomium in Brüssel; das „Symbol für die friedliche Nutzung der Kernenergie“ hat den Aufbau einer kubisch raumzentrierten Elementarzelle.

⁶ Warum der Architekt André Waterkeyn ausgerechnet Eisen als „Symbol für die friedliche Nutzung der Kernenergie“ heranzieht, bleibt rätselhaft, denn Eisen ist das einzige Element, aus dem (auf Grund der Bindungsenergie pro Nukleon) weder durch Kernspaltung noch durch Kernfusion Energie gewonnen werden kann. Das heute zur Kernfusion verwendete Uran ist (bei RT) orthorhombisch und Plutonium ist (ebenfalls bei RT) monoklin.

Heute ist Stahl der dominierende Werkstoff im Maschinen- und Anlagenbau, beim Schiffbau und in der Automobilindustrie. Diese uneingeschränkte Vormachtsstellung begründet sich immer noch auf die gleichen Vorteile wie schon zu Beginn der Eisenzeit. Die gute Verfügbarkeit der Eisenerze⁷ (vornehmlich werden heute Magnetit und Hämatit (siehe Kapitel 4.1.1) verarbeitet) und deren relativ einfache Reduktion mittels Koks ermöglichen einen, im Vergleich zu den anderen Metallen, unschlagbaren Preis.

Der größte Vorteil ist aber die unglaubliche Bandbreite der Eigenschaften, die dieser Werkstoff in Abhängigkeit seiner exakten Zusammensetzung, seiner Umformgeschichte und seiner Wärmebehandlung bietet [STE06].

Dies liegt zum einen an der Allotropie⁸ und zum anderen an der Valenzelektronenkonfiguration (siehe Kapitel 3.1.1) des Eisens. Beides zusammen ermöglicht eine ausgeprägte Substitutionsmischkristallbildung, die Bildung von Einlagerungsmischkristallen (siehe Kapitel 3.2.1.3) und die Bildung zahlreicher intermetallischer Phasen. Neben den Grundmodifikationen Ferrit und Austenit sowie ihren Mischkristallen können daher noch die Gefügebestandteile Perlit, Bainit und Martensit gleichzeitig nebeneinander vorliegen (siehe Kapitel 3.6). Zusätzlich lassen sich durch Verformung oder Wärmebehandlung einige dieser Phasen in andere umwandeln [FRO07].

Daher ist es möglich, sowohl Stähle mit ausgezeichneter Verformbarkeit zu erzeugen als auch gehärtete Stähle mit 20fach höheren Festigkeiten, die als Schneid- und Stanzwerkzeuge eingesetzt werden können.

Heute und auch für die kommenden Jahrzehnte ist und bleibt Stahl der wichtigste Konstruktionswerkstoff der Menschen.

Die weltweite Stahlproduktion hat in der Zeit zwischen dem 2. Weltkrieg und der ersten Ölkrise 1974 einen starken Anstieg von ca. 180 Mio. Tonnen auf etwa 700 Mio. Tonnen verzeichnet. Nach einer Phase der Stagnation ist es von 1999 bis zum Beginn der Wirtschaftskrise 2008 erneut zu einem starken Zuwachs von 71 % gekommen (siehe Abbildung 2).

Demgegenüber werden zum Beispiel lediglich 40 Millionen Tonnen Aluminium oder 220 Millionen Tonnen Kunststoffe pro Jahr hergestellt.

⁷ Von den insgesamt etwa 2 Trilliarden (10^{21}) Tonnen [FRO07] sind derzeit 160 Milliarden Tonnen als wirtschaftlich abbaubar eingestuft [STE06].

⁸ Mit Allotropie bezeichnet man die Eigenschaft von Festkörpern in Abhängigkeit von Temperatur und Druck unterschiedliche Kristallstrukturen anzunehmen.

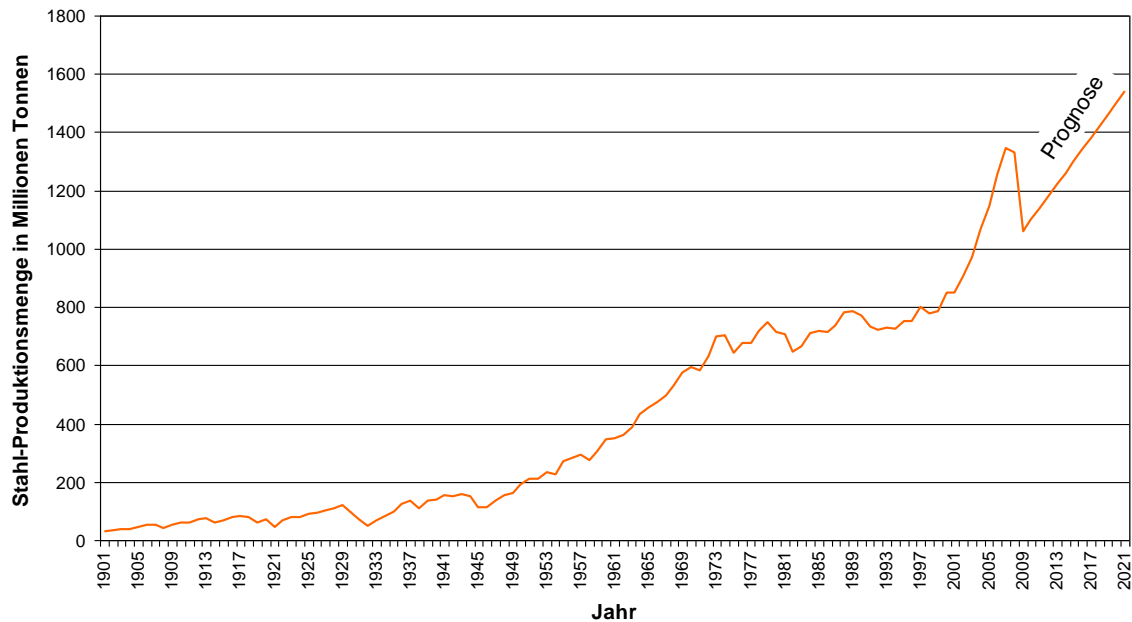


Abbildung 2: Weltweite Stahlerzeugung seit 1900 (Quelle: World Steel Association)

Auch wenn auf Grund der weltweiten Wirtschaftskrise ein etwa 20-prozentiger Einbruch im Jahr 2009 zu verzeichnen ist, gehen die Prognosen für die kommenden Jahre von einem Ausgleich dieses Einbruchs und von einem weiteren Anwachsen der Stahlproduktion aus.

In Deutschland hatte sich die Produktion in den Jahren vor der Krise stabil bei etwa 46 Millionen Tonnen eingependelt [STE06] und lag 2008 bei 45,8 Millionen Tonnen. Die Ausbringung gemessen an der Zahl der Beschäftigten hat sich allerdings von 1960 bis heute auf 526 Tonnen pro Mitarbeiter mehr als versechsfacht [BES09].

Von den etwa 40 Millionen Tonnen Walzstahl, die in Deutschland unter regulären wirtschaftlichen Bedingungen derzeit verarbeitet werden, entfallen ca. 12,5 Millionen Tonnen auf die Produktion von Straßenfahrzeugen [LAN08]. In diesem wichtigen Wirtschaftszweig spielt in den letzten Jahren der Leichtbau eine immer wichtigere Rolle, da sich nur auf diesem Wege die selbstauferlegte und gesetzlich vorgeschriebene CO₂-Reduktion realisieren lässt [BRE09, FLO09, SCHA08a, SCHA09a]. Um dieses Ziel zu verwirklichen, findet derzeit ein Substitutionswettbewerb zwischen den Werkstoffen Stahl, Aluminium, Magnesium und Kunststoff statt [BES09]. Die an dieser Stelle oft angegebenen Werte von 1 Liter Treibstoffreduktion pro 100kg reduziertem Fahrzeuggewicht lassen sich allerdings nicht erreichen. Werte zwischen 0,15 l und 0,4 l pro 100 km sind jedoch durchaus realistisch [ROH09].

Zur konsequenten Umsetzung dieses Leichtbaugedankens werden leichte Stähle benötigt, die sich gut tiefziehen lassen (siehe Kapitel 4.3) und als fertiges Produkt über sehr gute Festigkeiten bei einer ausreichenden Restverformbarkeit für ein hohes Energieaufnahmevermögen im Crashfall verfügen [BES09].

Diese gegenläufigen Anforderungen, wie gute Verformbarkeit und hohe Festigkeit, lassen sich mit den konventionellen Stahlgütern nicht realisieren. Es werden daher zwei neue Wege beschritten, um diesen Ansprüchen gerecht zu werden. Der erste ist die Entwicklung moderner mehrphasiger Stähle. Diese Gruppe von Stählen zeichnet

sich durch ihre komplexen Gefüge aus, die sowohl eine verbesserte Umformbarkeit als auch eine deutliche Verfestigung durch die Erzeugung und Blockade von Versetzungen sowie die Umwandlung von Restaustenit ermöglichen (siehe Kapitel 2.2 und Kapitel 2.3).

Der zweite Weg ist die Verwendung von Stahlgütern, die während oder nach der Verformung eine Wärmebehandlung erfahren und so bei der Verformung weich sind und als fertiges Bauteil in mehr oder minder martensitischem Zustand vorliegen (siehe Kapitel 2.4) [AHSS06].

Eine Kenntnis aller Materialeigenschaften in Abhängigkeit der verschiedenen Anforderungsprofile ist heute unerlässlich, da im modernen Automobilbau vor dem Beginn der ersten Tests, alle Teilschritte der Prozesskette mit Hilfe von Simulationsrechnungen, ausgelegt werden [SCHA08a, SCHA08b].

Neben den Kennwerten der mechanischen Eigenschaften und Umformbarkeit müssen bei der Werkstoffentwicklung auch der Preis und die Verfügbarkeit des Werkstoffes beachtet werden [SCHA09a].

1.2 Neue Trends und Werkstoffentwicklungen bei Stahlblechen

Ein moderner PKW besteht zu etwa 50 % aus Stahl und die schwerste Baugruppe dieser Fahrzeuge, die Karosserie, zu 95 %. Höherfeste moderne Mehrphasenstähle sind daher die erfolgreichsten Leichtbauwerkstoffe der vergangenen Jahre [OVE09]. Die Entwicklung neuer Stahlwerkstoffe wird hauptsächlich von den Bedürfnissen der Automobilindustrie bestimmt. Dies ist darin begründet, dass ca. 50 % der Produktion von kalt gewalzten Stahlprodukten an OEMs⁹ oder Zulieferer der Automobilindustrie ausgeliefert werden.

Die wichtigsten Anforderungen in diesem Industriezweig sind derzeit eine Reduzierung des CO₂-Ausstoßes während der Produktion und des Betriebes der Fahrzeuge sowie eine immer weiter voranschreitende Verbesserung der passiven Sicherheit. Die gesamte Liste der Anforderungen an moderne Werkstoffe für die Automobilindustrie umfasst die Punkte:

- Leichtbau
- Dynamische Steifigkeit
- Energieaufnahme
- Kosten
- Recyclingfähigkeit
- Korrosionsbeständigkeit
- Produktionssicherheit

[FLA07]

Um diese Anforderungen bei gleichzeitiger hervorragender Umformbarkeit zu realisieren, wurden in den letzten Jahrzehnten eine ganze Reihe neuer Blechgütern entwickelt [MER06, FRO07b]. Das Produktportfolio zur Herstellung von Karosseriekomponenten aus Stahlblechen hat sich daher in den letzten 30 Jahren ausgehend von Tiefziehstählen und mikrolegierten Stählen auf über 100 Sorten erweitert [OVE09].

⁹ Original equipment manufacturer - Originalausrüstungshersteller

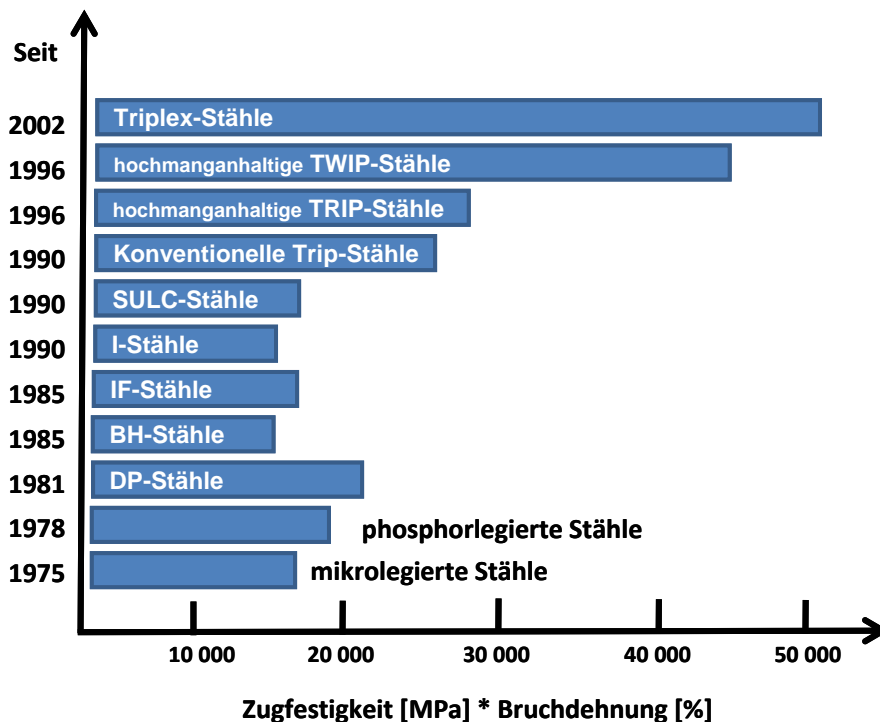


Abbildung 3: Entwicklungstrend moderner Stahlblechwerkstoffe; Jahr der Markteinführung und Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung [FRO07b]

Den zeitlichen Verlauf dieser Entwicklung zeigt Abbildung 3 beginnend in den 70er Jahren mit der Einführung von mikro- und phosphorlegierten Stählen, über die Entwicklung erster höherfester Güten Anfang der 90er Jahre, bis hin zu den aktuellen Forschungsschwerpunkten (siehe Kapitel 2). Neben der Zeitachse ist auch das Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung dargestellt. Aus diesem Wert lassen sich ungefähre Werte für die Umformbarkeit und die Energieaufnahme im Crashfall ableiten.

Um die Umformeigenschaften dieser Stahlsorten noch besser vergleichen zu können werden sie häufig in einem Diagramm dargestellt, das die Bruchdehnung über der Zugfestigkeit zeigt (siehe Abbildung 4). Hier können prinzipiell drei Gruppen unterschieden werden.

Erstens die Stähle, die zu der blauen Gruppe¹⁰ im unteren Bereich zählen. Diese Gruppe besteht aus sehr unterschiedlichen Güten und zeigt am stärksten den Zusammenhang, dass die Steigerung der Festigkeit immer mit der Reduzierung der Umformbarkeit einhergeht.

Eine Verschiebung der Eigenschaften in die, für die Umformung ideale, rechte obere Ecke des Bananendiagramms, ist für Werkstoffe aus dieser Gruppe, auf Grund ihrer Legierungskonzepte, nicht möglich. Es gibt aber Güten, die während oder nach der Umformung noch einer Wärmebehandlung unterzogen werden. Sie können eine gute Umformbarkeit mit einer hohen Festigkeit der Bauteile kombinieren. Wenn man das für Abbildung 3 berechnete Produkt aus Zugfestigkeit und Bruchdehnung bildet, würde ein presshärtpbarer 22MnB5 (siehe Kapitel 7.2) mit 75.000 MPa % den höchsten Wert erreichen¹¹.

¹⁰ Nach der gebogenen Form dieser Gruppe wird das Diagramm gerne „Gurken-“, oder „Bananendiagramm“ genannt.

¹¹ Hierzu werden die Bruchdehnung im warmen austenitischen Zustand und die Festigkeit im gehärteten martensitischen Zustand zu Grunde gelegt, was die tatsächliche Vergleichbarkeit erschwert.

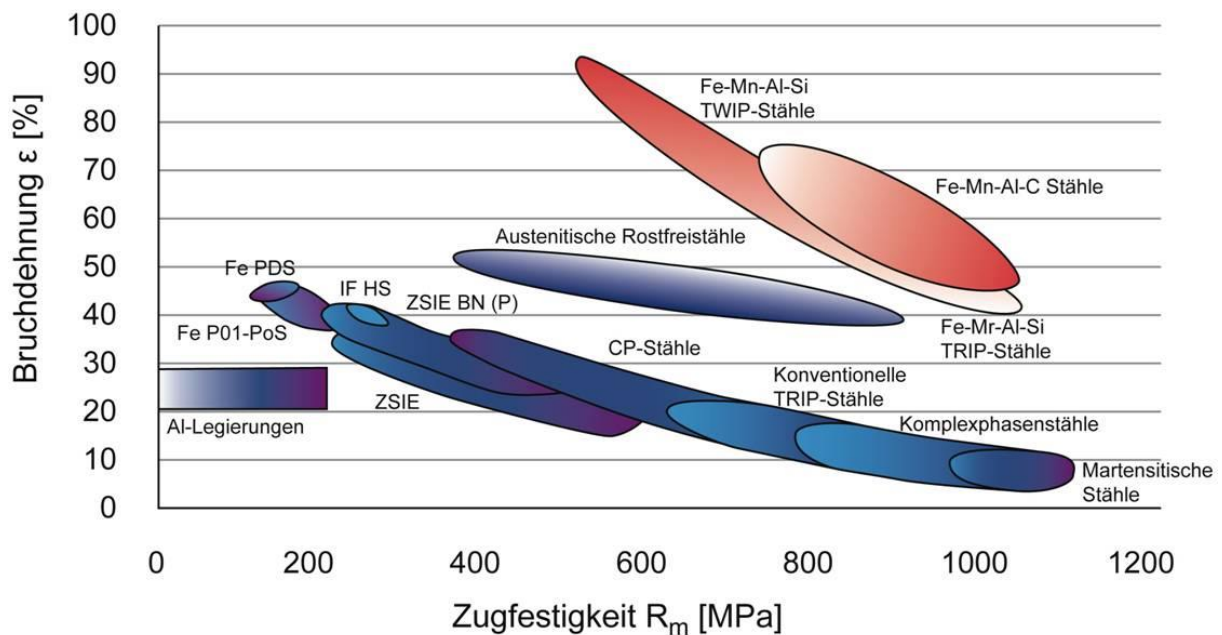


Abbildung 4: Bruchdehnung in Abhängigkeit der Zugfestigkeit ausgewählter Tiefziehwerkstoffe [FRO07b]

Die zweite Gruppe, die ein Stück zu höheren Festigkeiten und höheren Bruchdehnungen verschoben ist, bilden die austenitischen, rostfreien Stähle. Diese haben aber signifikant höhere Kosten und werden heute nur selten eingesetzt, da auch die schweißtechnische Ausführung von schwarz/weiß-Verbindungen aufwendiger ist als das Fügen unterschiedlicher, niedrig legierter Werkstoffe. Die dritte Gruppe in der rechten oberen Ecke wird von den neuen Leichtbaustählen mit hohen Mangangehalten gebildet (siehe Kapitel 2.3). Diese sind momentan Gegenstand intensiver Forschung und noch nicht in den Markt eingeführt, da sie nur schwer konventionell mittels Strangguss gefertigt werden können.

Neben dieser zuletzt genannten Gruppe werden derzeit intensive Forschungen zu Weiterentwicklung der modernen Mehrphasenstähle betrieben, die sich durch eine sehr starke Verfestigung auszeichnen und gleichzeitig im Crashfall über hervorragende spezifische Energieaufnahmevermögen verfügen (siehe Abbildung 5). Um das Potential dieser Verfestigung, die sich aus einer Kaltverfestigung, dem „Workhardening“ und einer künstlichen Alterung dem „Bake-Hardening“ zusammensetzt, voll ausschöpfen zu können, muss bereits bei der Konzeption des Fahrzeuges beachtet werden, dass der Werkstoff auch eine ausreichende Verstreckung erfährt [JAR07].

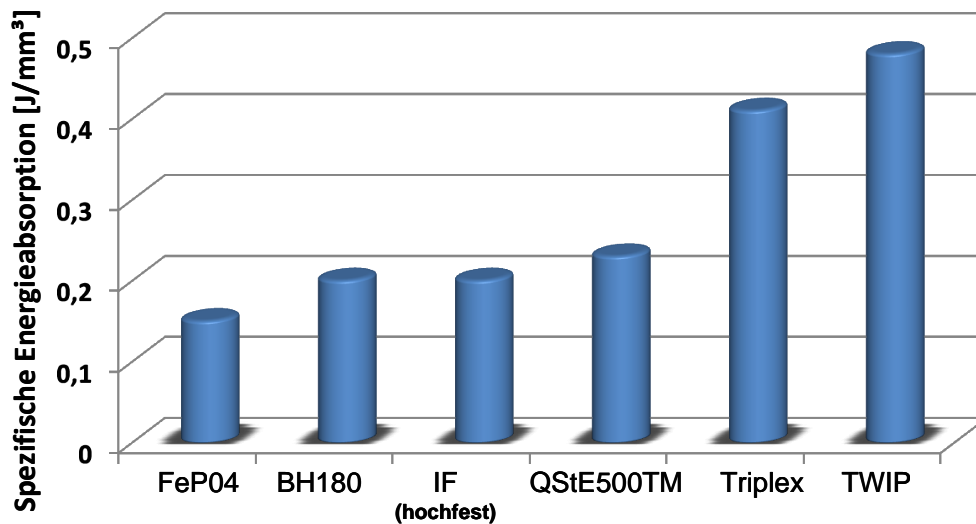


Abbildung 5: Spezifische Energieabsorption verschiedener Stahlblechwerkstoffe in J/mm³ [FRO07b]

Die unterschiedlichen Werte der spezifischen Energieabsorption zeigt Abbildung 5 für moderne Mehrphasen TWIP- und TRIPLEX-Stähle (siehe Kapitel 2.3) bei einer crashrelevanten Dehnrates von 100 s^{-1} im Vergleich zu kommerziellen Tiefziehstählen [FRO07b]. Die mehr als doppelt so hohe Energieaufnahme spricht deutlich für den Einsatz der modernen Stahlsorten.

Wie bereits erwähnt wird derzeit auch die Entwicklung von Stählen vorangetrieben, die während oder nach der Umformung einer Wärmebehandlung unterzogen werden. Hier sind zunächst die presshärtbaren Stähle zu nennen, bei denen es sich in der Regel um Güten vom Typ 22MnB5¹² handelt, die über Korrosionsschutzschichten verfügen, die, im Gegensatz zu Zink, auch bei höheren Temperaturen auf dem Werkstoff verbleiben. Dadurch ist es möglich die Stähle vor dem Umformen zu austenitisieren und beim Umformen im Werkzeug zu härten. Der Vorteil dieses Verfahrens ist eine sehr hohe Festigkeit der Bauteile (bis 1600 MPa) bei brillanten Umformeigenschaften im austenitischen Zustand. Außerdem tritt bei dieser Art der Fertigung praktisch keine Rückfederung auf.

Momentane Forschungsthemen bei dieser Technologie sind die Verkürzung der Taktzeiten, die Fertigung von gradierten Bauteilen und alternative Beschichtung. Aber auch neuere noch festere Güten befinden sich in der Entwicklung [AHSS06, BRO07, LEC06, WIL06, BER09].

Die zweite Gruppe der wärmebehandelbaren Stähle bilden die noch relativ neuen lufthärtenden Stähle¹³ (siehe Kapitel 7.1). Zur Erhöhung der Festigkeitssteigerung von kraftaufnehmenden Karosserieteilen wie z.B. Säulen, Tunnel oder Achsträger soll bei dieser Werkstoffgruppe eine Wärmebehandlung nach der Umformung zur Anwendung kommen, die aus Härten und nachfolgendem Anlassen besteht. Da öl- und wasserhärtende Werkstoffe sich durch die beim Härten erzeugten hohen Eigenspannungen stark verziehen, werden hier Stahlsorten eingesetzt, die schon bei langsamer Abkühlung an Luft ein martensitisches Gefüge bilden. Außerdem muss eine ausreichende Verformbarkeit der Platinen im kalten Zustand gegeben sein, wodurch die Kohlenstoffgehalte begrenzt sind.

¹² Chemische Zusammensetzung 0,22 %C, 0,35 % Si, 0,3% Cr und 0,005% Bor

¹³ PFHT-Stähle von Post-Forming Heat-Treatable

Sowohl die Stahlgüten für das Presshärten, wie auch die lufthärtenden Stähle, werden ausführlich im letzten Teil dieser Arbeit behandelt (siehe Kapitel 7).

Auch die Entwicklung der konventionellen Tiefziehstähle wird weiterhin mit großem Aufwand vorangetrieben. Für komplexe Bauteile ohne besondere Festigkeitsanforderungen werden auch zukünftig konventionelle Tiefziehstähle eine umfangreiche Verwendung finden.

Um die Vielseitigkeit dieser neuen Werkstoffe zu demonstrieren, hat die Stahlindustrie bereits früh verschiedene Designstudien wie zum Beispiel ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) und ULSAB-AVC (Advanced Vehicle Concept) betrieben, die nachweisen konnten, dass in Stahlbauweise das Erreichen einer erhöhten Fahrzeugsicherheit bei gleichzeitiger signifikanter Gewichtsreduzierung möglich ist.

Ein Resultat praktisch aller Studien mit modernen Stahlwerkstoffen ist die Erkenntnis, dass erfolgreicher Leichtbau nur mit einem Materialmix verschiedener Stahlgüten realisiert werden kann. Auch andere Leichtbauwerkstoffe müssen berücksichtigt werden, um zum leichtesten Ergebnis zu kommen. Dies spiegelt sich zum Beispiel im ScaLight-Projekt¹⁴ der Partner Salzgitter AG und Karmann wieder, wo moderne Stahlgüten mit Magnesiumblechen kombiniert werden. Ziel dieses Projektes ist es eine skalierbare Basisarchitektur für unterschiedliche Fahrzeuge für einen besonders wirtschaftlichen und leichten Karosserie-Rohbau zu konzipieren. Verbaut werden zu etwa je einem Drittel IF- und mikrolegierte-Stähle sowie 3 % Tiefziehstähle (siehe Kapitel 2.1), 5 % Komplexphasenstähle und 23 % Dualphasenstähle (siehe Kapitel 2.2) [FIS07, KRÖ07, LAN08] (siehe Abbildung 6).

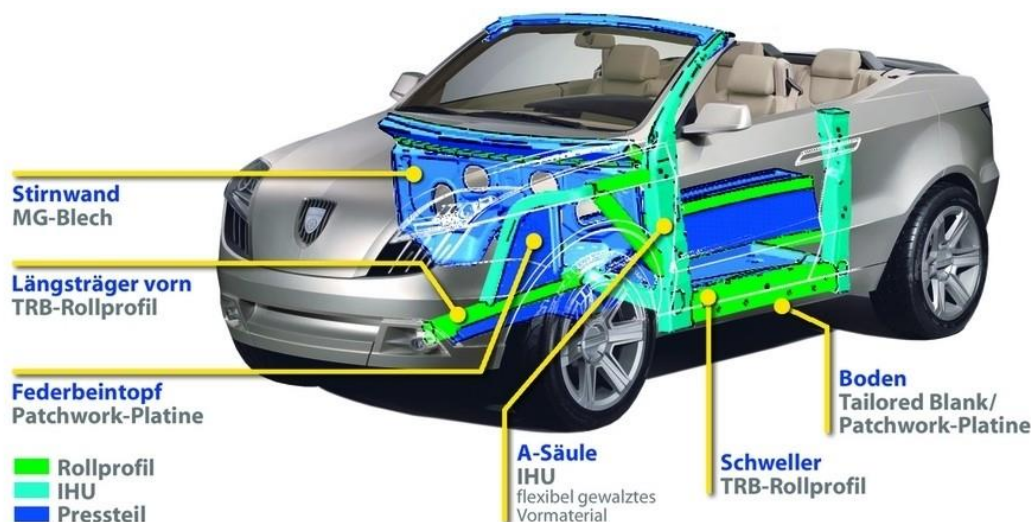


Abbildung 6: Werkstoffe und Verarbeitungsverfahren des Scalight Projektes (Quelle: Karmann)

Auch ThyssenKrupp arbeitet an einem Nachfolgeprojekt für ULSAB-AVC, dem „New Steel Body“-Konzept. Ziel dieses Projektes ist die konsequente Reduzierung des Gewichtes der Rohkarosserie durch eine Kombination von innovativer Profilbauweise mit Elementen der klassischen Schalenbauweise und dem Einsatz moderner Mehrphasenstähle.

Im Vergleich zum Referenzfahrzeug (Opel Zafira) bei dem die Rohkarosserie zu über 50 % aus DC04 (siehe Kapitel 2.1.1), also einem Tiefziehstahl mit einer Zugfestigkeit

¹⁴ Scalable Autobody Lightweight Concept

von 270 MPa bis 350 MPa besteht, konnte eine Gewichtsersparnis von 24 % errechnet werden. Dabei dominieren mit 72 %igem Anteil ganz klar die Mehrphasenstähle (Dualphasenstähle 42 %, Kompexphasenstähle 15 %, Restaustenitstähle 8 %, partiell martensitische Stähle 7 %) vor den klassischen Tiefziehstählen (16 %) und den mikrolegierten Stählen (12 %) (siehe Kapitel 2). Obwohl die Materialkosten von 350 € auf 255 € sinken, ergeben sich im Vergleich zur Referenzkarosserie Mehrkosten in Höhe von 2 % [LAN08].

Eine besondere Sichtweise verfolgt ThyssenKrupp Stahl mit seiner InCar Forschungsoffensive. Diese beinhaltet für die verschiedenen Bauteile jeweils 3 unterschiedliche Konzepte, die im Hinblick auf verschiedene Anforderungen, wie zum Beispiel Kosten, Gewicht oder Crash optimiert wurden [OVE08].

Ein Beispiel für eine gelungene Umsetzung dieser und ähnlicher Konzepte in die Praxis ist der Porsche Cayenne. Hier werden im Kastenrohbau (siehe Kapitel 8) zwar immer noch 36 % weiche Tiefziehgüten verbaut, aber der Rest setzt sich aus hochfesten Stählen (Mikrolegierte und BH-Güten (siehe Kapitel 2.1.5) mit 28 %) und höchstfesten Güten (TRIP-Stahl, Komplexphasenstahl, Dualphasenstahl und lufthärtenden Stählen) zusammen, wobei der DP 600 in dieser Gruppe mit 20 % klar dominant ist.

Ein weiteres interessantes Beispiel für die Verarbeitung moderner Stahlfeinbleche ist der VW Passat, bei dem im Kastenrohbau lediglich 18 % weiche Tiefziehgüten verwendet werden. Für Bauteile mit besonders hohen Festigkeitsanforderungen ($R_{p0,2} > 1000$ MPa) werden formgehärtete Stähle aus 22MnB5 verwendet [STE06]. Neben einer Modifizierung der Prozesskette „Tiefziehen“ erfordert der Einsatz dieser Werkstoffe auch eine angepasste Fügetechnik. Im geschilderten Fall kommen Laserschweißen, Laserlöten, sowie Punktschweißen und Kleben zum Einsatz.

Im nächsten Kapitel werden zunächst die konventionellen Güten, dann die Mehrphasenstähle und anschließend die für eine Wärmebehandlung geeigneten Stähle beschrieben.

2 Stahlblechwerkstoffe für die Umformung

2.1 Übersicht der etablierten Feinbleche

Flachprodukte können nach DIN 10079 in unterschiedliche Dicken-Bereiche untergliedert werden (siehe Abbildung 7), von denen im Rahmen dieser Arbeit nur Kaltband und Warmband relevant sind und bei letzterem nur Blechstärken bis max. 3 mm, also das klassische Feinblech.

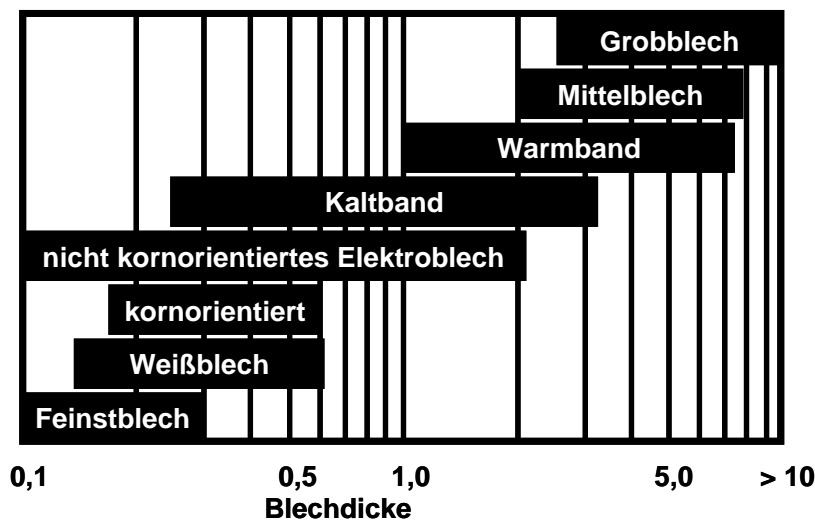


Abbildung 7: Dickenbereiche der Flachprodukte in Anlehnung an DIN 10079 nach [SHE09]

Natürlich finden derzeit auch für alle anderen Flachprodukte Werkstoffentwicklungen statt, die in der Regel aber andere Ziele als die Kombination von höherer Festigkeit bei gleichzeitig gesteigerter Umformbarkeit verfolgen. Eine Ausnahme bilden hier die Grobbleche¹⁵ für Gas- oder Ölpipelines, bei denen prinzipiell die gleichen Eigenschaften angestrebt werden wie bei den Feinblechen für die Automobilindustrie. Die Umformprozesse zur Herstellung von Rohren für den Pipelinebau, also das Spiralnahtschweißen oder der U-O-Prozess, erreichen aber keine vergleichbaren Umformgrade wie beim Tiefziehen. Aus diesem Grund und wegen der 5 bis 10-fach dickeren Wandstärke der Rohre kommen für diese Einsatzgebiete andere Werkstoffe zum Einsatz.

2.1.1 Tiefziehstähle

Die bisher wichtigste Gruppe der Tiefziehgüten bilden die weichen Tiefziehstähle, die heute in konventionellen PKW den größten Teil der eingesetzten Bleche umfassen. Diese Stahlsorten sind seit 1991 in DIN EN 10130 genormt. Es wird hier zwischen sechs Stählen differenziert, DC01 und DC03 bis DC07. Diese Güten unterscheiden sich durch ihre maximalen Werte für die Streckgrenze sowie minimale Werte für Zugfestigkeit und Bruchdehnung (siehe Kapitel 3.10.1) (siehe Tabelle 1). Es können auch Werte für senkrechte Anisotropie (r-Wert) (siehe Kapitel 4.4.3) und den Verfestigungsexponenten (n-Wert) (siehe Kapitel 4.4.1) angegeben werden. Die aus

¹⁵ Als Grobbleche gelten alle Bleche mit Stärken oberhalb von 3 mm, die nicht aufgerollt als Coil, sondern als Platten ausgeliefert werden.

diesen unlegierten, weichen Stählen gefertigten Feinbleche sind für das Umformen durch Tief- und Tiefstziehen bestimmt. Sie kommen in der Automobilindustrie sowohl für die Herstellung von Außenhaut, als auch von Strukturteilen in großem Umfang zum Einsatz.

Tabelle 1: Mechanische Eigenschaften weicher Tiefziehgüten nach DIN EN 10130 (alte Fassung)

Bezeichnung		Kennwerte				
Neu	Alt	R _e [MPa] (max.)	R _m [MPa]	A80 [%] (min.)	r-Wert (min.)	n-Wert (min.)
DC01	St 12	280	270 – 410	28	-	-
DC03	RRSt 13	240	270 – 370	34	1,3	-
DC04	St 14	210	270 – 350	38	1,6	0,18
DC05	St 15	180	270 – 330	40	1,9	0,20
DC06	IF 18	180	270 – 350	38	1,8	0,22
DC07		140	250 – 310	44	2,5	0,24

Im Gegensatz zu vorherigen Normen wurden die Güten DC05, die früher im deutschen Sprachraum als St15 bekannt waren und der IF Stahl IF 18, der heute als DC06 bezeichnet wird, neu aufgenommen. Im Februar 2007 wurde diese Norm überarbeitet. Die wesentlichen Änderungen sind die Erweiterung um eine zusätzliche Stahlsorte DC07 (IF-Stahl) und die deutlich verbesserten Kennwerte bei der Stahlsorte DC06¹⁶.

Die Chemische Zusammensetzung dieser Stähle ist in Tabelle 2 angegeben.

Tabelle 2: Chemische Zusammensetzung von Tiefziehstählen (Quelle: Arcelor)

Bezeichnung	C [%] (max.)	Mn [%] (max.)	Si [%] (max.)
DC01	0,10	0,50	0,10
DC03	0,10	0,50	0,10
DC04	0,08	0,50	0,10
DC05	0,06	0,35	0,10
DC06	0,01	0,25	0,03
DC07	0,01	0,25	0,03

Wie deutlich an den niedrigen Kohlenstoffgehalten der beiden Güten DC06 und DC07 zu erkennen ist, handelt es sich hier um ULC-Stähle¹⁷ aus der Gruppe der IF-Stähle. Da die geringen Restgehalte an Kohlenstoff mit Hilfe von Titan oder Niob abgebunden werden, gibt es keinen Kohlenstoff im Mischkristall¹⁸, was die Umformbarkeit dieser Güten verbessert. Im anschließenden Kapitel wird detaillierter auf diese Gruppe eingegangen.

¹⁶ Maximale Streckgrenze um 10 MPa reduziert, maximale Zugfestigkeit um 20 MPa reduziert, Mindestdehnung um 3% angehoben, r-Wert um 0,3 angehoben. Zusätzlich wurde die Gültigkeiten der Kennwerte von 6 Monaten auf unbegrenzt angehoben.

¹⁷ ULC = Ultra Low Carbon

¹⁸ Der maximale Gehalt von Kohlenstoff in Eisen bei Raumtemperatur beträgt ohnehin nur 0,0002%, denn obwohl Kohlenstoff das wichtigste Legierungselement des Eisens ist, ist er im ferritischen Gitter praktisch unlöslich.

Allgemein haben Tiefziehstähle ein rein ferritisches Gefüge, in dem vereinzelt körnige Karbide (siehe Kapitel 3.6.3.1) eingeschlossen sind (siehe Abbildung 8).

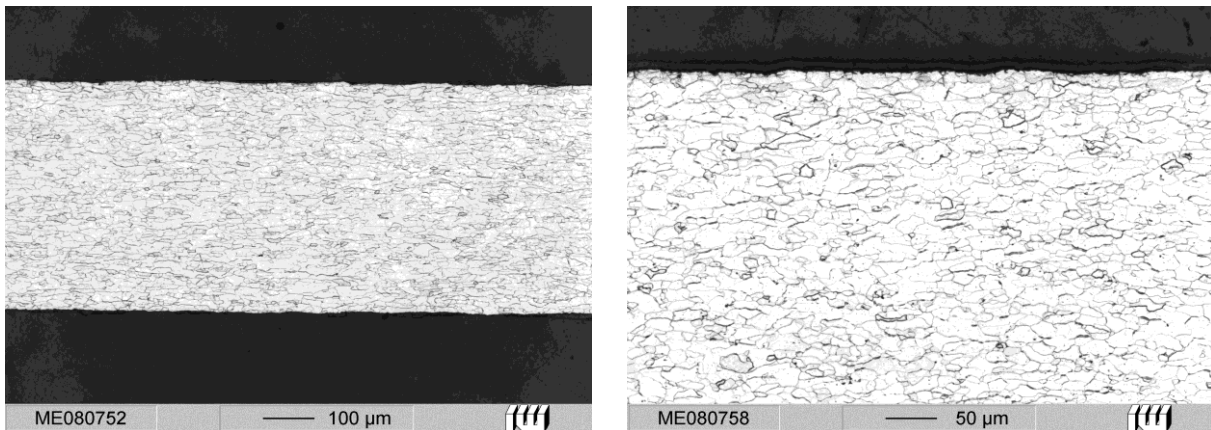


Abbildung 8: Gefüge eines Tiefziehstahls (DC04); links: gesamte Blechstärke; rechts: Ausschnitt; Lichtmikroskop, Ätzung: 2 % HNO₃

Bei den genannten Güten handelt es sich um kaltgewalzte Produkte, die im Anschluss an das Kaltwalzen (siehe Kapitel 4.2.3) einem Glühprozess im Haubenofen unterzogen werden. Während des Glühens (unterhalb der Umwandlung zum austenitischen Eisen) kommt es zu einer Rekristallisation (siehe Kapitel 3.3.2) und damit zu einer kompletten Neubildung des Gefüges. Durch das gleichzeitige Ausscheiden von Aluminium und Stickstoff werden hierbei als erstes Aluminiumnitride erzeugt, die sich auf den Korngrenzen ausscheiden. Bei der anschließenden Rekristallisation des Ferrits, wird dessen Korngrenzenorientierung von den ausgeschiedenen Aluminiumnitriden bestimmen. Das so entstehende Gefüge ist in Walzrichtung langgezogen. Dieses Gefüge wird Pancake-Gefüge genannt, seine ausgeprägte Textur resultiert in einem hohen r-Wert bzw. in einer guten Tiefziehbarkeit dieser Stähle, gleichzeitig existiert aber die Gefahr der Orangenhautbildung [GRE00].

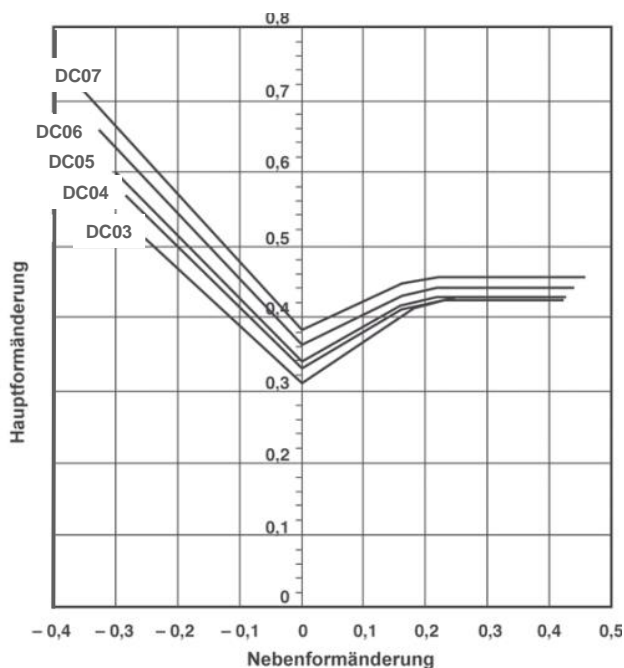


Abbildung 9: Grenzformänderungskurven von Tiefziehstählen (Quelle: Arcelor)

Das Grenzformänderungsschaubild (siehe Kapitel 4.4.4) für weiche Tiefziehgüten (siehe Abbildung 9) zeigt, dass vom DC01 zum DC07 mit sinkender Streckgrenze (siehe Tabelle 1) sowohl im Streckziehbereich (links) als auch im Tiefziehbereich (siehe Kapitel 4.3) größere Umformgrade erreicht werden können. Die Umformbarkeit der IF-Stähle (DC06 und DC07) wird von keiner anderen konventionellen Stahlsorte erreicht. Diese Güten weisen aber eine vergleichsweise hohe planare Anisotropie (siehe Kapitel 4.4.3) auf ($\Delta r = 0,5$ bis $0,7$) und neigen daher stark zur Zipfelbildung (siehe Abbildung 20) [BOD00].

Der Anwendungsbereich der weichen Tiefziehgüten umfasst ein weites Spektrum und insbesondere Bauteile mit hohen Anforderungen an die Umformbarkeit des Ausgangsmaterials (siehe Abbildung 10).

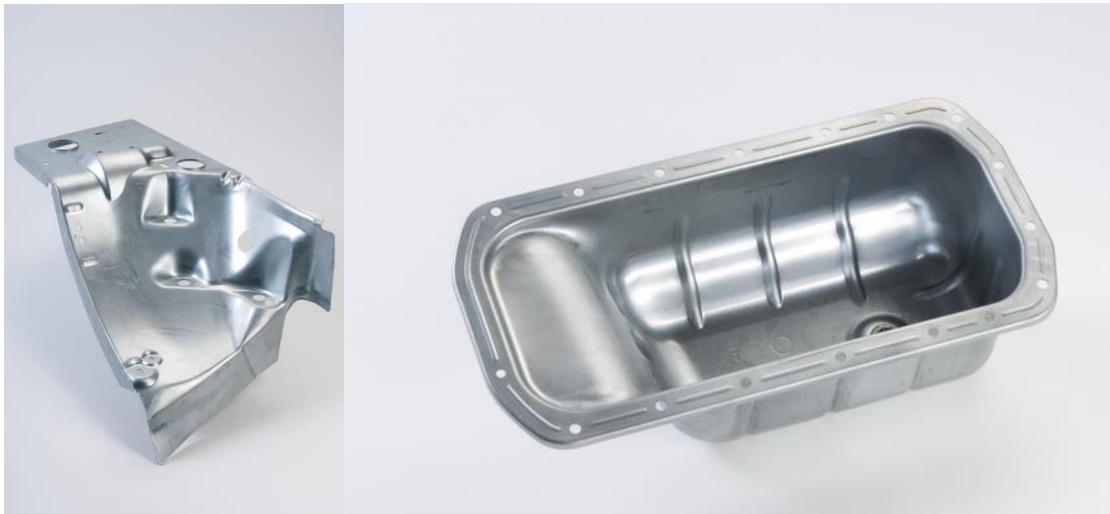


Abbildung 10: Radhaus und Ölwanne aus Tiefziehstahl (Quelle: Arcelor)

2.1.2 IF-Stähle (Interstitial free)

Zur Ausformung von sehr komplexen Tiefziehteilen wurden IF-Stähle (DC06 bzw. DC07) entwickelt, die über eine extrem gute Verformbarkeit verfügen. Diese Verformbarkeit wird vor allem dadurch erreicht, dass im Gitter keine interstitiell eingelagerten Legierungsbestandteile wie Kohlenstoff- oder Stickstoffatome vorliegen (siehe Abbildung 11) und so die Beweglichkeit der Versetzungen (siehe Kapitel 3.2.2) einschränken. Die Gefüge sind also frei von interstitiellen (auf Zwischengitterplätzen gelösten) Atomen, oder angelsächsisch: Interstitial free.

Um diesen Effekt zu erreichen, wird zunächst ein sehr niedriger Kohlenstoff- und Stickstoffgehalt (ideal: 20 ppm bis 40 ppm also 0,002 % bis 0,004 %) angestrebt. Dieser wird durch eine Vakuum-Entkohlungsbehandlung der Stahlschmelze vor dem Vergießen erzielt (siehe Kapitel 4.1.4). Die verbleibenden C- und N-Atome werden, wie bereits erwähnt, durch Zugabe von Titan und/oder Niob in Karbiden (TiC), Nitriden (TiN) oder Karbonitriden (TiCN) gebunden (siehe Kapitel 3.6.3). Diese scheiden sich spätestens während des langsamen Abkühlens nach der letzten Warmumformung aus [BOD00].

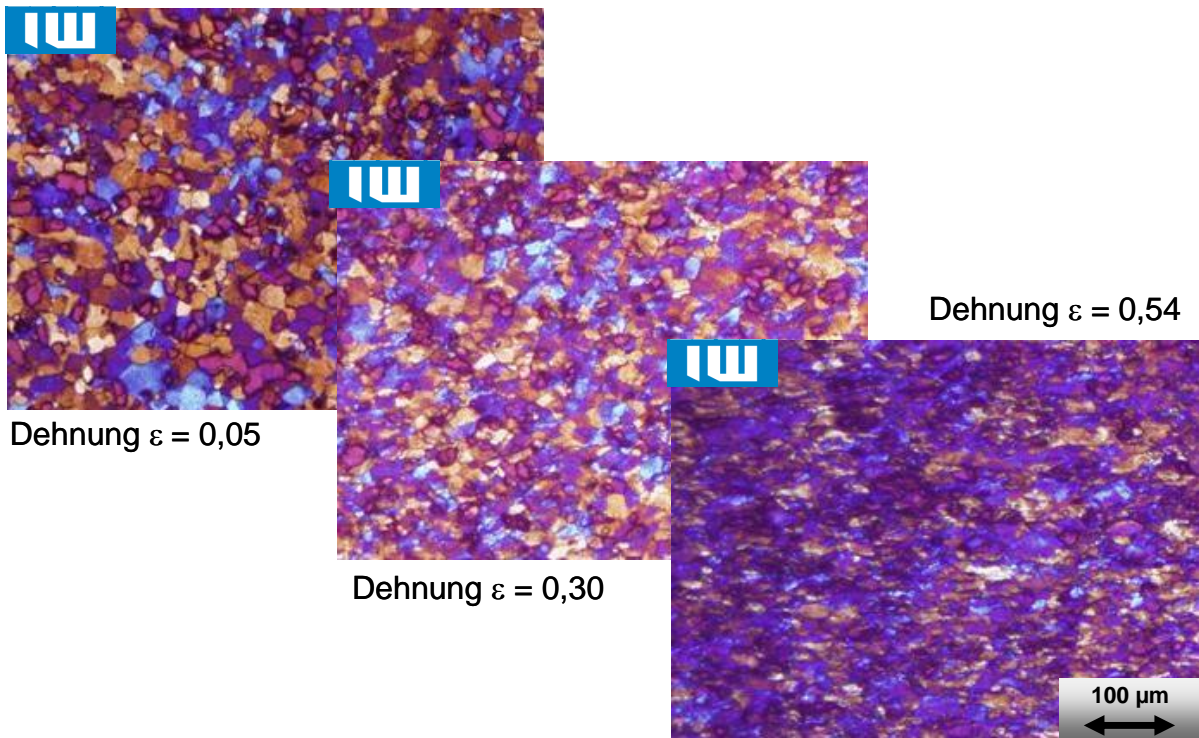


Abbildung 11: Umgeformtes Gefüge eines DC06 (Lichtmikroskop, Farbätzung nach Klemm)

IF-Stähle gibt es in verschiedenen Festigkeitsklassen (siehe Tabelle 3). Die gewünschte Festigkeit wird durch Mischkristallverfestigung durch das bewusste Zulegieren von P, Si und Mn erreicht. IF-Stähle sind auf Grund des fehlenden freien Kohlenstoffs alterungsbeständig (siehe Kapitel 4.2.6) [BOD00].

Tabelle 3: mechanische Kennwerte von IF-Stählen

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	r-Wert	n-Wert
IF 180	180 - 230	340 - 400	≥ 35	$\geq 1,7$	$\geq 0,19$
IF 220	220 - 260	340 - 400	≥ 33	$\geq 1,7$	$\geq 0,19$
IF 260	260 - 300	380 - 440	≥ 30	$\geq 1,5$	$\geq 0,18$
IF 300	300 - 340	400 - 460	≥ 28	$\geq 1,5$	$\geq 0,17$

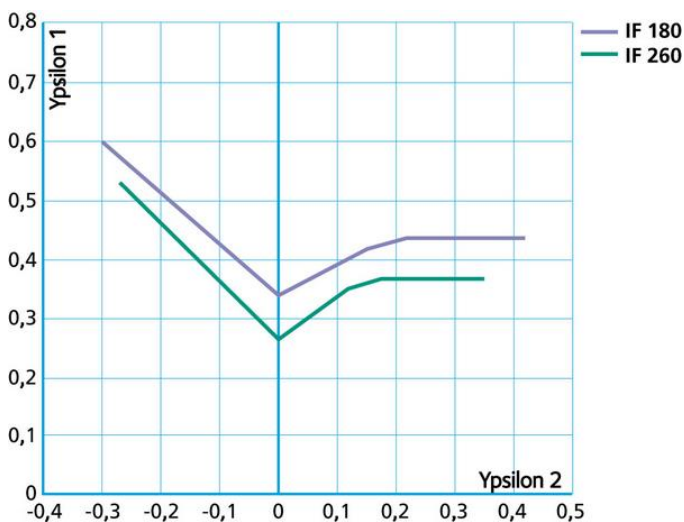


Abbildung 12: Grenzformänderungskurven von Tiefziehstahl (Quelle Arcelor)

Das ausgesprochen gute Umformvermögen der IF-Stähle lässt sich an ihrer Grenzformänderungskurve ablesen (siehe Abbildung 12). Diese Eigenschaft resultiert aus der Kombination von niedriger Streckgrenze und hohem r- und n-Wert (siehe Tabelle 3).

2.1.3 Mikrolegierte Stähle

Mikrolegierte Stähle werden von unterschiedlichen Anbietern unter verschiedenen Bezeichnungen wie zum Beispiel HSLA¹⁹ - oder MHZ²⁰ vertrieben. Allen Güten ist gemein, dass die erhöhten Festigkeitswerte durch Ausscheidungshärtung (siehe Kapitel 3.2.5.4) und Korngrößenverfeinerung (siehe Kapitel 3.2.5.3) bei gleichzeitiger Minimierung des Anteils an Legierungselementen erreicht werden. Zusätzlich ist eine Mischkristallverfestigung überlagert. Für diesen Effekt werden Mangan, Silizium und Phosphor verwendet.

Die Ausscheidungshärtung wird durch fein verteilte Karbonitride erreicht, die durch Zugabe von Titan oder Niob im Bereich von einigen hundertstel Prozent erzeugt werden. Dies ergibt bereits eine signifikante Steigerung von Streckgrenze und Zugfestigkeit. Bei warmgewalzten Güten (siehe Kapitel 4.2.2) kann zusätzlich Vanadium als ausscheidungsbildendes Legierungselement eingesetzt werden. Die Bruchdehnungen (siehe Kapitel 3.10.1) dieser Güten sind auf Grund der Ausscheidungen im Vergleich zu den phosphorlegierten Stählen leicht herabgesetzt [BOD00]. Dies zeigt sich auch in einer allgemein niedrigeren Lage der Grenzformänderungskurven (siehe Abbildung 13) im Vergleich zu den phosphorlegierten Güten (siehe Abbildung 15) und vor allem den Tiefziehstählen (siehe Abbildung 9).

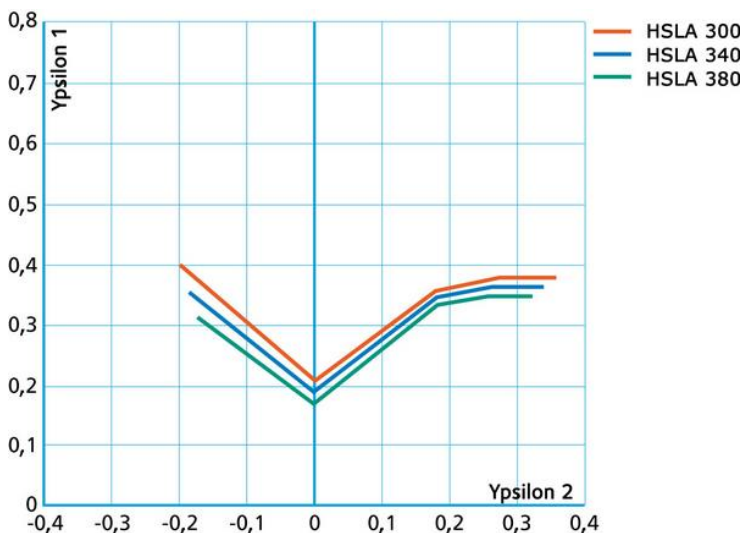


Abbildung 13: Grenzformänderungskurven mikrolegierter Stähle (Quelle: Arcelor)

Die mechanischen Kennwerte dieser Güte liegen im Bereich von 260 MPa bis 420 MPa für die Streckgrenze und 350 bis 480 MPa für die Zugfestigkeit bei Bruchdehnungen von 28 % bis 17 %.

¹⁹ HSLA = High Strength - Low Alloy

²⁰ MHZ = mikrolegierte höherfeste Ziehgüten

Mikrolegierte Stähle sind für die Fertigung von Strukturbauteilen der Rohkarosserie, insbesondere von Verstärkungselementen, Trägern, Säulen und Chassisteilen bestimmt (siehe Abbildung 14).



Abbildung 14: Vorderer Stoßfängerträger (DP780) und Stoßdämpfer aus HSLA 300 (Quelle: Arcelor)

2.1.4 Phosphorlegierte Stähle

Für alle metallischen Werkstoffe gilt, dass eine Steigerung ihrer Festigkeiten durch eine Mischkristallbildung vorgenommen werden kann. Dies kann, wie beim Kohlenstoff, durch Atome auf Zwischengitterplätzen geschehen oder durch den Austausch von Atomen auf regulären Gitterplätzen (siehe Kapitel 3.2.1.3). Eine ausgeprägte Steigerung der Festigkeit ist bei Eisen mit Hilfe der Einlagerung von Phosphor zu realisieren. Bereits eine Menge von 0,01 Ma% Phosphor bewirkt eine Erhöhung der Streckgrenze um 8 MPa [BOD00].

Die im Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 094 beschriebenen Stähle werden mit Streckgrenzen von 220 MPa bis 300 MPa, Zugfestigkeiten von 340 MPa bis 400 MPa und Bruchdehnungen von 32 % bis 26 % angeboten. Im Oktober 2006 wurden diese Stähle in die DIN EN 10268 aufgenommen. Die Umformbarkeit dieser Güten kann an Hand ihre Grenzformänderungsschaubilder (siehe Abbildung 15) beurteilt werden.

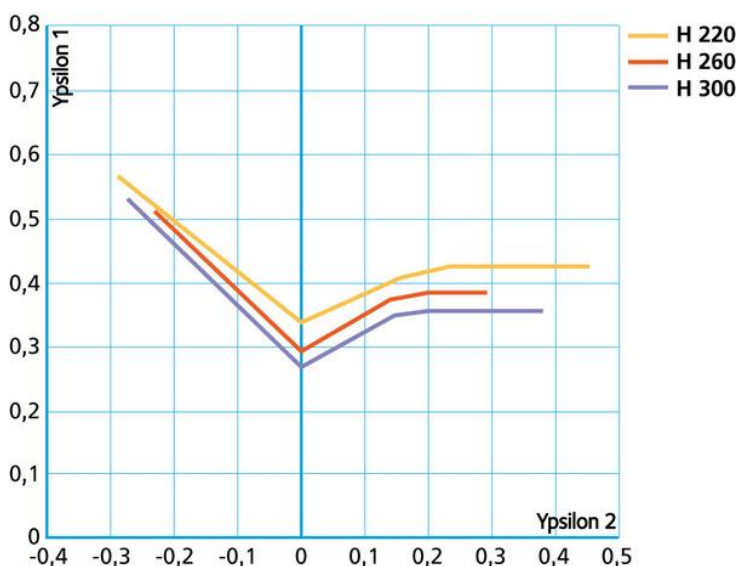


Abbildung 15: Grenzformänderungskurven phosphorlegierter Stähle (Quelle: Arcelor)

Auf Grund des guten Verhältnisses der mechanischen Festigkeit zur Tiefziehfähigkeit können phosphorlegierte Stähle vielseitig eingesetzt werden. Zum Beispiel als Längsträger, Querträger, Bodenbleche, Radmulden und –häuser (siehe Abbildung 16) [LAN08].



Abbildung 16: Längsträger aus phosphorlegiertem Stahl (H 260, Dicke: 1,8 mm)
(Quelle: Arcelor)

2.1.5 Bake-Hardening-Stähle

Die seit 1985 hergestellten Bake-Hardening-Stähle erreichen eine zusätzliche Verfestigung während des Einbrennens des Lacks. Dieser so genannte Bake-Hardeningeffekt ist eine absichtliche, künstliche Alterung. Sie wird typischer Weise bei Temperaturen von etwa 160 °C bis 200 °C erreicht. Während dieser Alterung diffundiert Kohlenstoff im Gefüge und blockiert die Versetzungen (siehe Kapitel 3.10.1), in deren Nähe sich die Kohlenstoffatome aus energetischen Gründen bevorzugt anlagern.²¹ Hierdurch kommt es zu einer Steigerung der Festigkeit, deren Voraussetzung allerdings eine vorhergegangene plastische Verformung ist [DAH982].

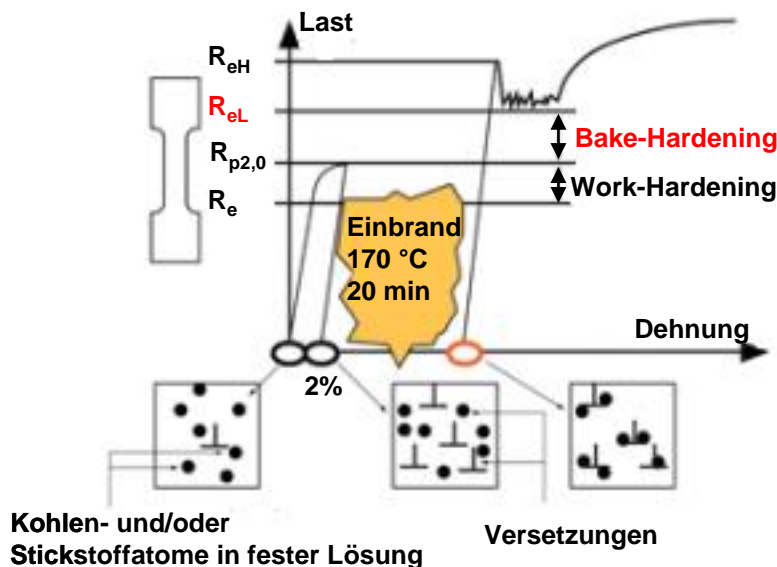


Abbildung 17: Metallkundliche Vorgänge beim Bake-Hardening-Effekt

²¹ Diese Ansammlung von Versetzungen wird Cottrell-Wolke genannt [BAR07, SCHA96].

Die Vorgänge bei der Verarbeitung von BH-Stählen zeigt Abbildung 17. Nach der anfänglichen Umformung kommt es beim Einbrennen des Lacks zur Wanderung der Kohlenstoffatome zu den Versetzungen, die dadurch vom Kohlenstoff blockiert werden. So kommt es neben der Steigerung der Festigkeit auch zu einer ausgeprägten Streckgrenze, die auftritt wenn sich die Versetzungen losreißen.

Ein besonderer Vorteil dieser Güten ist also darin begründet, dass sie im Anlieferungszustand auf Grund der niedrigen Streckgrenze und der hohen r- und n-Werte eine gute Kaltumformbarkeit zeigen und im Endzustand die Festigkeitseigenschaften höherfester Stähle erreichen [BLE04].

Auch Stickstoff bewirkt einen Bake-Hardeningeffekt, dieser ist allerdings im Allgemeinen schlechter kontrollierbar als der des Kohlenstoffs.

Eine Voraussetzung zum Erreichen dieses Effektes ist natürlich, dass beim Glühen nach dem Kaltwalzen (siehe Kapitel 4.2.4) noch gelöster Kohlenstoff im Gitter verbleibt.

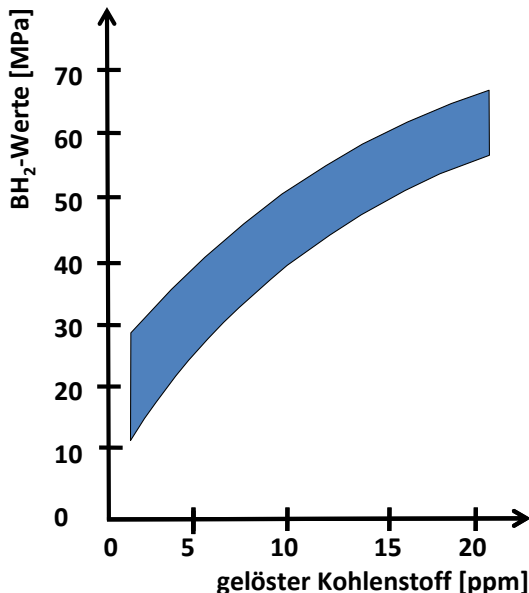


Abbildung 18: Einfluss des Kohlenstoffgehaltes auf den BH-Effekt [BLE04]

Die mögliche Festigkeitssteigerung in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes zeigt Abbildung 18. Werte über 15 ppm sollten allerdings nicht eingestellt werden, da dann bereits während der Lagerung der Bleche eine unerwünschte Alterung eintritt. Die Kohlenstoffgehalte sind daher von 0,04 % bei weichen Güten, bis 0,1 % bei den festen Güten, begrenzt.

Es handelt sich bei den BH-Stählen von ihrer Konstitution her um kaltgewalzte phosphorlegierte Stähle. Auch diese Stähle wurden 2006 aus der SEW 094 in die DIN EN 10268 aufgenommen. Eine Übersicht über die mechanischen Eigenschaften der lieferbaren BH-Güten zeigt Tabelle 4.

Tabelle 4: Mechanische Eigenschaften der BH-Stähle

	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	r-Wert	n-Wert	BH ₂ [MPa]
180 BH	180 - 230	300 - 360	≥ 34	≥ 1,6	≥ 0,17	≥ 35
195 BH	195 - 270	340 - 400	≥ 32	≥ 1,3	≥ 0,16	≥ 35
220 BH	220 - 270	340 - 400	≥ 32	≥ 1,5	≥ 0,16	≥ 35
260 BH	260 - 300	370 - 430	≥ 30		≥ 0,15	≥ 35
300 BH	300 - 360	420 - 480	≥ 28		≥ 0,14	≥ 40

Der in Tabelle 4 angegebene BH₂-Kennwert entspricht der Differenz der unteren Streckgrenze (siehe Kapitel 3.10.1) nach zweiprozentiger Umformung und Wärmebehandlung²² zu einer $R_{p2,0}$ (sic) Dehngrenze (siehe Kapitel 3.10.1). Die Messung des BH₂-Wertes dient zur quantitativen Bestimmung des Verfestigungspotenzials während des Einbrennens des Lacks.

Der Bake-Hardening-Effekt tritt auch bei Dualphasen-, Komplexphasen- und TRIP-Stählen auf [PAL07].

Bake-Hardening-Stähle sind für die Fertigung von Außenhautteilen wie Türen, Motorhauben, Heckklappen, Kotflügel und Dächer sowie von Strukturteilen, zum Beispiel Unterbodenteile, Verstärkungen, Querträgern oder Innenhautteilen gut geeignet (siehe Abbildung 19).

**Abbildung 19: Tür und vorderer Lastträger aus BH-Stahl (Quelle: Arcelor)**

2.1.6 I-Stähle (Isotrope Stähle)

Diese ferritischen Stähle zeichnen sich vor allen Dingen dadurch aus, dass sie keine Anisotropie (Zipfelbildung) aufweisen. Ihr Δr -Wert (siehe Kapitel 4.4.3) ist nahezu Null, das bedeutet, dass sie keine planare Anisotropie aufweisen, also keine Richtungsabhängigkeit des r-Werts²³. Dies wird durch einen angepassten Kaltwalzgrad erreicht und dadurch, dass der gelöste Stickstoff durch Zugabe von Titan oder Bor abgebunden wird, so dass sich keine Aluminiumnitride bilden, die die

²² 20 Minuten bei 170 °C

²³ Die r-Werte von Proben, die unter 0 °, 45 ° und 90 ° zur Walzrichtung entnommen werden sind identisch.

Ausrichtung der Körner bei der Rekristallisation beeinflussen und so zu isotropem Verhalten führen.

Insbesondere flach gewölbte Außenhautteile lassen sich auf Grund des isotropen Fließverhaltens hervorragend ausstrecken, was zu einer hohen Verfestigung während des Umformprozesses führt.



Abbildung 20: Blech mit und ohne Zipfel nach dem Tiefziehen (Quelle: Salzgitter AG)

In Abbildung 20 werden Nüpfchen aus einem Blech mit Textureinfluss und aus einem isotropen Stahl gezeigt. Während der Rand des Nüpfchens aus I-Stahl (links) fast kreisförmig ist, erzeugen die Zipfel des Tiefziehbleches (rechts) eine deutliche Wellenlinie.

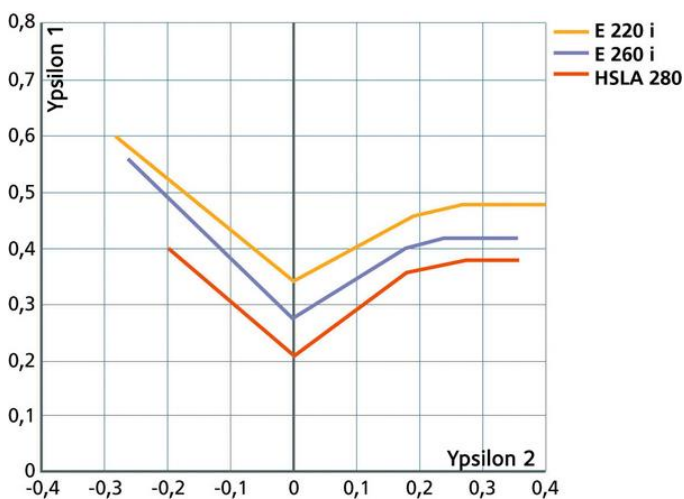


Abbildung 21: Grenzformänderungskurven verschiedener I-Stähle (Quelle: Arcelor)

Die Umformbarkeit der I-Stähle lässt sich anhand ihrer Grenzformänderungskurve einschätzen. Erkennbar ist, dass I-Stahl (ZStE 260i) im Streckziehbereich (rechte Seite mit Zug-Zug-Zuständen) auf Grund seines isotropen Fließverhaltens im Bereich eines DC05 liegt. im Tiefziehbereich entspricht seine maximale Umformbarkeit der eines DC04.

Die mechanischen Eigenschaften eines weichen und eines festen I-Stahls können aus Tabelle 5 abgelesen werden. Dabei ist zu beachten, dass ausnahmsweise nicht die senkrechte Anisotropie, also der r-Wert, sondern die planare Anisotropie, also der Δr -Wert (siehe Kapitel 4.4.3) angegeben ist.

Tabelle 5: Mechanische Eigenschaften von I-Stählen

	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A80 [%]	n^* [-]	Δr [-]
ZStE 220i	220-260	300 - 380	> 36	> 0,19	< 0,15
ZStE 340i	340-380	400 - 500	> 30	> 0,16	< 0,15

2.2 Mehrphasenstähle

Die bisher beschriebenen Stähle sind einphasige ferritische Werkstoffe, deren Verformungsmechanismus einzig auf dem Abgleiten von Gitterebenen (siehe Kapitel 3.1.2) unter Zuhilfenahme von Versetzungen beruht. Dies kann zusätzlich zur Bildung von Gleitbändern (siehe Kapitel 3.10.6) führen, andere Umformmechanismen sind aber nicht aktiv [GOT07].

Die Verfestigung dieser Werkstoffe beruht dementsprechend auf der Blockade der Versetzungen durch neu entstehende Versetzungen (Kaltverfestigung) und eventuell zusätzlich auf der Blockade dieser Versetzungen durch eine künstliche Alterung (Diffusion von interstitiell gelösten Atomen an die Versetzungen) (siehe Kapitel 3.2.5).

Aus metallphysikalischer Sicht stehen sowohl für die Verformung als auch für die dabei angestrebte Verfestigung noch zahlreiche andere Mechanismen zur Verfügung. Ziel der Entwicklung von Mehrphasenstählen ist es daher, diese Möglichkeiten konsequent zu nutzen um festere Werkstoffe mit besseren Verformungseigenschaften zu erhalten. Wenn zusätzlich noch Legierungselemente eingesetzt werden, die leichter sind als Eisen und/oder zu einer Gitteraufweitung führen ist gleichzeitig eine Reduktion der Dichte möglich.

2.2.1 Dualphasenstähle²⁴

Die Grundlagen zur Entwicklung von Dualphasenstählen (DP-Stahl) gehen bis in die 70er Jahre zurück und kennzeichnen den Beginn des Leichtbaus mit Stahlwerkstoffen in der Automobilindustrie.

DP-Stähle sind sowohl als Kaltband als auch als Warmband erhältlich. Sie haben eine ferritische Matrix mit 5 % bis 10 % Martensit (siehe Kapitel 3.6.2.7) (siehe Abbildung 22) und erreichen Streckgrenzen zwischen 300 MPa bis 600 MPa und Zugfestigkeiten von 500 MPa bis 800 MPa, bei einzelnen Güten auch höhere Werte [TKS08]. Die Festigkeiten steigen mit dem Anteil der Martensitphase [MER06]. Die Bruchdehnungen der weniger festen Güten liegen bei 20 % bis 24 %.

Dualphasenstähle werden durch eine kontinuierliche Abkühlung aus der austenitischen Phase (siehe Kapitel 3.6.2.1) (Warmband) oder durch eine Abkühlung aus dem Zweiphasengebiet Ferrit/Austenit erzeugt (siehe Kapitel 6.1.3) (Kaltband und verzinkte Bleche). Wenn ein ausreichender Teil Ferrit gebildet wurde, wird rasch abgeschreckt, um das restliche Gefüge von Austenit zu Martensit umzuwandeln. Bei Warmbandgüten, die höhere Dehnungen haben, kann ein erheblicher Teil des Gefüges als Bainit (siehe Kapitel 3.6.2.6) vorliegen.

Beim Abkühlen führt die Austenit-Martensit-Umwandlung zu einer Verformung des umgebenden Ferrits, so dass sich keine ausgeprägte sondern eine kontinuierliche Streckgrenze ausbildet [BER06].

²⁴ Dualphasenstähle werden oft mit Duplexstählen verwechselt. Dies sind ebenfalls zweiphasige Stähle, allerdings mit einem Gefüge aus einer Ferrit-Matrix und Inseln aus Austenit, woraus völlig andere Eigenschaften resultieren.

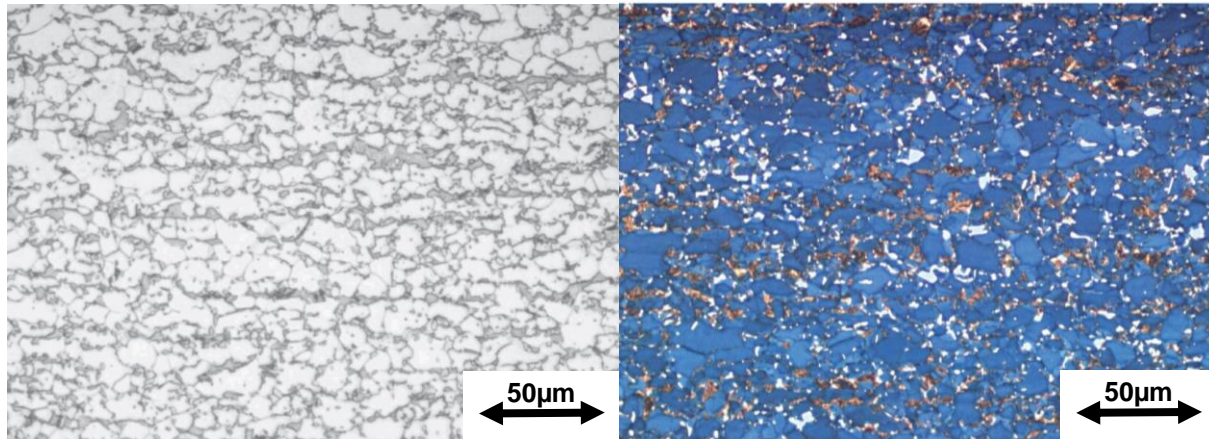


Abbildung 22: Gefüge eines DP-Stahls (Lichtmikroskop, links 2 % HNO₃ , rechts Farbbätzung nach Klemm) [TKS08]

Das Gefüge eines DP-Stahls zeigt Abbildung 22. Links in der typischen HNO₃-Ätzung. Hier lässt sich gut die helle ferritische Matrix vom dunklen Martensit unterscheiden. Nach einer Farbbätzung (rechts) nach Klemm (siehe Kapitel 5.1.5) erscheint der Ferrit blau, Martensit braun und nicht anätzbarer Martensit sowie Restaustenit (siehe Kapitel 3.6.2.2) weiß [PET06].

Die gute Verformbarkeit von Dualphasenstählen geht auf die leichte Verformbarkeit des weichen Ferrits zurück. Um den Zusammenhalt dieser Gefügebestandteile mit dem nicht verformten Martensit zu gewährleisten müssen an den entsprechenden Korngrenzen zahlreiche Versetzungen entstehen (siehe Kapitel 3.10.4). Hierin begründet sich eine im Vergleich zu konventionellen Stählen sehr starke Verfestigung, das sogenannte Workhardening.

Diese Verfestigung kann dann noch durch den Bake-Hardening-Effekt gesteigert werden. Der BH₂-Wert dieser Stähle liegt zwischen 30 MPa und 40 MPa [DAH982].

Wenn der Martensit bereits vor dem Feuerverzinken (siehe Kapitel 4.2.5) erzeugt wird, kommt es bei der Temperaturerhöhung, die für diesen Prozessschritt benötigt wird, zum Anlassen des Martensits (siehe Kapitel 3.8.2) und zu einer künstlichen Überalterung [FLA07a]. Dieser Vorgang ist in der Regel mit einer Festigkeitsabnahme des Werkstoffes verbunden, was durch die Zugabe von Chrom verhindert werden kann. Die künstliche Überalterung bewirkt die Bildung von Karbiden aus dem im Gitter gelösten Kohlenstoff, der dann nicht mehr für den BH-Effekt zur Verfügung steht. Auf diese Weise lässt sich der BH₂-Wert beeinflussen [ENG03].

Die starke Verfestigung führt zu hohen n-Werten und zu einer ausgesprochen guten Streckziehbarkeit. Gleichzeitig haben DP-Stähle relativ niedrige Streckgrenzen bzw. Streckgrenzverhältnisse²⁵, was ihre Umformbarkeit weiter verbessert.

Dualphasenstähle, insbesondere die der höchsten Güteklassen, tendieren zum „Rückfedern“ (siehe Kapitel 4.4.5) (siehe Abbildung 23). Es ist daher wichtig dies bei der geometrischen Auslegung der Bauteile und Werkzeuge zu berücksichtigen [PAU05].

²⁵ Koeffizient aus der Streckgrenze dividiert durch die Zugfestigkeit

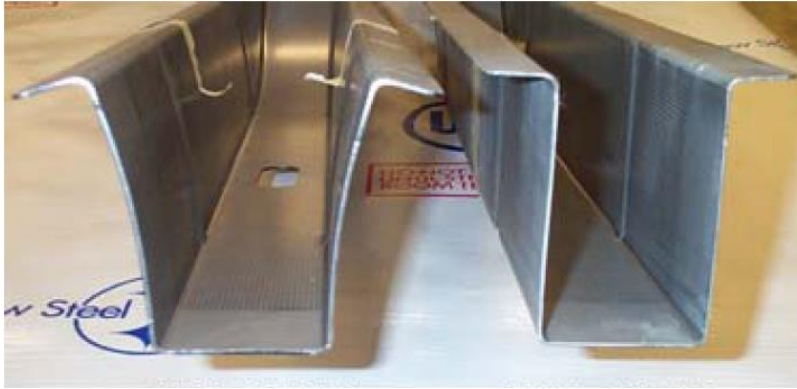


Abbildung 23: Rückfederung beim Tiefziehen eines Tunnels: DP 350/600 (links) im Vergleich zu einem HSLA 350/450 (rechts) [AHSS06]

Beide in Abbildung 23 gezeigte Tunnel wurden auf dem gleichen Werkzeug gezogen und sind aus Werkstoffen mit identischen Streckgrenzen. Trotzdem zeigt der Dualphasenstahl eine drastisch höhere Rückfederung.

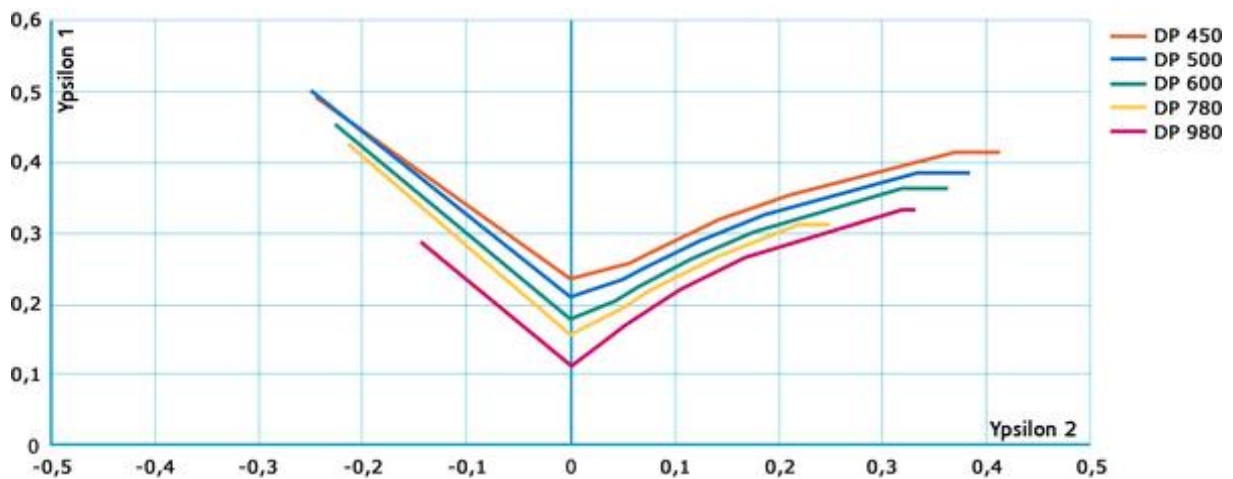


Abbildung 24: Grenzformänderungskurven verschiedener DP-Stähle (Quelle: Arcelor)

Die Grenzformänderungsdiagramme verschiedener Dualphasenstähle sind in Abbildung 24 dargestellt. Wie zu erwarten, nimmt die Umformbarkeit mit steigenden Festigkeiten ab.



Abbildung 25: Rad mit Radkranz aus warmgewalztem DP 600

Typische Anwendungsbeispiele für diese Stähle sind flache, streckgezogene Profile in Autotüren, festigkeitsrelevante Trägerstrukturen und energieabsorbierende Bauteile, sowie Stahlfelgen (siehe Abbildung 25) [LAN08].

2.2.2 Komplexphasen Stähle

Diese Güten werden sowohl als Warm- als auch als Kaltband angeboten. Sie sind eine Weiterentwicklung der DP-Stähle und ihnen vom Gefüge sowie auch von der chemischen Zusammensetzung ähnlich, allerdings mit höheren Gehalten an Si, Cr, Mo, Ti und Nb [BER06, MER06]. Der wesentliche Unterschied ist, dass sie keine rein ferritische, sondern eine ferritisch-bainitische Matrix und wesentlich geringere Korngrößen haben (siehe Abbildung 27).

CP-Stähle erreichen daher Streckgrenzen von 600 MPa bis 900 MPa und Zugfestigkeiten von etwa 800MPa bis 1200 MPa. Sie weisen mit 10 % aber nur etwa halb so große Bruchdehnungen auf wie DP-Stähle [TKS08a].

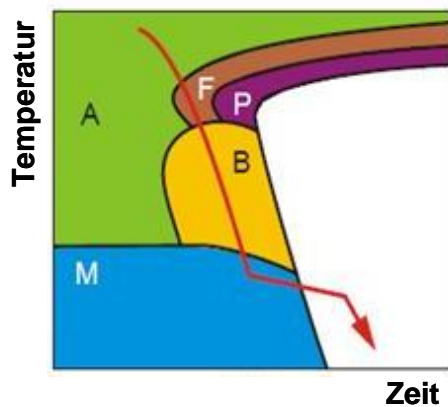


Abbildung 26: Abkühlvorgang zur Herstellung von Komplexphasenstählen im schematischen ZTU-Schaubild

Den Abkühlvorgang zur Einstellung des gewünschten Gefüges zeigt Abbildung 26 schematisch. Es handelt sich im Grunde um eine kontinuierliche Abkühlung durch den Ferrit- und den Bainit-Bereich bis zum Unterschreiten der Martensitstarttemperatur (siehe Kapitel 3.8.3).

Das Gefüge der CP-Stähle (siehe Abbildung 27) ist daher im Grunde dreiphasig und weist neben der ferritisch-bainitischen Matrix mit Martensit ggf. Restaustenit und Perlit auf, wobei der Restaustenit weniger stabil ist als in TRIP-Stählen.

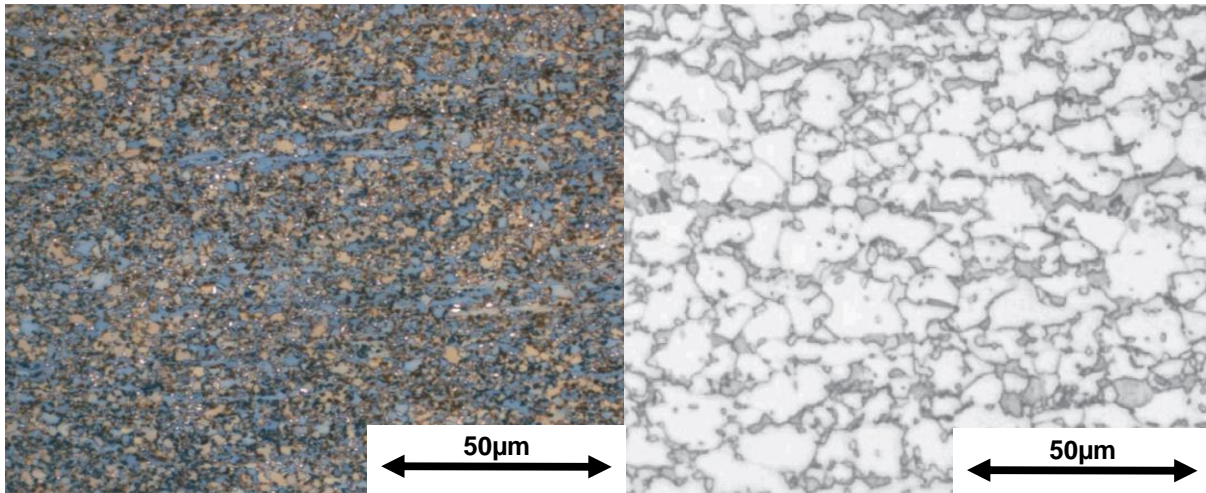


Abbildung 27: Lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefüge eines kaltgewalzten CP-Stahls (links) [TKS08a] und eines DP-Stahls (rechts) [TKS08] zum Vergleich der Korngrößen

Die starke Kornfeinung wird durch Rekristallisation oder durch Ausscheidungen von Mikrolegierungselementen (siehe Kapitel 3.2.5.4) erreicht [AHSS06]. Diese zeigt sich deutlich insbesondere im Vergleich zum Dualphasenstahl (siehe Abbildung 27 rechts).

Neben dem bereits bei kleinen Umformgraden guten Work-Hardening haben Komplexphasenstähle auch ein sehr gutes Bake-Hardeningverhalten. Im Durchschnitt erreichen sie mit 70 MPa noch deutlich höhere BH_2 -Werte als DP-Stähle.

Typische Anwendungen aus Komplexphasenstählen sind crashrelevante Bauteile wie Verstärkungen für Türsegmente oder B-Säulen sowie Stoßstangen [TKS08a]. Eine besondere Rolle spielt der CP-800 auch beim Stahlleichtbau-Chassis (SLC)-Konzept von ThyssenKrupp. Hier werden Längsträger und hinterer Querträger aus artgleichen Tailored Welded Blanks gefertigt. Auch die Vorderachsquerlenker der neuen Poloplattform, die bisher in der klassischen Zweischalbauweise (siehe Kapitel 7) ausgeführt waren, konnten durch einschalige Lenker aus CP-W 800 ersetzt werden. Bei gleichem Gewicht kann hier eine Kostenersparnis von ca. 25 % realisiert werden [OVE08, SUD09].

2.3 Hochmanganhaltige Leichtbaustähle

Der erste Vertreter dieser Stahlgruppe war der bereits 1882 entwickelte Hadfield-Stahl²⁶ (1.3401 bzw. X120Mn12), der eine gute Verschleißbeständigkeit aufweist und auch für die Fertigung der englischen Stahlhelme im ersten Weltkrieg verwendet wurde.

Die relativ neue Gruppe der hochmanganhaltigen Leichtbaustähle des Legierungstyps Fe-Mn-Al-Si-C zeichnet sich bei bis zu 15 % verringerter Dichte²⁷ durch hohe Festigkeiten über 1100 MPa und Bruchdehnungen bis zu 90 % aus.

²⁶ Nach seinem Erfinder Sir Robert Abbott Hadfield (1858 - 1940), einem englischen Stahlwerkbesitzer benannt.

²⁷ Aluminium und Silizium haben eine deutlich geringere Dichte als Eisen. In erster Linie geht die Dichteabnahme aber auf die von Aluminium und Mangan verursachte Gitteraufweitung zurück. Jedes Prozent Aluminium reduziert die Dichte etwa um 1 %.

Diese Effekte basieren auf den spezifischen Verformungsmechanismen dieser Werkstoffe:

TRIP oder m-TRIP-Effekt²⁸ – einer Transformation von (Rest-)Austenit zu Martensit
 TWIP-Effekt²⁹ – einer auf Zwillingsbildung beruhenden Verformung
 SIP-Effekt³⁰ – einer Verformung durch ausgeprägte Bildung von Scherbändern
 [FRO08]

Die Grundlage für die Legierungsbildung dieser Stähle bilden die Systeme Fe-Mn und Fe-Mn-Al (siehe Abbildung 28).

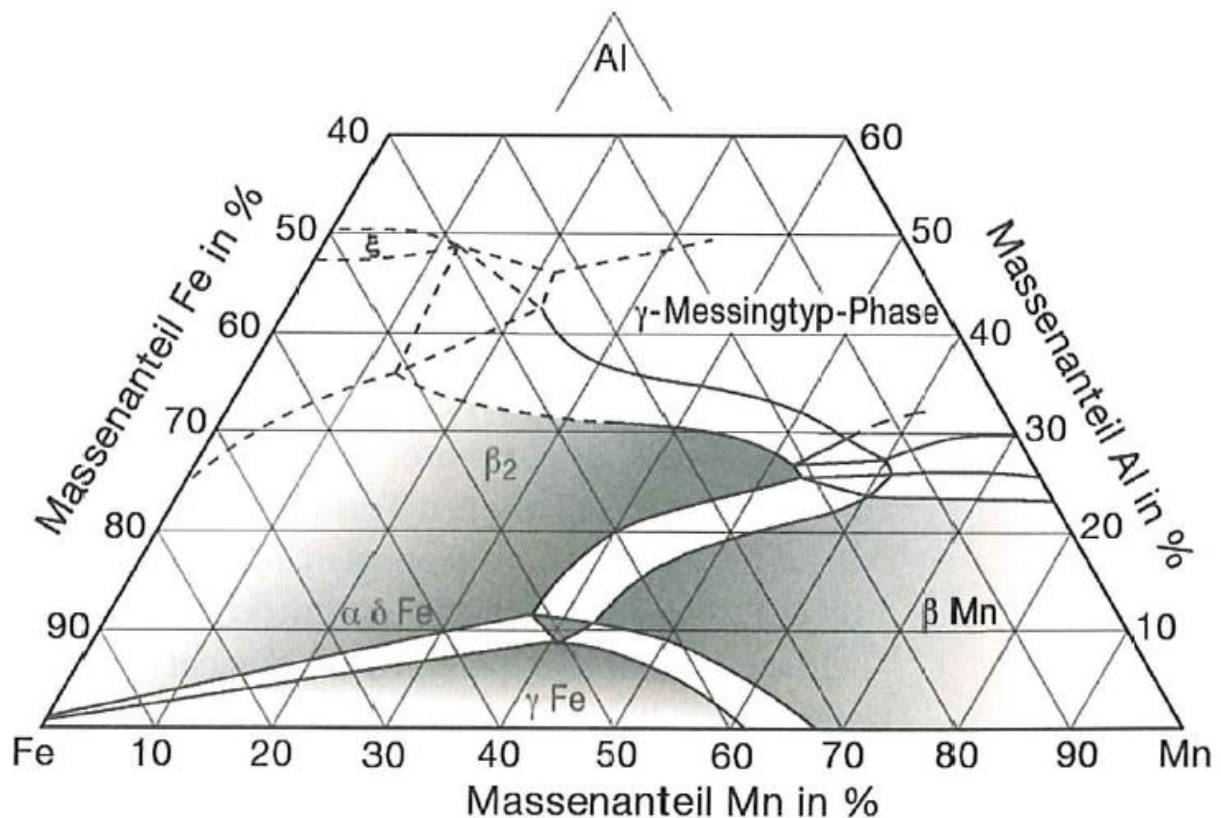


Abbildung 28: Ternäres Phasendiagramm Fe-Mn-Al bei 1000 °C, Atom-% [FRO09c]

Die maximale Ausdehnung des einphasigen γ -Gebietes liegt bei 10 % Aluminium und 40 % Mangan. Dieses Gebiet wird wie im Zweistoffsystem Fe-C durch die Zugabe von Kohlenstoff stabilisiert. Oberhalb von 10 % Al existiert ein ferritischer α -(Fe, Mn, Al) Mischkristall. Die dritte relevante Phase ist das sich spinodal ausscheidende κ -Karbid vom Perovskit-Strukturtyp mit der Zusammensetzung $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}$. In Abhängigkeit dieser Phasen und ihrer exakten Zusammensetzung variieren die Differenzen der Gibbs-Enthalpie $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ von Austenit und Martensit (die ein Maß für die Stabilität des Restaustenits ist). Außerdem variiert auch die Stapelfehlerenergie (siehe Kapitel 3.2.3.2), die angibt, ob die Bildung von Zwillingen möglich ist (siehe Tabelle 6) [FRO08].

²⁸ Transformation-Induced-Placticity

²⁹ Twinning-Induced-Plasticity

³⁰ Shear Band Induced Plasticity

Tabelle 6: Legierungszusammensetzung, Strukturparameter und Umformmechanismen hoch manganhaltiger Stähle nach [FRO08]

Zusammensetzung	Austenitstabilität	Stapelfehlerenergie	Verformungsmechanismus
TRIP-Stahl Fe-15Mn-2,5Al-2,5Si	Metastabil $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = -250$ J/mol	Gering, induziert Martensitbildung $\Gamma_{SFE} < 15$ mJ/m ²	m-TRIP-Effekt multiple martensitische Umwandlung
TWIP-Stahl Fe-24Mn-3Al-3Si	stabil $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = 110$ J/mol	$20 < \Gamma_{SFE} < 25$ mJ/m ²	TWIP-Effekt Intensive Zwillingsbildung
TRIPLEX-Stahl Fe-26Mn-11Al-1C	Sehr stabil $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} = 1755$ J/mol Ferrit und κ -Karbonid als koexistierende Phasen	Hoch $\Gamma_{SFE} 100$ mJ/m ²	SIP-Effekt Homogene Scherbandbildung

2.3.1 TRIP-Stahl

Das Gefüge dieser seit Anfang der 90er Jahre entwickelten Stähle besteht aus einer ferritischen Matrix mit Restaustenit und Martensit oder Bainit (50 % bis 60 % Ferrit, 25 % bis 35 % Bainit, 5 % bis 15 % Restaustenit und <5 % Martensit) [BER06].

Auf Grund der negativen Gibbs'schen Energie für die Phasentransformation vom Restaustenit zum Martensit (siehe Tabelle 6), wandelt sich dieser während der Verformung zu Martensit um, was diesem Werkstoff seinen Namen gibt. Dies kann als einfache Umwandlung geschehen (TRIP) oder als zweifache Umwandlung (m-TRIP) zunächst aus der γ - in die ε -Phase und anschließend von der hexagonalen ε -Phase in den kubischraumzentrierten α -Martensit [FRO08].

Die Umwandlung führt zu hohen Dehnungen und einer sehr starken Kaltverfestigung, wodurch Festigkeiten von 800 MPa bis 1000 MPa erreicht werden.

Die mit der martensitischen Umwandlung verbundene Scherung unterbindet die Rissbildung und den Rissfortschritt, da in der Rissspitze auf Grund des zunehmenden Volumens³¹ Druckeigenstressungen erzeugt werden [GOT07].

Eine ausführliche Beschreibung dieser Stahlgüte wird in Kapitel „6.1 TRIP-Stahl“ vorgenommen.

2.3.2 TWIP-Stahl

TWIP-Stähle haben einen Kohlenstoffgehalt von etwa 0,6 %. Als Legierungselemente kommen Mangan (25 % bis 30 %), Aluminium und Silizium (bis zu 2 %) zum Einsatz. Diese Güten sind daher vollständig austenitisch. Ihr bevorzugter Verformungsmechanismus ist, auf Grund einer relativ geringen Stapelfehlerenergie von 20-40 mJ/m² (siehe Kapitel 3.10.3), eine intensive Zwillingsbildung.

Diese entsteht durch eine $\frac{1}{\sqrt{2}}$ -[112]-Scherung infolge der Bewegung von

$a/6$ [112]-Partialversetzungen, die spiegelbildliche Kristallbereiche bilden (siehe Kapitel 3.2.3.2) [FRO08].

Durch diese Zwillingsbildung kommt es zu einer Blockade der Versetzungen (ähnlich dem Hall-Petch-Effekt), was die starke Verfestigung dieser Stähle begründet. Dieser Vorgang findet schon bei geringer Belastung (~300 MPa) statt, wobei die Bruchdehnung über 60 % liegt.

³¹ Die Packungsdichte des Austenits ist mit 74 % Raumauffüllung höher als die der α -Phase mit lediglich 68 %.

Ihre mechanischen Eigenschaften im Vergleich zu den zuvor beschriebenen TRIP-Stählen zeigt Abbildung 29.

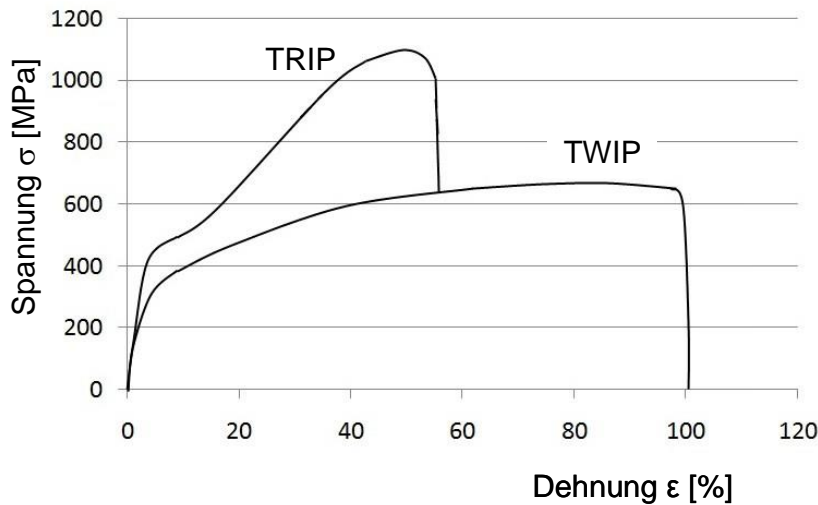


Abbildung 29: Spannungsdehnungsdiagramme von TRIP- und TWIP-Stahl (schematisch nach [FRO07b])

TRIP-Stähle kombinieren gute Verformbarkeit (Bruchdehnungen bis 50 %) mit sehr guten Festigkeiten von über 1000 MPa (bei einem Elastizitätsmodul (siehe Kapitel 3.9) von etwa 170 GPa). Durch diese Eigenschaften eignen sie sich hervorragend zur Herstellung von Blechen in der Automobilindustrie (zum Beispiel für unfallrelevante Bereiche der Karosserie).

Im Vergleich hierzu zeigen die TWIP-Stähle geringere Festigkeiten aber eine praktisch einschnürungsfreie Verformung, die doppelt so große Dehnungen annehmen kann wie bei TRIP-Stählen (siehe Abbildung 29 und Abbildung 30).



Abbildung 30: Verdrehte Proben aus TWIP-Stahl (Quelle: MPIE)

Als weiterer Verfestigungsmechanismus für TWIP-Stähle wird eine dynamische Reckalterung beschrieben also das permanente Blockieren wandernder Versetzungen durch bewegliche Legierungsatome³². Während das Auftreten des

³² Im Allgemeinen tritt dieser Vorgang bei erhöhten Temperaturen auf und wird als Portevin-LeChatelier-Effekt bezeichnet.

Hauptmechanismus der Verformung, die Zwillingsbildung nur von der Temperatur abhängig ist, ist das Auftreten der Reckalterung sowohl von der Temperatur als auch von der Dehnrage, also der Verformungsgeschwindigkeit, abhängig. Dies ist darin begründet, dass die beweglichen Fremdatome ausreichende Zeit benötigen, um den Versetzungen zu folgen [KUN07].

Da diese Verfestigungen insbesondere in den Bereichen der starken Verformung, also der beginnenden Einschnürungen auftreten, werden diese geometrischen Entfestigungen durch die metallurgische Verfestigung kompensiert. Die Verformung verläuft daher einschnürungsfrei bis zum Bruch und kann Werte von $\varepsilon=90\%$ erreichen.

2.3.3 HSD-Stähle³³, X-IP-Stahl³⁴

Diese hochmanganhaltigen Stähle (Mn~10-27 %; Si<3 %; Al<6 % und C<2 %) erreichen durch eine Ausnutzung des TRIP-Effekts und/oder des TWIP-Effekts herausragende mechanische Eigenschaften (siehe Abbildung 31).

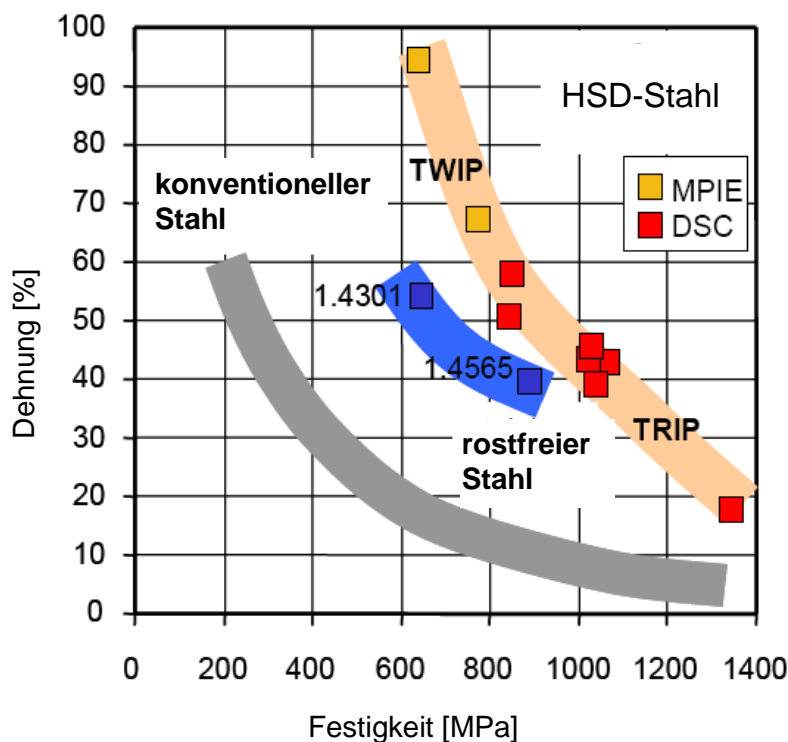


Abbildung 31: Mechanische Eigenschaften von HSD-Stählen [SCHÄ05]³⁵

Die Lage dieser Stahlsorte im Bananendiagramm (Abbildung 31) zeigt, dass ihre Kombination aus Festigkeit und Verformbarkeit sogar jener der (sehr kostenintensiven) rostfreien-austenitischen Sorten überlegen ist.

³³ High Strength and Ductility

³⁴ X-IP = Xtremely formable + Xtremely high strength-steel with Induced Plasticity

³⁵ MPIE: Max-Planck-Institut für Eisenforschung in Düsseldorf; DSC: Direct Strip Casting Proben der Salzgitter AG

zum anderen zeigt die breite Ausprägung des Feldes, in dem die verschiedenen hochmanganhaltigen Stähle liegen, wie unterschiedlich die Eigenschaften sein können (siehe auch Abbildung 32). Die Ausprägung der unterschiedlichen Effekte kann durch dem Warmwalzen nachgeschaltete Prozesse, wie Kaltwalzen oder Anlassen mit verschiedenen Parametern, eingestellt werden.

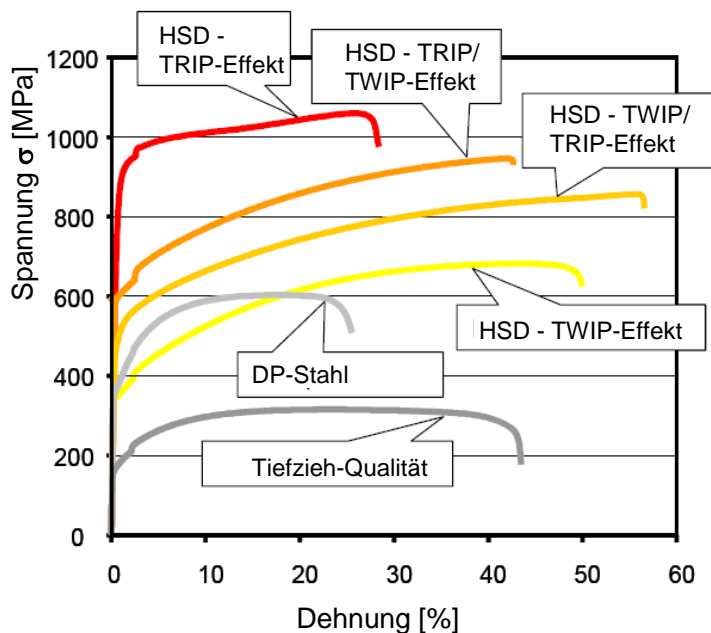


Abbildung 32: Vergleich von Spannungsdehnungskurven verschiedener HSD-Gütern [SCHÄ05]

Das Gefüge eines austenitischen, hochmanganhaltigen Stahls (0,7% C; 15 % Mn; 2,5 % Al) zeigt Abbildung 33. Es handelt sich hierbei allerdings nicht um einen Blechwerkstoff, sondern um den Querschliff eines Stabes beziehungsweise Drahtes mit einem Durchmesser von 2,5 mm. Auffällig sind die relativ großen, eckigen Austenitkörner (siehe Kapitel 3.6.2.1) und die zahlreichen Zwillinge.

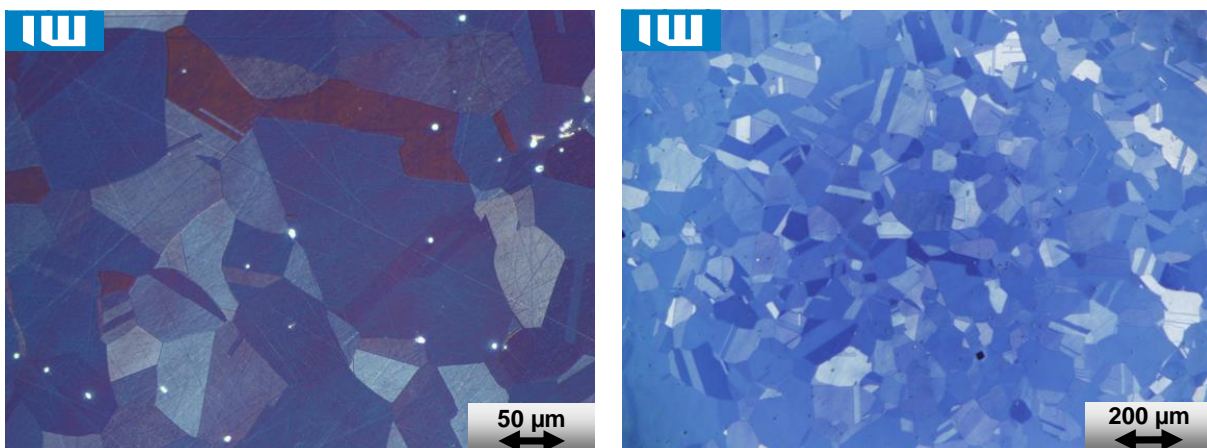


Abbildung 33: Gefüge (Querschliff) eines hoch manganhaltigen Stahles (0,7 % C; 15 % Mn; 2,5 % Al); Lichtmikroskop, Ätzung nach Klemm

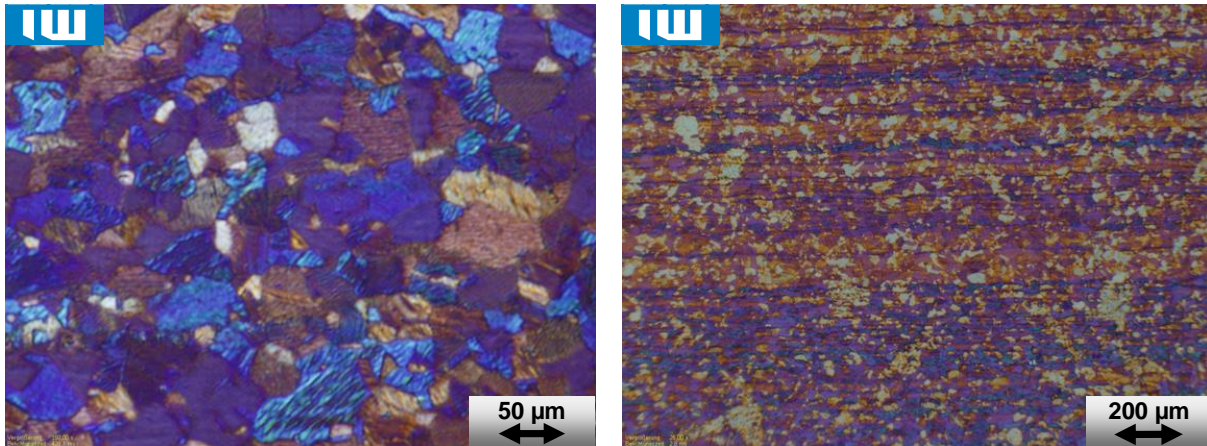


Abbildung 34: Gefüge eines X-IP-Stahls, Lichtmikroskop, polarisiertes Licht, Ätzung 2 % HNO_3 / 20 % $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$

Das Gefüge eines X-IP Stahls ist in Abbildung 34 dargestellt. Es wurde eine andere Ätzung verwendet als beim HSD-Stahl und zur Beleuchtung wurde polarisiertes Licht eingesetzt.

2.3.4 Gießtechnische Probleme bei hochmanganhaltigen Stählen

Problematisch bei den hochmanganhaltigen Stählen ist, dass sie auf Grund einer Reihe von Problemen wie der Neigung zu Seigerungen, der Reaktion der Schmelze mit dem Gießpulver und zu großem Widerstand gegen das Umlenken des Strangs nicht im Stranggussprozess gefertigt werden können. Zur Vermeidung von nach der Umformung auftretender Risse ist außerdem ein höherer Aluminiumgehalt nötig, der sich ebenfalls nicht im Strangguss realisieren lässt [KÄM09]. Eine Alternative bieten hier die im Kapitel „4.2 Stahlherstellung“ beschriebenen Bandgussverfahren.

Clogging

Neben Mangan sind in hochmanganhaltigen Stählen auch immer nennenswerte Anteile von Aluminium und Silizium vorhanden.³⁶ Mit dem als Schlackebildner verwendeten Gießpulver bilden diese ein 3-Phasen-Schlackesystem aus MnO , SiO_2 und Al_2O_3 . Der benötigte Sauerstoff stammt aus der Atmosphäre, ist im Stahl gelöst oder diffundiert aus dem feuerfesten Material in den flüssigen Stahl [KUB82].

Durch erosiven oder korrosiven Angriff steigt die Rauheit innerhalb der Gießrohre und -rinnen und damit die Wahrscheinlichkeit, dass Oxide und Schlacke mit dem Feuerfestmaterial reagieren und sich festsetzen. Diesen Prozess der Agglomeration bezeichnet man als Clogging [RIV83, TAH82].

Außerdem kommt es zu einer Änderung der Eigenschaften des Gießpulvers bzw. der Schlacke mit nachteiligen Beeinflussungen des Gießvorganges.

Seigerungen

Im Gegensatz zu niedriglegierten Schmelzen erstarren die hochmanganhaltigen Systeme oberhalb von 12,5 % Mn zuerst zu kfz-Mischkristallen (siehe Kapitel 3.5.1). Unterhalb dieser Manganmenge erstarrt zunächst δ -Fe, das sich bei 9 % peritektisch

³⁶ Beide Elemente sind in Karbiden nicht löslich, und verzögern daher die Karbidbildung, was zu einer Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff führt. Dieser Effekt ist nötig um den Austenit gegen eine Umwandlung zu stabilisieren.

mit Schmelze zu Austenit umwandelt [GIG04]. Der Kohlenstoff verstärkt als Austenitstabilisator die primäre Erstarrung von Austenit [RED07]. Ein Problem bei dieser Art der Erstarrung stellt Phosphor dar, der als Begleitelement des Mangans im Erz vorhanden ist. Phosphor und Schwefel seigern bei der Erstarrung von Austenit wesentlich stärker als bei der Primärkristallisation von Ferrit [RAC95]. Dies führt zu einer Anreicherung der an sich unerwünschten Legierungsbestandteile und anschließend zu Heißrissen.

2.3.5 Triplex-Stähle

Diese von G. Frommeyer beschriebene Stahlsorte [FRO07b, RAB07] gehört zu den neuesten Entwicklungen bei den höchstfesten Blechwerkstoffen. In erster Linie sind diese relativ unterschiedlichen Güten dadurch charakterisiert, dass sie neben 18 % bis 28 % Mangan auch eine möglichst große Menge Aluminium aufweisen. Dieser Gehalt ist allerdings auf unter 12 % beschränkt, da bei einem Überschreiten der Löslichkeit sehr spröde FeAl-Phasen entstehen. Im Mischkristall gelöst führt das Aluminium auf Grund seiner geringeren Dichte und der von ihm verursachten Gitteraufweitung zu einer signifikanten Dichtereduzierung³⁷ und einer Steigerung der Festigkeit. Die Festigkeit kann zusätzlich durch die Zugabe von Kohlenstoff (0,6 % bis 1,2 %) erhöht werden, der in der austenitischen Matrix dieser Stähle interstitiell gelöst vorliegt. Je nach den Gehalten an Mn und C liegen noch feindispers verteilte κ -Karbide und/oder ferritische Phasenanteile vor (siehe Abbildung 35).

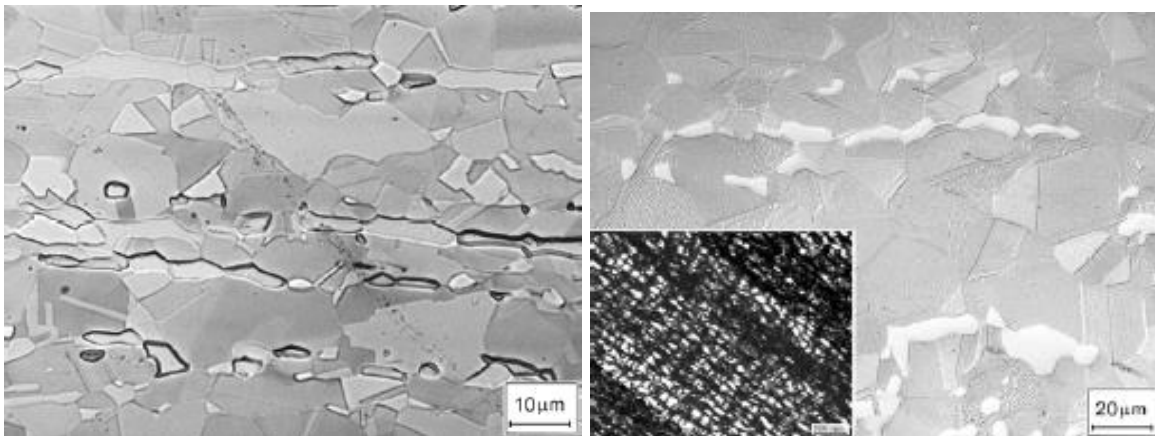


Abbildung 35: Austenitisch/ferritisches Gefüge eines X90MnAl18-9,5 (links) und dreiphasige Triplexstruktur von X90MnAl26-11,5 (rechts); beide Lichtmikroskop mit TEM-Aufnahme zur Beschreibung der Karbidverteilung (weiße Flächen) [RAB07]

Das Gefüge eines X90MnAl18-9,5 mit einem ferritischen Anteil von etwa 10 % (links) bei einer mittleren Ferritphasengröße von 5 µm zeigt Abbildung 35. Rechts ist die dreiphasige TRIPLEX-Mikrostruktur bestehend aus Ferrit, Austenit und κ -Karbiden eines X90MnAl26-11,5 dargestellt, die bei höheren Kohlenstoffgehalten auftritt. (Die Karbide sind als weiße Punkte in der TEM-Dunkelfeldaufnahme in der linken, unteren Ecke des Schlibbildes zu erkennen.) Die κ -Karbide scheiden sich bei niedrigen Abkühlraten oder im Verlauf einer Auslagerung unterhalb von 900 °C durch

³⁷ $6,5 \text{ g/cm}^3 < \rho < 7,0 \text{ g/cm}^3$

spinodale Entmischung³⁸ des Kohlenstoffs aus dem Austenit aus. Sie ordnen sich entlang der weichsten [100]-Kristallrichtung (siehe Kapitel 3.1.2) des Austenitgitters an [FRO08].

Neben den hohen (Zug-)Festigkeiten zwischen 700 MPa und 1100 MPa zeichnen sich TRIPLEX-Stähle vor allem auch durch sehr hohe plastische Dehnungen von mehr als 50 % aus. Diese Kombination verschafft ihnen einen Platz in der angestrebten rechten oberen Ecke des Bananendiagramms (siehe Abbildung 4).

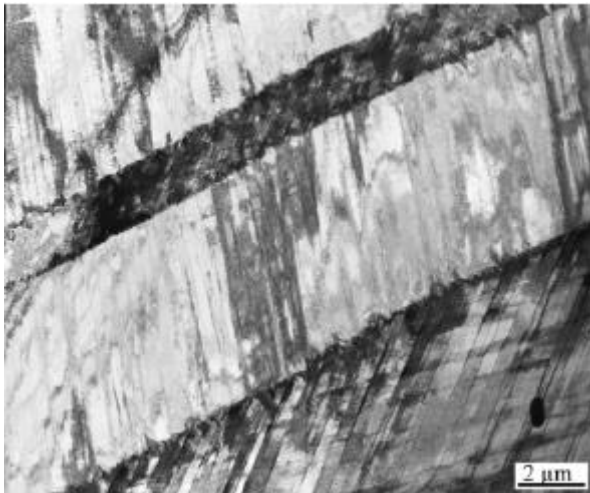


Abbildung 36: TEM-Aufnahme der Scherbänder, {111}-orientiert, in X115MnAl26-11[RAB07]

Im Gegensatz zu TRIP- oder TWIP-Stählen findet auf Grund der hohen Austenitstabilität keine Martensitbildung und auf Grund der hohen Stapelfehlerenergie keine Zwillingsbildung statt. Der einzige Verformungsmechanismus ist die Versetzungsbewegung und insbesondere die Ausbildung von Scherbändern (siehe Kapitel 3.10.6), wie sie in der TEM-Aufnahme in Abbildung 36 gezeigt werden. Diese intensive und homogene Scherbandbildung wird als SIP-Effekt bezeichnet und ist der Grund für die hervorragende plastische Verformbarkeit [FRO07b, RAB07]. Die gleichmäßig und fein verteilten Karbide begünstigen eine gleichmäßige Verteilung der Scherbänder und tragen so zur Unterdrückung von Einschnürungen bei, was letztlich zu den hohen erreichbaren Umformgraden dieser Werkstoffgruppe führt. Gleichzeitig behindern die Karbide auch die Bewegung der Versetzungen und führen so zu einer höheren Festigkeit [FRO08]. Für die Entwicklung dieser Stähle wurde das MPI mit dem Stahl-Innovationspreis 2009 ausgezeichnet [SIZ09].

Stähle mit ähnlichem Gefügebau, Nano-Karbiden in einer Matrix aus Ferrit, Bainit und Restaustenit werden derzeit in Zusammenarbeit zwischen den Stahlherstellern ThyssenKrupp und dem japanischen Konzern JEF unter der Bezeichnung TP-N 68/78³⁹ entwickelt [SEB09].

³⁸ Die Spinodale ist die Grenze eines parabelförmigen Bereiches innerhalb von Zweistoffsystemen mit Mischungslücke. Sie liegt innerhalb dieser Mischungslücke und wird gebildet durch die Wendepunkte der Kurven der Gibbs'schen Energien in Abhängigkeit der Temperatur. Innerhalb der Spinodale nimmt die Energie bei einer Entmischung des Kristalls kontinuierlich ab. Die Konzentrationsänderung beim Unterschreiten der Löslichkeit findet daher innerhalb der Spinodale kontinuierlich statt. Im Bereich zwischen der Spinodale und der Mischungslücke findet die Entmischung durch Keimbildung (in etwa analog zum Erstarren von Schmelzen) statt [GOT07].

³⁹ Die Abkürzung steht für „Three Phase – Nano Precipitates“ gefolgt von den Werten für Streckgrenze und Zugfestigkeit dividiert durch 10.

2.3.6 Korrosionsbeständige hochmanganhaltige Stahlwerkstoffe

Die bisher beschriebenen Stähle dieser Gruppe sind, unabhängig von ihrer Gitterstruktur, nicht korrosionsbeständig. Es ist aber möglich, nichtrostende, säure- und hitzebeständige Edelstähle herzustellen. Ein Beispiel für solche Güten ist der von ThyssenKrupp Stainless seit 1999 unter dem Namen H 400 vertriebene Stahl mit der Zusammensetzung (Mn 6 % bis 9 %; C < 0,1 %; Cr 17 % bis 19,5 %; Ni 4,5 %). Hinsichtlich seiner Umformbarkeit zeigt dieser Stahl ähnliche Eigenschaften wie TWIP-Stähle. Auch verschleißfeste nichtrostende Güten mit hohen Mangangehalten sind auf dem Markt (zum Beispiel X40CrMnN15-17), die aber nicht zum Umformen geeignet sind [SCHM09].

2.4 Vergütungsstähle

Die Wärmebehandlung von Stählen ist eine Möglichkeit, um die Eigenschaften dieser Materialien in einem weiten Spektrum zu beeinflussen. Vom weichgeglühten Zustand (siehe Kapitel 3.7) mit kugelig eingeformten Zementit über den normalgeglühten Zustand bis hin zu Bainit und Martensit lassen sich Härte und Festigkeit eines Werkstoffes in einer Spanne von 100 MPa bis über 2000 MPa variieren. Dies ist immer verbunden mit der gleichzeitigen Abnahme der Bruchdehnung. Diese Möglichkeiten lassen sich auch partiell einsetzen, zum einen über eine lokale Variation des Kohlenstoffgehalts und zum anderen über ein lokales Erwärmen und/oder ein lokales Abschrecken [BAC05, BAC06a, KRA06]. Es ist daher eine zwangsläufige Entwicklung, dass die in der Massivumformung bereits seit Jahrhunderten verwendeten Vergütungsstähle auch im Bereich der Blechwerkstoffe Einzug finden.

2.4.1 Martensitic – MS Steel

Martensit-Stähle werden aus vollberuhigten Schmelzen als Warmband durch ein Abschrecken aus dem Austenitgebiet erzeugt. Sie verfügen daher über eine martensitische Matrix mit geringen Gehalten an Ferrit oder Bainit. Diese Stahlgruppe hat die höchsten Festigkeiten der kaltumformbaren Mehrphasenstähle mit Werten bis zu 1400 MPa bei einer Bruchdehnung von 5 %. Zur Verbesserung der Einhärtbarkeit können Mn, Si, Cr, Mo, B, V und Ni eingesetzt werden, eine typische Zusammensetzung zeigt Tabelle 7 [THY08].

Tabelle 7: Chemische Zusammensetzung des Martensitphasenstahls MS-W 1200 [THY08]

C	Mn	Si	P	Cr	S	Nb+Ti
0,18	2,00	0,80	0,02	1,0	0,01	0,15

Auch diese Stahlgüte zeigt sowohl ein Workhardening, als auch ein ausgeprägtes Bake-Hardeningverhalten (von durchschnittlich circa 70 MPa). Bemerkenswert ist dabei, dass der BH-Effekt im Gegensatz zu den herkömmlichen BH-Güten mit steigender Umformung größer wird [BOD00].

Typische Einsatzmöglichkeiten dieser Stahlsorte sind hochbelastete, crashrelevante Bauteile im Fahrzeugbau (siehe Abbildung 37) sowie verschleißbeanspruchte Bauteile von Transportfahrzeugen oder von landwirtschaftlichen Geräten.



Abbildung 37: Seitenaufprallschutz aus MS-Stahl (Quelle: Salzgitter AG)

2.4.2 Stähle für das Presshärten

Für die Fertigung von höchstfesten Sicherheitsbauteilen mit großem Umformvermögen wurde bereits in den 70er Jahre das Presshärten (siehe Kapitel 7.2) entwickelt. Hierbei handelt es sich um ein Verfahren, das die Wärmebehandlung in den Tiefziehprozess integriert [LEC06, LEN09].

Der typische Verfahrensablauf umfasst ein Erwärmen der Platinen im Ofen auf Austenitisierungstemperatur und anschließend das möglichst schnelle Übergeben an das, in der Regel gekühlte, Presswerkzeug, in dem gleichzeitig umgeformt und abgeschreckt wird. Durch die rasche Abkühlung und die resultierende Martensitbildung [BRO07] im Blechwerkstoff werden Festigkeiten bis zu 1600 MPa erreicht.

Durch diesen Prozess können zwei wesentliche Vorteile realisiert werden. Zum einen gibt es praktisch keine Rückfederung der Bauteile nach dem Umformen, zum anderen kann aber vor allem die gute Verformbarkeit im weichen (heißen) Zustand mit der hohen Festigkeit des Endproduktes kombiniert werden.

Die derzeitigen Anwendungen beschränken sich fast ausschließlich auf Güten der Sorte 22MnB5. Problematisch stellt sich bei diesem Werkstoff der Korrosionsschutz dar, da Verzinkungen beim Erwärmen verdampfen. Alternativ werden daher Überzüge aus Aluminium realisiert, die allerdings keinen kathodischen Korrosionsschutz bieten, wie dies beim Verzinken der Fall ist. Darüber hinaus sind die sich ausbildenden intermetallischen Phasen vom Typ FeAl sehr hart, was den ohnehin hohen Verschleiß beim Beschnitt dieser höchstfesten Bauteile weiter verstärkt [FAD06].

Dieser Werkstoff wird ausführlich in Kapitel „7.2 Stähle für das Presshärten“ beschrieben.

2.4.3 Lufthärtende Stähle

Ebenfalls ein hohes Formänderungsvermögen und gute Umformbarkeit im kaltgewalzten Zustand und höchste Festigkeit nach der anschließenden Wärmebehandlung zeigen lufthärtende Werkstoffe. Diese relativ neue Entwicklung auf dem Stahlblechmarkt kann nach der Umformung erwärmt werden und dann langsam an Luft abkühlen, so dass verzugsfreie höchstfeste Bauteile mit

Zugfestigkeiten bis 1000 MPa gefertigt werden können. Außerdem sind lufthärtende Stähle gut schweißbar und können anschließend mittels Stückverzinken vor Korrosion geschützt werden. Das Gefüge ist ferritisch mit (Cr, Mo)C und V(N, C) Ausscheidungen [FLA07].

Als aktuelles Anwendungsbeispiel ist der Integralträger der neuen E-Klasse zu nennen, der komplett aus einem LH800 gefertigt wird [KÄM09].

Eine ausführliche Beschreibung des Werkstoffes findet sich im Kapitel „7.1 Lufthärtende Stähle“.

3 Metallphysikalische Grundlagen

Die vorliegende Arbeit erhebt mit diesem Kapitel nicht den Anspruch ein umfassendes Nachschlagewerk für werkstoffkundliche Grundlagen zu sein. Dies wäre zum einen auf Grund des Umfanges schwer möglich, zum anderen ist es auch nicht nötig, da es bereits hervorragende Literatur zu diesem Thema gibt [ASK96, BAR07, BER06, GOT07, GRÄ93, GRO06, HOR0, LAE06, RIE00, SCHA06]. Ziel dieses Kapitels ist es aber nichtsdestotrotz alle Grundlagen zu behandeln, die zum Verständnis späterer Kapitel benötigt werden. Die einzelnen Themen werden dazu in dem Maße unterschiedlich tieferschürfend dargelegt, wie es für das Verständnis der behandelten Thematik nötig ist. Wichtige Themen wie zum Beispiel Versetzungen werden ausführlich abgehandelt, randständige Themengebiete dagegen nur gestreift.

3.1 Kristallaufbau

3.1.1 Metallbindung und ihre Eigenschaften

Die Ionisierungsenergie für diese Elektronen beträgt weniger als 10 eV. Hieraus resultiert, dass Metallatome sich untereinander nicht wie viele Nichtmetalle über Atombindungen zu Molekülen oder Gittern verbinden können. Allenfalls in Metalldämpfen kommen solche Atombindungen vor, z. B. besteht Natriumdampf zu etwa 1 % aus Na_2 -Molekülen.

Betrachtet man ein einzelnes Metallatom, liegen seine Energieniveaus in diskreter Form vor. Dies gilt auch für weit voneinander entfernte Atome. Nähert man zwei Atome einander an, so spalten sich, ab einem gewissen Abstand, die atomaren Elektronenniveaus auf Grund der elektrostatischen Wechselwirkung der Elektronen der beiden Atome auf, da im gleichen Raum keine identischen Elektronenzustände existieren dürfen (Pauli-Prinzip). Die Energieniveaus verschieben sich jeweils leicht nach oben und unten. Betrachtet man nun einen metallischen Kristall, bei dem eine Vielzahl von Atomen miteinander wechselwirken, (etwa $10^{23}/\text{cm}^3$) verschmieren die erlaubten Energiezustände zu Energiebändern. Innerhalb dieser Bänder können die Elektronen praktisch jeden Energiezustand annehmen, obwohl nicht alle dieser Zustände gleich dicht besetzt sind. Die Elektronen können so keinem einzelnen Atom mehr zugeordnet werden. Die durchschnittliche Anzahl der Valenzelektronen, die durch Legierungselemente beeinflusst wird spielt aber bei der Kristallstruktur eine große Rolle.

Metalle ordnen sich daher zu einem Metallgitter aus positiv geladenen Atomrümpfen an, während die Valenzelektronen über das ganze Gitter verteilt sind. Diese Elektronen sind frei beweglich, also nicht an bestimmte Energieniveaus (Orbitale) gebunden, sie befinden sich im Leitungsband und bilden ein Elektronengas. Aus dieser Bindungsart und diesem Gitteraufbau resultieren die typischen Eigenschaften der Metalle [SCHA96, HER04, ASK96].

Das Vorhandensein beliebiger Energieniveaus in den verbreiterten Bändern bewirkt, dass die gesamte auftreffende sichtbare Strahlung absorbiert werden kann und Metalle daher undurchsichtig sind. Gleichzeitig wird aber beim Rücksturz der Elektronen auf niedrigere Energieniveaus Strahlung mit der gleichen Energie, also in der gleichen Wellenlänge, emittiert. Dies ist der Grund, warum wir in einer polierten Metalloberfläche unser exaktes Spiegelbild erkennen.

Aus der guten Beweglichkeit des Elektronengases der metallischen Bindung resultiert auch die hohe elektrische Leitfähigkeit der Metalle.⁴⁰

Der gleiche Effekt ist auch verantwortlich für die gute thermische Leitfähigkeit der Metalle. Für reine Metalle besteht daher bei nicht zu tiefen Temperaturen zwischen der Wärmeleitfähigkeit (λ) und der elektrischen Leitfähigkeit (χ) ein Zusammenhang, der durch das Wiedemann-Franz'sche-Gesetz beschrieben wird [HER04]:

Gleichung 1

$$\lambda = L T \chi$$

L = Lorenzsche Zahl = $2,45 \cdot 10^{-8} \text{ V}^2 / \text{K}^2$

T = Temperatur in Kelvin

Die besonders gute Leitfähigkeit von Silber, Kupfer und Gold resultiert aus den bei diesen Elementen nur halb besetzten s-Orbitalen (in dieser Reihenfolge 5s, 4s und 6s).

Eine weitere typische Eigenschaft, die aus der metallischen Bindung resultiert, ist die gute Verschieblichkeit der einzelnen (dicht gepackten) Kristallebenen gegeneinander, was die im Vergleich zu kovalent oder ionisch gebundenen Festkörpern hervorragende plastische Verformbarkeit hervorruft, auf die im Folgenden noch ausführlich eingegangen wird [GOT07].

Die geometrische Struktur der Kristalle lässt sich am einfachsten durch die Form ihrer Elementarzellen beschreiben. Das sind die kleinsten (gleichen) Elemente, aus denen sich das gesamte Gitter aufbauen lässt. Da im Rahmen dieser Arbeit nur Eisenbasiswerkstoffe eine Rolle spielen, sind nur drei Gittertypen von Bedeutung.

3.1.2 Kubische Elementarzellen

Die kubischen Elementarzellen verfügen über die höchste Symmetrie, die Winkel ihrer Achsen betragen jeweils 90° und alle Kanten der Zelle sind gleich lang. Es handelt sich also um würfelförmige Elementarzellen [GOT07]. Der einfachste Fall, ein Würfel mit je einem Atom an jeder der 8 Ecken, ist die kubisch primitive Zelle, die jedoch nur beim Polonium auftritt. Die beiden beim Eisen vorkommenden Modifikationen sind die etwas komplexere kubisch-raumzentrierte und die kubisch-flächenzentrierte Zelle.

3.1.2.1 Die kubisch-raumzentrierte Elementarzelle

Bei der kubisch-raumzentrierten (krz) Zelle befindet sich je ein Atom auf den Würfecken sowie eines in der Mitte des Würfels (siehe Abbildung 38).

⁴⁰ Dies wird oft mit dem Effekt in Zusammenhang gebracht, dass sich Metalle kalt anfühlen, denn die Berührttemperatur an der Grenzfläche zweier (halbunendlicher) Körper verschiebt sich zu der Temperatur des Körpers mit der höheren Wärmeleitfähigkeit. Die Temperatur zwischen einer Hand und dem stählernen Tischbein ist daher näher an der (kalten) Raumtemperatur als zwischen der anderen Hand und der hölzernen Tischplatte – obwohl Tischbein und -platte die gleiche Temperatur haben.

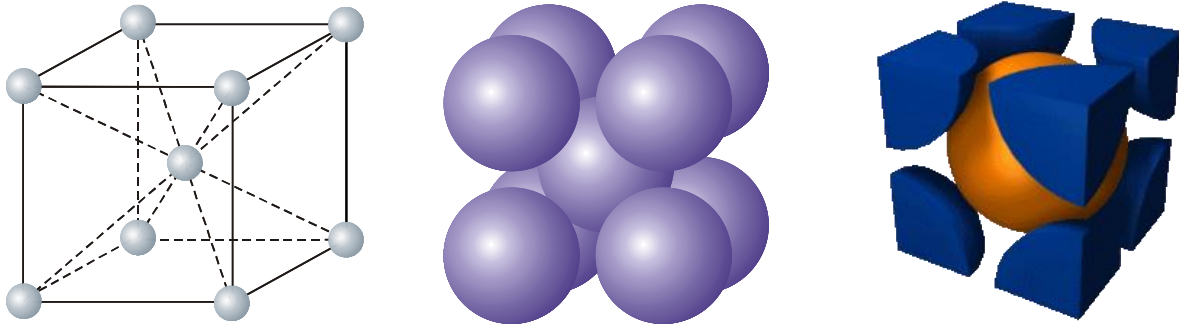


Abbildung 38: krz-Elementarzelle als Punktmodell, Kugelmodell und Schnittmodell

Das in Abbildung 38 gezeigte Punktmodell (links) und das in der Mitte gezeigte Kugelmodell der Elementarzelle verdeutlichen den Aufbau eines krz-Kristalls, wobei die Proportionen von Atomradius und Abstand zwischen den Atomen beim Kugelmodell richtig dargestellt sind. Beide zeigen aber nicht die echte Elementarzelle. Da sich an den Ecken ganze Atome befinden, würden sich diese Atome beim Aneinandersetzen der Elementarzellen überlappen. Die tatsächliche Elementarzelle ist in Abbildung 38 rechts dargestellt.

Das Kugelmodell zeigt gut, in welcher Ebene die Atome am dichtesten gepackt sind, sich also berühren. Dies sind beim krz-Gitter die Atome auf den Raumdiagonalen des Würfels. Anhand dieser Modelle sollen zunächst noch weitere Begriffe erläutert werden:

Packungsdichte

Die Packungsdichte gibt an wie groß der tatsächlich mit Atomen ausgefüllte Raum im Gitter ist. Sie berechnet sich also aus dem Volumen der Atome in der Elementarzelle geteilt durch das Volumen der Zelle selbst. Für krz-Gitter mit 2 Atomen in der Elementarzelle ergibt sich ein Wert von 68 % [GOT07, BAR07, SCHA96].

Koordinationszahl

Die Koordinationszahl gibt an, wie viele nächste Nachbarn eines beliebigen Atoms im Gitter den gleichen Abstand zu diesem Atom haben [GOT07, BAR07, SCHA96].

3.1.2.2 Die kubisch-flächenzentrierte Elementarzelle

Bei der kubisch-flächenzentrierten (kfz) Zelle befindet sich je ein Atom auf den Würfecken sowie jeweils eines in der Mitte der 6 Flächen des Würfels (siehe Abbildung 39).

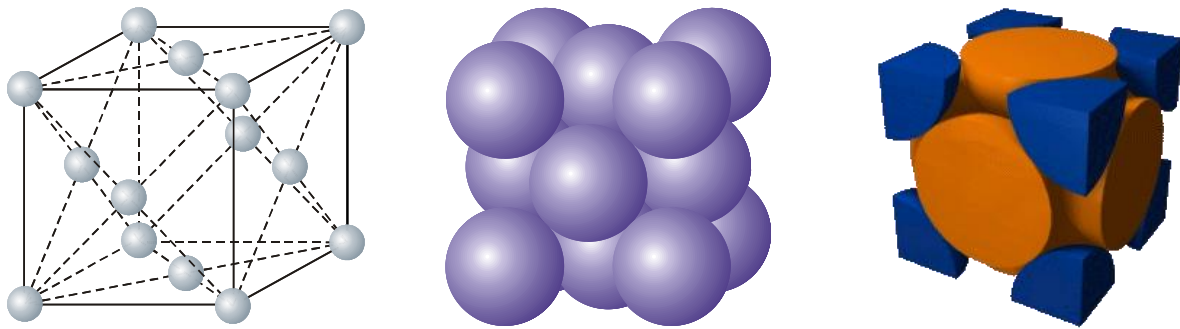


Abbildung 39: Punktmodell, Kugelmodell und tatsächliche kfz-Elementarzelle

Im Gegensatz zur krz-Zelle besteht die (größere) Elementarzelle des kfz-Gitters aus 4 Atomen (je $\frac{1}{2}$ pro Fläche und $\frac{1}{8}$ pro Ecke). Die Koordinationszahl dieses Gittertyps beträgt 12 [GOT07, BAR07, SCHA96].

Die Packungsdichte des kfz-Gitters entspricht (wie bei hdp-Gittern) mit 74% Raumausfüllung dem maximalen Wert, der bei Verwendung gleichgroßer Kugeln erreicht werden kann. Die Atome in diesem Gittertyp berühren sich entlang der Diagonalen der Würfelseiten. Die dichtest gepackte Ebenen werden also von je 2 Flächendiagonalen aufgespannt (siehe Abbildung 43) [GOT07, BAR07, SCHA96].

3.1.3 Hexagonale Elementarzellen

Hexagonal dichtest gepackte (hdp) Elementarzellen sind im Vergleich zu den kubischen Elementarzellen komplexer. Ihr Aufbau ist in Abbildung 40 dargestellt.

Typischerweise werden zur Darstellung hexagonaler Systeme 3 Elementarzellen zusammengefasst, um die sechseckige Form zu verdeutlichen, der sie ihren Namen verdanken (siehe Abbildung 40). Tatsächlich besteht eine hdp-Elementarzelle aus einem Prisma mit rhombenförmiger Grundfläche (siehe Abbildung 40 links).

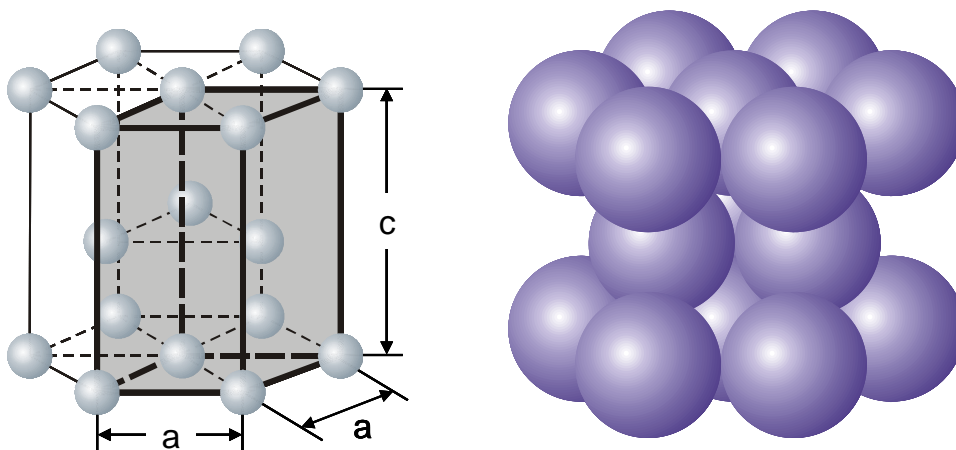


Abbildung 40: Punkt- und Kugelmodell der hdp-Elementarzelle

Die Packungsdichte von hdp-Elementarzellen beträgt 74 %, ihre Koordinationszahl 12. Die dichtest gepackten Ebenen sind die Basisebenen (Ober- oder Unterseite).

Die beiden beschriebenen dichtesten Elementarzellen (kfz und hdp) unterscheiden sich lediglich in der Abfolge der Ebenen. Stellt man sich die Kristalle als Stapel von dicht gepackten Ebenen vor (siehe Abbildung 41), wird ein hdp-Gitter nach dem Muster ABAB gestapelt und ein kfz-Gitter nach dem Muster ABCABC. In dieser Abfolge auftretende Störungen werden Stapelfehler genannt [GOT07, BAR07, SCHA96].

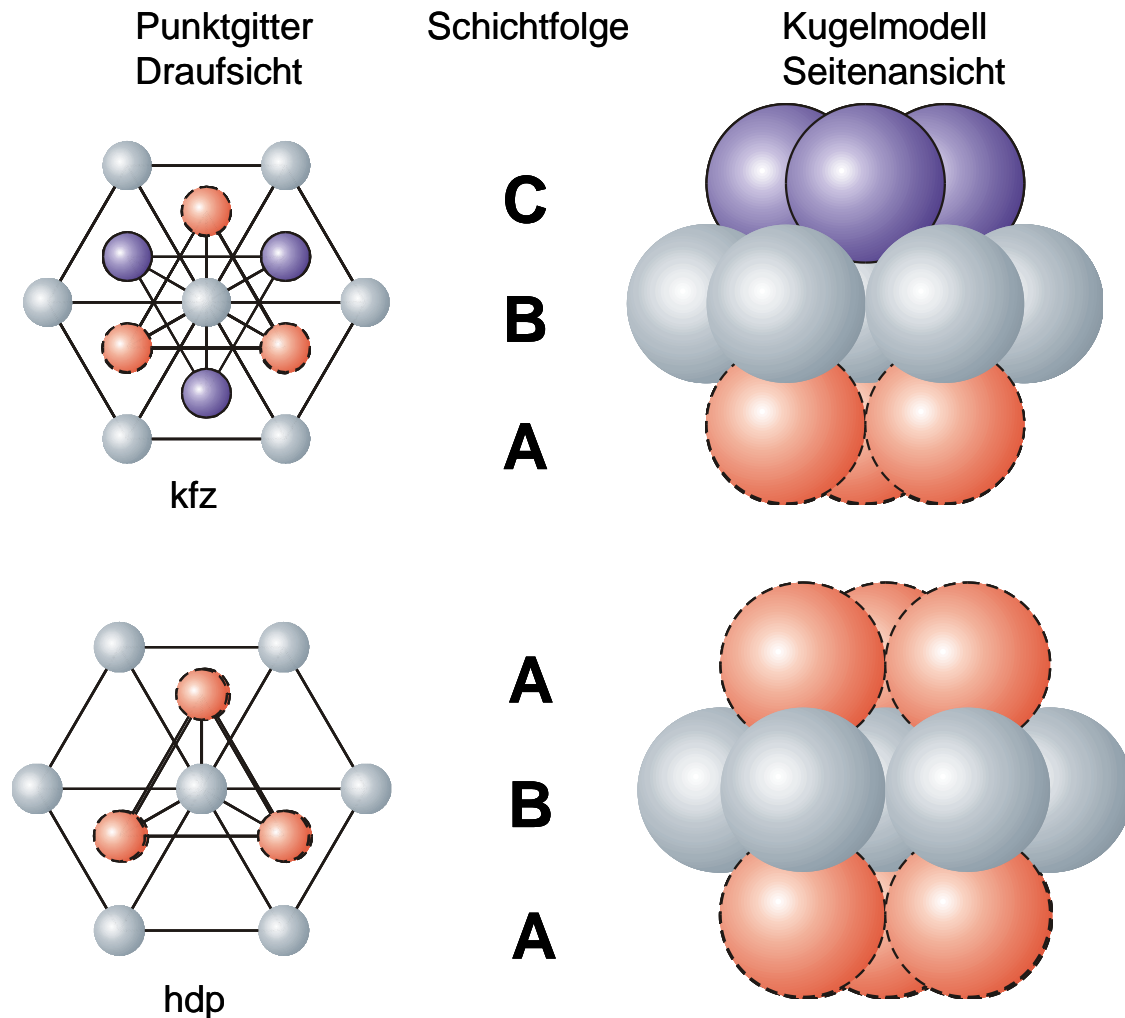


Abbildung 41: Schichtaufbau dichtester Kugelpackungen; unten: hexagonal (ABAB) oben kfz (ABCABC)

Da Stahl der wichtigste Konstruktionswerkstoff ist, ist die Werkstoffkunde der Ingenieurwissenschaften etwas eisenlastig. Um die beiden wichtigen Modifikationen der Eisenkristalle kfz und krz besser vergleichen zu können werden beide als kubische Zellen dargestellt. Dass kfz-Gitter die Stapelfolge ABCABC haben erschließt sich in dieser Darstellung aber nicht sofort, daher ist in Abbildung 42 eine umgebaute Zelle dargestellt.

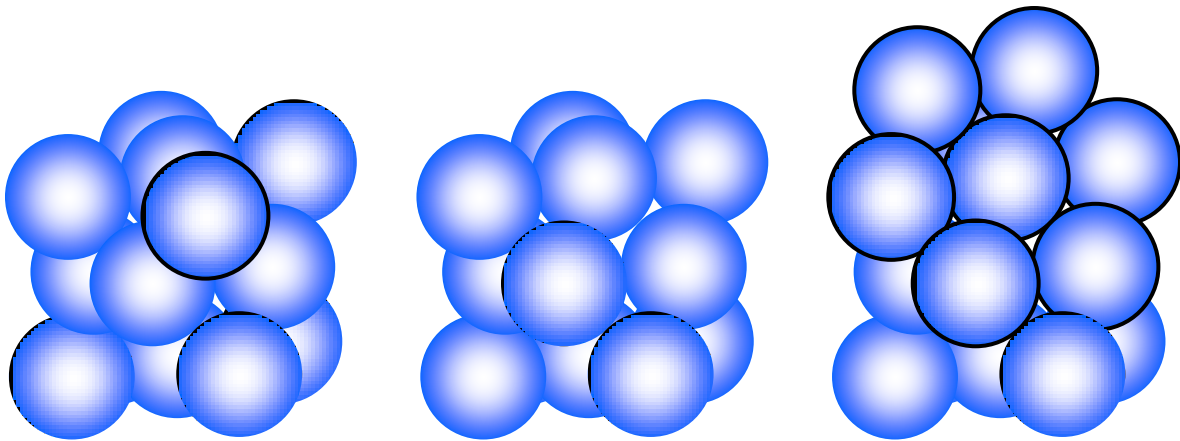


Abbildung 42: Dichtest gepackte Ebene in kfz-Gittern; links: komplette Elementarzelle; Mitte: ohne vorderes, oberes, rechtes Atom; rechts: zwei zusätzliche Atome zur Verdeutlichung der hexagonalen Struktur der [111]-Ebene

Wenn man von der kubischen Darstellung der Zelle (links) eine Kugel (die der vorderen, oberen, rechten Ecke) entfernt (Mitte) und dann zwei Kugeln in der [111]-Ebene (Raumdiagonale) dazubastelt, wird deutlich, dass die dichtest gepackten Ebenen in denen sich die hexagonalen Strukturen befinden diagonal in der kubischen Darstellung liegen.

Gleitsysteme

Metalle verfügen über eine gute plastische Verformbarkeit, die aus dem Umstand resultiert, dass sich einzelne Kristallebenen relativ leicht gegeneinander verschieben lassen. Diese Verschiebungen erfolgen entlang von Gleitsystemen. Ein Gleitsystem besteht aus einer dicht gepackten Ebene, in der die Atome den kleinsten Abstand haben, bzw. sich berühren und den Richtungen, in denen diese Ebene verschoben werden kann. Die Anzahl der Gleitsysteme ergibt sich aus der Zahl der Gleitebenen multipliziert mit der Anzahl der (linear unabhängigen) Gleitrichtungen dieser Ebene. Abbildung 43 zeigt eine Gegenüberstellung der Gleitsysteme der hier behandelten Gittertypen [GOT07, BAR07, SCHA96].

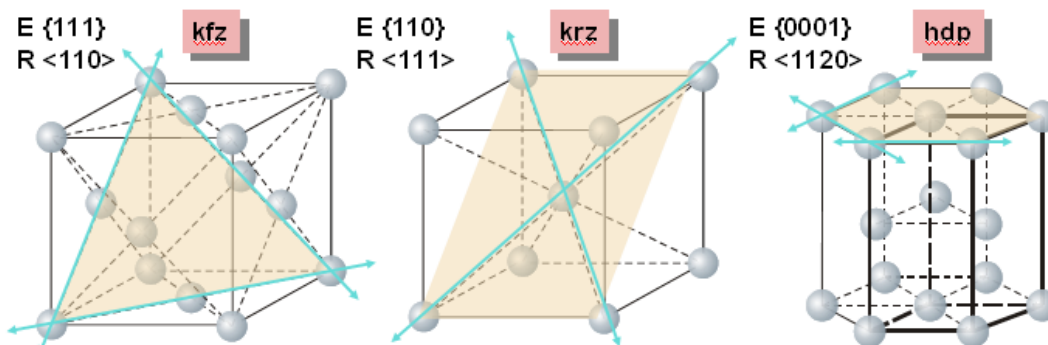


Abbildung 43: Gleitsysteme der verschiedenen Kristallsysteme

Je mehr Gleitsysteme einem Kristall zur Verfügung stehen, desto wahrscheinlicher ist es, dass er entlang einer von außen aufgetragenen Schubspannung abgleiten kann ohne zu reißen. Die Verformbarkeit kubischer Systeme ist daher weit besser als die hexagonaler Systeme.

3.1.4 Polymorphie

Verschiedene Metalle haben in Abhängigkeit von Temperatur und Druck unterschiedliche Gitterstrukturen. Dieser Effekt heißt Polymorphie oder Allotropie. Er tritt vor allem auch bei dem hier behandelten Eisen auf. Neben Druck und Temperatur kann die Gitterstruktur auch durch Legierungselemente, bzw. eine von diesen hervorgerufene Veränderung der Valenzelektronenkonfiguration beeinflusst werden. Beim ferromagnetischen Eisen spielt auch die Gitteraufweitung durch die Abstoßungskräfte zwischen den Atomen eine Rolle [GRA00].

3.1.5 Millersche Indizes

Zur Kennzeichnung von Richtungen und Ebenen in kristallographischen Systemen werden Miller'sche Indizes verwendet.

Die Beschreibung von Richtungen erfolgt dabei relativ ähnlich einer vektoriellen Kennzeichnung mit Hilfe von Zahlentripeln $[uvw]$. Diese Tripel werden ohne Kommata oder Leerzeichen verwendet. Minuszeichen zur Kennzeichnung negativer Richtungen werden nicht vor sondern über die Zahlen geschrieben [GOT07].

Ein kubisches System wird durch die drei senkrecht zueinander stehenden Koordinaten x , y und z beschrieben (siehe Abbildung 44). Die Richtung entlang der x -Achse entspricht also $[100]$, die Richtung entlang der unteren Seitendiagonalen $[110]$ und die Richtung entlang der Raumdiagonalen $[111]$.

Wenn also keine absoluten Richtungen betrachtet werden müssen, ist eine Raumdiagonale meist gleichwertig mit allen anderen Raumdiagonalen. Aus diesem Grund wurde der Begriff der kristallographisch äquivalenten Richtungen eingeführt, deren makroskopische Ausrichtung irrelevant ist, die aber eine ganze Gruppe von Richtungen im Kristall kennzeichnen. Diese Gruppe besteht zum Beispiel aus allen Flächendiagonalen $\langle 110 \rangle$, Raumdiagonalen $\langle 111 \rangle$ oder Kanten $\langle 100 \rangle$ (siehe Abbildung 44). Diese gleichwertigen Richtungen werden zur Unterscheidung von bestimmten Richtungen nicht mit rechteckigen Klammern „ $[]$ “ sondern mit spitzen Klammern „ $\langle \rangle$ “ gekennzeichnet [GOT07].

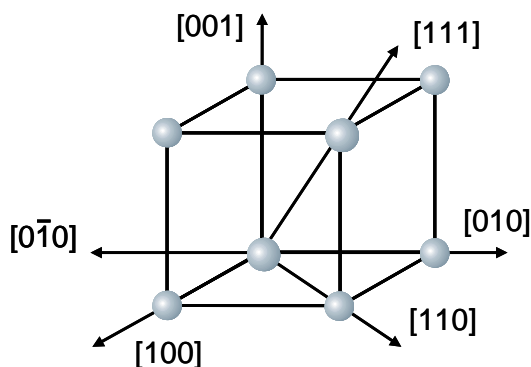


Abbildung 44: Wichtige Richtungen in kubischen Kristallen

Die Kennzeichnung von Ebenen erfolgt über ein System, das keine Gemeinsamkeiten mit vektoriellen Bezeichnungen hat.

Analog zur Bezeichnung von Richtungen werden auch die Ebenen mit Zahlentripeln (hkl) gekennzeichnet, die ebenfalls ohne Trennzeichen zwischen Klammern und mit Minuszeichen über den Zahlen geschrieben werden. Wiederum gilt, dass bestimmte Ebenen mit anderen Klammern „ $()$ “ bezeichnet werden als kristallographisch identische Ebenen, die mit geschweiften Klammern „ $\{ \}$ “ gekennzeichnet werden.

Die Werte für die Zahlentripel zur Kennzeichnung der Ebenen berechnen sich wie folgt (siehe Abbildung 45):

Zunächst werden die Schnittpunkte der Ebene mit den 3 Achsen des Koordinatensystems (x,y,z) bestimmt. Im Beispiel (Abbildung 45) sind das $x=1/2$, $y=2$ und $z=\infty$. Anschließend werden die Kehrwerte gebildet, wobei als Kehrwert von Unendlich Null gilt. Das aus diesem Schritt resultierende Tripel ist für das Beispiel $(2, 1/2, 0)$. Der letzte Schritt besteht darin, das Tripel mit dem kleinsten Faktor zu multiplizieren, der alle Brüche eliminiert (in diesem Fall „2“). Das Tripel zur Beschreibung der Ebene lautet dann (410) .

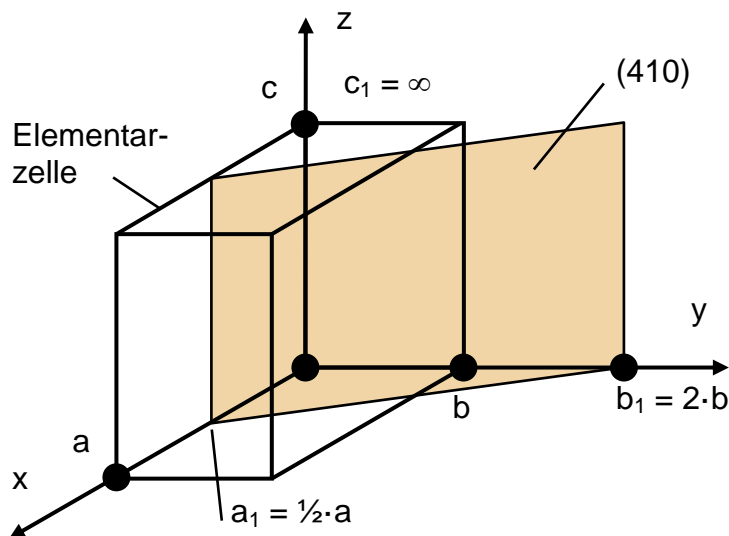


Abbildung 45: Bestimmte Ebene in einem kubischen Kristall (410)

In Abbildung 46 werden die wesentlichen Ebenen kubischer Systeme gezeigt.

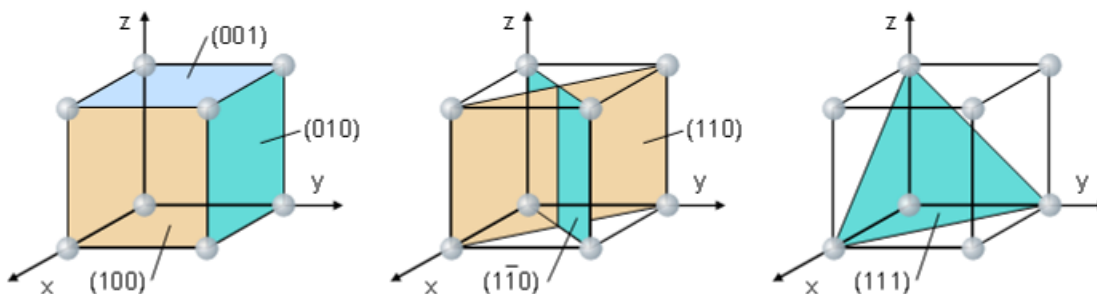


Abbildung 46: Kristallographisch wichtige Ebenen in kubischen Kristallsystemen

Die Beschreibung hexagonaler Zellen verläuft in etwa analog zum Vorgehen bei kubischen Zellen. Allerdings wird die Grundfläche der Zelle durch drei Vektoren (a_1 , a_2 , a_3) beschrieben die jeweils unter 120° zueinander liegen. In Richtung der c-Achse (also nach oben oder unten) wird daher ein vierter Wert benötigt, so dass Ebenen (und Richtungen) durch viergliedrige Indizes (hkil) beschrieben werden. Der Wert des dritten Indizes ergibt sich nach Gleichung 2 [SCHA96].

Gleichung 2

$$i = -(h+k)$$

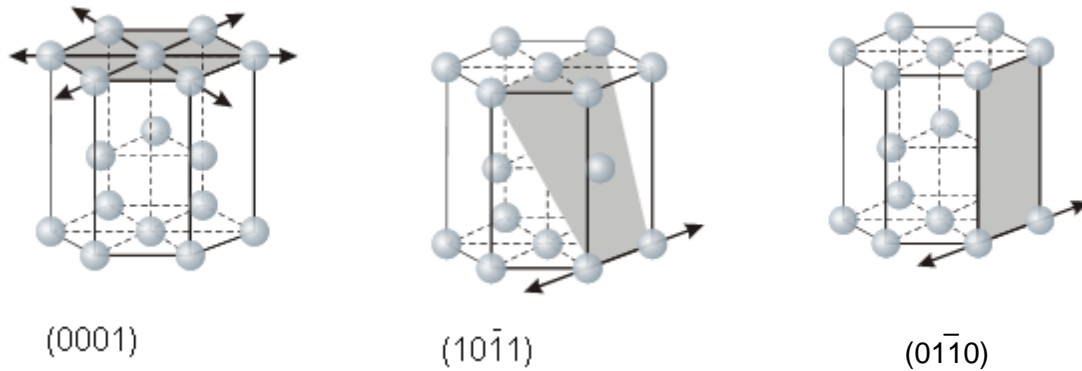


Abbildung 47: Wichtige Ebenen und Richtungen in hexagonalen Systemen; links Basisebene, Mitte: Pyramidialebene; rechts: prismatische Ebene

Die wichtigsten Richtungen und Ebenen in hexagonalen Systemen sind in Abbildung 47 dargestellt.

3.2 Gitterfehler

Reale Kristalle entsprechen in keiner Weise dem idealisierten Aufbau der bisher geschildert wurde, vielmehr enthalten sie eine Vielzahl verschiedener Fehler. Diese Fehler lassen sich unter anderem nach ihren räumlichen Ausdehnungen in 0-dimensionale (punktförmige) 1-dimensionale (linienförmige) 2-dimensionale (flächige) und 3-dimensionale Fehler einteilen.

In normalen Kristallen ist die Häufigkeit dieser Fehler so groß⁴¹, dass, insbesondere in der Frage der Verformbarkeit, die Eigenschaften des Kristalls überwiegend von seinen Fehlern bestimmt werden.

Abbildung 48 zeigt schematisch die möglichen Fehler, die in realen Kristallen auftreten können.

⁴¹ In einer kleinen Münze wie etwa einem Cent, der nach dem Prägen eine Versetzungsdichte von $10^{12}/\text{cm}^2$ hat, ließen sich diese linienförmigen Gitterfehler zu einer Gesamtlänge von über 3 Millionen Kilometern aneinander reihen [HEM08].

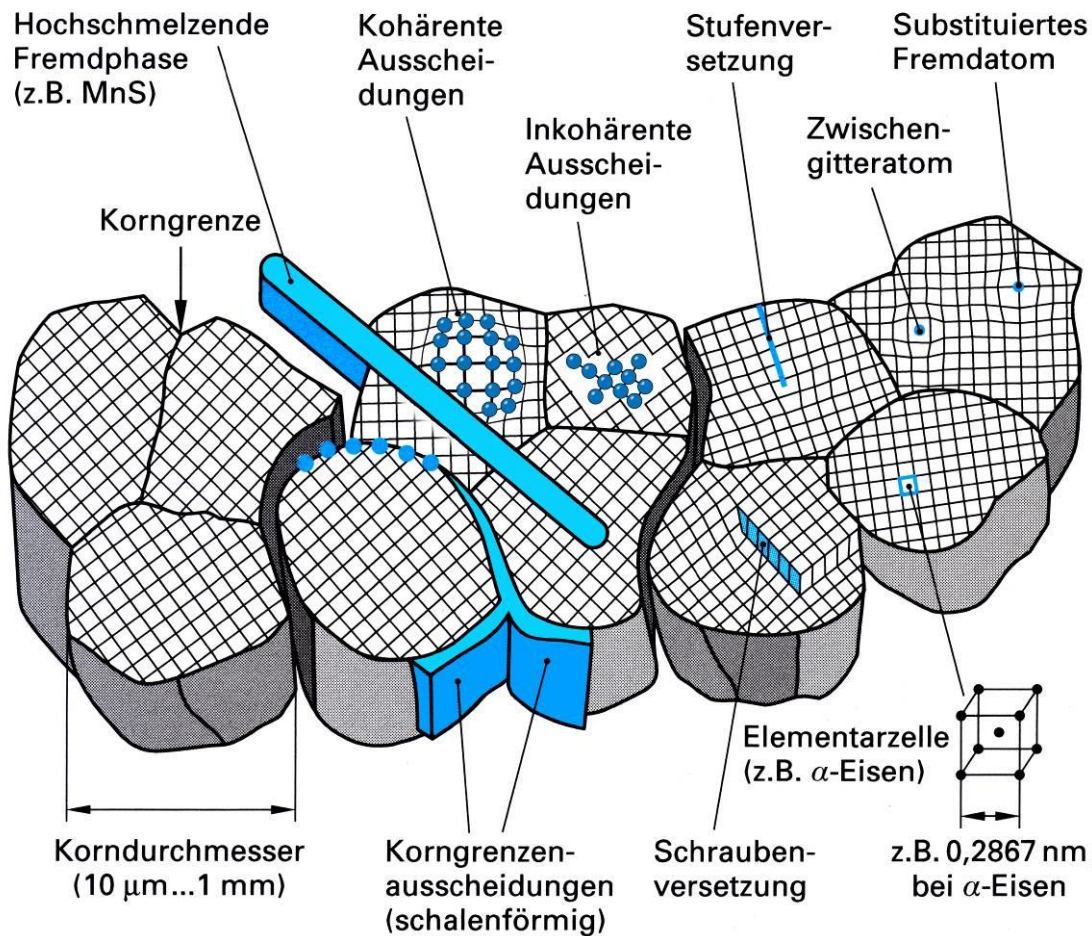


Abbildung 48: Aufbau eines vielkristallinen Metallgefüges mit den möglichen Kristallfehlern [LAE06]

Die Abbildung dieser Fehler in einer einzigen realen Darstellung ist nicht möglich, da ihre Ausdehnungen Unterschiede von mehreren Größenordnungen überschreiten. Sie beginnen im Bereich von einem Ångström⁴² als Durchmesser eines Einlagerungsatoms⁴³ und reichen bis in den Bereich mehrerer Zentimeter als Ausdehnung der einzelnen Körner verzinkter Oberflächen. Im Folgenden soll gezeigt werden wie die beschriebenen Defekte aussehen, wenn sie mit den klassischen Methoden (TEM, REM und Lichtmikroskop) betrachtet werden.

Im TEM lässt sich die größte Vergrößerung dieser Verfahren realisieren und ein Auflösungsvermögen erreichen, das genügt um einzelne Atomsäulen darzustellen. Typisch ist aber eine Vergrößerung wie sie in Abbildung 49 dargestellt ist. Hier lassen sich Korngrenzen, Ausscheidungen und die an diesen Hindernissen gestauten Versetzungen im Durchstrahlungsbild gut erkennen.

⁴² 1 Å = 100 pm = 0,1 nm = 10^{-4} μm = 10^{-7} mm = 10^{-10} m

⁴³ Für Kohlenstoff, das wichtigste Einlagerungselement des Eisens, ist dieser Atomdurchmesser 0,07 nm.

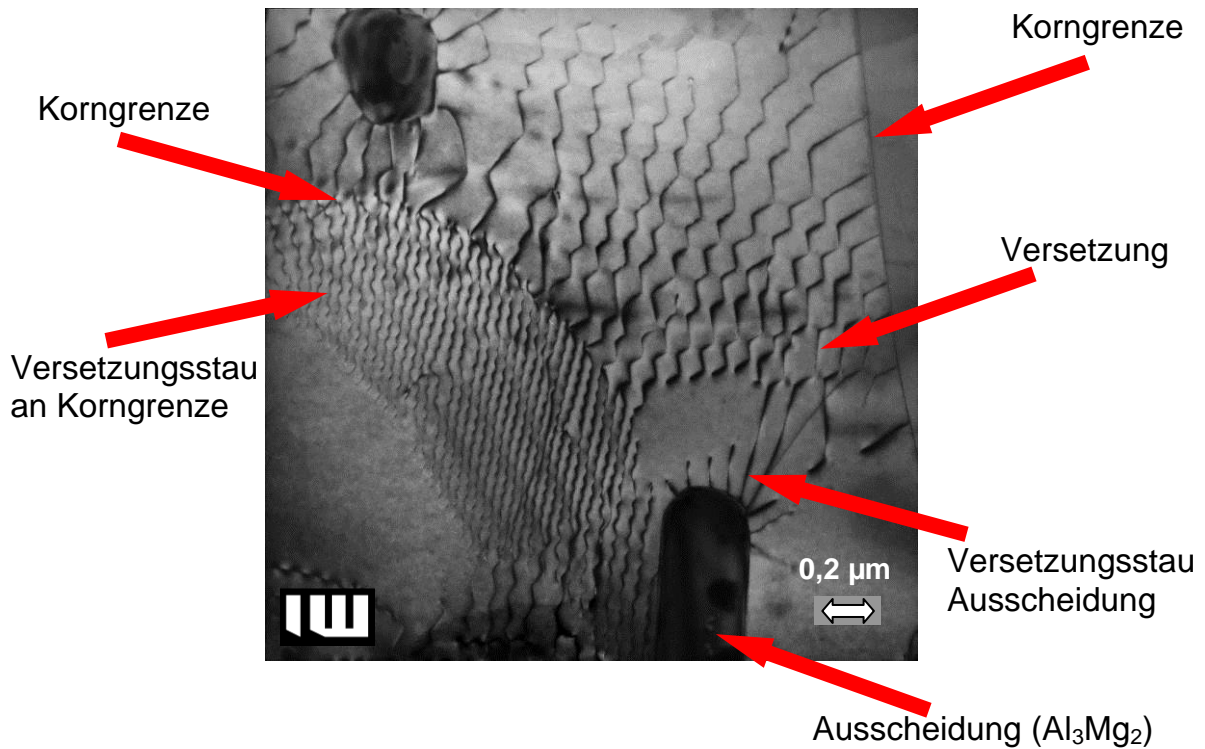


Abbildung 49: TEM-Bild von verschiedenen Gitterfehlern in AlMg5Mn

Die in Abbildung 50 gezeigte Aufnahme eines lufthärtenden Stahls im REM zeigt einen Ausschnitt, der 2500-mal größer ist als der Ausschnitt der zuvor gezeigten TEM-Aufnahme.

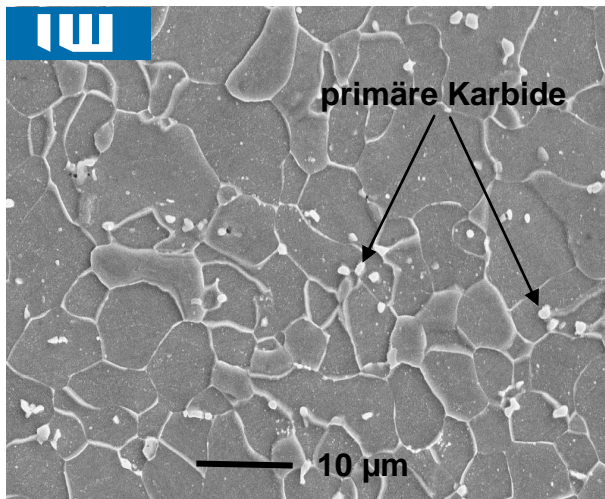


Abbildung 50: REM-Aufnahme des Gefüges eines lufthärtenden Stahls (LH 900), Korngrenzen und Karbide

Diese Abbildung einer geschliffenen und geätzten Oberfläche zeigt zunächst die beim Ätzen erzeugte Topografie, so dass sich die als helle Linien auftretenden Korngrenzen gut erkennen lassen. Gleichzeitig können auf den Korngrenzen die primären⁴⁴ Karbide, also direkt aus der Schmelze erstarrten und in den Körnern die

⁴⁴ vorwiegend Chrom- und Molybdänkarbide

sekundären Karbide⁴⁵, welche aus dem Mischkristall bei sinkender Löslichkeit ausgeschieden wurden, gut als helle Körper erkannt werden.

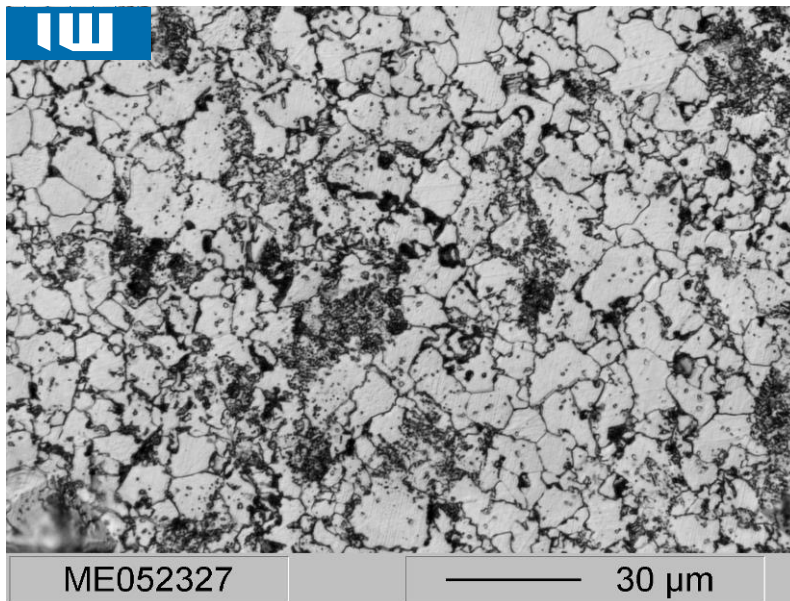


Abbildung 51: Schliffbild eines 22MnB5 im Ausgangszustand; Ferrit (hell), Perlit (dunkelgrau gestreift), Korngrenzen (schwarz)

Das Gefüge eines 22MnB5 im Anlieferungszustand der Bleche, also vor der für diese Werkstoffe obligatorischen Wärmebehandlung zeigt Abbildung 51. Der Ausschnitt entspricht in etwa der 10.000-fachen Größe des TEM-Ausschnittes. Als Kristallfehler lassen sich hier (Großwinkel-)Korngrenzen als schwarze Linien erkennen und der als Perlit vorliegende Kohlenstoff (schwarze und dunkelgraue Flächen).

3.2.1 Punktförmige Gitterfehler

3.2.1.1 Leerstellen und Zwischengitteratome

In realen Kristallen ist nicht jede Position des Gitters mit einem Atom besetzt. Die Häufigkeit dieser Fehler hängt in erster Linie von äußeren Einflüssen wie plastischer Verformung oder Bestrahlung mit energiereichen Teilchen ab. Außerdem steigt sie mit zunehmender Temperatur von etwa 1 Leerstelle auf 10^{12} Gitterplätze (ca. 1 mm^3) bis zu $10^{08} \dots 10^{09}$ auf 10^{12} Gitterplätze kurz unterhalb der Schmelztemperatur [LAE06].

Durch die Leerstellen wird zum einen das umliegende Gitter verspannt, zum anderen beeinflussen sie alle thermisch aktivierten Prozesse insbesondere die Diffusion⁴⁶.

3.2.1.2 Zwischengitteratome

Befindet sich ein Atom vom selben Element wie das Matrixgitter nicht auf dem regulären Gitterplatz sondern in einem Zwischenraum, spricht man von einem Zwischengitteratom [GOT07]. Wenn, zum Beispiel durch energiereiche Strahlung, ein Atom von seinem Gitterplatz auf einen Zwischengitterplatz verschoben wird, bleibt eine Leerstelle zurück, die mit dem Zwischengitteratom ein Frenkel-Paar bildet

⁴⁵ Vanadiumkarbide

⁴⁶ Bei der Auslagerung von Aluminiumlegierungen ermöglicht die hohe Leerstellendichte nach dem Abschrecken die Diffusion schon bei niedrigen Temperaturen.

[GOT07]. Beide Effekte führen zu einer Verzerrung des Gitters⁴⁷ (siehe Abbildung 52).

3.2.1.3 Mischkristalle

Als Mischkristalle werden alle Kristallgitter bezeichnet, die nicht nur aus einem Element bestehen sondern in denen sich noch Atome mindestens eines anderen (Legierungs-) Elementes befinden. Diese Atome können sich auf den regulären Gitterplätzen (Substitutionsmischkristalle) oder den Zwischengitterplätzen (Einlagerungsmischkristalle) befinden. Unter welchen Voraussetzungen Substitutionsmischkristalle vorliegen kann anhand der Hume-Rothery-Regeln⁴⁸ [LAE06, GOT07, SCHA96] bestimmt werden:

1. Bei Substitutionsmischkristallen darf der Unterschied im Atomdurchmesser nicht mehr als 15 % betragen (8 % für vollständige Löslichkeit).
2. Für vollständige Löslichkeit müssen beide Elemente in der gleichen Gitterstruktur erstarren (notwendiges Kriterium).
3. Beide Elemente sollten ähnliche Elektronegativitäten⁴⁹ besitzen.
4. Vollständige Löslichkeit erfordert die gleiche Anzahl von Valenzelektronen.

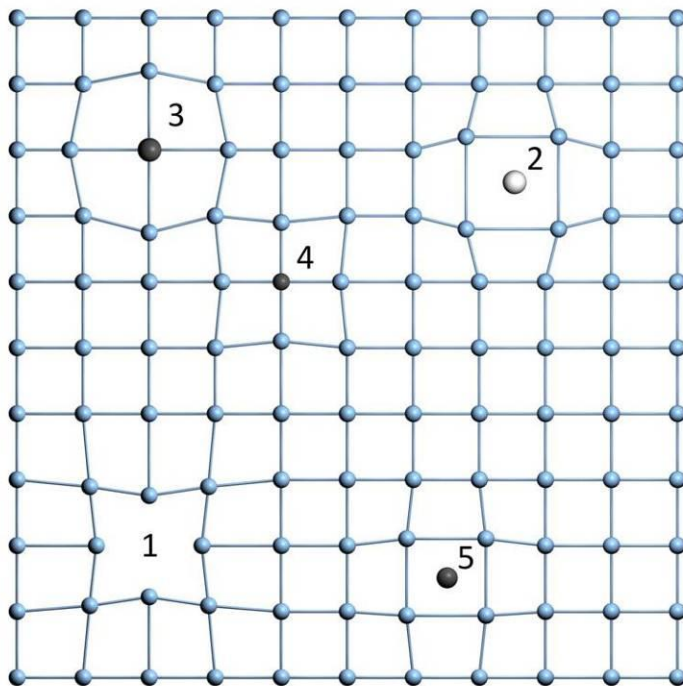


Abbildung 52: Nulldimensionale Gitterfehler - 1 Leerstelle, 2 Zwischengitteratom, 3 größeres Substitutions-Atom, 4 kleineres Substitutions-Atom, 5 Einlagerungs-Atom, 1+2 Frenkel-Paar

Sind die Atome des Legierungselementes deutlich kleiner ($< 59\%$) als die Atome der Matrix lagern sie auf Zwischengitterplätzen [SCHA96]. Man spricht von Einlagerungsatomen oder interstitiellen Atomen. Auch diese Atome führen zu einer

⁴⁷ Diese Gitterverzerrung ist mit einer Festigkeitssteigerung und einer Abnahme der Duktilität verbunden. Harte Strahlung führt also mit der Zeit zu einer Versprödung von Metallen.

⁴⁸ Benannt nach William Hume-Rothery (1899–1968), englischer Metallurge.

⁴⁹ Die Elektronegativität ist ein Maß dafür wie sehr Atome ein gemeinsames Elektronenpaar an sich ziehen. Sie nimmt mit steigender Protonenzahl und mit abnehmendem Atomradius zu [BAR07, GLÖ84].

Verspannung des Gitters und einem Anstieg der Festigkeiten (siehe Abbildung 52). Wichtigstes Beispiel ist die (zwangswise) Einlagerung von Kohlenstoff in Eisen beim Härten. Die maximale Löslichkeit von Einlagerungsmischkristallen entspricht in der Regel ~1% und nimmt auf Grund der Gitteraufweitung mit steigender Temperatur zu [LAE06].

3.2.2 Linienförmige Gitterfehler - Versetzungen

Versetzungen sind linienförmige (eindimensionale) Gitterfehler. Sie spielen bei der Verformung metallischer Werkstoffe eine herausragende Rolle, da die Plastizität der Metalle in erster Linie auf der Beweglichkeit der Versetzungen im Gitter beruht.⁵⁰ Es können prinzipiell 2 Grenzfälle unterschieden werden:

- Stufenversetzungen
- Schraubenversetzungen

Versetzungen sind aber nur auf kurzen Teilstücken reine Stufen- oder Schraubenversetzungen. Im Allgemeinen handelt es sich um eine Kombination beider Typen also gemischte Versetzungen. Die beste Art eine Versetzung zu beschreiben ist ihr Burgersvektor [GOT07].

Um den Burgersvektor zu ermitteln, wird ein (gedachter) geschlossener Umlauf im verzerrten Gitter um die Versetzung vorgenommen (siehe Abbildung 53, links). Danach wird der gleiche Umlauf in einem fehlerfreien Gitter durchgeführt (Abbildung 53, rechts). Startpunkt (S) und Endpunkt (E) sind hier nicht identisch. Die Strecke zwischen dem Endpunkt und dem Startpunkt entspricht dem Burgersvektor. Burgersvektoren stehen senkrecht auf Stufenversetzungen und verlaufen parallel zu Schraubenversetzungen [HUL07, WEE92].

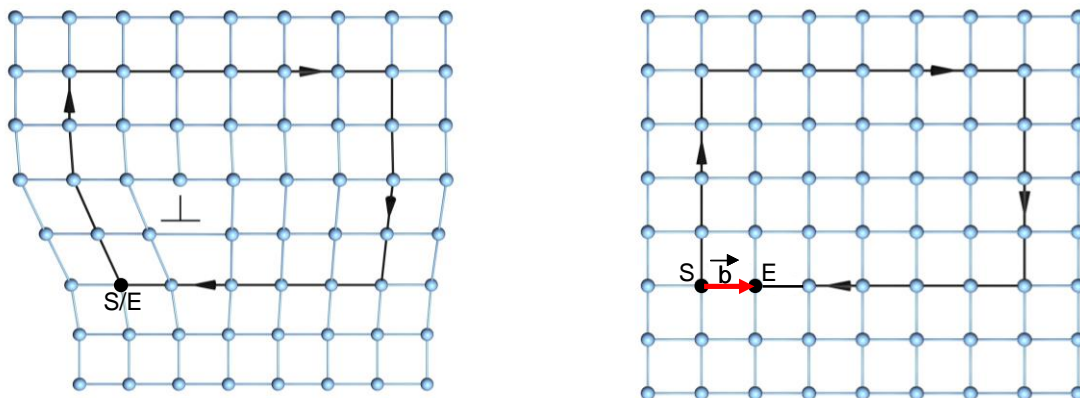


Abbildung 53: Burgersumlauf um eine Stufenversetzung; links: Umlauf um den gestörten Gitterbereich; rechts: Umlauf um einen ungestörten Bereich des Gitters, die Differenz zwischen Start- und Endpunkt entspricht dem Burgersvektor

⁵⁰ Das erste Festkörperparadoxon besagt, dass die tatsächlichen Schubspannungen zur Verformung von Metallkristallen 1.000 bis 10.000-mal kleiner sind als die berechneten. Dies ist in dem Umstand begründet, dass nicht zwei komplette Gitterebenen aneinander abgleiten sondern nur die Versetzungen.

Eine Stufenversetzung entspricht einem fehlerfreien Kristall aus dem eine Halbebene entfernt (oder hinzugefügt) wurde (siehe Abbildung 54) [GOT07].

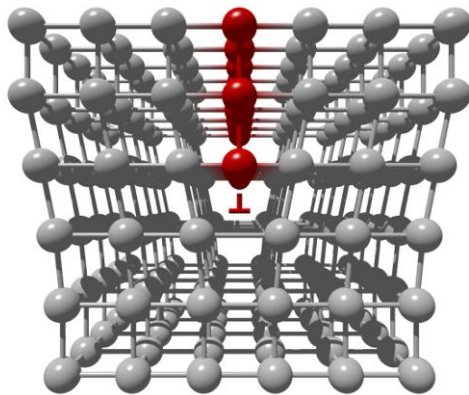


Abbildung 54: Schematische Darstellung einer Stufenversetzung; in rot die von oben eingeschobene Halbebene, in der Mitte der Darstellung befindet sich die Versetzung

Bei Schraubenversetzungen sind die Trennflächen nicht senkrecht sondern parallel zur Begrenzungslinie des Schnittes verschoben (siehe Abbildung 55) [BAR 07].

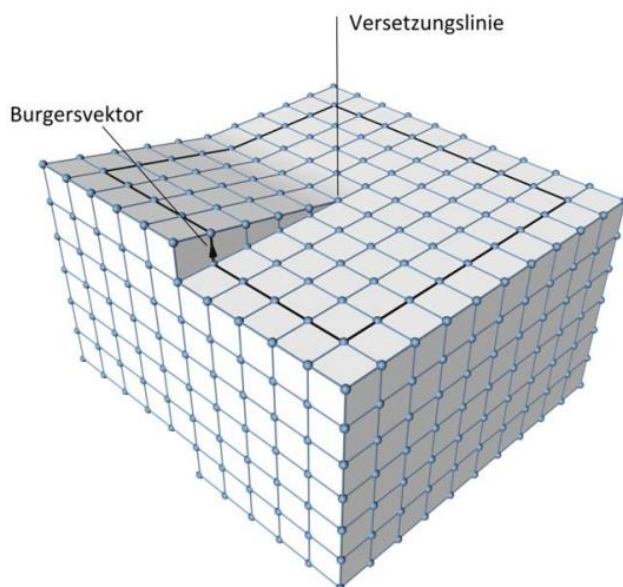


Abbildung 55: Schematische Darstellung einer Schraubenversetzung mit Versetzungslinie und Burgersvektor

Haben 2 Versetzungen gleich große, entgegengesetzte Burgersvektoren, spricht man von antiparallelen Versetzungen. Antiparallele Schraubenversetzungen unterscheiden sich in ihrem Schraubensinn. Treffen sich zwei antiparallele Versetzungen, löschen sie sich gegenseitig aus. Man spricht dann von Annihilation [GOT07].

Versetzungen können nicht im Inneren eines Kristalls enden oder beginnen. Sie können entweder von den Begrenzungsflächen des Kristalls ausgehen oder als geschlossener Ring im Kristall vorliegen. Diese Ringe können nicht ausschließlich aus Schraubenversetzungen zusammengesetzt sein, sie können aber vollständig

aus Stufenversetzungen bestehen. Ein solcher Ring entspräche einer eingesetzten oder herausgenommenen Teilebene. Diese Versetzungen werden als Franksche oder Prismatische Versetzungen bezeichnet [GOT07].

Versetzungen können sich im Gitter bewegen und verursachen so die plastische Verformung von Kristallen. Die Ebenen, auf denen sich die Versetzungen bewegen, heißen Gleitebenen.

Schraubenversetzungen haben keine definierte Gleitebene und können durch Quergleiten die Gleitebene wechseln (siehe Abbildung 56).

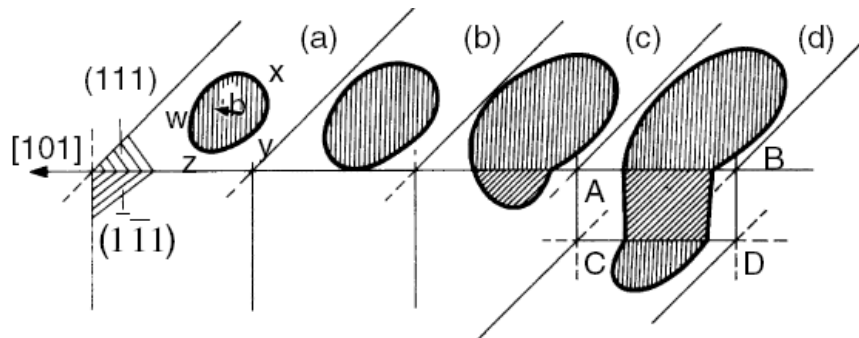


Abbildung 56: Quergleiten einer Schraubenversetzung; eine Schraubenversetzung bei „Z“ kann sowohl auf (111) wie auch auf (1-11) gleiten (a-c). In (d) ist schematisch der Mechanismus des Doppelgleitens dargestellt [GOT07]

Die in Abbildung 56 dargestellte Schraubenversetzung kann sowohl auf den (111) als auch auf $(\bar{1}\bar{1}1)$ Ebenen gleiten. Tut sie beides gleichzeitig (d), wird dieser Vorgang als Doppelgleiten bezeichnet.

Prismatische Versetzungen sind unbeweglich, Stufenversetzungen und gemischte Versetzungen bewegen sich auf definierten Gleitebenen. Diese Ebenen entsprechen den dichtest gepackten Ebenen des Gitters. Die angesprochenen Versetzungen können diese Ebenen nur verlassen, wenn sie „klettern“ (siehe Abbildung 57).

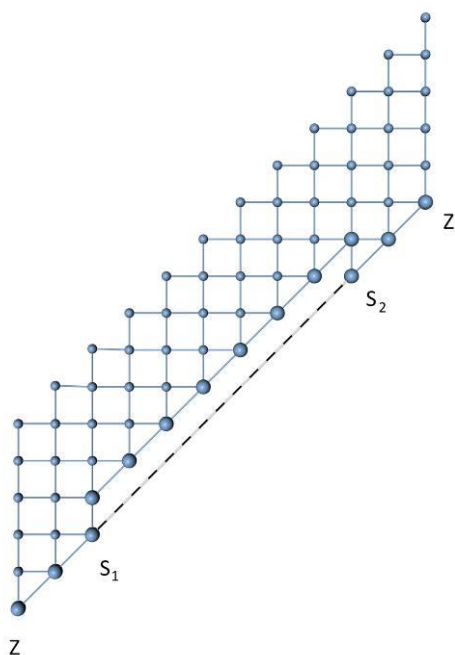


Abbildung 57: Klettern einer Versetzung durch Anlagern von Leerstellen [GOT07]

Das Klettern von Versetzungen geschieht durch das Anlagern von Leerstellen. Durch die Umkehr des Vorganges können auch Leerstellen erzeugt werden. Da beide Vorgänge nicht unter Beibehaltung der Volumenkonstanz ablaufen, spricht man von einer „nicht konservativen Versetzungsbewegung“.

3.2.2.1 Versetzungsdichte

Die Versetzungsdichte ist ein Maß für die Gesamtlänge der Versetzungslinien in einem diskreten Volumen. Sie wird in cm^{-2} oder m^{-2} angegeben.⁵¹ Es gibt 2 Möglichkeiten die Versetzungsdichte in einem Volumen zu bestimmen.

1. die Linienlänge wird ausgemessen und auf das untersuchte Volumen bezogen.
2. die Anzahl der Durchstoßpunkte durch die Oberfläche eines Volumenelementes wird gemessen und auf diese Oberfläche bezogen.

Wären alle Versetzungen im Volumen parallel, würden beide Methoden den gleichen Wert liefern. Für stochastisch verteilte Versetzungen ist der nach Methode 1 ermittelte Wert zweimal größer als der nach Methode 2 ermittelte.

In spannungsarm geglähten Metallen beträgt die Versetzungsdichte 10^{10} bis 10^{12} m^{-2} , durch Kaltverfestigung kann die Versetzungsdichte auf Werte zwischen 10^{14} und 10^{15} m^{-2} erhöht werden. Die Entstehung der zusätzlichen Versetzungen kann auf zwei verschiedene Vorgänge zurück geführt werden, den Orowan-Mechanismus⁵² und Frank-Read-Quellen⁵³ [JOH92].

3.2.2.2 Orowan-Mechanismus

Wenn eine Versetzung bei ihrer Bewegung Hindernisse passieren muss, die sie nicht durchschneiden kann (siehe Abbildung 58), kommt es zunächst zu einem Ausbauchen der Versetzung zwischen den Hindernissen. Bei weiterer Ausbeulung stoßen hinter dem Hindernis antiparallele Versetzungssegmente aneinander und löschen sich teilweise aus. Es sind dann eine freie Versetzung und Versetzungsringe um die Hindernisse entstanden. Die zurückbleibenden Versetzungsringe üben auf nachfolgende Versetzungen eine abstoßende Spannung aus. Für die nachfolgenden Versetzungen wird also eine höhere Spannung benötigt, um die Hindernisse zu passieren. Aus diesem Grund steigt die Fließspannung bei dispersionsgehärteten Legierungen stark an. Letztlich laufen Entlastungsvorgänge ab, bei denen die Schraubenversetzungen quergleiten und sich so zu prismatischen Versetzungen umordnen oder die Spannungen werden durch Erzeugung von Versetzungen auf anderen Gleitsystemen abgebaut [ORO34, GOT07].

⁵¹ $1\text{m}^{-2} = 10^4\text{cm}^{-2}$

⁵² Egon Orowan (1902-1989) war ein ungarischer Physiker und Metallurge, der zunächst in Berlin dann in Cambridge und später am MIT tätig war.

⁵³ Sir Charles Frank (1911-1998) und Thornton Read beide britische Physiker

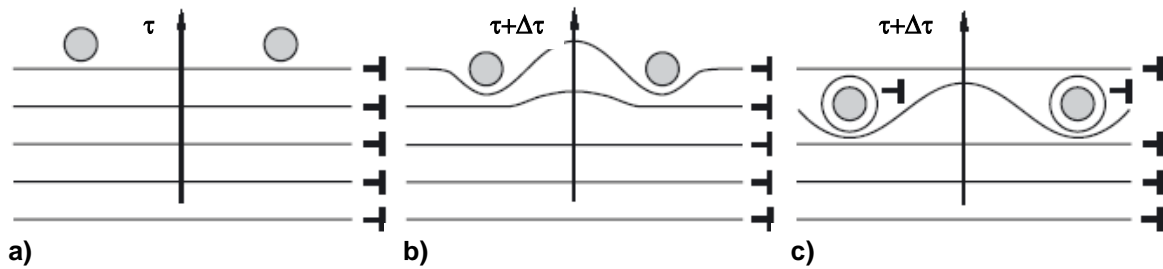


Abbildung 58: Orowan-Mechanismus; (a) Versetzungsaufstau vor Teilchen, (b) Umgehen der Teilchen durch Spannungsüberhöhung $\Delta\tau$ und Zurücklassen von Versetzungsringen [BAR07]

3.2.2.3 Frank-Read-Quelle

Betrachtet wird eine ringförmige Versetzung, die nur zwischen den Punkten A und B beweglich ist (siehe Abbildung 59), weil zum Beispiel nur dieser Abschnitt in einer Gleitebene liegt. Wenn sich dieses Segment unter der Wirkung einer Schubspannung bewegt, kommt es zu einer Ausbeulung, die letztlich dazu führt, dass sich antiparallele Segmente berühren und teilweise auslöschen. Das Ergebnis ist ein zusätzlicher Versetzungsring und die Rückführung der Versetzung in den Ausgangszustand. Bei weiter anliegender Schubspannung wiederholt sich dieser Vorgang [BAR07].

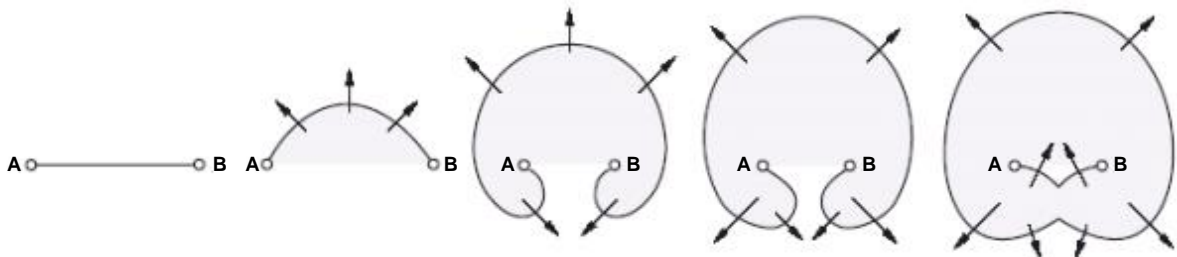


Abbildung 59: Frank-Read-Quelle; links: gleitfähiges Versetzungsteilstück A – B; nach rechts: Erzeugung eines Versetzungsringes und eines neuen Versetzungsteilstückes A – B durch Erhöhen der Schubspannung [BAR07]

Wenn sich Versetzungen in Folge einer Schubspannung bewegen, schneiden sie hierbei Versetzungen, die auf anderen (sekundären) Gleitebenen liegen. Bei diesem Vorgang werden in den Versetzungen Stufen erzeugt, die die Größe und Richtung des Burgersvektors der anderen Versetzung haben (siehe Abbildung 60). Liegen diese Stufen in der Gleitebene heißen sie Kinken und können bei der weiteren Bewegung der Versetzung wieder verschwinden. Liegen die Stufen nicht in der Gleitebene, nennt man sie Sprung oder Jog. Diese Stufen führen bei einer Weiterbewegung zur Bildung von Dipolen.

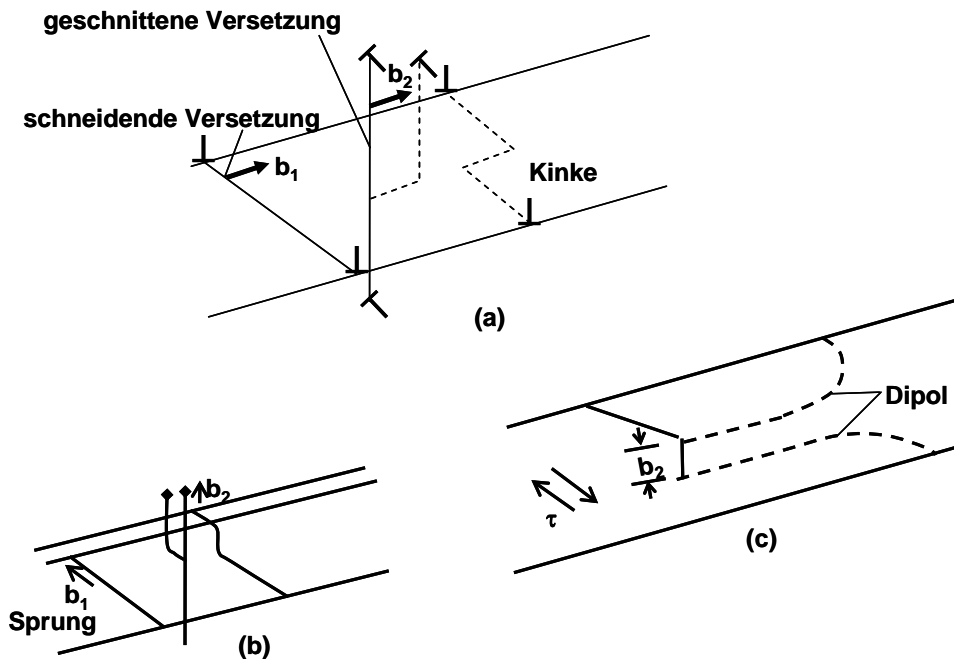


Abbildung 60: Entstehung von Kinken und Jogs beim Passieren von Versetzungen (Stufenbildung durch Schneidprozesse): (a) 2 Kinken; (b) ein Sprung; (c) Dipolbildung an einem Sprung [GOT07]

Versetzungen erzeugen ein weitreichendes elastisches Spannungsfeld. Dadurch kommt es zu einer Reihe von Wechselwirkungen der Versetzungen untereinander und mit anderen Gitterdefekten. Die dabei entstehenden Reaktionsprodukte sind teilweise unbeweglich und stellen Hindernisse für die weitere Versetzungsbewegung dar [SEE65, HUL84]. Durch die Anhäufung unbeweglicher Hindernisse (Waldversetzungen) während der plastischen Verformung kommt es zu einer makroskopischen Verfestigung des Materials [VOL89]. Mit zunehmender plastischer Verformung steigt die Versetzungsdichte stark an. Die Ursache dafür sind versetzungserzeugende Mechanismen, wie die bereits beschriebene Frank-Reed-Quelle und das Abschneiden von Versetzungsringen an unbeweglichen Hindernissen im Kristallgitter, der sogenannte Orowan-Mechanismus [ORO34]. Dem Anstieg der Versetzungs- und auch Leerstellendichte entspricht makroskopisch ein Anstieg der Schubspannung τ bei konstanter Dehnrage, die Verfestigung von Metallen.

3.2.2.4 Nachweis von Versetzungen

Es existieren 5 unterschiedliche Verfahren um Versetzungen sichtbar zu machen:

- 1) Oberflächenmethoden: hierbei werden die Durchstoßpunkte der Versetzungen durch die Kristalloberfläche sichtbar gemacht.
- 2) Markierungsmethoden: Versetzungen in lichtdurchlässigen Kristallen werden mit sichtbaren Elementen belegt, um die Versetzungen deutlich zu machen.
- 3) Transmissionselektronenmikroskopie – die durch die Versetzungen hervorgerufenen Verzerrungen des Gitters lenken den Elektronenstrahl ab und es entsteht ein „Schatten“ der Versetzung.
- 4) Röntgendiffraktorielle Methoden – sie ähneln dem Vorgehen bei TEM-Untersuchungen. Die Beugung der Röntgenstrahlen an den Gitterebenen wird durch die Spannungsfelder der Versetzungen beeinflusst.

Es lassen sich größere Volumina als mit dem TEM untersuchen, die Versetzungsdichte muss mit maximal $1 \cdot 10^{10} \text{ m}^{-2}$ klein sein.

- 5) Andere mikroskopische Methoden: Feldionenmikroskopie (FIM), Rasterkraftmikroskopie (AFM⁵⁴) oder Rastertunnelmikroskopie (RTM) [HAA94]. Diese drei Methoden erlauben es, auf unterschiedliche Art einzelne Atome und so auch entsprechende Gitterfehler sichtbar zu machen.

Die vorliegenden Ergebnisse wurden ausschließlich unter Einsatz der Transmissionselektronenmikroskopie und der zu den Oberflächenmethoden gehörenden Grübchenätzung gewonnen.

3.2.3 Flächenförmige Gitterbaufehler

3.2.3.1 Korngrenzen

Der wichtigste Typ der flächigen Fehler ist die Korngrenze bzw. Großwinkelkorngrenze als Begrenzung zwischen zwei Körnern. Die Erstarrung realer Metallstücke geschieht von mehreren Keimen ausgehend an einer Vielzahl stochastisch im Bauteil verteilter Stellen gleichzeitig. Aus jedem dieser Keime entsteht ein einzelner Kristall, der weiter wächst und schließlich mit seinen Nachbarkristallen zusammenstößt⁵⁵. Der Grenzbereich, in dem die einzelnen Körner aneinander stoßen (siehe Abbildung 61), hat eine Breite von ein bis zwei Atomdurchmessern. Es handelt sich hierbei aber nicht um eine Schwachstelle. Auftretende Brüche verlaufen bei spröden und duktilen Werkstoffen in der Regel durch die Körner (transkristallin) und nicht zwischen den Körnern (interkristallin) [LAE06]. Großwinkelkorngrenzen spielen eine besondere Rolle, da sie zum einen Kanäle für schnellere Diffusionsvorgänge sind⁵⁶ und zum anderen nicht von Versetzungen passiert werden können.

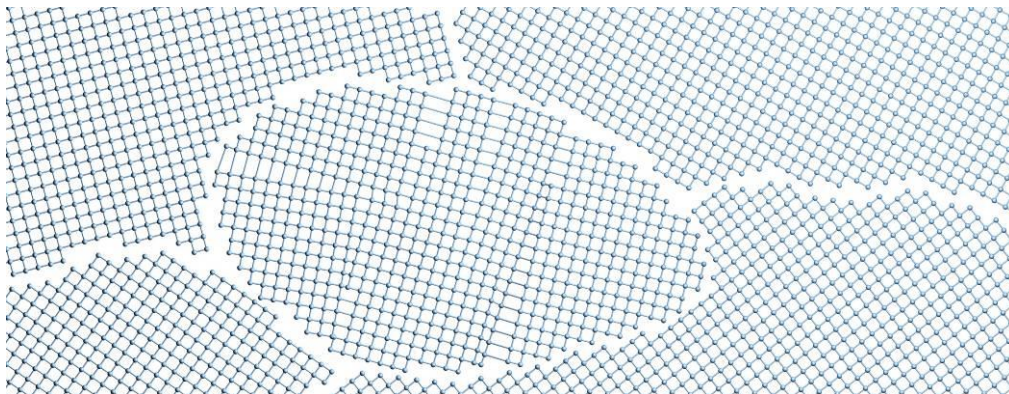


Abbildung 61: Klein- und Großwinkelkorngrenzen, mittleres Korn durch Kleinwinkelkorngrenzen in Mosaikblöckchen unterteilt

⁵⁴ Die Abkürzung AFM steht für die angelsächsische Bezeichnung Atomic Force Microscope

⁵⁵ Das Ergebnis entspricht etwa dem Inhalt eines feucht gewordenen Salzstreuers. Eine große Zahl einzelner, (mehr oder minder fehlerhafter) Kristalle mit regellos verteilten Vorzugsrichtungen, die an ihren Grenzflächen zusammenhaften.

⁵⁶ Trotz der um mehrere Zehnerpotenzen schnelleren Korngrenzdiffusion hat sie in polykristallinen Werkstoffen einen kleineren Anteil als die Volumendiffusion (durch das Gitter), da der Anteil der Korngrenzen im Vergleich zum gesamten Volumen sehr gering ist [RIE00, SCHA96].

Kleinwinkelkorngrenzen (oder Subkorngrenzen) sind die Grenzen zwischen Kristallen, die einen Unterschied in der Orientierung ihrer Gitter von weniger als 5° aufweisen (siehe Abbildung 61 mittleres Korn) [LAE06]. Die benachbarten Kristalle gehen fast störungsfrei ineinander über und sind lediglich von übereinander liegenden Stufenversetzungen getrennt. Die Verbindung der Körner kann kohärent, teilkohärent oder inkohärent sein. Inkohärente Subkorngrenzen ähneln in ihrem Aufbau Großwinkelkorngrenzen [RIE00].

3.2.3.2 Stapelfehler

Wenn in der Abfolge der Gitterebenen (ABAB bei hexagonalen oder ABCABC bei kfz-Gittern) Fehler auftreten, spricht man von Stapelfehlern. Diese Fehler verlaufen entweder über den gesamten Querschnitt des Kristalls oder sind von aufgespaltenen Versetzungen begrenzt (siehe Abbildung 62).

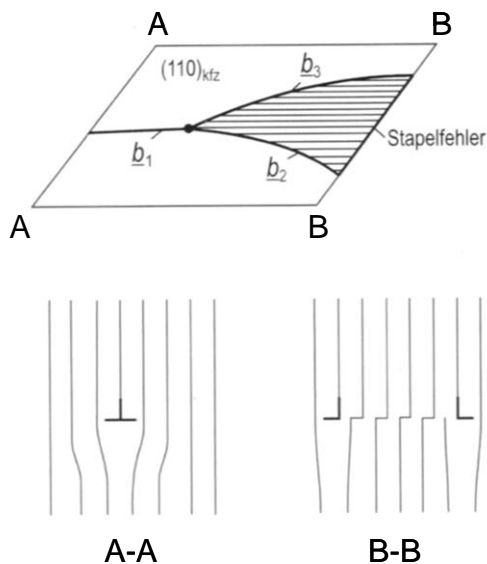


Abbildung 62: oben: Versetzungen mit einem Burgersvektor, der kein Vektor des Kristallgitters ist. Sie verändern das Kristallgitter und begrenzen einen Stapelfehler; unten: vollständige Versetzung (links) und Teilversetzungen mit Stapelfehler (rechts) [HOR08]

Abbildung 62 zeigt im oberen Teil eine Versetzung (b_1) deren Burgersvektor kein Vektor des Kristallsystems ist. Diese Versetzung spaltet sich in zwei Hälften (b_2 und b_3) auf. Zwischen diesen Versetzungshälften liegt ein Stapelfehler vor. Im unteren Teil der Abbildung sind die entsprechenden Querschnittsansichten auf die komplette Versetzung (links) und die aufgespaltene Versetzung mit dem Stapelfehler (rechts) dargestellt [HOR08].

Betrachtet man lediglich die Aufspaltung der Versetzung, wird im Gegensatz zur nicht aufgespaltenen Versetzung Energie frei, da die in der Versetzung gespeicherte Energie proportional zum Quadrat ihres Burgersvektors ist und zwei halbe Versetzungen daher nur die halbe Gesamtenergie haben.

Für die im Bereich des Stapelfehlers vorliegende Gitterverzerrung muss in der Regel aber mehr Energie aufgebracht werden, als durch die Versetzungsteilung gewonnen wird. Dies ist der Grund dafür, dass sich Versetzungen meistens nicht aufspalten. Eine Ausnahme bilden die Shockley Partialversetzungen des kfz-Gitters. Hier kann auf der Gleitebene (111) eine Versetzung in zwei Teilversetzungen zerfallen ohne zu

einer Zerstörung des Gitters zu führen. Es kommt zwischen den Versetzungen aber zu einem Stapelfehler [GOT07].

Die Stapelfehlerenergie (SFE) ist eine Materialeigenschaft des Kristalls. Ist sie kleiner als Null, kann sich der kfz-Kristall in einen hdp-Kristall umwandeln, zum Beispiel bei austenitischen Stählen mit hohem Mangengehalt [HOR08].

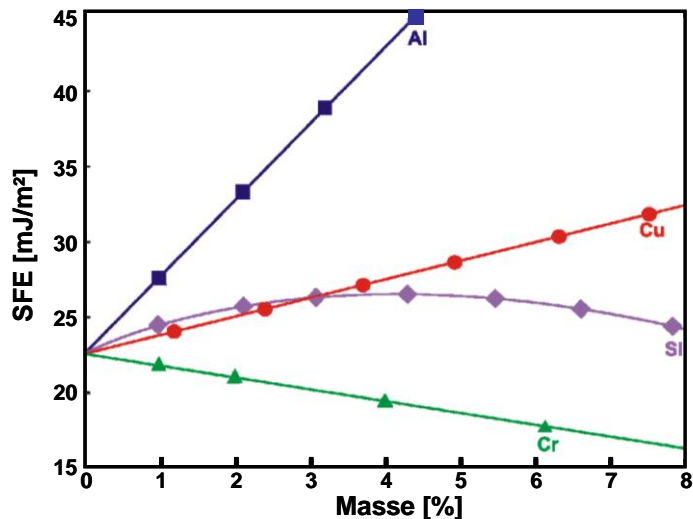


Abbildung 63: Stapelfehlerenergie von X60Mn22 in Abhängigkeit verschiedener Legierungselemente [DUM07]

Wie aus Abbildung 63 zu erkennen ist, gibt es sowohl Legierungselemente, die die SFE in Eisen anheben sowie auch Legierungselemente, die die SFE ansenken. Hierdurch ist es möglich die SFE in Stählen zu verändern und so die Verformungseigenschaften zu beeinflussen, in dem ein Wert eingestellt wird der Zwillingsbildung ermöglicht oder nicht.

Zwillinge

Wenn sich zwei Kristalle spiegelbildlich zu ihrer Grenze anordnen, so entsteht eine Zwillingsgrenze (siehe Abbildung 64), die verzerrungsfrei ist und nur wenig Energie enthält [BAR07]. Beide Bereiche haben die gleiche Gitterstruktur und stehen durch eine 180 °-Rotation um die Normale der Zwillingsebene in Beziehung.

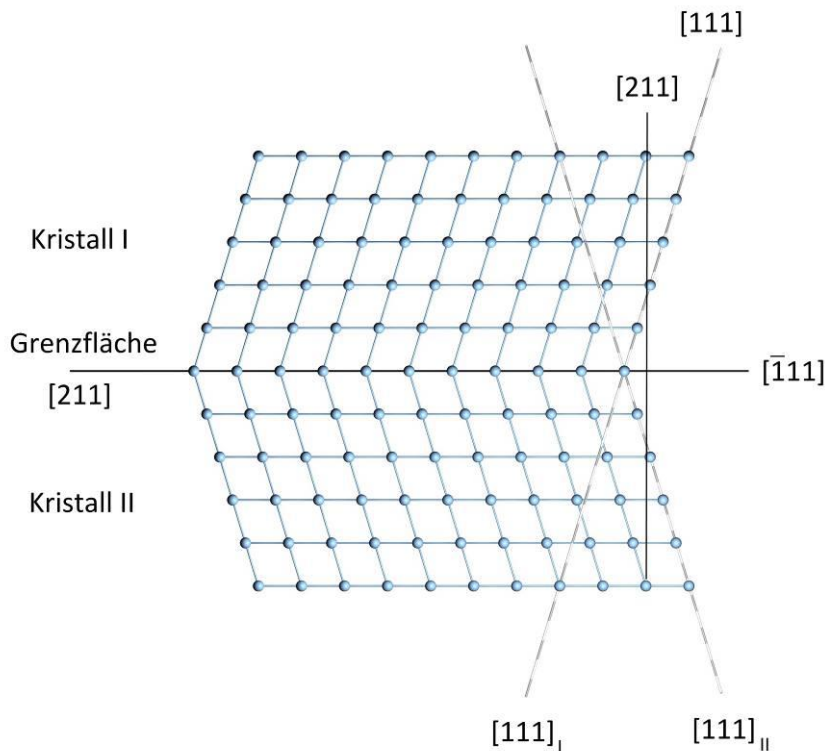


Abbildung 64: Atomistische Anordnung in Matrix und Zwilling eines krz-Gitters; (211) ist die Zwillingsebene; der Winkel der [111]-Richtungen zu [211] beträgt 17° [BAR07]

Da die Zwillingsbildung mit einer Längenänderung in einer Richtung und einer Verkürzung in den anderen Raumrichtungen verbunden ist, kann sie nur stattfinden, wenn ein System zur Zwillingsbildung zur Verfügung steht, bei dem in Zugrichtung die Längenänderung stattfindet. In kubischen Kristallen, die 12 Zwillingssysteme haben, ist das aber immer möglich (anders als bei hexagonalen Systemen⁵⁷). Die Zwillingsbildung selbst ist ähnlich wie die Martensitbildung ein diffusionsloser Umklappvorgang, der praktisch mit Schallgeschwindigkeit stattfindet⁵⁸. Es kann zwischen den bei der Verformung und den bei einer Rekristallisation entstehenden Zwillingen (mit geraden Korngrenzen) unterschieden werden [GOT07]. Die Wahrscheinlichkeit für das Auftreten von Zwillingen ist von der Höhe der Stapelfehlerenergie des entsprechenden Kristalls abhängig und kann somit auch von der Temperatur, bei der die Verformung stattfindet, abhängen. Metallographisch stellen sich Verformungszwillinge als Doppellinien, die an ihren Enden zusammenlaufen und sich durch jeweils ein Korn ziehen, im Schlibbild dar.

⁵⁷ Bei Magnesiumlegierungen kommt es beim Walzen auf Grund der sich ausbildenden Texturen zu Problemen, da die angestrebte Stauchung durch Zwillingsbildung nicht realisiert werden kann, da das c/a -Verhältnis mit 1,624 hierfür zu klein ist und es auch keine Pyramiden- und Prismengleitung erlaubt [BAC02, BAC06, HAF01, HAF02].

⁵⁸ Die hierdurch im Material ausgelöste Schallwelle lässt sich leicht hörbar machen und ist als „Zinnschrei“ bekannt.

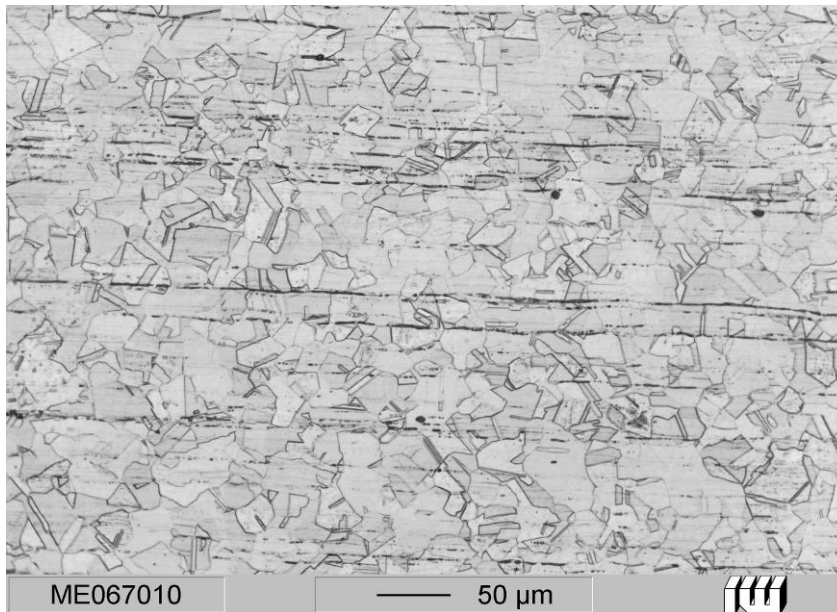


Abbildung 65: Schliffbild mit Zwillingen in einem austenitischen Stahl (1.4401); Lichtmikroskop, Ätzung: V2A-Beize

Das austenitische Gefüge eines Bleches aus V2A⁵⁹, in dem nach einer leichten Verformung einzelne Zwillinge als parallele Linien zu erkennen sind zeigt Abbildung 65.

3.2.4 Räumliche Gitterfehler

Die erstarrungs- bzw. fertigungsbedingten räumlichen Gitterfehler wie Lunker, Poren, Gasblasen oder nichtmetallische Einschlüsse spielen bei der Betrachtung von Blechwerkstoffen praktisch keine Rolle. Eine Ausnahme bildet das Auftreten von Seigerungen, die bei der Erstarrung hochmanganhaltiger Schmelzen entstehen können.

Eine für Blechwerkstoffe relevante Form der räumlichen Fehler sind Ausscheidungen. Sie entstehen, wenn mit sinkender Temperatur die Löslichkeit der im Mischkristall enthaltenen Fremdatome die momentan gelöste Menge unterschreitet. Die Fremdatome sammeln sich dann an Keimen im Korn oder auf den Korngrenzen an und bilden dort Ausscheidungen. Diese werden zunächst danach unterschieden ob sie inkohärent sind, d.h. sie haben keine Verbindung zum Matrixgitter und verzerren dieses praktisch nicht, oder ob sie kohärent im Gitter vorliegen (siehe Abbildung 66, links). Kohärente Ausscheidungen beeinflussen das Gitter weit über ihre Ausdehnung hinaus und sind daher deutlich wirksamer bei der Behinderung von Versetzungsbewegungen – also der Festigkeitssteigerung [ASK96]. Ausscheidungshärtung ist der wichtigste Mechanismus zur Festigkeitssteigerung bei Leichtmetallen⁶⁰, sie spielt bei Eisenwerkstoffen eine untergeordnete Rolle und wird

⁵⁹ V2A (Versuchsschmelze 2 Austenit) Ursprüngliche Bezeichnung für die 1912 entwickelte Legierung X12CrNi18-8 bzw. 1.4300. Diese wird nicht mehr hergestellt, die Bezeichnung V2A wird heute für den Nachfolger 1.4301 (X5CrNi18-10) verwendet.

⁶⁰ Ausscheidungen die während der an die Erstarrung anschließende Abkühlung entstehen, sind vom Typ der Gleichgewichtsphase und inkohärent. Zur Festigkeitssteigerung muss daher ein Zyklus aus Lösungsglühen, Abschrecken (zum Einfrieren des übersättigten Mischkristalls) und anschließendem Auslagern zur Bildung von kohärenten GPI und GPII-Phasen erfolgen.

bei den mikrolegierten Stählen genutzt. Auch bei Maraging-Stählen⁶¹ werden Ausscheidungen zur Festigkeitssteigerung eingesetzt [DAH981, VDE852].

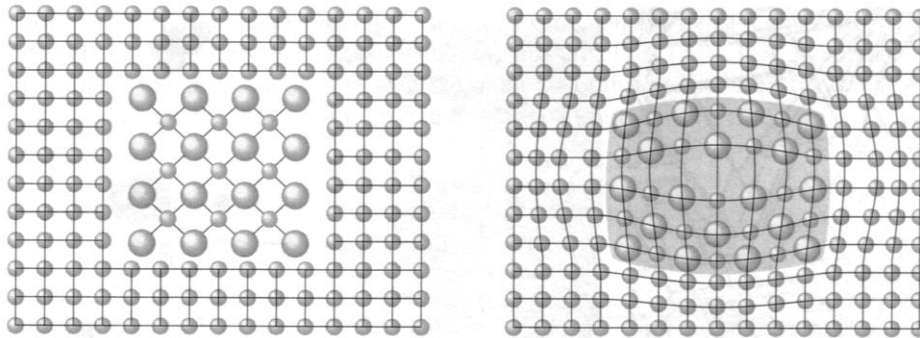


Abbildung 66: Inkohärente Ausscheidung ohne Verzerrung der Matrix (links) und kohärente Ausscheidung mit Verzerrung der Matrix (rechts) [ASK96]

Für Festigkeitssteigerungen bei höheren Temperaturen können Partikel ins Gefüge eingebracht werden (Dispersionshärten).

3.2.5 Verfestigung durch Gitterfehler

Der Beginn der plastischen Verformung, also das Fließen des Werkstoffes, bestimmt das Ende des konstruktiv nutzbaren Bereichs eines Bauteils (das bezieht sich natürlich nicht auf den Crash oder Umformvorgänge während der Fertigung). Dieser Punkt ist bei Stählen durch den Beginn des Abgleitens von Versetzungen gekennzeichnet. Alle Maßnahmen zur Blockade der Versetzungen steigern also die Festigkeit (Streck- oder Dehngrenze) des Bauteils. Da Versetzungen von Gitterfehlern in ihrer Bewegung behindert werden, lassen sich alle Kristallfehler zur Steigerung der Festigkeit verwenden.

3.2.5.1 Mischkristallverfestigung

Die von den gelösten Legierungselementen erzeugten Gitterverzerrungen resultieren in Spannungsfeldern, die sich mit den Spannungsfeldern der Versetzungen überlagern und diese in ihrer Beweglichkeit behindern. Die Festigkeitssteigerung durch Mischkristallverfestigung ($\Delta\sigma_M$) kann durch Gleichung 3 beschrieben werden [RIE00]:

Gleichung 3

$$\Delta\sigma_M \sim k \cdot G \cdot \sqrt{c}$$

G: Schubmodul

c: Konzentration der Fremdatome

k: Konstante zur Berücksichtigung der relativen Änderungen von Schubmodul und Gitterkonstanten.

⁶¹ Durch Lösungsglühen und Abschrecken wird ein martensitischer Zustand in einer praktisch kohlenstofffreien Eisen-Nickel-Legierung erzeugt, der als Ausgangsbasis für die Ausscheidung intermetallischer Phasen (Ni/Mo, Ni/Ti, Fe/Mo und Fe/Ti) dient [DAH981, RAD80,].

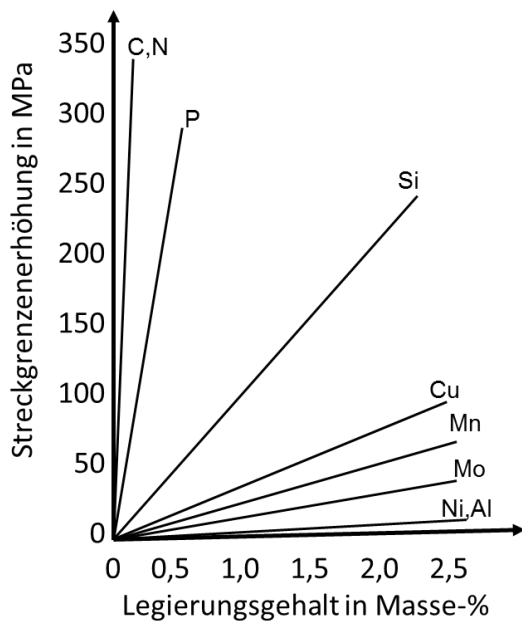


Abbildung 67: Zusammenhang zwischen dem Anteil gelöster Mischkristallatome und der Härte [RIE00]

Den Zusammenhang zwischen der Menge der in Lösung befindlichen Atome und dem daraus resultierenden Anstieg der Streckgrenze des Mischkristalls zeigt Abbildung 67. Am steilen Anstieg der Kurve von Phosphor lässt sich erkennen warum dieses Legierungselement gut für mikrolegierte Systeme geeignet ist. Auch die Festigkeitssteigerung durch Mangan zeigt sich deutlich.

3.2.5.2 Kaltverfestigung

Bei einer plastischen Verformung des Werkstoffes unterhalb seiner Rekristallisationstemperatur ($0,4 \times T_s$ in Kelvin) entstehen zusätzliche Versetzungen. Diese Versetzungen blockieren sich teilweise gegenseitig, was zu einem Anstieg der Festigkeit führt. Die Festigkeitssteigerung ($\Delta\sigma_v$) durch Kaltverfestigung (siehe Abbildung 68) kann durch Gleichung 4 beschrieben werden [RIE00]:

Gleichung 4

$$\Delta\sigma_v \sim \beta \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{\rho}$$

G: Schubmodul

b: Burgersvektor

β : Konstante, die die Anordnung der Versetzungen kennzeichnet

ρ : Versetzungsdichte

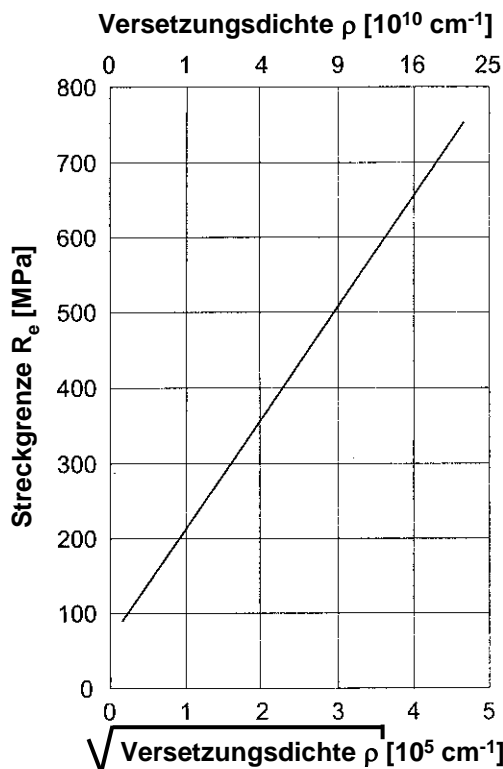


Abbildung 68: Streckgrenze von α -Eisen in Abhängigkeit von der Versetzungsdichte [RIE00]

Wenn eine vorhergehende plastische Verformung in die entgegen gesetzte Richtung weist (also zunächst eine Zug- und dann eine Druckverformung), kommt es nicht zu einer erneuten Erhöhung der Festigkeit. Die zweite plastische Verformung beginnt sogar bei einer geringeren Fließspannung. Diese als Bauschinger-Effekt⁶² bekannte Erscheinung beruht auf der Blockade von Versetzungen in der zunächst verformten Richtung an verschiedenen Hindernissen wie Korngrenzen oder Ausscheidungen sowie Eigenspannungen. Die so eingenommenen Versetzungsanordnungen lassen sich aber besonders gut in der anderen Richtung bewegen, was zu einer früheren Bewegung bzw. einer Abnahme der Streckgrenze führt. Dieser Effekt hat eine erhebliche Bedeutung bei der Blechumformung [GRÄ93].

3.2.5.3 Kornfeinung (Feinkornhärtung)

Da Korngrenzen unüberwindbare Hindernisse für Versetzungen sind, kommt es an ihnen zu einem Aufstau von Versetzungen⁶³.

Die Steigerung der Festigkeit durch Kornfeinung ($\Delta\sigma_{KG}$) kann durch die Hall-Petch-Beziehung (Gleichung 5) beschrieben werden [RIE00]:

⁶² Johann Bauschinger (* 11. Juni 1834 in Nürnberg; † 25. November 1893) Mathematiker und Bautechniker von 1868 bis zu seinem Tod Professor für Technische Mechanik am Münchener Polytechnikum.

⁶³ Die von den aufgestauten Versetzungen ausgehenden Spannungen können im Nachbarkorn neue Versetzungen hervorrufen.

Gleichung 5

$$\Delta\sigma_{KG} \approx \frac{k}{\sqrt{D}}$$

k: Konstante für den Korngrenzwiderstand

D: mittlerer Korndurchmesser

3.2.5.4 Teilchenverfestigung

Die Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung beruht darauf, dass die sich bewegenden Versetzungen zum Schneiden oder Umgehen der Ausscheidungen eine höhere Energie benötigen. Die zusätzlich zum Schneiden der Teilchen durch die Versetzungen aufgebrauchte Spannung ($\Delta\sigma_{TS}$) kann nach Gleichung 6 berechnet werden [RIE00]:

Gleichung 6

$$\Delta\sigma_{TS} \sim \sqrt{f \cdot d}$$

f: Flächenanteil der Teilchen

d: mittlerer Durchmesser

Beim Passieren von Teilchen durch Versetzungen werden diese zerschnitten und neue Oberflächen erzeugt; hierfür wird Energie benötigt (siehe Abbildung 69, links). Wenn die Ausscheidungen eine atomare Ordnung haben, wird diese im Inneren der Ausscheidung durch das Weitergleiten beim Schneiden geändert. Es entsteht eine Antiphasengrenze innerhalb der Versetzung, zu deren Erzeugung ebenfalls Energie benötigt wird (siehe Abbildung 69, rechts). Wird diese Ausscheidung erneut geschnitten, wird die Antiphasengrenze unter Freisetzung von Energie wieder ausgelöscht.

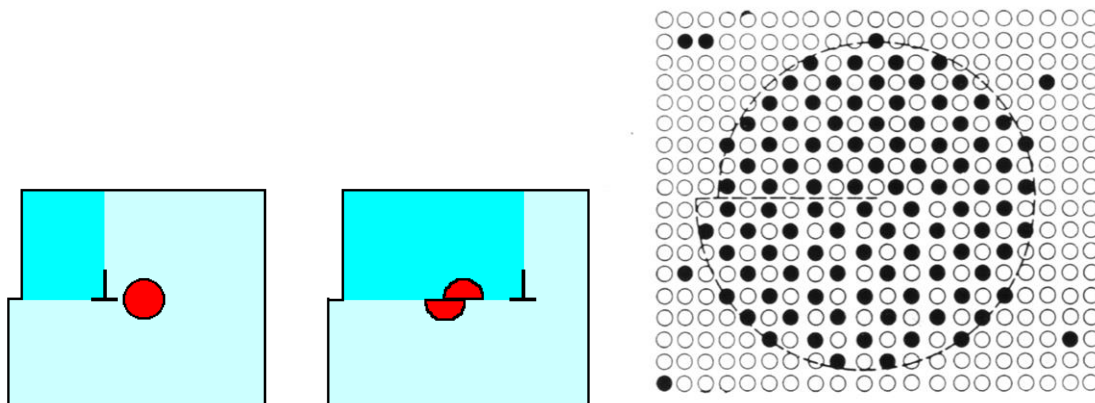


Abbildung 69: Geschnittene Ausscheidung (links) und Entstehung einer Antiphasengrenze beim Schneiden eines Teilchens mit atomarer Ordnung (rechts) [HAA94]

Die Höhe der Energie, die zum Schneiden einer Ausscheidung benötigt wird, steigt mit der Größe der neu erzeugten Fläche, also mit der Größe der Ausscheidung

proportional zu \sqrt{r} an. Die zum Umgehen der Versetzung nötige Orowan-Spannung ($\Delta\sigma_{OR}$) fällt proportional zu $\frac{1}{r}$ (siehe Gleichung 7).

Gleichung 7

$$\Delta\sigma_{OR} \sim \frac{1}{d}$$

d: Durchmesser der Ausscheidung

Die Versetzungen wählen zum Passieren der Ausscheidung den Mechanismus, der die geringste Energie erfordert. Daher verursacht der Versetzungsradius (d_0), bei dem beide Spannungen den gleichen Wert annehmen, den maximalen Festigkeitszuwachs bei der Ausscheidungshärtung (siehe Abbildung 70).

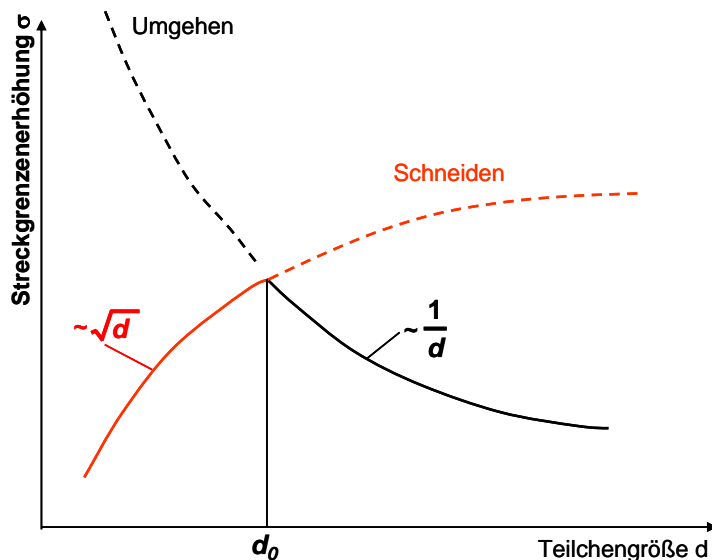


Abbildung 70: Energie für das Schneiden und das Umgehen von Versetzungen; Die Energie für das Schneiden (rote Kurve) steigt proportional zur zu schneidenden Fläche, die Energie für das Umgehen (schwarze Kurve) fällt mit der Größe des Teilchens. Die ideale Festigkeitssteigerung wird im Schnittpunkt der Kurven (d_0) erreicht [GOT07].

Die Fließgrenze (σ_F) setzt sich aus den in Gleichung 8 beschriebenen Anteilen zusammen. Dies sind die Spannung zum Bewegen hindernissfreier Versetzungen (σ_0), die Mischkristallverfestigung ($\Delta\sigma_M$), die Verfestigung durch Versetzungen ($\Delta\sigma_V$), die Verfestigung durch Korngrenzen ($\Delta\sigma_{KG}$) und die Teilchenverfestigung ($\Delta\sigma_T$).

Gleichung 8

$$\sigma_F = \sigma_0 + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_{KG} + \Delta\sigma_T$$

3.3 Erholung und Rekristallisation

Im Verlauf von Umformungen im kalten Zustand erfahren Metalle einen Zuwachs von Gitterfehlern, der zu einer Zunahme der Festigkeit und zu einer Abnahme der

Bruchdehnung führt. Diese Effekte können durch eine anschließende Wärmebehandlung (teilweise) rückgängig gemacht werden. Prinzipiell sind dabei 2 Effekte zu unterscheiden, zum einen die Erholung, die durch eine Phase der Defektausheilung ohne eine Neubildung des Gefüges gekennzeichnet ist, zum anderen die Rekristallisation. Bei der Rekristallisation kommt es unter Auflösung von Versetzungsstrukturen zur Neubildung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen. Grundsätzlich wird in beiden Fällen unterschieden ob es sich um dynamische Effekte handelt, die bereits während der Verformung ablaufen oder um statische Effekte, die erst im Anschluss an die Verformung bei der Wärmebehandlung auftreten [GOT07].

3.3.1 Erholung

Die Erholung von Gefügen umfasst die Vorgänge, bei denen es zu einem Abbau von Gitterfehlern kommt, ohne dass das Gefüge wesentlich verändert wird [GOT07]. Diese Vorgänge bedingen eine Erhöhung der Temperatur. Mit steigender Temperatur können höhere Aktivierungsenergien bereitgestellt werden, so dass massivere Defekte ausheilen können. Zunächst kommt es zu einer Ausheilung von Frenkel-Paaren, was oft schon bei Raumtemperatur oder darunter abläuft. Anschließend kommt es zur Wanderung und Ausheilung von Zwischengitteratomen und zur Wanderung und Ausheilung überschüssiger Einfachleerstellen. Der letzte Schritt der Erholung ist die Bewegung von Versetzungen. Dieses kann durch das Quergleiten von Schraubenversetzungen und das Klettern von Stufenversetzungen geschehen. Dadurch ist es den Versetzungen möglich sich zu bewegen und energetisch günstigere Zustände einzunehmen. Hierzu gehört die Annihilation, also die Auslöschung von Versetzungen mit entgegengesetzten Burgersvektoren, was zu einer Abnahme der Versetzungsdichte führt.

Abbildung 71 zeigt den Verlauf einer in situ-Wärmebehandlung von AlMg5Mn im TEM. Ausgehend vom kaltverfestigten Zustand wird die Temperatur linear von Raumtemperatur auf 405 °C erhöht. Im Verlauf dieser Bildserie, die den Bereich von 210 °C bis 405 °C abdeckt, ist zu erkennen, wie Annihilationsvorgänge die Versetzungsstruktur verändern, wobei die Versetzungsdichte abnimmt [KUH03].

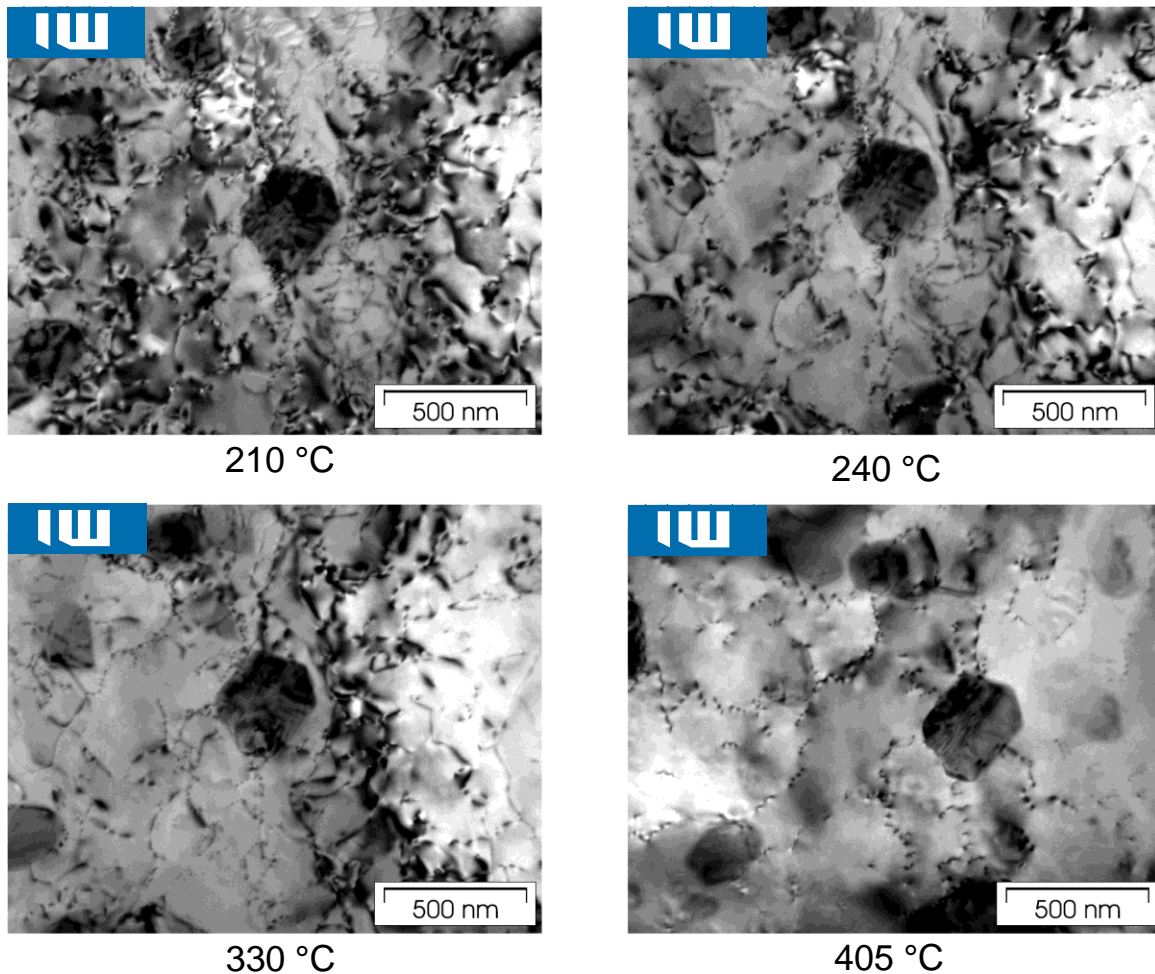


Abbildung 71: TEM-Aufnahme einer in situ-Wärmebehandlung an einer kaltverfestigten Probe aus AlMg5Mn; mit steigender Temperatur sinkt die Versetzungsdichte [KUH03]

Versetzungen, die sich nicht auslöschen, nehmen in Abhängigkeit ihrer Gleitebenen und ihrer Burgersvektoren unterschiedliche, energiearme Anordnungen an. Zu einer erheblichen Abnahme der durch die Versetzungen verursachten Gitterverzerrungsenergie kommt es, wenn sich sehr viele Versetzungen übereinander anordnen [GOT07]. Eine derartig regelmäßige Anordnung von Versetzungen zeigt Abbildung 72. Sie ist nach einer Wärmebehandlung von 80 Sekunden bei einer Temperatur bis 400 °C und vorhergehender Kaltverformung einer AlMg5Mn-Probe entstanden [KUH03].

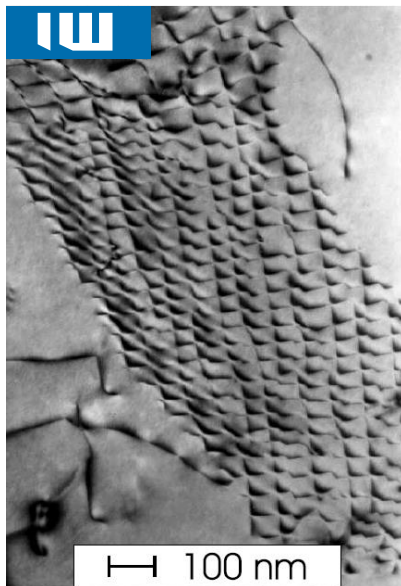


Abbildung 72: Regelmäßige Versetzungsstruktur in einer AIMg5Mn-Probe [KUH03]

Schrauben und Stufenversetzungen bilden hierbei netzwerkartige Versetzungsstrukturen aus, die ein räumlich geschlossenes Netzwerk aus Kleinwinkelkorngrenzen bilden (siehe Abbildung 73). Durch die Vereinigung solcher Subkorngrenzen können wiederum unter Energieabnahme Großwinkelkorngrenzen entstehen [GOT07, HOR08].

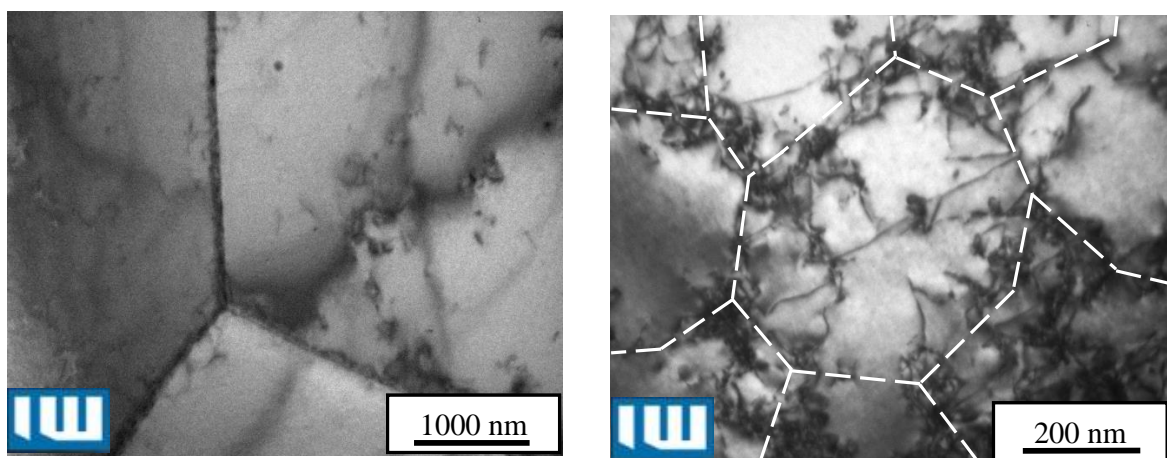


Abbildung 73: TEM-Aufnahme von DC06 im Ausgangszustand, Tripelpunkt mit geringer Versetzungsdichte in den Körnern (links) und nach 5 %iger Verformung durch die ein Versetzungsnetzwerk entstanden ist (rechts: mit fünfmal stärkerer Vergrößerung)

3.3.2 Rekristallisation

Unter dem Begriff Rekristallisation werden drei Vorgänge zusammengefasst: die primäre, die sekundäre und die tertiäre Rekristallisation.

3.3.2.1 Primäre Rekristallisation

Wenn eine ausreichende Kaltverfestigung vorausgegangen ist, kann bei einer Wärmebehandlung das gesamte Gefüge durch Bildung und Wanderung von Großwinkelkorngrenzen neu erzeugt werden. Diese primäre Rekristallisation ist ein

diffusionsgesteuerter Prozess und vollzieht sich über die Stadien der Keimbildung und des Keimwachstums. Als Kristallisationskeime dienen bevorzugt besonders stark verformte Kristallbereiche [LAE06].

Zwei Beispiele für die Kornneubildung durch dynamische Rekristallisation zeigt Abbildung 74. In den TEM-Aufnahmen lässt sich deutlich der helle Bereich des neuen Kornes zeigen, das praktisch völlig ohne Versetzungen in die umliegenden Körner mit hoher Versetzungsdichte wächst [SCHÄ04].⁶⁴

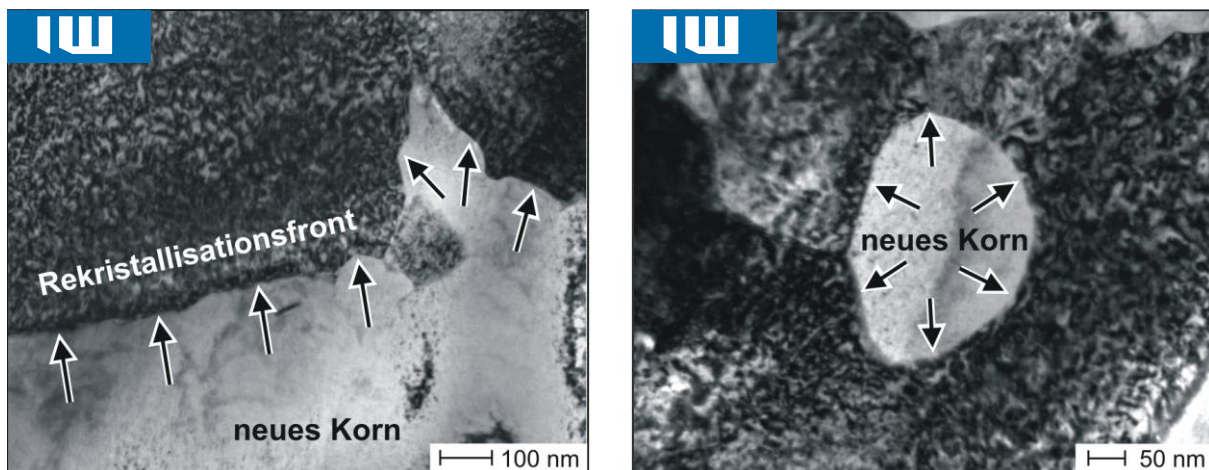


Abbildung 74: TEM-Aufnahme der dynamischen Rekristallisation in der Unterseite eines Spanes aus C45E bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung; die neuen Körner (helle Flächen) wachsen in die stark verfestigten (dunklen) Gefügebereiche [SCHÄ04]

Die Abhängigkeit der resultierenden Korngröße von der Stärke der vorangegangenen Kaltverformung und der Rekristallisationstemperatur zeigt Abbildung 75.

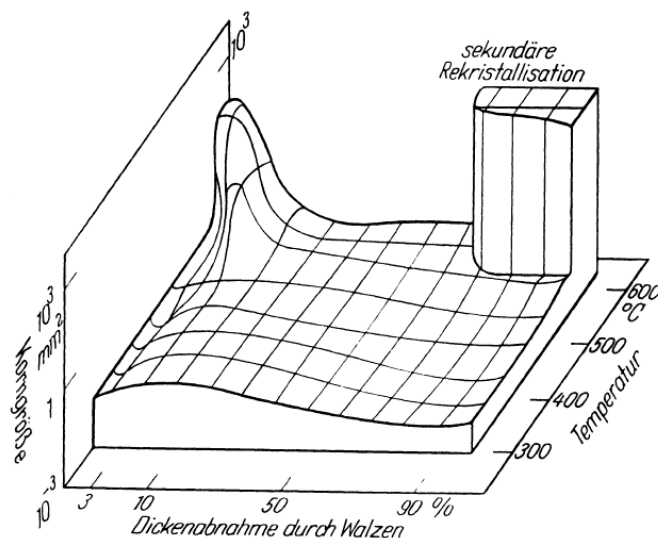


Abbildung 75: Rekristallisationsdiagramm von Reinstaluminium nach O. Dahl und F. Pawlek; Dargestellt ist die resultierende Korngröße in Abhängigkeit der vorausgegangenen Dickenabnahme und der Rekristallisationstemperatur [GOT07].

⁶⁴ Die Aufnahmen wurden an der Unterseite eines Spanes gemacht, der durch Hochgeschwindigkeitsspannen (orthogonales Einstechen) hergestellt wurde. Die Kaltverfestigung resultiert aus der starken Verformung des Spanes beim Umlenken an der Wendeschneidplatte. Dieser Effekt ist gleichzeitig (zusammen mit der Reibung) für die starke Temperaturerhöhung verantwortlich, die anschließend die Rekristallisation auslöst.

Wenn die Kaltverfestigung weniger ausgeprägt ist, bilden sich nicht ausreichend viele Keime und es kommt zu keiner Neubildung von Korngrenzen, sondern zu einer Verschiebung der bestehenden Korngrenzen. Dabei wächst die Orientierung des weniger stark verformten Kristalls in den stärker verformten benachbarten Kristall hinein [GOT07].

Ebenso wie bei der Verformung können sich auch im Verlaufe der Rekristallisation Texturen ausbilden. Solche Rekristallisationstexturen können z.B. entstehen, wenn die Rekristallisationskeime⁶⁵, wegen orientierungsbedingter Unterschiede in der Versetzungsdichte, eine bestimmte Ausrichtung besitzen.

3.3.2.2 Kornwachstum und sekundäre Rekristallisation

Wenn die Wärmebehandlung im Anschluss an die primäre Rekristallisation weiter fortgesetzt wird, kommt es zu einem Wachstum der Körner. Dieser Vorgang wird als sekundäre Rekristallisation bezeichnet. Die treibende Kraft für diesen Effekt ist eine Verringerung der im Gefüge gespeicherten Energie durch eine Abnahme der Korngrenzflächen. Diese Triebkraft ist wesentlich kleiner als bei der primären Kristallisation, so dass die von ihr verursachten Vorgänge wesentlich langsamer ablaufen [GOT07].

Stetige Kornvergrößerung

Die Gleichgewichtskonfiguration eines Gefüges ist durch Körner mit geraden Korngrenzen geprägt, die an den Kornwickeln unter einem Winkel von 120° aufeinanderstoßen.

Diese Gleichgewichtskonfiguration wird in den Werkstoffen nach dem Gießen oder nach der Primärrekristallisation nicht verwirklicht. Vielmehr existiert eine große Vielzahl unterschiedlich geformter und unterschiedlich großer Körner. Bei der Glühung versuchen die Körner sich dieser Gleichgewichtskonfiguration anzunähern. Dabei wachsen Körner mit konkav gekrümmten Grenzflächen auf Kosten von Körnern mit konvex gekrümmten Grenzflächen.

Dies führt zu der Tendenz, dass die größeren Körner auf Kosten der kleineren wachsen.

Bei diesem „normalen Kornwachstum“ nimmt die durchschnittliche Korngröße zu, die Form der Verteilungskurve bleibt jedoch unverändert [GOT07].

Unstetige Kornvergrößerung

Ist die stetige (normale/kontinuierliche) Kornvergrößerung gehemmt, so kann bei höheren Temperaturen dennoch für einige Körner diese Hemmung beseitigt werden. Diese wenigen Körner wachsen dann sehr stark und zehren das umgebende Gefüge auf. Dieser auch als *sekundäre Rekristallisation* bezeichnete Prozess führt daher zu einem sehr inhomogenen Gefüge mit einer bimodalen Korngrößenverteilung und ist technisch zumeist unerwünscht (Ausnahme: Fe-Si Transformatorbleche⁶⁶). Die

⁶⁵ Dies ist zum Beispiel der Fall wenn sich der neu gebildete Ferrit an zuvor auf den Korngrenzen ausgeschiedenem AlN orientiert, was zu einer Streckung der Körner entlang der Walzrichtung, dem sogenannten Pancake-Gefüge führt [BLE04].

⁶⁶ Bei Fe-Si-Transformatorblechen wird die Kornorientierung mit Hilfe einer Sekundärrekristallisation gezielt so eingestellt, dass die am leichtesten zu magnetisierenden $\langle 100 \rangle$ -Richtungen parallel zur Walzrichtung ausgerichtet sind und die $\{110\}$ -Ebenen in der Walzebene liegen. Eine solche Orientierung wird nach ihrem Entdecker GOSS-Textur genannt.

Hemmung des normalen Kornwachstums kann zwei Ursachen haben. Zum einen können Ausscheidungen zu einer lokal unterschiedlich starken Pinnung der Korngrenzen führen (verunreinigungs-kontrollierte Sekundärrekristallisation), zum anderen kann eine Kornwachstumshemmung auch bei scharf ausgeprägten Texturen auftreten. Ursache dieser texturbedingten Sekundärrekristallisation ist die Abhängigkeit der Korngrenzenbeweglichkeit von der Orientierungsdifferenz benachbarter Kristallite.

Die Kornvergrößerung kommt in der Regel zum Erliegen, wenn die Korngröße die Dimension der kleinsten Probenabmessung erreicht hat.

Insbesondere in dünnen Blechen kann es zu einem unstetigen Wachstum von einigen wenigen Körnern kommen. Um diesen Vorgang von der unstetigen Kornvergrößerung, mit der er eine gewisse Ähnlichkeit hat, zu unterscheiden, wird er als tertiäre Rekristallisation bezeichnet [GOT07].

3.4 Texturen

Von texturierten Gefügen spricht man wenn ihre Bestandteile nicht völlig unregelmäßig ausgerichtet sind und sie daher keine isotropen⁶⁷ bzw. quasi-isotropen⁶⁸ Eigenschaften besitzen [HAA94]. Texturen gehen auf die Ausrichtung der Körner und anderer Gefügebestandteile zurück und können bei der Erstarrung, der Umformung und der Rekristallisation erzeugt werden.

Diese Texturen, werden im Allgemeinen mit röntgenographischen Methoden bestimmt und mit Hilfe von Polfiguren dargestellt. In diesem Rahmen genügt es jedoch ihre Auswirkungen auf den Tiefziehprozess zu beschreiben. Dies ist in erster Linie die Ausbildung von Zipfeln auf Grund der unterschiedlichen Verformung des Blechs längs und quer zur Walzrichtung. Dieser Effekt lässt sich durch die Anisotropie r beziehungsweise den r -Wert oder noch exakter den Δr -Wert beschreiben [DOE07].

3.5 Das System Eisen-Kohlenstoff

3.5.1 Erstarrung und Abkühlung von reinem Eisen

Misst man den Temperaturverlauf während der Erstarrung von reinen Metallen, gibt es zumindest eine Zeitspanne mit zeitweise konstant bleibender Temperatur, den Haltepunkt, beim Übergang zwischen der flüssigen und der festen Phase. Dieser Vorgang resultiert daraus, dass zunächst die als Schmelzwärme gespeicherte Energie abgeführt werden muss, bevor eine Erstarrung beginnen kann. Auch alle anderen Phasen weisen unterschiedliche Energien auf, so dass jeder Phasenübergang durch einen Haltepunkt sichtbar wird. Auf Grund der Allotropie des Eisens und seines Ferromagnetismus liegen beim Eisen insgesamt vier Haltepunkte vor (siehe Abbildung 76).

Diese Haltepunkte kennzeichnen die Übergänge von der Schmelze zum kubischraumzentrierten δ -Ferrit (1536 °C), von dieser Phase zum

⁶⁷ richtungsunabhängigen

⁶⁸ Die einzelnen Bestandteile eines quasi isotropen Gefüges haben richtungsabhängige Eigenschaften. Durch ihre völlig regellose Verteilung verhält sich der Körper makroskopisch aber in alle Richtungen gleich.

kubischflächenzentrierten γ -Ferrit (1392 °C), nachfolgend zum paramagnetischen kubischraumzentrierten α -Ferrit bei 911°C und schließlich den Übergang zum ferromagnetischen α -Ferrit bei Curietemperatur⁶⁹ (769°C).⁷⁰

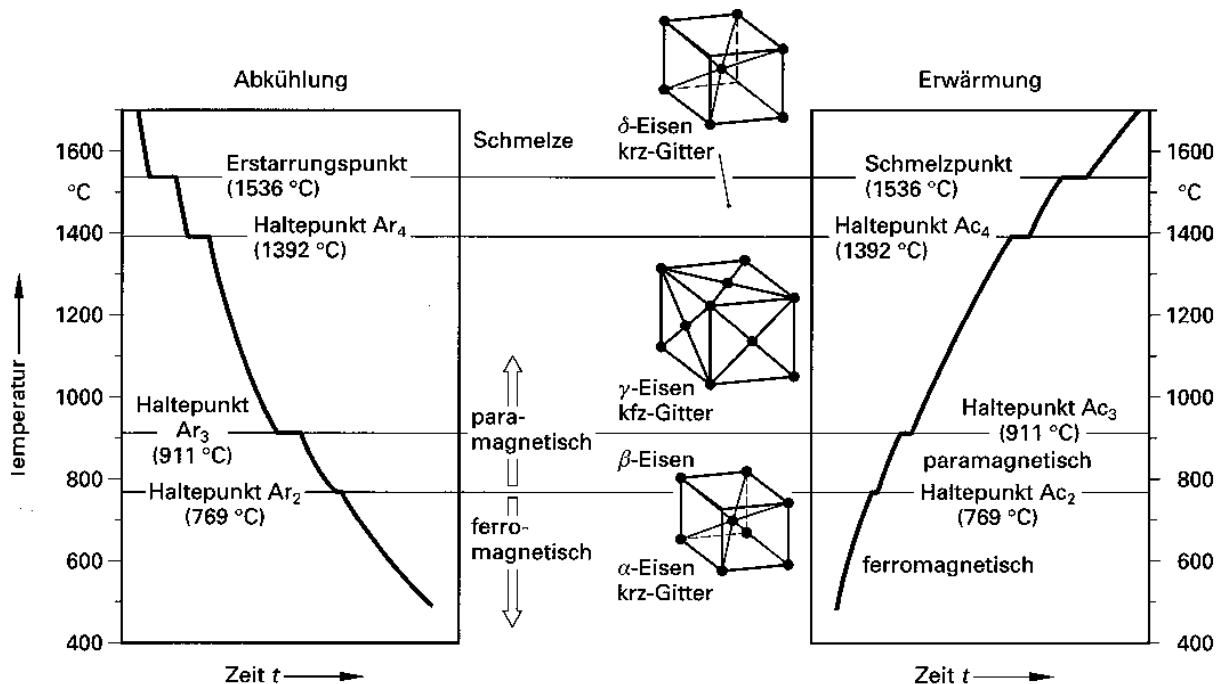


Abbildung 76: Abkühlkurve des reinen Eisens; links: Haltepunkte beim Abkühlen des Eisens; Mitte: Gittertypen und Magnetzustände; rechts: Haltepunkte beim Aufwärmen des Eisens [LAE06]

Die Bezeichnung der Haltepunkte geschieht zunächst mittels Durchnummerierung bei steigender Temperatur; ausgehend von der, bei reinem Eisen nicht existenten, eutektoiden Umwandlung bei 723°C (siehe Abbildung 80) bis hin zum Schmelzen der Legierung bei 1536 °C. Die Bezeichnungsweise stammt aus dem Französischen, so dass das große „A“ für „Arrêter“ also „Halten“ steht. Die Vorgänge des Aufheizens werden mit „c“ für „chauffer“ und des Abkühlens mit „r“ für „refroidir“ unterschiedlich gekennzeichnet. Dies ist nötig, da bei endlichen Heiz- oder Abkühlgeschwindigkeiten die Effekte leicht verzögert auftreten, was zu unterschiedlichen Werten führt [LAE06].

Bei moderatem Druck liegt Eisen nach langsamer Abkühlung, in den bereits erwähnten kubischen Modifikationen vor. Dies sind bis 911 °C die krz-Phase, bis 1392 °C die kfz-Phase und oberhalb bis zum Schmelzpunkt wieder eine krz-Phase. Bei einer energetischen Betrachtung der Tieftemperaturmodifikationen der Übergangsmetalle kann festgestellt werden, dass sich die Energien in Abhängigkeit von der Anzahl der Elektronen im d-Band alternierend ändern (siehe Abbildung 77). Da die Konfigurationen mit negativer Bindungsenergie stabil sind, ergibt sich für die

⁶⁹ Benannt nach Pierre Curie (* 15. Mai 1859 in Paris; † 19. April 1906 ebenda) einem französischen Physiker und Nobelpreisträger.

⁷⁰ Bei höheren Drücken tritt zusätzlich die hexagonale ϵ -Modifikation des Eisens auf. Das in Abbildung 76 dargestellte β -Eisen existiert im Grunde nicht. Es war früher eine Bezeichnung für die paramagnetische Modifikation des α -Eisens. Da dieses aber die gleiche Gitterkonfiguration hat wie das ferromagnetische α -Eisen, wäre ein eigener Name falsch.

Übergangsmetalle mit steigender Ordnungszahl hdp – krz – hdp – kfz – krz als Reihenfolge der Elementarzellen [FRO07].

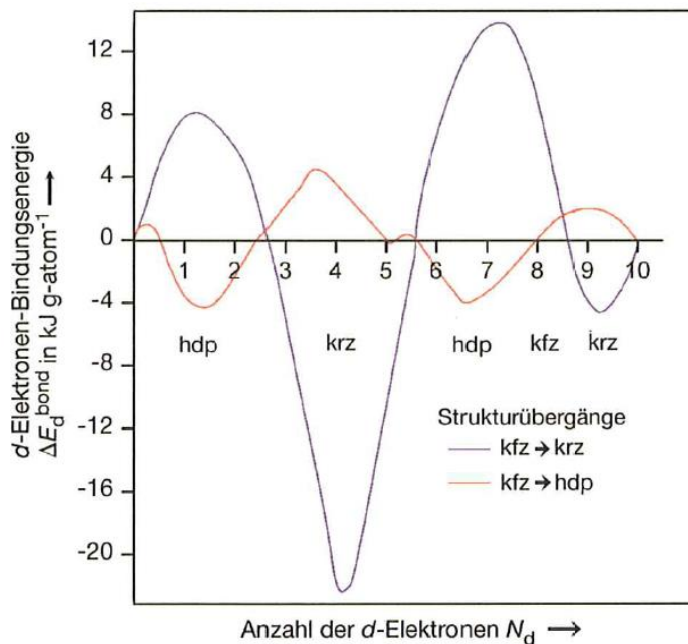


Abbildung 77: Bindungsenergie der d-Elektronen in Abhängigkeit der Besetzung (N_d) dieses Bandes nach [FRO07]

Betrachtet man Eisen, ein Metall mit sechsfacher Besetzung des 3d-Bandes, fällt in Abbildung 77 auf, dass es im Bereich der hdp-Packungen liegen müsste. Dies ist nicht der Fall. Die Tieftemperaturmodifikation des Eisens ist also eine metastabile (krz-)Modifikation, die ausschließlich auf Grund des beim Eisen auftretenden Ferromagnetismus und seiner Beeinflussung der Atomabstände, eine geringere Energie aufweist, als die hdp-Modifikation [FRO07].

3.5.2 Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

Allgemeine Vorbemerkungen zu eutektischen Systemen

Um den prinzipiellen Aufbau des Eisen-Kohlenstoff-Schaubildes (EKS) besser zu verdeutlichen, ist es hilfreich zunächst einfachere eutektische Systeme zu betrachten.

Allgemein gilt für eutektische Zweistoff-Systeme, dass sie aus zwei Metallen bestehen, die in der flüssigen Phase vollständig löslich und in der festen Phase nicht vollständig ineinander löslich sind. Dies bedeutet, dass sich die Atome in der Schmelze regellos nebeneinander verteilt befinden, sich bei der Erstarrung aber in zwei unterschiedliche Kristallarten, einen α -Mischkristall und einen β -Mischkristall, entmischen. Im Extremfall (siehe Abbildung 78) entmischen sie zu einem Gemenge aus zwei unterschiedlichen reinen Kristallen, die regellos nebeneinander verteilt liegen.

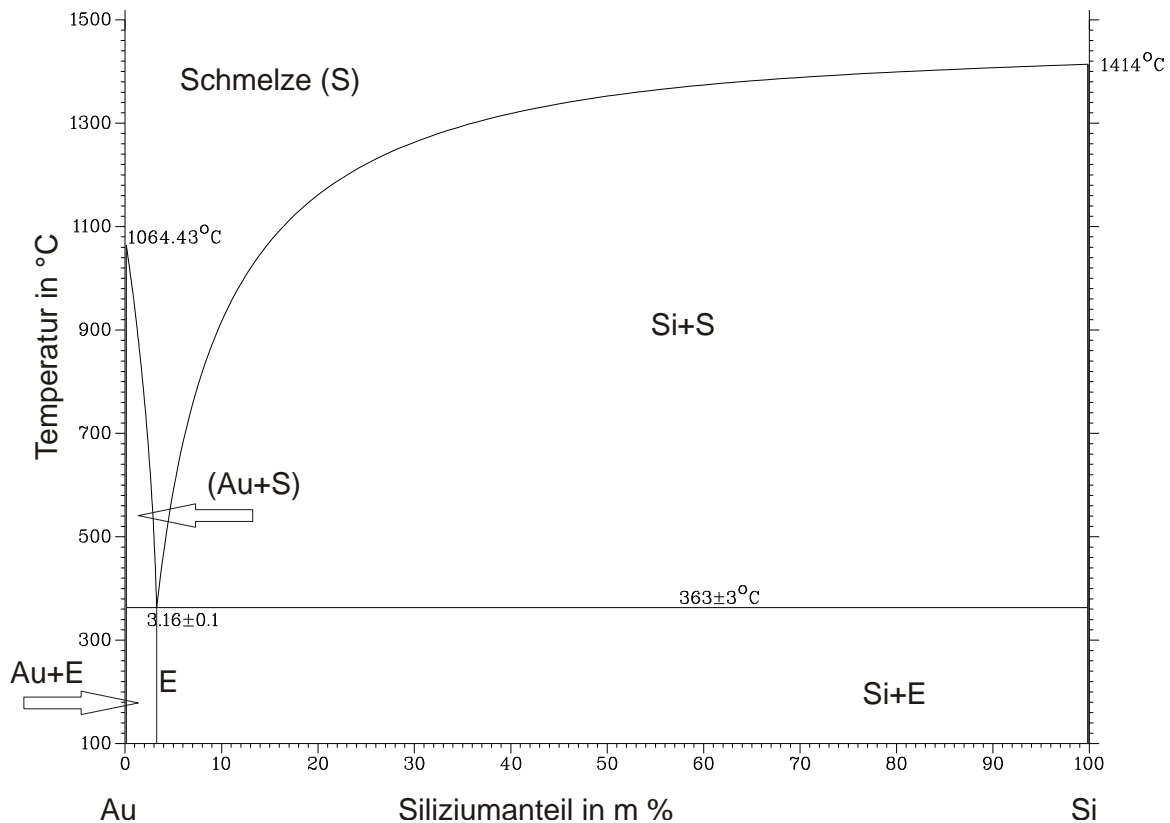


Abbildung 78: Eutektisches Zweistoffschaubild Gold-Silizium [BRA92]

Charakteristisch für eutektische Systeme ist, dass eine Zusammensetzung existiert (E), bei der beide Bestandteile der Schmelze gleichzeitig bei einer Temperatur erstarren. Das sich hierbei ausbildende Gefüge nennt man Eutektikum. Der Schmelzpunkt von Legierungen dieser Zusammensetzung liegt deutlich niedriger als die beiden einzelnen Schmelzpunkte. Dies hat beim Gießen verschiedene Vorteile und ist daher für den Namen dieser Systeme verantwortlich⁷¹.

Der Grund für die Absenkung des Schmelzpunktes liegt in einer Vergrößerung der Oberflächen und daran, dass die Bindungsenergie der Atome in Oberflächen, besonders an Kanten und Ecken herabgesetzt ist. Die verringerte Bindungsenergie reduziert die Schmelztemperatur. Beim Beispielsystem Au-Si nutzt man diesen Effekt für das eutektische Bonden aus.

Bei allen anderen Zusammensetzungen erfolgt der Übergang von der flüssigen in die feste Phase über ein Erstarrungsintervall, in dem der Anteil der festen Phase mit sinkender Temperatur kontinuierlich steigt.

In den meisten metallischen Zweistoffsystemen tritt zumindest bei höheren Temperaturen eine Mischkristallbildung auf (siehe Abbildung 79). Zusätzlich zu dem bereits beschriebenen System treten hier an den Rändern zwei Bereiche mit ausgeprägter Mischkristallbildung auf. Ein typischer Effekt ist, dass die maximale Löslichkeit für ein Element im Kristall des anderen Elementes bei der eutektischen Temperatur (hier 183 °C) deutlich größer ist als bei Raumtemperatur.

⁷¹ (griechisch: εὖ *eu-* gut, τήκω *teko* schmelzen)

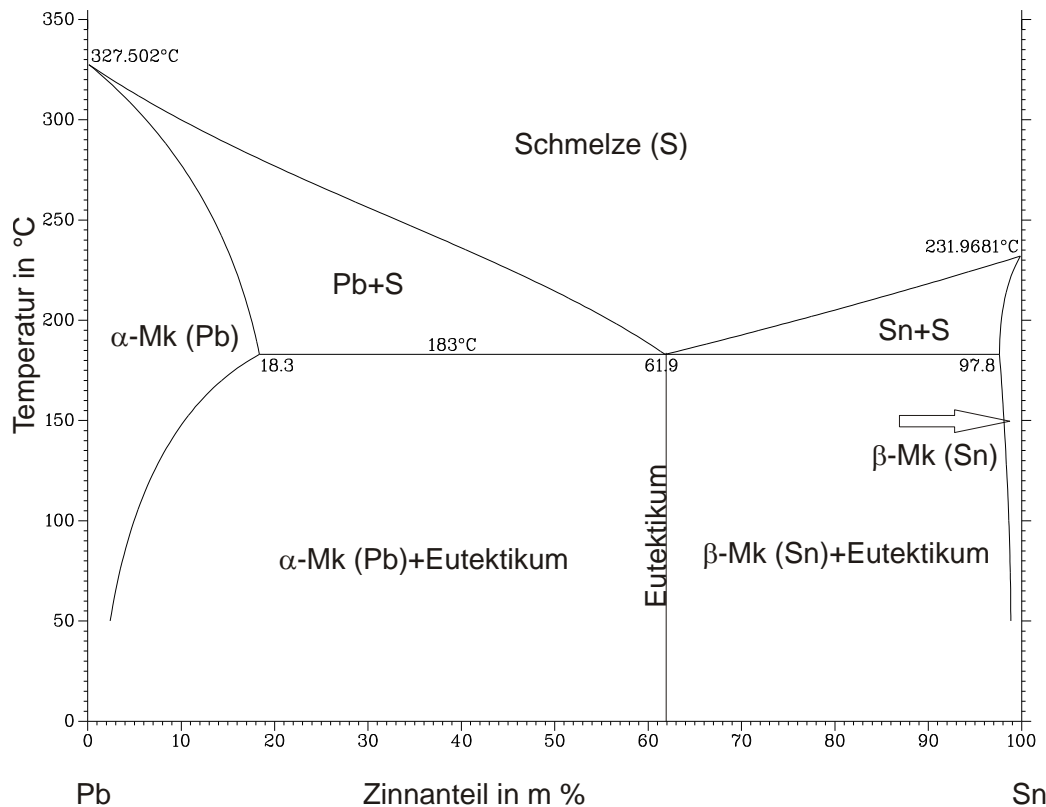


Abbildung 79: Eutektisches Zweistoffschaubild Blei-Zinn [BRA92]

Wenn eine Legierung mit 90 % Blei und 10 % Zinn (sehr langsam) erstarrt treten folgende Effekte auf. Die Temperatur der Schmelze sinkt zunächst bis etwa 300 °C. Dann beginnen sich bei weiter sinkender Temperatur erste Blei-Mischkristalle in der Schmelze zu bilden. Da hierbei Energie frei wird sinkt die Temperatur in diesem Intervall langsamer als zuvor. Der Zinngehalt der ersten in der Schmelze entstehenden Kristalle entspricht nicht 10 % sondern dem Schnittpunkt der Soliduslinie mit einer Isothermen dieser Temperatur (7 %). Beim Erreichen der Soliduslinie ist die gesamte Schmelze erstarrt und alles Zinn ist in Mischkristallen gelöst. (Der Legierungsgehalt der einzelnen Kristalle ist unterschiedlich, da eine Diffusion von der Schmelze in die mit niedrigeren Legierungsgehalten erstarrten Kristalle in der Realität nicht stattfindet.) Spätestens bei 150 °C unterschreitet die noch zulässige Löslichkeit die tatsächliche. Das Zinn diffundiert aus den Mischkristallen.

Dieser Typ eines Zweistoffsystems entspricht im Grunde dem EKS. Verkompliziert wird das EKS aber dadurch, dass Eisen allotrop ist und (bei Normaldruck) in Abhängigkeit von der Temperatur in drei Gittermodifikationen auftritt. Die linke Seite besteht also nicht aus einem α -MK mit begrenzter Löslichkeit, sondern aus drei Mischkristallen, α , γ , δ mit deutlich unterschiedlichen begrenzten Löslichkeiten. Zugleich muss man berücksichtigen, dass, wie in jedem Zweistoffschaubild, zwischen 2 Phasen y (links) und x (rechts) in der Mitte immer ein Gebiet vom Typ $y+x$ existieren muss.

Ein weiterer Unterschied ist, dass die rechte Seite nicht bei 100 % Kohlenstoff endet sondern bei der intermediären⁷² Phase Zementit (Fe_3C) also 6.67 % Kohlenstoff. Der letzte Unterschied ist dann, dass die zweite Phase also der Kohlenstoff, in

⁷² Verbindung aus Metall und Nichtmetall

Abhängigkeit der Erstarrungsgeschwindigkeit entweder als Zementit oder als Graphit vorliegt. Daher handelt es sich um ein Doppelschaubild, in dem die stabilen Phasen (C als Graphit) durch gestrichelte Linien gekennzeichnet sind, wenn sie sich von den metastabilen (C als Zementit) unterscheiden.

Erstarrung im Eisen-Kohlenstoff-Schaubild

Technisch und industriell eingesetzte Eisen-Kohlenstofflegierungen liegen – abgesehen vom Gusseisen - als metastabiles System vor, daher wird im Folgenden ausschließlich auf dieses System (siehe Abbildung 80) eingegangen.

Bei geringen Kohlenstoffgehalten scheidet sich aus der Schmelze als erste Phase δ -Ferrit aus (δ -MK + Schmelze). Je nach Kohlenstoffgehalt erstarrt die gesamte Schmelze zu δ -MK oder bei höheren C- Gehalten findet eine Umwandlung von δ -MK+S zu γ -MK+S statt. Im Punkt J erfolgt eine peritektische Umwandlung, bei der die beiden Phasen δ -Mischkristall und Schmelze gleichzeitig in die (einzelne) Phase γ -Mischkristall umwandeln. Bei Kohlenstoffgehalten über 0,51 Massen-% C existiert kein δ -Ferrit. Bei Legierungsgehalten die zwischen 0,51 bis 4,3 Massen-% C liegen, erstarrt die Schmelze unter Ausscheidung von γ -Mischkristallen. Bei 1392 °C befindet sich der α - γ -Umwandlungspunkt (N) des reinen Eisens.

Die γ -Mischkristalle, welche auch als Austenit bezeichnet werden, haben mit 2,06 Massen-% die höchste Kohlenstofflöslichkeit und sind deshalb gerade für die Wärmebehandlung von großem Interesse [BLE04, ECK69, DAH981, SCHA96, VDE851, HOR92].

Umwandlungen in der festen Phase

Liegt ein Kohlenstoffgehalt des Stahls von weniger als 0,8 Massen-% vor, so scheiden sich ab 911 °C α -Mischkristalle mit einem sehr geringen Kohlenstoffgehalt aus (G-P). Im übrigen Austenit erhöht sich dadurch die Kohlenstoffkonzentration des Kohlenstoffs, bis sie 0,8% erreicht. Aus kohlenstoffreichen γ -Mischkristallen (über 0,8 Massen-% C) scheidet sich Zementit aus, wobei der Restaustenit an Kohlenstoff verarmt, bis die Konzentration 0,8% erreicht. Am Punkt S wandeln sich, in beiden Fällen, die restlichen γ -Mischkristalle mit einem C-Gehalt von 0,8 % zur eutektoiden⁷³ Phase Perlit um. Diese besteht aus fast kohlenstofffreiem Ferrit und Zementit mit 6,67 % C. Bei fortführender Kühlung scheidet sich aus dem Ferritgebiet mit weiter sinkender Löslichkeit Tertiär-Zementit⁷⁴ aus, bis bei Raumtemperatur nur noch 0,0002 %C im Ferrit gelöst sind. Unterhalb von einem Kohlenstoffgehalt von 0,02 Massen-% bildet sich ein Gefüge aus α -Mischkristallen und Ausscheidungen von Tertiärzementit auf den Korngrenzen. Untereutektoide Werkstoffe weisen ebenfalls α -Mischkristalle sowie Perlit (bestehend aus Ferrit und Zementit) auf. Übereutektoide Stähle zeigen ein Grundgefüge aus Perlit und Sekundärzementit, wobei sich letzterer entweder auf den Korngrenzen oder im Korninneren als Platte wiederfindet. Die Mikrostruktur eutektischer Eisen-Kohlenstofflegierungen bestehend aus Perlit und Zementit wird als Ledeburit bezeichnet, spielt für Blechwerkstoffe aber keine Rolle [BLE04, ECK69, DAH981, VDE851].

⁷³ Umwandlungen aus der flüssigen Phase werden „eutektisch“ genannt, Umwandlungen aus der festen Phase „eutektoid“.

⁷⁴ Die Bezeichnungen für Zementit sind: „primär“ bei Ausscheidung aus der Schmelze, „sekundär“ bei Ausscheidung aus dem Austenit und „tertiär“ bei Ausscheidung aus dem Ferrit.

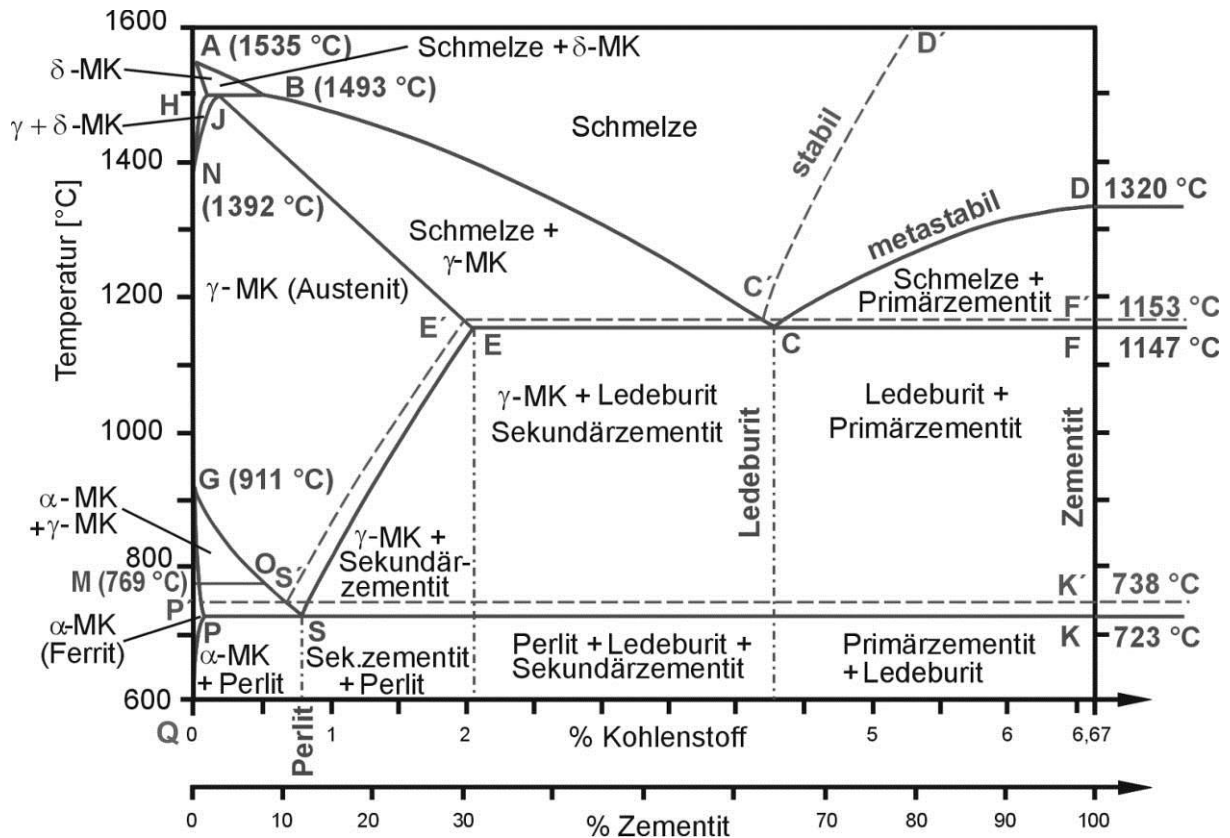


Abbildung 80: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm [Bac04]

Deutlich zeigen sich sowohl für α -Eisen als auch für γ -Eisen die mit der Temperatur abnehmenden Löslichkeiten für Kohlenstoff und der große Unterschied in den maximalen Löslichkeiten von 2,06 % im Austenit bei 1147 °C und 0,02 % im Ferrit bei 723 °C.

Stabilisierung von krz-Legierungen

Das in Abbildung 80 gezeigte Diagramm bezieht sich lediglich auf das Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff. In der Praxis werden bei den meisten Stählen verschiedene weitere Legierungselemente zugegeben die das Aussehen des Diagramms beeinflussen. Zwei wesentliche Möglichkeiten der Beeinflussung sind die Stabilisierung der ferritischen krz-Phase bzw. die Stabilisierung der austenitischen krz-Phase (siehe Abbildung 81 und Abbildung 82).

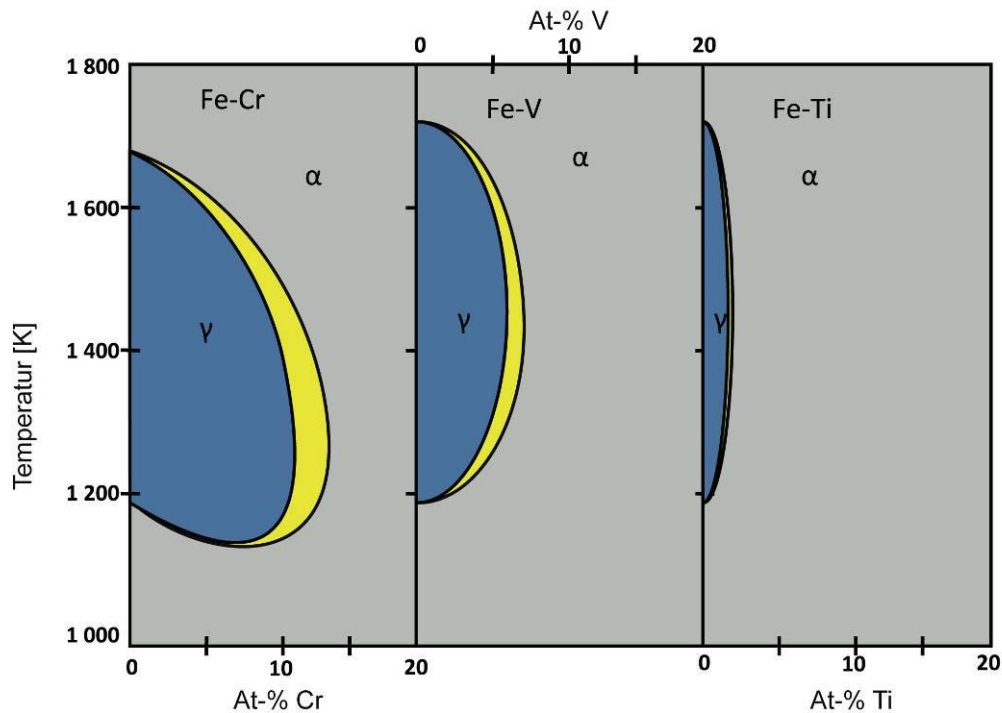


Abbildung 81: Stabilisierung der ferritischen Phase durch verschiedene Legierungselemente; links: Chrom; Mitte: Vanadium; rechts: Titan [FRO07]

Die mit den letzten Elektronen im 3d-Band besetzten Metalle Ti, V, Cr und die chemisch ähnlichen 4d- und 5d-Metalle Zr, Hf, Nb, Ta, Mo und W stabilisieren die krz-Phase und schnüren daher das kfz-Gebiet im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm ein (siehe Abbildung 81). Bei Übergangsmetallen mit weniger Elektronen im d-Band als Eisen (6) wird das Majoritätsband des Eisens immer weniger besetzt. Daher existieren in diesem weniger Elektronen, die nicht paarweise vorhanden sind und so ihren magnetischen Spin zur Ausbildung des Ferromagnetismus addieren können. Der Ferromagnetismus dieser Legierungen nimmt daher ab was sich negativ auf die durch den Ferromagnetismus stabilisierte kfz-Phase auswirkt. Diese Einschnürung nimmt von Chrom über Vanadium bis Titan, bei dem schon bei weniger als 1 % Titan kein Austenit mehr vorkommt, zu (siehe Abbildung 81). Auch andere Metalle oder Halbleiter wie Al und Si können zur Stabilisierung der krz-Phase beitragen [FRO07].

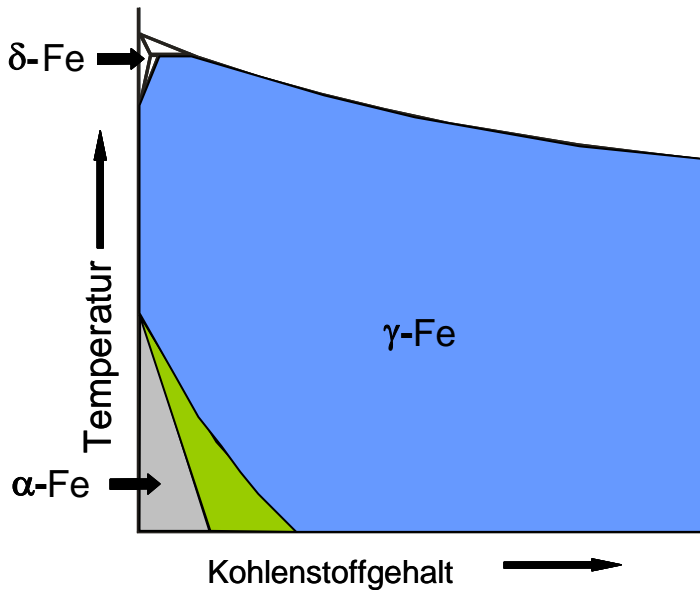


Abbildung 82: Stabilisierung der austenitischen Phase im EKD [DAH981]

Wenn Eisen mit Übergangsmetallen legiert wird, die eine große Valenzelektronenkonzentration⁷⁵ aufweisen, wie Mn, Co, Ni, Rh, Ir, Pd oder Pt, kommt es zu einer Auffüllung der d-Bänder des Eisens. Durch diesen Effekt wird die kfz-Phase stabilisiert (siehe Abbildung 82). In Legierungen, in denen die Valenzelektronenkonzentration größer ist als 8,5, bleibt die kfz-Phase bis zum Erreichen des absoluten Nullpunktes stabil [FRO07].

Da Mangan die hexagonale Phase stabilisiert sind in manganhaltigen Stählen (wie zum Beispiel dem hoch manganhaltigem Stahl – siehe Abbildung 83) ab ca. 9 % Mangan ϵ -Eisen Phasen enthalten [FRO07, LIT95].

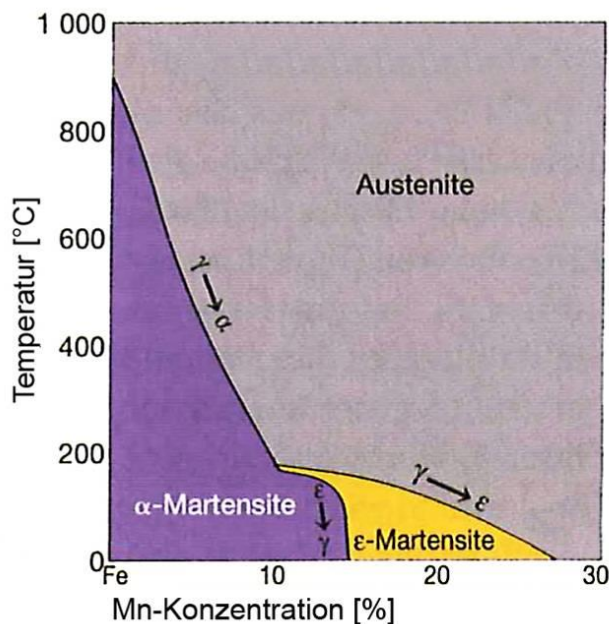


Abbildung 83: Eisenreiche Seite des Zweistoffsystems Fe-Mn [FRO07]

⁷⁵ Anzahl der Valenzelektronen pro Atom.

Diese Legierungen sind insbesondere bei Stählen mit doppeltem TRIP-Effekt interessant, da zunächst eine Umwandlung von der kfz-Phase Austenit zum hexagonalen ε -Martensit stattfindet, der sich eine zweite Umwandlung des ε -Martensits zum kubischraumzentrierten α -Martensit anschließen kann.

Im Temperatur-Druck-Schaubild des Eisens (siehe Abbildung 84) liegt bei einem Druck von 11,3 GPa und einer Temperatur von 493 °C ein Tripelpunkt der α -, γ - und ε -Phase. Letztere ist eine hexagonale Modifikation des Eisens, deren Phasengebiet sich mit zunehmendem Druck stark aufweitet [FRO07]. Der derzeitige Stand der Forschung, dass der feste Erdkern in dieser Modifikation vorliegt [LIN75, MCD96] wird in neueren Untersuchungen zum Teil in Zweifel gezogen. Bei niedrig legierten Stählen hat diese Modifikation wegen der hohen Drücke, die für ihr Auftreten benötigt werden, in der Regel keine technische Relevanz.

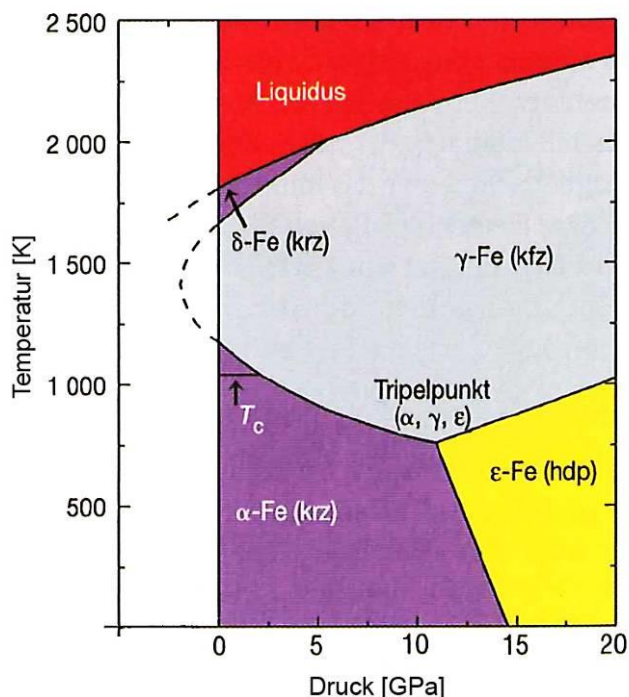


Abbildung 84: Temperatur-Druck-Schaubild des Eisens [FRO07, BUN65]

3.6 Gefügebestandteile der Stähle

Die im Eisen-Kohlenstoffdiagramm auftretenden Phasen sind auf der eisenreichen Seite die allotropen Modifikationen Ferrit, Austenit und δ -Ferrit. Auf der kohlenstoffreichen Seite befindet sich bei 6,69 Ma%C⁷⁶ Zementit⁷⁷. Hieraus bilden sich die eutektoide Phase Perlit und die, bei der Betrachtung von Blechwerkstoffen, nicht relevante, eutektische Phase Ledeburit.

⁷⁶ Aus traditionellen Gründen wird der Kohlenstoffgehalt des Zementit in der Regel wider besseres Wissen mit 6,67 % angegeben [LAE06].

⁷⁷ Dies gilt für das metastabile System. Im stabilen System bildet sich der Kohlenstoff in reiner Form als Graphit aus. Diese Legierungen werden als Gusseisen bezeichnet. Diese Art der Erstarrung wird durch langsamere Abkühlung und die Zugabe von Silizium (Al oder Ni) erreicht.

Betrachtet man darüber hinaus Zustände rascher Abkühlung, so können zudem die Phasen Martensit und Bainit erzeugt werden. Zusätzlich können mit anderen Legierungselementen gebildete Karbide bzw. Nitride oder Boride im Gefüge vorliegen. Im Folgenden sollen die relevanten Gefügebestandteile beschrieben werden [LAE06].

3.6.1 Phasenumwandlungen

Neben den Änderungen der kristallographischen Struktur sind die oben beschriebenen Ausscheidungsvorgänge von entscheidender Bedeutung für die resultierenden Werkstoffeigenschaften.

Im Festkörper können grundlegend zwei Umwandlungsmechanismen unterschieden werden. Es handelt sich um diffusionsabhängige und diffusionslose Umwandlungen. In Tabelle 8 sind die aus der Austenitphase entstehenden Gefüge nach [BLE04] dargestellt.

Tabelle 8: Phasenumwandlung bei Abkühlung aus der Austenitphase eines unlegierten Stahls mit ca. 0,08 Massen-% Kohlenstoff [BLE04]

Merkmal	Phasenumwandlungstyp		
	I	II	III
Mechanismus	diffusionskontrolliert	scherungsdominiert	diffusionslos
Produkt	Ferritisch-Perlitisch	Bainit	Martensit
Gesamtgefüge	Äquiaxialer Ferrit + Perlit bzw. unregelmäßiger Ferrit + karbidarmer Perlit	Mischgefüge aus Bainit + Lanzettenmartensit + unregelmäßiger Ferrit + karbidarmer Perlit	Lanzettenmartensit

3.6.2 Gefügebestandteile

3.6.2.1 Austenit

Austenit⁷⁸ ist die Bezeichnung für den kfz- γ -Mischkristall. Bei reinem Eisen ist diese Modifikation oberhalb von 911 °C stabil, sie kann aber durch Legierungselemente (Ni, C, Co, Mn, N) auch bei tieferen Temperaturen stabilisiert werden. Obwohl die (Packungs-) Dichte des austenitischen Eisens größer ist als die des ferritischen, lässt sich mit maximal 2,06 Ma% etwa 100-mal mehr interstitieller Kohlenstoff lösen als im Ferrit. Dies liegt darin begründet, dass die Oktaederlücke des kfz-Gitters größer ist (der Durchmesser maximal einzulagernder Atome beträgt $d_{o\text{ kfz}} = 0,103\text{ nm}$) als die Oktaederlücke des krz-Eisens ($d_{o\text{ krz}} = 0,038\text{ nm}$)⁷⁹ (siehe Abbildung 85) [DAH981, LAE06].

⁷⁸ Benannt nach dem britischen Metallurgen Sir W.C. Roberts-Austen (1843-1902).

⁷⁹ Obwohl die Tetraeder-Lücke im krz-Gitter größer ist als die Oktaederlücke, wird der Kohlenstoff in der Oktaederlücke eingelagert, da dort nur 2 benachbarte (und 4 entferntere) Atome verschoben werden müssen, was energetisch günstiger ist.

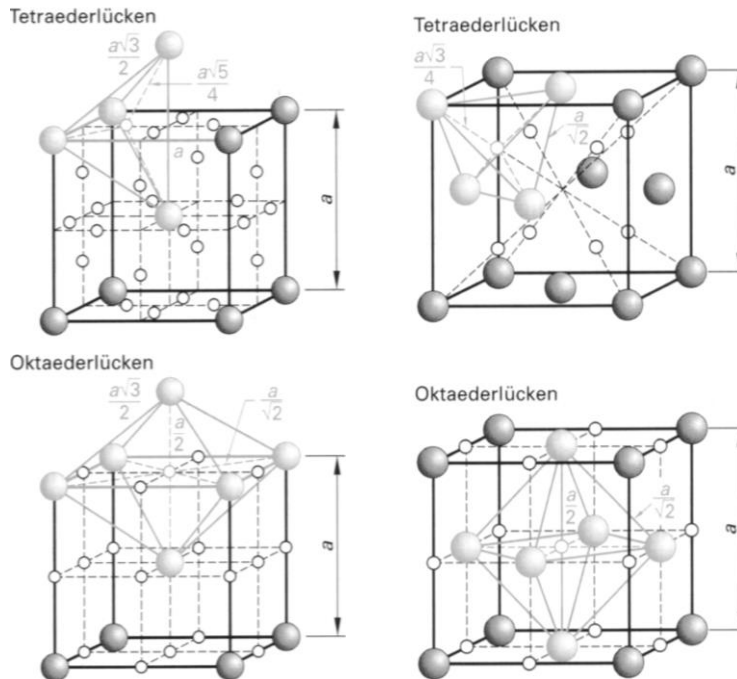


Abbildung 85: Tetraeder- und Oktaederlücken im krz- (links) und kfz-Eisen (rechts) [LAE06]

Im Gegensatz zum Ferrit ist Austenit nicht ferromagnetisch, sondern antiferromagnetisch bis zu seiner Neel-Temperatur von 80 °K [HAA94].

3.6.2.2 Restaustenit und Martensitbildung

Durch schnelles Abkühlen oder isotherme Umwandlung bei ausreichend tiefen Temperaturen können Anteile von Austenit im Gefüge verbleiben (Restaustenit). Dieser wandelt unter bestimmten Bedingungen, wie zum Beispiel bei mechanischer Beanspruchung, diffusionslos in Martensit um. Hierdurch werden eine Steigerung der Verformbarkeit und eine verstärkte Verfestigung hervorgerufen. Die mechanisch induzierte Martensitbildung⁸⁰ kann in zwei Mechanismen unterteilt werden [BAR02, KRA99, ZAC67]:

- Spannungsinduzierte Umwandlung
- Verformungsinduzierte Umwandlung

Umwandlungsinduzierte Plastizitätserscheinungen wirken sich auch positiv auf den Werkstoffwiderstand gegen Rissausbreitung aus, da wegen der Restaustenitumwandlung in der plastischen Zone zusätzliche Energie zum Rissfortschritt benötigt wird [WEB68]. Zudem werden im rissspitzennahen Werkstoffbereich durch die mit der Umwandlung verbundenen Volumenvergrößerungen Druckeigenstress erzeugt, die den Riss schließen und somit den Rissfortschritt hemmen [WIT77].

Thermisch induzierte Austenitumwandlung

Neben der spannungs- oder dehnungsinduzierten Umwandlung kann es sowohl bei der Erhöhung wie auch bei der Absenkung der Temperatur zu einer thermisch

⁸⁰ DIM Deformation Induced Martensite

induzierten Umwandlung kommen, die bei der Verformung von Blechwerkstoffen jedoch eine untergeordnete Rolle spielt. Beim Anlassen restaustenithaltiger Gefügestände wird ab etwa 300 °C ein Zerfallen des Restaustenits beobachtet [SPE72]. Der zwischen den Martensitnadeln liegende Restaustenit wandelt sich diffusionsgesteuert in Ferrit und Zementit um. Da der Zementit zwischen den Martensitnadeln gebildet wird und damit mögliche Risspfade vorzeichnet, wird er für die bei etwa 300 °C auftretende Anlassversprödung verantwortlich gemacht [BAH79, HOR78].

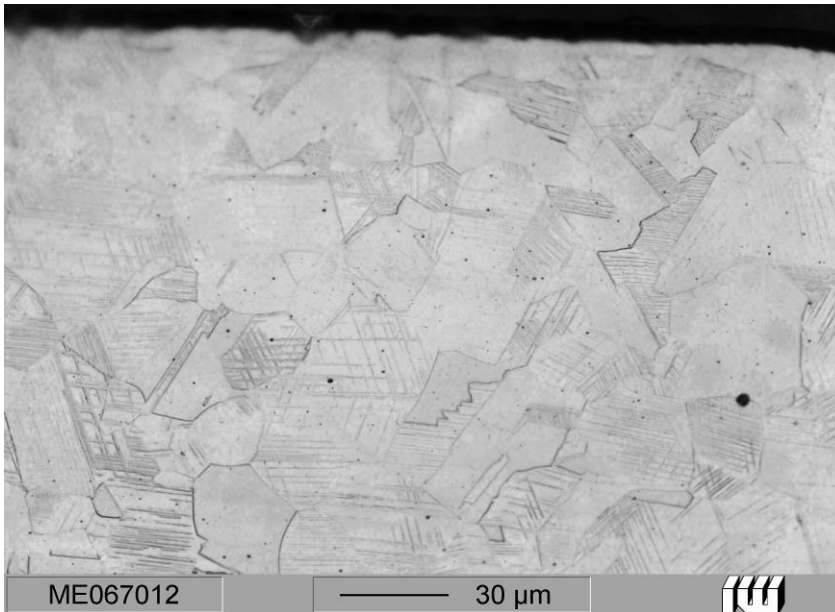


Abbildung 86: Schlibbild von 1.4301 (V2A) mit Umwandlungsmartensit (parallele Linien unter 120°); Lichtmikroskop, Ätzung V2A-Beize

Der Restaustenit kann auch durch Tiefkühlen unter M_S umgewandelt werden. Der sich hierbei bildende Tiefkühlmartensit weist deutlich schlechtere mechanische Eigenschaften als der "Härtemartensit" auf, da er keinem Anlass- oder Selbstanlassvorgang unterworfen wird [LE169].

Abbildung 86 zeigt ein Beispiel für diese Art der Umwandlung. Im nur wenig stabilen austenitischen Gefüges von 1.4301 ist es durch Unterkühlung zu einem Umklappen des austenitischen Gefüges zu Martensit gekommen⁸¹, der sich im Schlibbild deutlich durch seine unter 60 ° verlaufenden Strukturen abzeichnet.

3.6.2.3 Ferrit

Ferrit⁸² ist die metallographische Bezeichnung für den krz- α -Mischkristall, in dem der Kohlenstoff interstitiell gelöst ist [DAH981]. Die Löslichkeit der Kohlenstoffatome nimmt von maximal 0,02 % mit sinkender Temperatur entlang der Linie P-Q in Abbildung 80 auf nahezu Null ab. Die Entstehung des Ferrits bei untereutektoiden Stählen geschieht an den Grenzen der Austenitkörner unter gleichzeitiger Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff.

⁸¹ Dieser an Bord eines Kühlwagens stattgefundenen Vorgang war mit der entsprechenden Volumenvergrößerung des Martensits gegenüber dem ursprünglichen Austenit verbunden, was zu einer starken Verformung der Stahlbänder und schließlich zu einer Blockade des Ladungssicherungssystems geführt hat.

⁸² vom lateinischen Ferrum

Ferrit hat eine sehr geringe Härte von lediglich 100 HB bis 150 HB bei sehr guter Duktilität.

Neben dem gleichgewichtsnahen Ferrit existieren noch der Umklappferrit und der Widmannstätten-Ferrit.

Umklappferrit oder auch (C-armer Bainit) tritt bei Kohlenstoffgehalten zwischen 0,02 % und 0,06 % und der Anwesenheit von Legierungselementen (Mn, Mo), die eine Ferrit-Perlit-Umwandlung zu längeren Zeiten verschieben, auf. Er zeichnet sich durch kleine Körner, hohe Versetzungsdichten sowie eine große Zahl sehr feiner Nb-Mo-Carbonitride aus.

Widmannstätten-Ferrit⁸³ entsteht bevorzugt bei Kohlenstoffgehalten von 0,2 % bis 0,4 % und relativ schneller Abkühlung von hohen Austenitisierungs-Temperaturen (also in großen Austenitkörnern). Diese Bedingungen liegen zum Beispiel beim Abkühlen von Schweißnähten vor. Er ist dadurch gekennzeichnet, dass er nicht nur an den Austenitkorn Grenzen sondern auch im Korninneren entsteht. Im Gegensatz zum voreutektoiden Ferrit ist Widmannstädtisches Gefüge spröde und schlecht verformbar [DAH981, LAE06].

3.6.2.4 Zementit

Als Zementit wird das wichtigste der Eisenkarbide bezeichnet. Er scheidet sich als primärer Zementit direkt aus der Schmelze aus (bei übereutektischen Legierungen mit mehr als 4,3 % Kohlenstoff), als chemisch identischer Sekundärzementit beim Unterschreiten der Löslichkeit in austenitischen Phasen und als Tertiärzementit beim Unterschreiten der Löslichkeit aus ferritischen Phasen.

Zementit hat die stöchiometrische Zusammensetzung Fe_3C was einem Kohlenstoffgehalt von 6.69 % entspricht und ist eine Verbindung mit überwiegend metallischem Bindungscharakter. Die vereinfachte Elementarzelle ist in Abbildung 87 dargestellt.

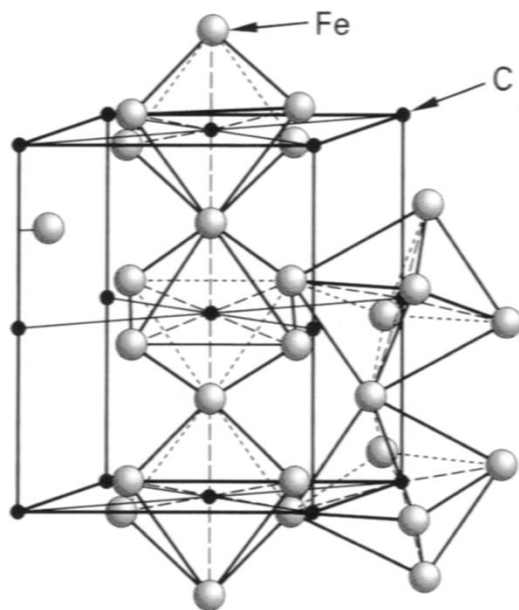


Abbildung 87: Vereinfachte Elementarzelle des Zementits [LAE06]

⁸³ Nach Aloys Beck v. Widmannstätten (1753 in Graz, 1849 in Wien) benannte Gefügeform, die unter anderem in eisenhaltigen Meteoriten vorkommt, was er entdeckte.

Zementit ist hart (1100 HV 10) und praktisch nicht verformbar. Unterhalb von 210 °C ist Zementit ferromagnetisch [LAE06].

Ein weiteres wichtiges Eisen-Karbid ist das ϵ -Karbid mit einer Zusammensetzung, die zwischen Fe_2C und Fe_3C liegt. Oberhalb von 200 °C (in der 2. Anlassstufe) wird es zu Zementit umgewandelt [LAE06, SCHU07]. Ein reales Gefüge mit Anteilen von Sekundärzementit ist in Abbildung 88 dargestellt.

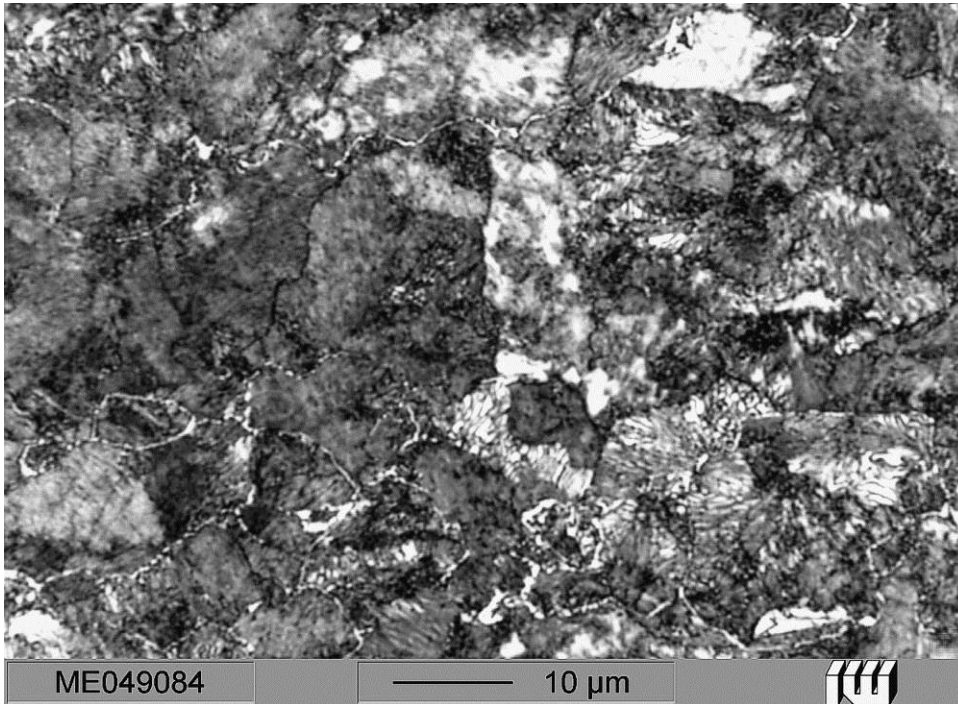


Abbildung 88: Perlitisches Gefüge (gestreifte und dunkelgraue Phasen) in 100Cr6 mit Sekundärzementit weißes Netzwerk auf den Korngrenzen; Lichtmikroskop, Ätzung 2 % HNO_3 [KRA08]

Der Perlit entspricht den teils sehr feinen und teils gröberen Bereichen schwarz-weißer Streifen, die weißen Flächen sind Sekundärzementit, der sich als Netzwerk auf den Korngrenzen abzeichnet.

3.6.2.5 Perlit

Perlit⁸⁴ ist die beim eutektoiden Zerfall des γ -Mischkristalls entstehende Phase. Sie besteht aus nebeneinander angeordneten⁸⁵ Bereichen aus Ferrit und Zementit. Die Entstehung geht in drei Phasen vor sich. Beim Unterschreiten der Löslichkeit setzt zunächst eine Diffusion des Kohlenstoffs im Austenit ein (Inkubationsperiode) (siehe Abbildung 89). Anschließend kommt es zu einer Keimbildung des Zementits und Ferrits an den Austenitkorngrenzen. Im letzten Schritt folgt ein Keimwachstum durch Diffusion von Eisen und Kohlenstoff [RIE00]. Die Perlit- und Zementitlamellen haben

⁸⁴ Die Bezeichnung Perlit wurde 1826 von H.G. Sorby eingeführt und soll an die Streifen der Schale einer Perlmuschel erinnern [HOU90].

⁸⁵ Die im Schlibbild als Abfolge von hellen und dunklen Streifen erscheinende Phase hat eine dreidimensionale Struktur. Beide Phasen umschlingen sich in etwa, wie bei einem Weißkohlkopf (Zementit), den man unter Wasser (Ferrit) drückt.

untereinander in der gesamten Perlitkolonie eine feste kristallographische Beziehung, die durch das angrenzende Korn bestimmt ist.⁸⁶

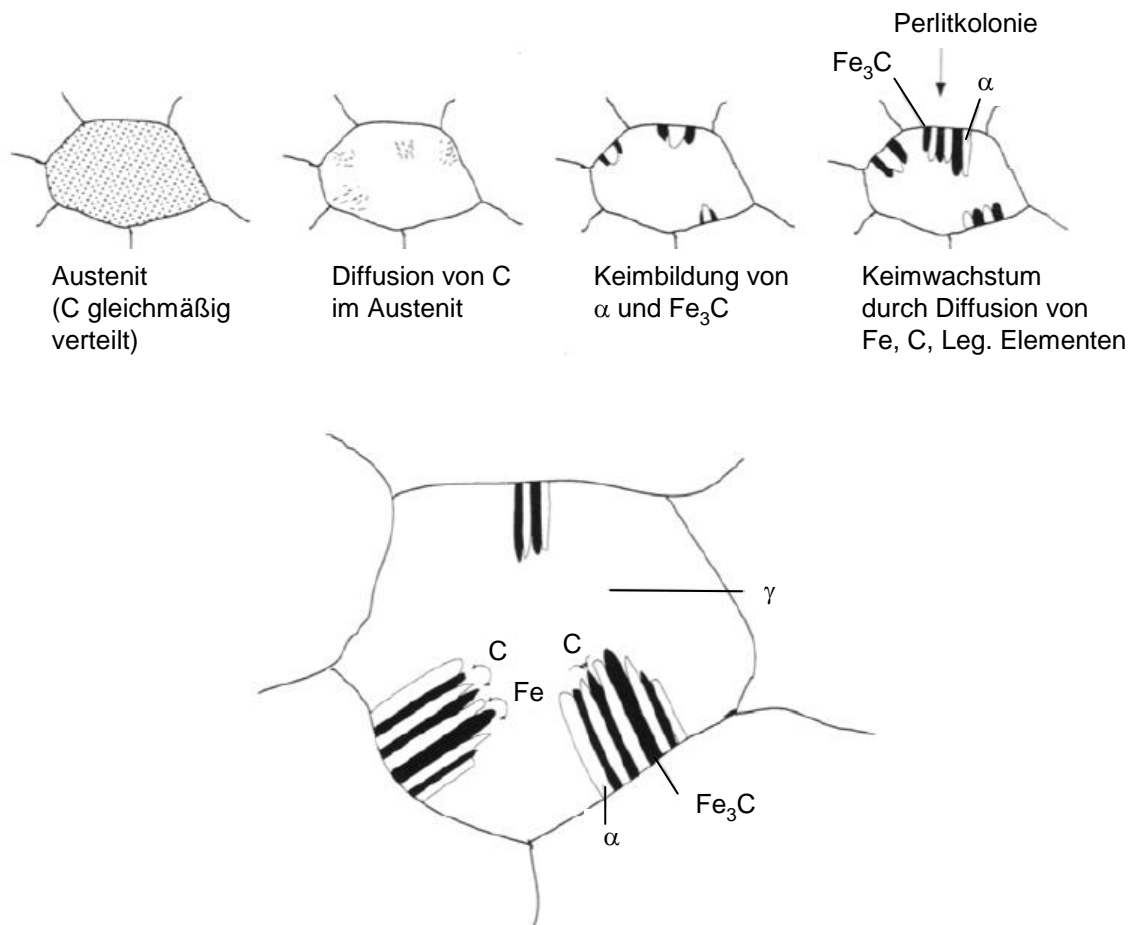


Abbildung 89: Schematische Darstellung der Perlitbildung; Ausgangszustand, Diffusionsphase, Keimbildung und Wachstum der Lanzetten [RIE00]

Durch schnellere Abkühlung kommt es zu einer stärkeren Unterkühlung in der Perlitstufe und es werden mehr Keime gebildet, was schmalere Perlit- und Ferritlamellen zur Folge hat (siehe Abbildung 88).

Der Kohlenstoffgehalt von Perlit in der Gleichgewichtskonzentration entspricht 0,8 %, so dass sich Stähle mit dieser Zusammensetzung vollständig in Perlit umwandeln. Stähle mit höheren Kohlenstoffgehalten (übereutektoide Stähle) scheiden vorher Sekundärzementit aus. In untereutektoiden Stählen mit geringeren C-Gehalten entstehen zuvor ferritische Bereiche, wobei sich der verbleibende Austenit bis zu seinem eutektoiden Zerfall bei 0,8 % mit Kohlenstoff anreichert [LAE06, SCHU07, RIE00]. Durch schnellere Abkühlung kann aber auch bei Kohlenstoffgehalten unterhalb von 0,8 % eine vollständige Perlitumwandlung erreicht werden (Patentieren). Gleiches gilt für übereutektoide Stähle [DAH981].

Die mechanischen Eigenschaften des Perlits hängen von der Breite der Perlitlamellen und der Größe der Perlitkolonien ab. Beides kann über die Abkühlbedingungen oder durch zusätzliche Legierungselemente beeinflusst werden.

⁸⁶ Dieser Effekt begründet sich darin, dass inkohärente Wachstumsfronten bei den vorliegenden geringen Unterkühlungen viel schneller sind als kohärente [VDE851].

3.6.2.6 Bainit

Beim Bainit⁸⁷ (Zwischenstufengefüge) handelt es sich um eine zweikomponentige Gefügestruktur, die sich zwischen der Perlit- und Martensitstufe im Temperaturbereich zwischen 550 °C und 250 °C bildet. Diese Gefügestrukturen entstehen nur bei Eisen-Kohlenstofflegierungen. Bei reinem Eisen oder kohlenstoffarmen Stählen entsteht diese Mikrostruktur nicht [ECK69]. Die Ausprägung ähnelt in den Überlappungsbereichen mit den anderen Gefügeausbildungen jeweils dem, in dem die Überschneidung vorliegt. Daher kommt es zu einer fließenden Grenze bei der Bildung der Mikrostruktur. Das Kerngefüge der meisten gehärteten Werkstücke mit einem hinreichend großen Durchmesser besteht aus Bainit [BLE04]. Die verschiedenen Ausprägungen des Bainits werden auf zwei Arten unterschieden, über den Temperaturbildungsbereich:

- 550 °C bis 400 °C oberer Bainit (Abbildung 90)
- 400 °C bis 250 °C unterer Bainit (Abbildung 91)

Oder es wird eine Unterscheidung der metallographischen Erscheinungsbilder vorgenommen:

- Feinnadeliger Bainit
- Grobnadeliger Bainit
- Körniger Bainit

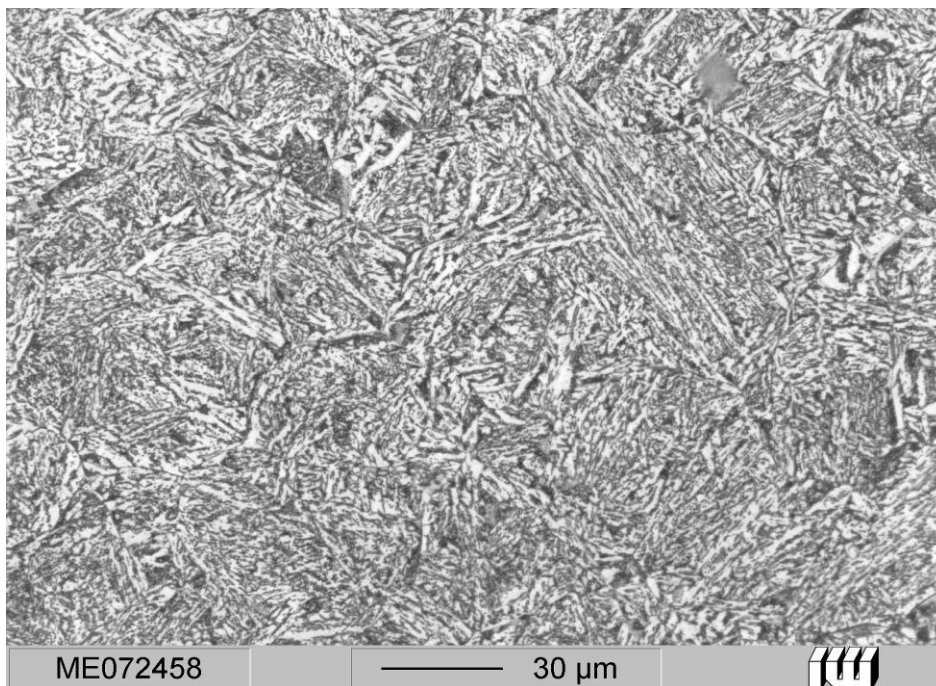


Abbildung 90: Oberer Bainit in Probe aus 42CrMo4, Lichtmikroskop, Ätzung 2 % HNO₃

Diese Differenzierung kennzeichnet den Abstand und die Anordnung der Karbide, welche entscheidenden Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs ausüben. Die erstgenannte Unterteilungsmethode kann lichtmikroskopisch meist

⁸⁷ Zu Ehren des amerikanischen Metallurgen Edgar Bain (1891 - 1971) der grundlegende Arbeiten zum Einfluss von Legierungselementen auf die Eigenschaften von Stählen untersucht hat.

nicht angewandt werden, da die unterschiedliche Gefügeausbildung sehr fein strukturiert ist. Oberer Bainit setzt sich aus einer kohlenstoffreichen Komponente (Martensit, Karbide, Restaustenit) und dem kohlenstoffarmen bainitischen Ferrit zusammen. Diese Komponenten bilden eine nadelige Struktur. Beim unteren Bainit scheiden sich die Karbide in der ferritischen Komponente aus [BLE04]. Elektronenmikroskopisch kann anhand der Anordnung der Karbide zwischen unterer und oberer Zwischenstufe unterschieden werden. Nach [ECK69] finden sich bei unterem Bainit stäbchenförmige Karbide, die im Winkel von 50° bis 60° angeordnet sind. Die obere Zwischenstufe ist hingegen durch längliche Ferritplatten mit parallel dazu liegenden Karbiden charakterisiert.

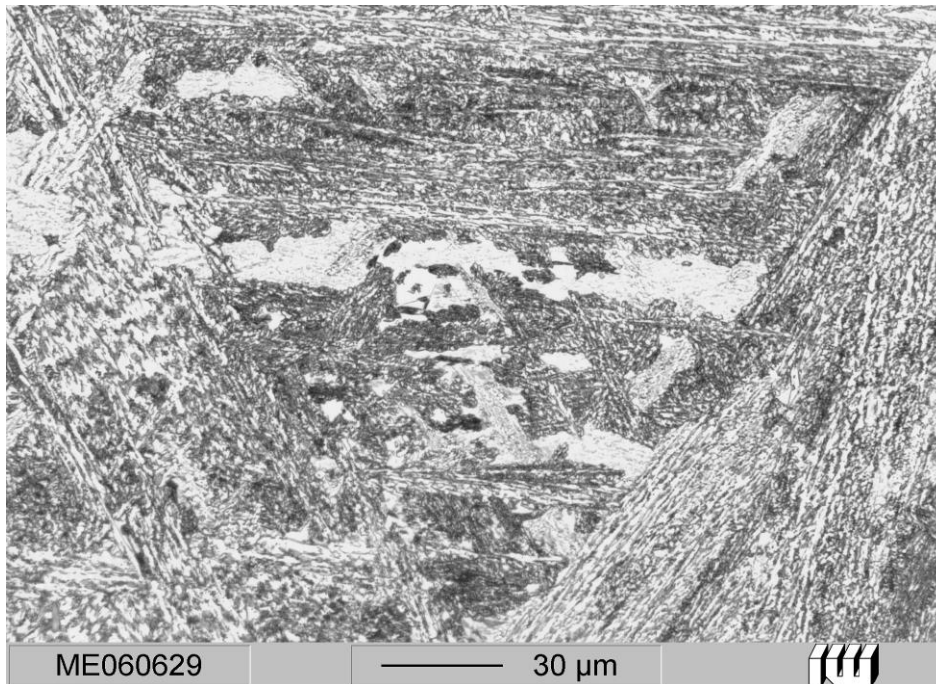


Abbildung 91: Unterer Bainit in Probe aus 42CrMo4, Lichtmikroskop, Ätzung 2 % HNO₃

3.6.2.7 Martensit

Martensitisches Gefüge⁸⁸ entsteht bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten durch ein plötzliches Umklappen der Austenitstruktur in den ferritischen Zustand, ohne dass eine Konzentrationsänderung des Kohlenstoffs durch Diffusionsprozesse stattfindet [LAE06]. Bei der Umwandlung bilden sich starke Gitterverspannungen, die dem Prozess entgegenwirken. Bei hohen Kohlenstoffgehalten läuft die Umwandlung von Austenit in Martensit daher oft unvollständig ab. Der Martensit bildet sich plattenförmig aus (siehe Abbildung 93).

Bei niedrigen Kohlenstoffgehalten besteht das Gefüge aus lanzettenförmigen Kristallen, die gebündelt in verschiedenen Richtungen angeordnet sind (siehe Abbildung 92). Die entstehenden Lanzetten haben nach [BLE04] eine Dicke von $0,1 \mu\text{m}$ bis $0,5 \mu\text{m}$ und eine Länge von mehreren Mikrometern.

⁸⁸ Benannt nach dem deutschen Metallurgen Adolf Karl Gottfried Martens (1850 - 1914), Gründer der Königlichen Materialprüfungsamtes, der heutigen BAM.

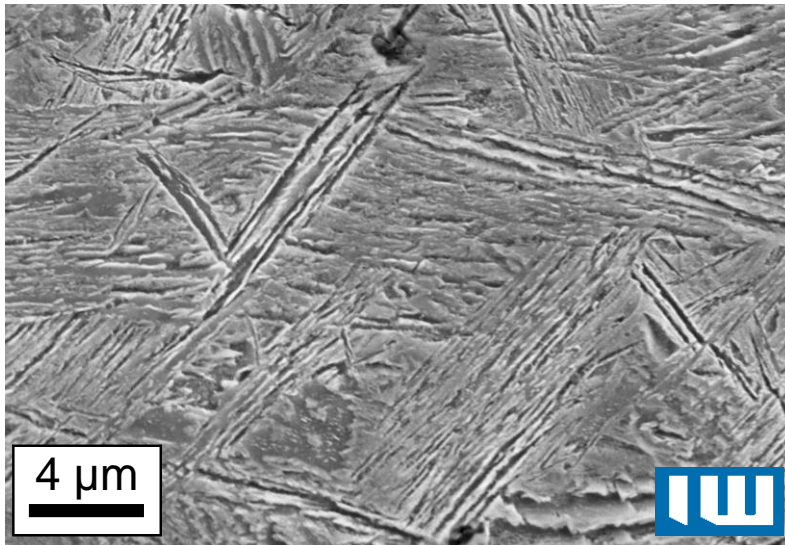


Abbildung 92: REM-Aufnahme von Lanzettenmartensit in 22MnB5

Die Martensitumwandlung ist nach [VDE851] und [BLE04] als eine eigene Umwandlungsklasse mit den folgenden signifikanten Merkmalen anzusehen:

- Martensitumwandlungen setzen während der Abkühlung schlagartig ein und laufen bei weiterer Abkühlung kaskadenförmig ab.
- Bei $dT/dt = 0$ hört die weitere Umwandlung auf.
- Die entstandenen Kristallbereiche sind makroskopisch ohne Anätzen auf der ursprünglich glatten Oberfläche zu erkennen.

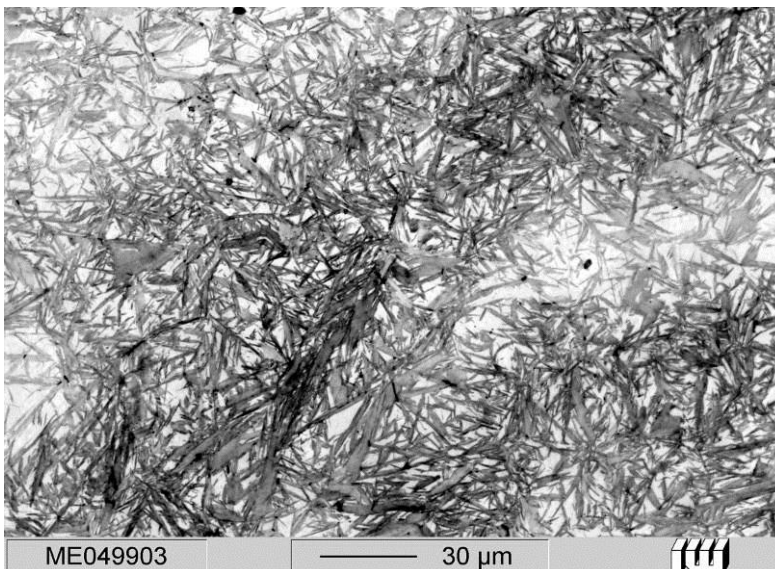


Abbildung 93: Plattenmartensit in Restaustenit beim legierten Stahl 100Cr6; Lichtmikroskop [KRA08]

- Die Lage der Eisen- und Kohlenstoffatome zueinander bleibt beim Umklappen des Gitters von kfz zu krz erhalten.
- Zwischen dem Martensit- und dem Austenitgitter besteht eine kristallographische Orientierungsbeziehung.

- Die Entstehung von Martensit bewirkt eine Volumenvergrößerung (ca. 3 % bei krz- Martensit).
- Martensit erhält seine Härte durch eine hohe Dichte an Zwillingen und Versetzungen. Die stark auftretenden Gitterverzerrungen verursachen Spannungen, die zum Teil durch Zwillingsbildung oder Gleitung reduziert werden.

Die durch die Gestaltänderung entstehenden elastischen Verzerrungen bewirken, dass die Atombewegungen so verlaufen, dass die Volumenenergien ein Minimum annehmen. Dies erklärt, warum sich Martensit plattenförmig entlang einer definierten Ebene, der Habitusebene, ausbreitet [VDE851].

3.6.3 Sekundäre Phasen

3.6.3.1 Karbide

Aus einem Metall und Kohlenstoff bestehende Phasen werden Karbide⁸⁹ genannt. Karbide besitzen in der Regel keine exakte stöchiometrische Zusammensetzung. Die Kohlenstoffatome sind in die Tetraederlücken bzw. je nach Größenverhältnis zum Metall in die Oktaederlücken der Metallgitter eingelagert und bilden Einlagerungsverbindungen. Das wichtigste Karbid des Eisens ist der Zementit (Fe_3C). Die Löslichkeit von Kohlenstoff im Eisengitter ist temperaturabhängig und sinkt von maximal 0,02 % bei 723 °C praktisch auf null⁹⁰ bei Raumtemperatur [BLE04]. Da technisch relevante Abkühlvorgänge so schnell ablaufen, dass der Kohlenstoff zunächst zwangsgelöst bleibt, scheidet er sich entweder beim Anlassen oder über einen längeren Zeitraum aus. Diese Ausscheidung geschieht in mehreren Stufen [LAE06]:

Zuerst lagern sich die C-Atome in den von Versetzungen verzerrten Gitterbereichen an und bilden Cottrell-Wolken. Mit diesem Effekt (der Alterung) kommt es zur Ausprägung einer Streckgrenze.

Gleichzeitig kommt es zur Ausscheidung von Karbiden. Die Art der sich ausscheidenden Karbide ist von der Temperatur, also in der Regel der Anlassstufe abhängig (siehe auch Kapitel 3.8.2). Eine Auswahl von möglichen Karbiden zeigt Tabelle 9.

Tabelle 9: Übersicht der Eisenkarbide nach [BLE04] und [BAH01]

Name	Symbol	Zusammensetzung	C-Gehalt (m%)	Kristallstruktur
Zementit	Θ	Fe_3C	6,69	orthorhombisch
Hägg-Karbid	X	Fe_5C_2	7,92	monoklin
ϵ -Karbid	ϵ	$\text{Fe}_{2,4}\text{C}$	8,22	hexagonal
Eckstrom- Andock-Karbid		Fe_7C_3	8,44	hexagonal
η -Karbid	η	Fe_2C	9,77	orthorhombisch
κ -Karbid	κ	$\text{Fe}_{1,37}\text{C}$		hexagonal

⁸⁹ Umgangssprachlich wird das Calciumkarbid (CaC_2), das bei Kontakt mit Wasser das brennbare Gas Ethin (C_2H_2) freisetzt, oft als „Karbid“ bezeichnet.

⁹⁰ Es kann ein Kohlenstoffatom auf 100.000.000 Eisenatome gelöst werden im Gegensatz zu 1:1.000 bei 723 °C [BLE04].

Die Ausscheidung dieser Karbide erfolgt durch Keimbildung, Keimwachstum und anschließende Vergrößerung. Der Verlauf der Ausscheidung hängt stark von der Anzahl der vorhandenen Keime (Versetzung, Korngrenzen und andere Gitterfehler) ab, die die Ausscheidung beschleunigen.

Durch die Ausscheidung der Karbide wird eine Festigkeitssteigerung im Werkstoff bewirkt, die umso stärker ausfällt, je kleiner und feiner verteilt die Karbide sind. Am kleinsten sind η -Karbide, die sich allerdings bei höheren Temperaturen in größere ε -Karbide umwandeln, die schließlich bei weiterer Auslagerung zu Zementit werden und keine weitere Festigkeitssteigerung bewirken. Im TRIPLEX-Stahl werden die dort häufig vorkommenden κ -Karbide als 3. Phase bezeichnet [FRO07b, RAB07]. Für die im Rahmen dieser Arbeit behandelten Feinblechwerkstoffe wird die Form der Karbidausscheidung durch die Parameter des kontinuierlichen Glühens nach dem Kaltwalzen bestimmt.

Als **Sonderkarbide** werden die eisenfreien Carbide der Elemente W, Mo, Nb, V und Ti bezeichnet. Diese Karbide sind, abgesehen vom TiC, vom Typ M_2C . Wegen ihrer hohen Schmelzpunkte zwischen 2200 °C und 3140 °C eignen sie sich besonders zur Steigerung der Festigkeit bei höheren Temperaturen, wie zum Beispiel bei Warmarbeitsstählen, in denen diese Karbide beim Anlassen ausgeschieden werden und ein Sekundärhärtemaximum verursachen [HOR08].

3.6.3.2 Boride

Boride sind in der Regel Verbindungen zwischen Bor und einem Metall. Auf Grund ihrer kovalenten Bindungsanteile verfügen diese Verbindungen über keramische Eigenschaften und werden zu den Nichtoxidkeramiken gezählt. Sie weisen zum Teil sehr hohe Festigkeiten und Schmelzpunkte auf [BRE85]. Verschiedene Boride (TiB_2 oder ZrB_2) haben gegenüber den entsprechenden Metallen eine vielfach höhere elektrische und thermische Leitfähigkeit [TEL88].

3.6.3.3 Nitride

Der in Stählen gelöste Stickstoff wird seit der Verwendung von Aluminium bei der Beruhigung des Stahls komplett abgebunden. Nur in Ausnahmefällen liegt freier Stickstoff im Stahl vor [BLE04]. Die Entstehung der Aluminium-Nitride findet bereits beim Aufhaspeln nach dem Warmwalzen statt, wenn die Haspeltemperatur oberhalb von 700 °C liegt. Die dann entstehenden AlN-Ausscheidungen befinden sich auf den Korngrenzen der langgestreckten Körner, verhindern bei den langen Aufheizzeiten des Haubenglühens ein zu starkes Kornwachstum und führen zu den typischen „Pancake-Gefügen“ [BLE04].

3.7 Glühverfahren

Glühen bezeichnet die Verfahren der Wärmebehandlung, durch die bei langsamer Abkühlung gleichgewichtsnahe Gefügestände eingestellt werden. Man kann sechs Grundvarianten unterscheiden [LAE06]:

- Spannungsarmglühen
- Grobkornglühen
- Normalglühen
- Weichglühen
- Diffusionsglühen
- Rekristallisationsglühen

Das **Spannungsarmglühen** dient dem Abbau von Eigenspannungen die auf Grund plastischer Verformungen entstanden sind mittels Annihilation von Versetzungen. Es kommt bei diesen Temperaturen, die zwischen 450 °C und 650 °C liegen (siehe Abbildung 94) noch nicht zu einer Kornneubildung durch Rekristallisationseffekte. Gleichzeitig kann parallel eine Erholung ablaufen.

Das Ziel des **Grobkornglühens** ist es, bei Stählen mit Kohlenstoffgehalten unterhalb von 0,5 %, die bei der mechanischen Bearbeitung zur Bildung von unerwünschten langen Fließspänen und zum Schmierneigen, ein grobes Korn mit kurzbrüchigen Spänen einzustellen⁹¹. Zu diesem Zweck werden die Stähle bei Temperaturen von etwa 150 °C oberhalb A_{c3} vollständig austenitisiert und nach einer Haltedauer von einer bis vier Stunden abgekühlt. Für das Abkühlen existieren 2 Varianten. Erstens, bei Stählen mit hohem Perlitgehalt, sehr langsam im Ofen abkühlen um groben Perlit zu erzeugen (was allerdings ein zeiliges Gefüge verursacht). Zweitens wird bei Stählen mit niedrigeren Kohlenstoffgehalten, zunächst auf 620 °C bis 670 °C abgekühlt und gehalten, um die Bildung von voreutektoidem Ferrit zu unterdrücken und größere Anteile von grobem Perlit zu erhalten. Dieser beeinflusst wiederum die Zerspanbarkeit positiv [LAE06].

Ziel des **Normalglühens** ist die Einstellung eines von der Vorbehandlung unabhängigen, gleichmäßigen, möglichst feinen Gefüges mit rundlichem Korn. Angewandt werden kann es bei allen Stählen mit einer γ - α -Umwandlung. Untereutektoide Stähle werden durch eine Erwärmung von 30 °C bis 50 °C oberhalb A_{c3} (siehe Abbildung 94) vollständig austenitisiert und anschließend langsam abgekühlt. Da beim Aufheizen viele Perlitkörner als Keime für die Entstehung des Austenits zur Verfügung stehen, entsteht, sofern zwischen 680 °C und A_{c3} schnell erwärmt wird, ein feines, austenitisches Gefüge, aus dem nach der Abkühlung ein feines, gleichmäßiges, ferritisch-perlitisches Gefüge resultiert. Bei übereutektoiden Stählen wird nicht vollständig austenitisiert, sondern nur bis über A_{c1} erwärmt. Der Zementit wird daher nicht aufgelöst. Auch hier entsteht ein feinkörniges ferritisch-perlitisches Gefüge mit den unvermeidbaren Zementiteinschlüssen [LAE06].

⁹¹ Zur Erzeugung weichmagnetischer Eigenschaften bei Dynamoblechen wird ebenfalls das Grobkornglühen angewandt.

Ziel des **Weichglühens** ist es, die Perlitlamellen im Gefüge zu thermodynamisch stabileren, kleineren Kugeln einzuformen, die dann bei einer spanenden Bearbeitung nicht geschnitten werden müssen. Dieser Effekt steigert die Duktilität des Werkstoffes erheblich. Untereutektide Stähle werden bis knapp unterhalb von A_{c1} erwärmt, übereutektide Werkstoffe (siehe Abbildung 94) werden um A_{c1} gependelt. Dies beschleunigt das Einformen stark, kann aber bei untereutektoiden Stählen nicht erfolgen, da die Gefahr besteht, dass sich Karbide auf den Korngrenzen ablagern, was die Zähigkeit des Stahles herabsetzen würde [LAE06].

In der Regel erfolgt nach der maschinellen Bearbeitung eine weitere Wärmebehandlung, um die gewünschten mechanischen Eigenschaften einzustellen [AWI07].

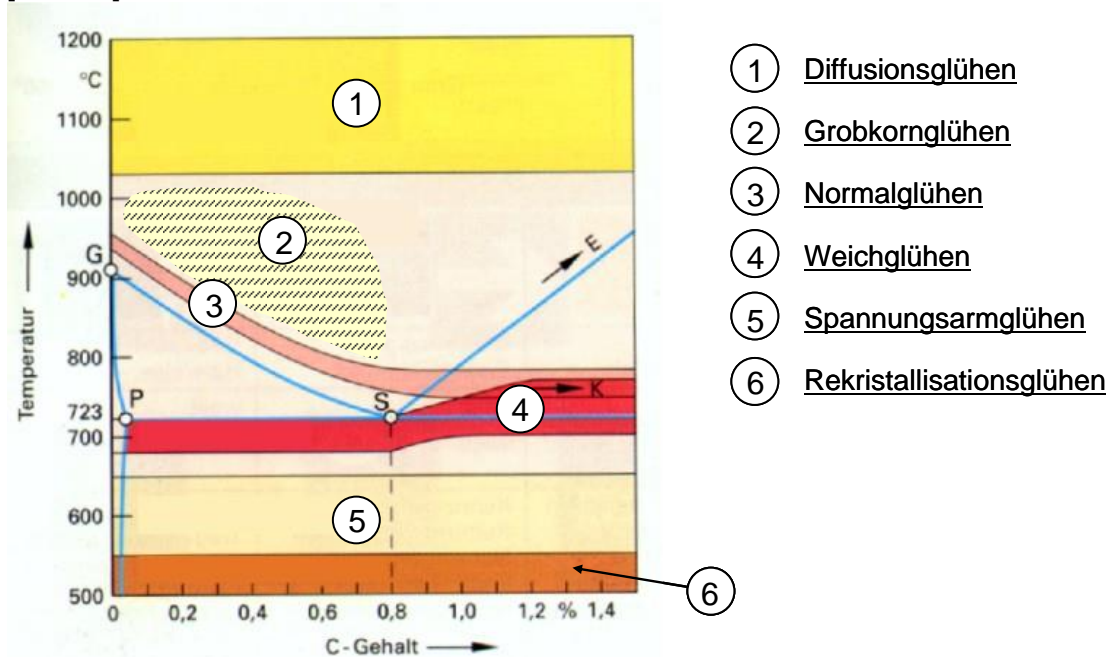


Abbildung 94: Ausschnitt der linken unteren Ecke des EKS mit den Temperaturbereichen der verschiedenen Glühbehandlungen in Abhängigkeit des Kohlenstoffgehaltes [EUR92]

Beim **Diffusionsglühen** werden die Werkstücke bei hohen Temperaturen zwischen 1050 °C und 1300 °C (siehe Abbildung 94) über längere Zeiträume bis zu 50 Stunden erwärmt. Ziel dieser Glühbehandlung ist ein Ausgleich von Konzentrationsunterschieden, die Verlagerung löslicher Phasen von den Korngrenzen in das Korninnere und die Überführung von unlöslichen Phasen in eine rundliche Form. Dies geschieht, da im während der Glühbehandlung vorliegenden Austenit sowohl die Löslichkeiten als auch die Diffusionsgeschwindigkeiten für Fremdatome gesteigert sind. Das Diffusionsglühen ist teuer und kann zu Grobkornbildung und Verzunderung sowie einer Entkohlung führen [LAE06].

Ziel des **Rekristallisationsglühens** ist es durch eine Erwärmung, die durch Kaltverfestigung im Gefüge erzeugten Gitterfehler wieder zu beseitigen um eine erneute Verformbarkeit zu gewährleisten. Der Temperaturbereich, in dem dieser Effekt erzielt werden kann, liegt oberhalb der Rekristallisationstemperatur und unterhalb der A_{c1} -Temperatur, bei Stählen also im Bereich von 550 °C bis 700 °C. Wenn die vorausgegangene Kaltverfestigung groß genug war, ist das Ergebnis eines Rekristallisationsglühens die Entstehung eines völlig neuen Gefüges praktisch ohne Fehler. Unter idealen Bedingungen können die neuen Körner kleiner sein als die alten [LAE06].

3.8 Vergüten

Das Vergüten von Stahl ist eine Kombination der Wärmebehandlungsverfahren Härten und Anlassen. Der Begriff ist nach EN 10052 als „Härten und Anlassen bei höherer Temperatur, um die gewünschte Kombination der mechanischen Eigenschaften, insbesondere hohe Zähigkeit und Duktilität zu erreichen“ definiert. Beim Härten wird Austenit in das Ungleichgewichtsgefüge Martensit umgewandelt. Dieser entsteht, wenn Austenit mit einer hinreichend großen Geschwindigkeit abgekühlt wird. Beim Anlassen kann der Werkstoff gezielt an das Beanspruchungsprofil, welches während des Betriebs auftritt, angepasst werden [DAH981, BLE04].

3.8.1 Härten

Beim Härten wird das Werkstück soweit erwärmt, dass sich die bei Raumtemperatur vorliegenden α -Mischkristalle in γ -Mischkristalle umwandeln. Diese können 100-mal mehr Kohlenstoff lösen als der Ferrit. Da der Kohlenstoff aber nicht gleichmäßig, sondern in Form verschiedener Karbide vorliegt, muss eine Zeit lang bei dieser Temperatur gehalten werden, bis sich die Karbide aufgelöst haben und der Kohlenstoff im Gitter verteilt ist.⁹² [DAH981]

Schreckt man den kohlenstoffreichen Austenit schnell genug ab, kann der Kohlenstoff nicht aus dem Gitter diffundieren. Beim Umklappen in die kubisch raumzentrierte Phase bleibt der Kohlenstoff zurück und es kommt zu einer tetragonalen Verzerrung des Gitters. Diese Phase heißt Martensit. Eine wichtige Rolle spielt die Abkühlgeschwindigkeit. Gesteuert wird die Umwandlungsgeschwindigkeit durch unterschiedliche Abkühlmedien (Wasser, Öl oder Luft). Weiterhin wichtig ist die chemische Zusammensetzung des Stahls. Kohlenstoff trägt wegen seiner hohen Diffusionsgeschwindigkeit hauptsächlich zur Aufhärbarkeit – also der Steigerung der Härte bei, die substitutionellen Legierungselemente wie z. B. Chrom dagegen bestimmen die Einhärbarkeit – also die Entfernung vom Rand des Werkstückes, bis zu dem Punkt, an dem noch eine festgelegte Härte erreicht wird. Um diese Form des Härtens durchzuführen, sind in der Regel etwa 0,3 % Kohlenstoff nötig [LAE06]. Wenn mit moderateren Abkühlgeschwindigkeiten abgeschreckt wird, entsteht neben Martensit auch Bainit. Welche Gefügebestandteile in Abhängigkeit der Legierung, der Austenitisierungstemperatur und der Abschreckgeschwindigkeit auftreten, kann anhand von Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubildern bestimmt werden.

3.8.2 Anlassen

Martensitische Gefüge zeichnen sich auf Grund vorhandener Spannungen in der Regel durch eine hohe Härte und geringe Zähigkeit aus [AHR00]. Um die Zähigkeitseigenschaften zu verbessern, wird der Stahl einer Wärmebehandlung unterhalb der Austenitisierungstemperatur unterzogen [CRA54]. Diese Wärmebehandlung wird als Anlassen bezeichnet. Dabei erfolgen Diffusionsvorgänge, die zu einer Abnahme der Zugfestigkeit und Streckgrenze führen, während Brucheinschnürung, Bruchdehnung und Kerbschlagarbeit zunehmen. Nach dem Härten besteht das Gefüge aus Martensit und ggf. Restaustenit und ist in einem Ungleichgewichtszustand. Durch das Anlassen wird der Werkstoff näher an

⁹² Die legierungs- und temperaturabhängigen Zeiten für dieses Halten können aus Zeit-Temperatur-Austenitisierungsschaubildern entnommen werden.

ein thermodynamisches Gleichgewicht geführt [BLE04]. Abbildung 95 zeigt beispielhaft ein vergütetes Gefüge mit fein verteilt ausgeschiedenen Karbiden.

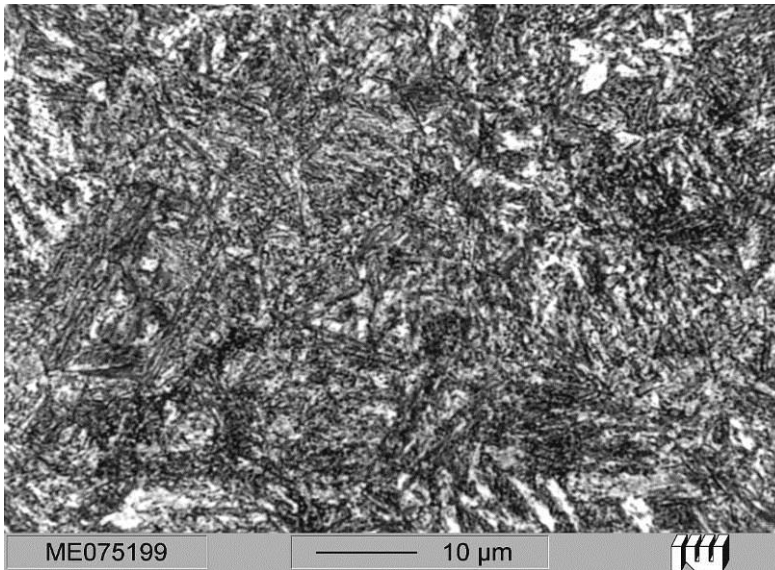


Abbildung 95: Angelassener (bei ca. 400 °C) Martensit des legierten Stahls 42CrMo4; Lichtmikroskop, Ätzung 2 % HNO₃

Der Anlassvorgang des Martensits wird in fünf Stufen unterteilt [DAH981], in denen abhängig von der Temperatur bestimmte Umwandlungsvorgänge aktiviert werden. Während der ersten Anlassstufe von 100 °C bis 150 °C beginnt bei Kohlenstoffgehalten über 0,2 % die Ausscheidung des kohärenten ϵ -Karbides Fe₂C [DAH981, ECK69]. Die zweite Anlassstufe ist nach [DAH981] durch die Umwandlung des Restaustenits in Bainit oder Martensit gekennzeichnet. Bei der dritten Anlassstufe (325 °C bis 400 °C) wird das Karbid Fe₂C umgewandelt und es entstehen Zementitausscheidungen (Fe₃C). Die vierte Anlassstufe (oberhalb 400 °C) ist geprägt durch Erholung und Rekristallisation des martensitischen Gefüges, wobei Defekte wie Leerstellen und Versetzungen ausgeheilt werden. In [EIG98] wird eine fünfte Anlassstufe beschrieben, bei der oberhalb von 450 °C Sonderkarbide bei hochlegierten Stählen entstehen.

3.8.3 ZTU-Schaubilder

Da technische Eisen-Kohlenstoff-Legierungen während ihrer Herstellung oder Weiterverarbeitung immer rascher aufgeheizt bzw. abgekühlt werden, als dies bei der Ermittlung der Gefügebestandteile im Eisen-Kohlenstoff-System geschieht, wird in speziellen Schaubildern der Einfluss der Abkühlung auf die Gefügezusammensetzung festgehalten. Diese Zeit-Temperatur-Umwandlungs-Schaubilder (ZTU-Schaubilder) ermöglichen eine Wärmebehandlung zur gezielten und reproduzierbaren Eigenschaftseinstellung des Werkstoffs. Praxisrelevant ist das Umwandlungsverhalten des Austenits bei isothermer oder bei kontinuierlicher Temperaturführung. Abbildung 96 veranschaulicht die kontinuierliche Abkühlung im Gegensatz zum Abschrecken und Halten bei einer definierten Temperatur der isothermen Umwandlung.

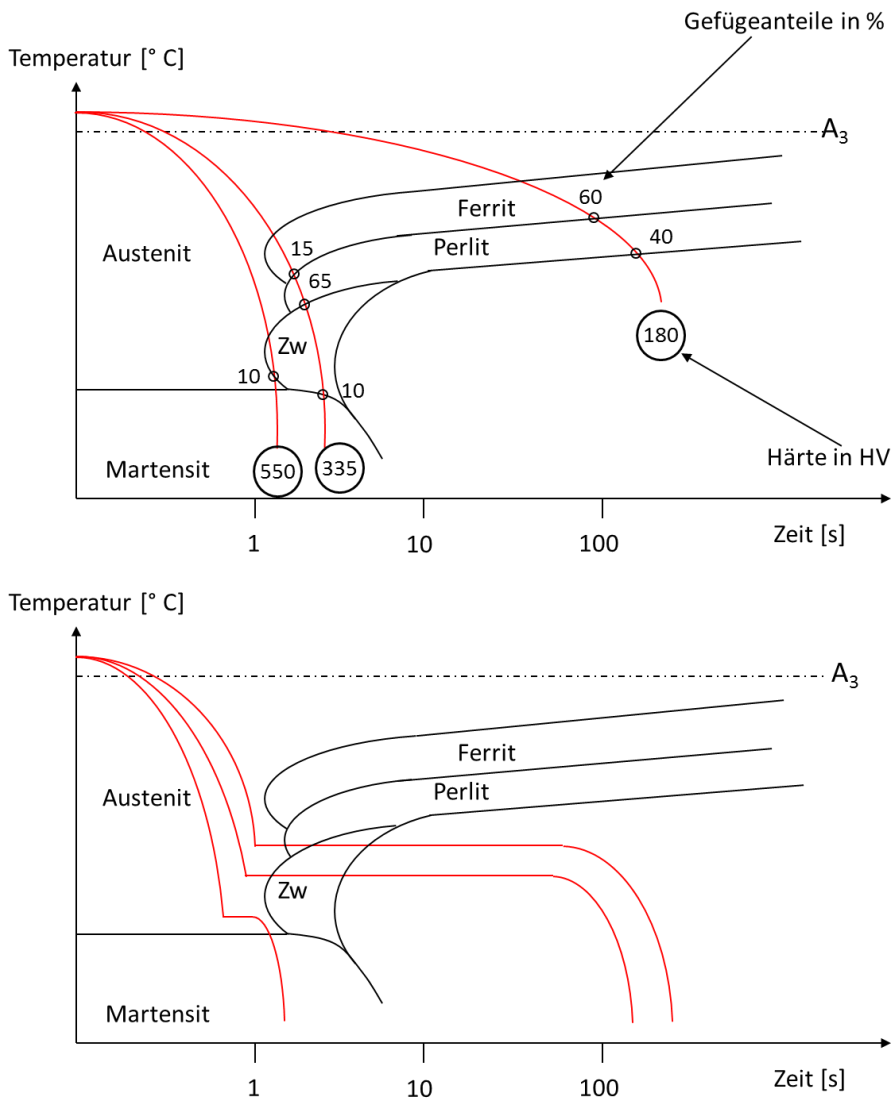


Abbildung 96 Temperaturführung bei ZTU-Schaubildern (oben: kontinuierliche Abkühlung; unten: isotherme Temperaturführung)

Je nach Wahl des Abkühlungsverlaufes lassen sich unterschiedliche Gefügezusammensetzungen einstellen. Abbildung 97 verdeutlicht dies anhand verschiedener Wärmebehandlungsmethoden. Ein Vergleich kontinuierlicher und isothermer ZTU-Diagramme zeigt, dass sich bei der kontinuierlichen Abkühlung der Umwandlungsbeginn tendenziell zu tieferen Temperaturen verschiebt und verzögert. Für die Wärmebehandlung wird der Werkstoff zunächst erwärmt und bei einer konstanten Temperatur größer A_{c3} gehalten. Nach einer bestimmten Haltedauer beginnt die Abkühlung. Unterhalb von A_{c3} ist der Austenit nicht mehr stabil, so dass beim Abkühlen eine Umwandlung einsetzt. Die auf das Volumen bezogene Änderung der Gibbs-Energie wirkt dabei als Triebkraft der Umwandlung. Die sich beim Abkühlen einstellende Differenz zur Temperatur von A_{c3} wird als Unterkühlung bezeichnet.

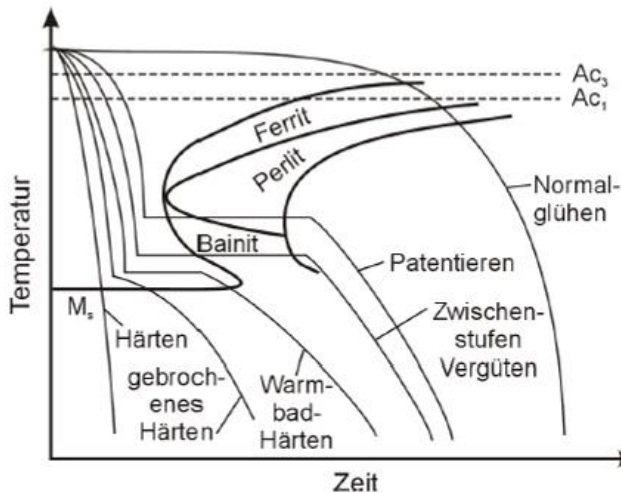


Abbildung 97: Schematische Darstellung der wichtigsten Wärmebehandlungen eines unlegierten, untereutektoiden Stahls im ZTU-Diagramm [Dom97]

Neben Gitteränderungen treten bei der Abkühlung auch Ausscheidungen auf. Der im Ferrit nur geringfügig lösliche Kohlenstoff scheidet sich z. B. in Form von Zementitlamellen aus, so dass sich Perlit bildet. Bei zu geringer Diffusionszeit bzw. schneller Abkühlung kommt es zur Übersättigung von Kohlenstoff im Gitter. Die Austenit-Martensit-Umwandlung setzt ein und das Gitter wird durch den verbleibenden zwangsgelösten Kohlenstoff tetragonal verzerrt. Das Phasengebiet, das zwischen den Umwandlungsbereichen von Austenit zu Ferrit/Perlit bzw. Austenit zu Martensit liegt, wird als Zwischenstufe bzw. Bainit bezeichnet. Üblicherweise wird am Ende des Abkühlverlaufes die jeweils erreichte Härte angegeben. Außerdem kann nach Durchlaufen eines Bereiches dessen Gefügeanteil in Prozent abgelesen werden. Abbildung 98 zeigt einen Vergleich des isothermen und kontinuierlichen ZTU-Diagrammes von 42CrMo4. Die charakteristischen Kurven des Umwandlungsbeginns im ZTU-Diagramm besitzen einen C-förmigen Verlauf. Sie bilden sich, da die Inkubationszeiten bei einer mittleren Unterkühlung und bei hinreichenden temperaturabhängigen Diffusionseigenschaften am geringsten sind. Im Bereich geringer Unterkühlung und hoher Temperatur nahe Ac_3 steht nur eine geringe Aktivierungsenergie zur Umwandlung zur Verfügung. Im Bereich tiefer Temperaturen steigt die Aktivierungsenergie auf Grund der großen Unterkühlung stark an, aber die Diffusion wird gehemmt. So beginnt die Umwandlung vorzugsweise bei mittleren Temperaturen. Die Härbarkeit von Stählen kann aus den ZTU-Schaubildern abgeschätzt werden. Dazu wird die $t_{8/5}$ -Zeit verwendet. Die $t_{8/5}$ -Zeit gibt die Zeit an, in der eine Abkühlung von ca. 800 °C auf 500 °C erfolgen muss, um ein vollständig martensitisches Gefüge zu erzeugen.

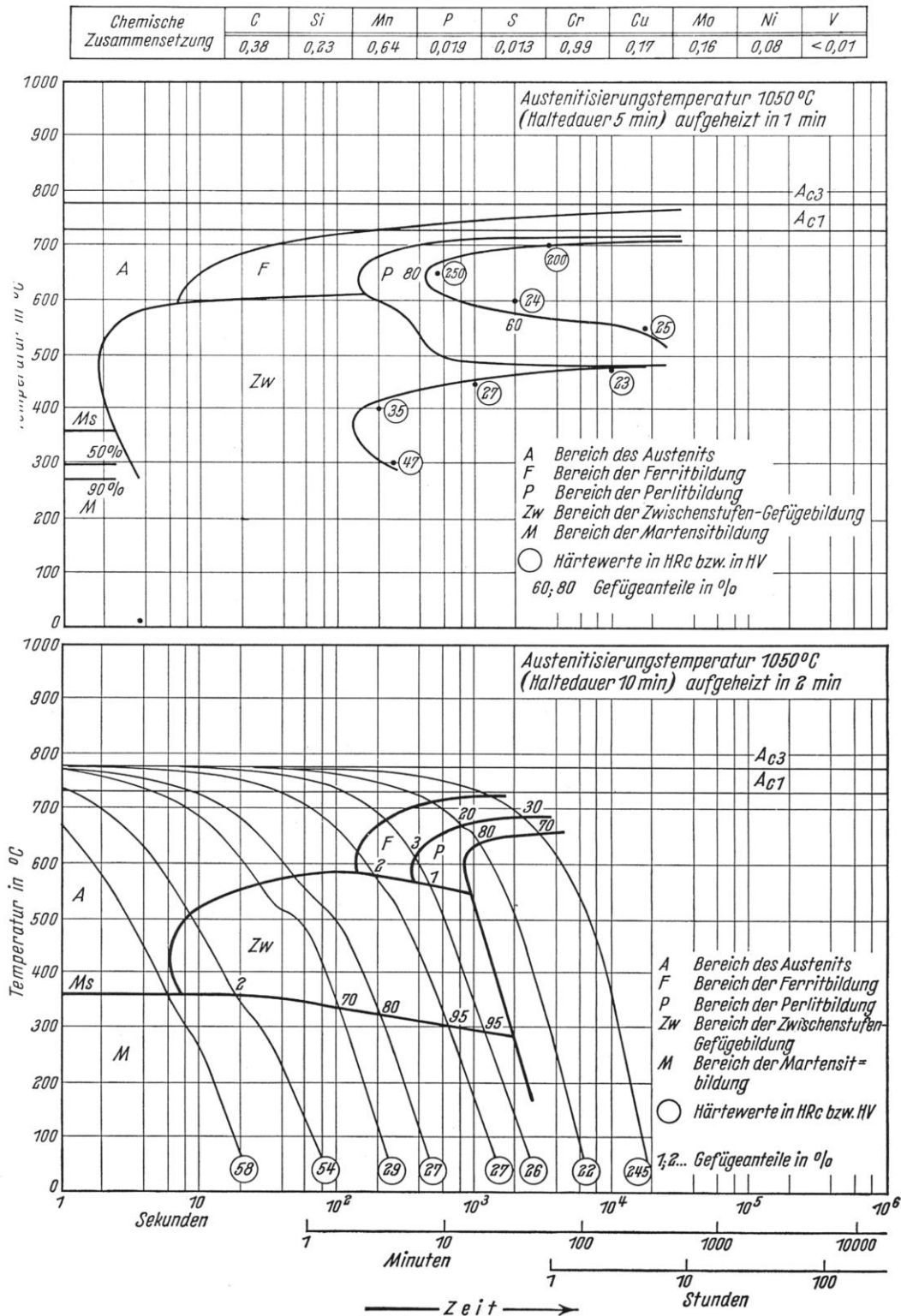


Abbildung 98: ZTU-Diagramm von 42CrMo4 für isotherme (oben) und kontinuierliche Umwandlung (unten) [WEV61]

Bei unendlich langsamer Abkühlung fallen die Umwandlungslinien für den Beginn der Ferrit- bzw. Perlitbildung, sowohl im kontinuierlichen wie auch im isothermen Diagramm, mit den entsprechenden Phasengrenzen im Zustandsdiagramm der unlegierten Stähle zusammen (siehe Abbildung 99) [LAE06]. Dieser Zusammenhang kann allerdings nur gezeigt werden, wenn im Eisenkohlenstoffdiagramm an Stelle der Ac₁ Linie ein Gebiet zwischen einer Ac_{1b} und einer Ac_{1e}-Linie eingezeichnet wird. Es

handelt sich dann um ein ternäres Zustandsdiagramm für nicht zu hohe Legierungsgehalte. In diesem Mehrstoffsystem erfolgt der Übergang von Ferrit + Karbid nach Ferrit + Austenit (untereutktoid) oder nach Austenit + Karbid (übereutktoid) durch das Drei-Phasengebiet Ferrit + Austenit + Karbid, das zwischen der A_{c1b} - und der A_{c1e} -Linie liegt. Hierbei bezeichnet „b“ den Beginn der Austenitbildung und „e“ das Ende der Austenitbildung [LAE06].

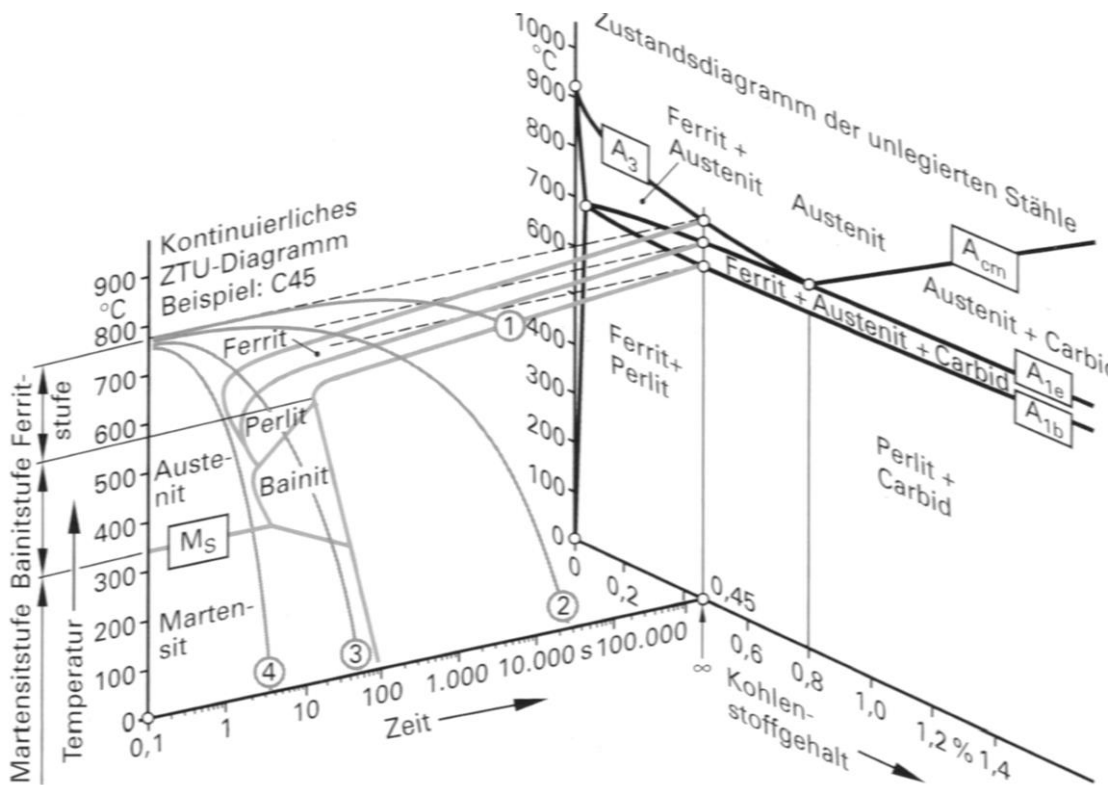


Abbildung 99: Zusammenhang zwischen ZTU- und Eisen-Kohlenstoffdiagramm für unlegierte Stähle. Das Zustandsdiagramm stellt den Grenzfall der ZTU-Diagramme für unendlich langsame Abkühlung dar. [LAE06]

Mit zunehmender Austenitisierungstemperatur und -dauer findet eine Auflösung der Karbide statt, bei deren Abschluss ein Kornwachstum einsetzt. Vergrößertes Korn bewirkt so eine Verzögerung der von den Austenitkorn Grenzen initiierten Perlitumwandlungen sowie ein Absinken der Martensitstarttemperatur [DAH84].

Durch thermomechanische Bearbeitung verzögerte oder beschleunigte Phasenumwandlungen in Stählen bzw. Änderungen der Temperaturintervalle, in denen diese auftreten, werden in der Literatur beispielsweise von Kaspar et al. beschrieben [KAS94]. So zeigt sich bei einer Warmumformung von 770 °C mit Umformgraden von 1,25 im ZTU-Schaubild eines untereutktoiden Stahles auf Grund von zusätzlichen Keimbildungsorten wie Gitterdefekten, Gleitbändern und erhöhten Korngrenzendichten eine beschleunigte Umwandlung des Austenits zu Ferrit und Perlit (s. Abbildung 100). Sinkt dadurch der Anteil des bei gleichen Abkühlgeschwindigkeiten gebildeten Bainites, so verringert sich die entsprechende Härte des Gefüges.

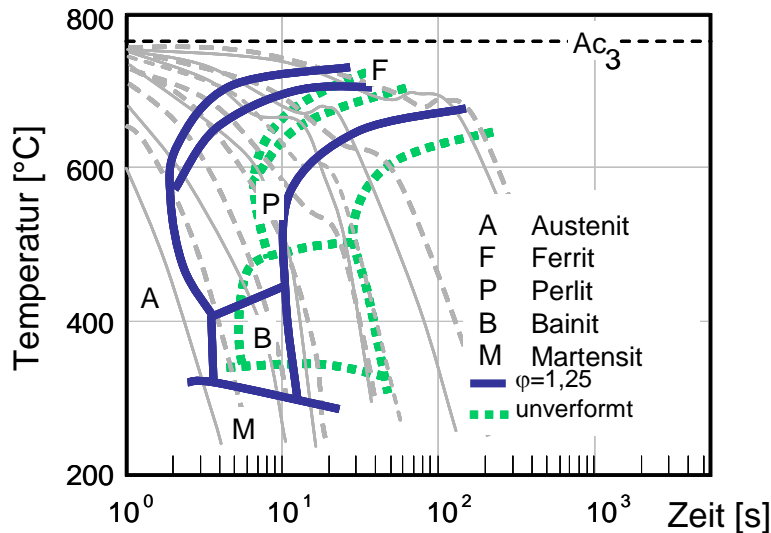


Abbildung 100: Einfluss einer Warmumformung bei 770 °C auf das ZTU-Schaubild eines Stahles mit 0,45 % C (Umformgrad: 1,25) [KAS94]

Wenn hohe Versetzungsdichten, wie beim Austenitformhärten unterhalb der Rekristallisationstemperatur, auf das bainitische oder martensitische Umwandlungsgefüge übertragen werden, bilden sich sehr feine Gefügestrukturen aus [ECK69].

3.9 Elastische Verformung

Wenn äußere Kräfte auf Festkörper wirken, kommt es zunächst zu einer reversiblen Verformung, deren Maß linear von der Größe der aufgebrachten Kraft (Spannung) abhängt. Dieser Bereich der Verformung wird elastische Verformung genannt und zeichnet sich dadurch aus, dass der Körper nach Wegnahme der äußeren Kräfte wieder in seine Ausgangsform zurückgeht. Ein einfaches Modell zur Erklärung der hierbei ablaufenden Vorgänge ist ein atomares Punktgitter, dessen Atome (im Abstand a) mit Federn verbunden sind (siehe Abbildung 101).

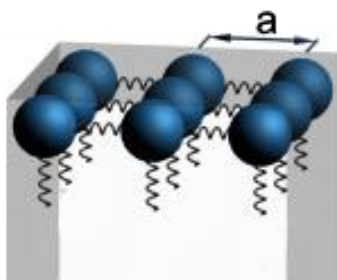


Abbildung 101: Federmodell der elastischen Verformung starrer Körper

Der Kraftangriff kann auf verschiedene Arten erfolgen, wobei die Zug- und die Schubbelastung hier eine wesentliche Rolle spielen. Bei der Zugbelastung sind die Kräfte entgegengesetzt und beide Kraftvektoren liegen auf einer Linie. Infolge einer Zugbelastung kommt es zu einer Verlängerung der Probe.

Im elastischen Bereich existiert ein linearer Zusammenhang zwischen der aufgebrachten Kraft (F) und der Verlängerung (Δl) der Probe. Um diesen Zusammenhang unabhängig von der Ausgangslänge (l_0) der Probe und ihrer

Querschnittsfläche (A) darstellen zu können, wird mit der auf die Ausgangsfläche bezogenen Spannung (σ) und der auf die Ausgangslänge bezogenen prozentualen Dehnung (ε) gearbeitet, die in Gleichung 9 und Gleichung 10 beschrieben werden.

Gleichung 9

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

Gleichung 10

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0}$$

Gleichung 11 beschreibt den Zusammenhang zwischen der aufgebrachten Spannung und der Längenänderung. Der Proportionalitätsfaktor (E) entspricht dem Elastizitätsmodul des Materials. In Spannungs-Dehnungs-Diagrammen entspricht der elastische Bereich dem linearen Anstieg der Kurve aus dem Ursprung, der sogenannten Hookschen-Geraden⁹³.

Gleichung 11

$$\sigma = E \cdot \varepsilon$$

Der Elastizitätsmodul ist eine Materialkonstante, die sich überwiegend durch das Zugeben von Legierungselementen, aber kaum durch Wärmebehandlungen oder andere Veränderungen der Mikrostruktur beeinflussen lässt. Da der E-Modul letztlich aus der Energie resultiert, die benötigt wird, um zwei angrenzende Atome einen bestimmten Weg aus ihrer Ruhelage zu verschieben, ist er in Einkristallen richtungsabhängig. Für α -Eisen beträgt der E-Modul entlang der $\langle 111 \rangle$ -Richtung 276.000 MPa und entlang der $\langle 100 \rangle$ -Richtung 129.000 MPa⁹⁴ [ROE06]. In quasiisotropen Eisenwerkstoffen beträgt der E-Modul etwa 206.000 MPa in alle Richtungen⁹⁵.

Der Elastizitätsmodul lässt sich aus der Bindungsenergie benachbarter Metallatome im Kristallgitter ableiten. Das Wechselwirkungspotential zweier im Kristallgitter benachbarter Atome (siehe Abbildung 102) setzt sich aus der Abstoßungsenergie der Atome (bei Durchdringung der Elektronenhüllen) und der Anziehungsenergie zusammen. Das resultierende Potential (durchgezogene Linie in Abbildung 102 unten) ist asymmetrisch, da der Anstieg der Energie bei der Annäherung der Atome steiler ist als bei einer Vergrößerung des Abstandes.

Die aus der Energie abgeleitete Kraft hat den im oberen Teil der Abbildung gezeigten Verlauf. Der Ruhezustand der Atome ist der Punkt der geringsten Energie, bei dem die Kraftwirkung zwischen den Atomen gleich Null ist.

⁹³ Robert Hook (1635-1703), Britischer Physiker, Mathematiker und Erfinder

⁹⁴ Dieser Umstand, der auch für andere Metalle gilt, wird beim Einsatz von einkristallinen Turbinenschaufeln ausgenutzt, wo der maximale E-Modul in Richtung der Fliehkräfte gelegt wird.

⁹⁵ Bei höher legierten Stählen wie zum Beispiel den TRIP-Stählen kann es zu einer Veränderung, in diesem Fall zu einer Absenkung des E-Moduls kommen.

Leitet man die resultierende Kraft erneut ab, erhält man als Ergebnis die Federkonstante des Systems, also den Elastizitätsmodul. Dieser kann in der Nähe der Ruhelage (annähernd) als konstant angenommen werden.

Eine Erhöhung der Temperatur verursacht eine stärkere Schwingung der Atome um die Ruhelage. Hierbei gilt, dass das schwingende Atom in beiden maximalen Auslenkungen die gleiche Energie hat. Da der Anstieg der Energie beim Zusammenrücken der Atome steiler ist als beim Auseinanderziehen, schwingen die Atome weiter voneinander weg als ineinander. (Aus diesem Grund, also nur weil das Wechselwirkungspotential der Atome asymmetrisch ist, werden Festkörper bei ihrer Erwärmung größer.)

Bis zum Erreichen der Schmelztemperatur (die von der Bindungsenergie abhängt) steigt der Abstand der Atome von Metallen mit gleicher Elementarzelle immer auf den gleichen Wert. Bei den kubischen Zellen sind dies etwa 2 %. Dieser Wert entspricht dem Integral des Wärmeausdehnungskoeffizienten von Null Kelvin bis zur Schmelztemperatur. Der daher existierende Zusammenhang zwischen der Schmelztemperatur eines Metalls und seinem Wärmeausdehnungskoeffizienten ist als Grüneisenregel bekannt⁹⁶ (siehe Gleichung 12).

Gleichung 12

$$T_s \approx \frac{1}{\alpha}$$

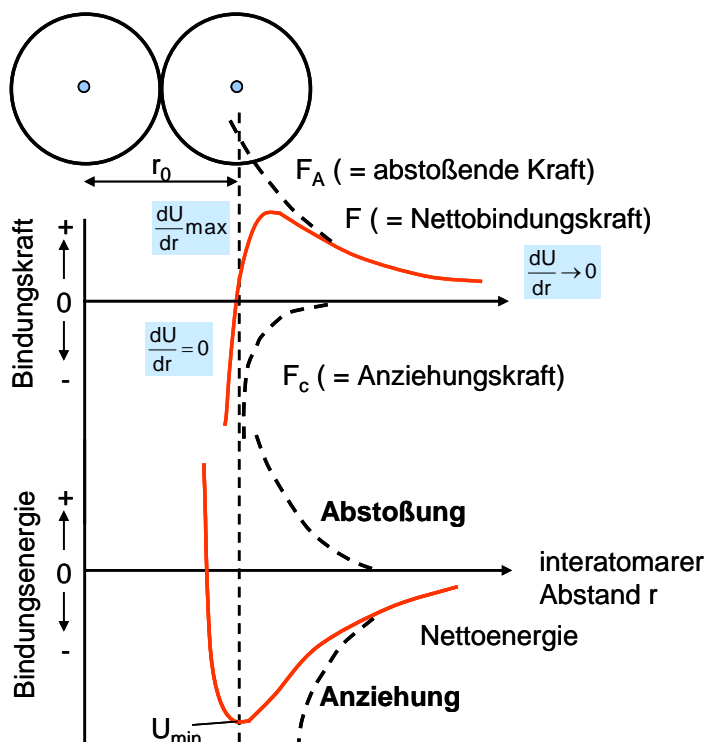


Abbildung 102: Asymmetrisches Wechselwirkungspotential zwischen 2 benachbarten Atomen; oben Kraft zwischen den Atomen in Abhängigkeit des Abstandes; unten: Energie des Atompaares in Abhängigkeit des Abstandes. In der Ruhelage ist die Kraft gleich Null und die Energie minimal. [GOT07]

⁹⁶ Eduard Grüneisen (* 26. Mai 1877 in Giebichenstein; † 5. April 1949 in Marburg) war ein deutscher Physiker und Herausgeber der „Annalen der Physik“.

Bei einer Dehnung von Zugproben unter Zugbelastung tritt gleichzeitig mit der Verlängerung eine Reduzierung des Querschnittes auf. Der Zusammenhang zwischen diesen Effekten, die Querkontraktion, kann mit Hilfe der Poisson-Zahl (ν) beschrieben werden (siehe Gleichung 13). Die Poisson-Zahl kann für die meisten Metalle mit hinreichender Genauigkeit als 0,3 angenommen werden [BAR07].

Gleichung 13

$$\nu = \frac{\varepsilon_{\text{längs}}}{\varepsilon_{\text{quer}}} \quad \text{mit} \quad \varepsilon_{\text{längs}} = \frac{L_1 - L_0}{L_0} \quad \text{und} \quad \varepsilon_{\text{quer}} = \frac{d_0 - d_1}{d_0}$$

Beim Aufbringen von Schubspannungen sind die angreifenden Kräfte entgegengerichtet und parallel, liegen jedoch nicht auf einer Wirklinie. Die resultierende Verformung des Kristalls entspricht der Scherung γ . Der Zusammenhang zwischen diesen Größen ist ebenfalls linear und wird durch das Schubmodul (G) beschrieben (siehe Abbildung 103 und Gleichung 14).

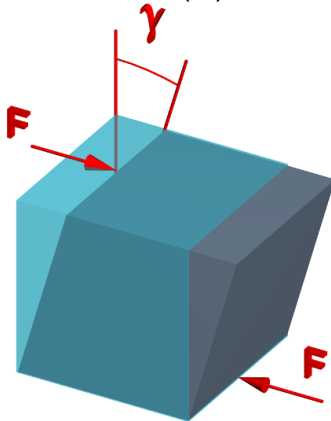


Abbildung 103: Aus der vom Kräftepaar „F“ hervorgerufenen Schubspannung resultierende Winkeländerung γ eines elastisch verformten Festkörpers

Gleichung 14

$$\tau = G \cdot \gamma$$

Elastizitätsmodul und Schubmodul sind über die Querkontraktion miteinander verknüpft. Dieser Zusammenhang ist in Gleichung 15 dargestellt.

Gleichung 15

$$G = \frac{E}{2(1 + \nu)}$$

Die in diesem Abschnitt beschriebenen Zusammenhänge für eine rein elastische Verformung gelten nur für sehr kleine Verformungen ($\varepsilon < 10^4$) [GOT07], da schnell auch nicht reversible, plastische Anteile bei der Verformung auftreten.

3.10 Plastische Verformung

Nach der anfänglichen elastischen Verformung schließt sich bei metallischen Werkstoffen ein Bereich an, in dem eine irreversible Verformung stattfindet und die belasteten Proben nach Wegnahme der Spannung nicht wieder in ihren Ausgangszustand zurückgehen.

3.10.1 Das Spannungs-Dehnungs-Diagramm

Das Verformungsverhalten wird mit Hilfe des Zugversuches (nach DIN EN 10002) ermittelt. Hierzu werden Proben in einer mechanischen Prüfmaschine langsam unter einer konstanten Zunahme der Verformung⁹⁷ zerrissen, während gleichzeitig die aktuelle Kraft und der Weg aufgezeichnet werden.

Nach Gleichung 9 und Gleichung 10 lassen sich diese Messwerte in die Spannungen und die Dehnungen umrechnen, so dass ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm entsteht.

Spannungs-Dehnungs-Diagramme für metallische Werkstoffe haben prinzipiell einen ähnlichen Aufbau (siehe Abbildung 104). Am Beginn der Verformung steht die elastische Verformung mit ihrem linearen Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung, der durch die Hookesche Gerade beschrieben wird. Die Steigung dieser Geraden gibt den jeweiligen E-Modul an.

Wenn die aufgebrachte Spannung die Fließgrenze des Werkstoffs überschreitet, beginnt der Bereich der plastischen Verformung. Das weitere Ansteigen der Kurve bis zu ihrem Maximum ist ein Zeichen dafür, dass sich der Werkstoff durch die Verformung verfestigt und permanent höhere Spannungen gebraucht werden, um das Fließen aufrecht zu erhalten. Vom höchsten Punkt der Kurve, der Zugfestigkeit (R_m) scheinen die zum Fließen benötigten Spannungen wieder zu sinken. Dies ist jedoch nicht richtig. Bis zum Erreichen der Zugfestigkeit hat sich die Probe gleichmäßig über den gesamten Messbereich verjüngt (Gleichmaßdehnung A_g). Danach wird die Verformung instabil und die Probe beginnt sich lokal einzuschnüren. Jede weitere Verformung findet nur noch im Bereich der Einschnürung statt. Da zur Berechnung der Spannung die Ausgangsfläche berücksichtigt wird, die tatsächliche Querschnittsfläche des verformten Bereichs aber immer kleiner wird, scheint die Spannung wieder zu sinken. Schließlich kommt es zum Bruch der Probe. Die Bruchdehnung (A) setzt sich aus der Gleichmaßdehnung und der Einschnürdehnung zusammen.

⁹⁷ Für Werkstoffe mit E-Modulen unterhalb von 150.000 MPa beträgt die Spannungszunahme 2 MPa/s bis 20 MPa/s, für steifere Werkstoffe 6 MPa/s bis 60 MPa/s. Die neueste Norm zum Zugversuch (DIN EN ISO 6892) erlaubt zusätzlich die Versuchsdurchführung mit einer konstanten Dehnrates. Dies ist aber, insbesondere bei Werkstoffen mit ausgeprägter Streckgrenze, in der Praxis auch beim Einsatz von optischen Dehnungsmesssystemen nur sehr schwer zu realisieren.

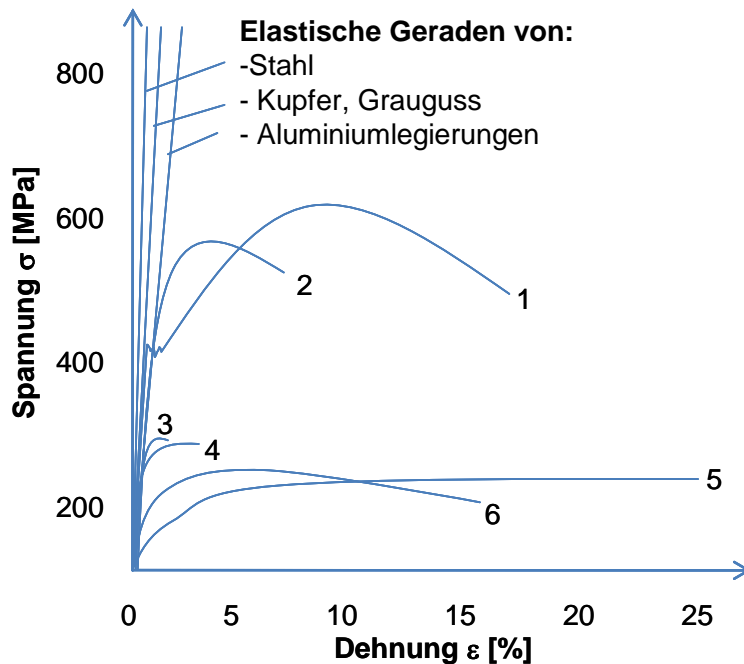


Abbildung 104: Spannungs-Dehnungs-Diagramm verschiedener Metalle 1: Vergütungsstahl (C45); 2: AlZn5,5MgCu (ausgehärtet); 3: EN-GJL-250; 4: AlSi12; 5: Kupfer (weichgeglüht) 6: AlMgSiMn (kalt ausgehärtet) [BAR07]

Das Verhältnis von Streckgrenze zu Zugfestigkeit wird „Streckgrenzverhältnis“ genannt. Es gibt einen ersten Anhaltspunkt über die Verformbarkeit des Werkstoffs, da Werkstoffe mit kleinem Streckgrenzverhältnis gut zu verformen sind und Werkstoffe mit Werten knapp unter 1 nur sehr schlecht.

Wenn der Übergang von der elastischen zur plastischen Verformung fließend ist, wird als maximal nutzbarer elastischer Bereich die Dehngrenze (R_p) angegeben. Sie wird ermittelt, indem bei einer beliebigen Dehnung, meist 0,2 % ($R_{p0,2}$) eine Parallele zur Hookeschen Geraden gezogen wird. Der Schnittpunkt dieser Geraden mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve gibt die Spannung an, bei der nach einer Entlastung der Probe eine entsprechende plastische Dehnung zurückbleibt.

Für einige krz-Stähle erfolgt der Übergang zum Fließen mit einem plötzlichen Absinken der Spannung, gefolgt von einem Bereich mit zyklischem Anstieg und Abfallen der Kurve bis zum Beginn der stetigen Verfestigung. Dieser Bereich geht auf das Vorhandensein von Cottrell-Wolken⁹⁸ zurück und wird Lüdersdehnung genannt. Die Spannung, bei der die Kraft erstmal absinkt, wird Streckgrenze genannt (R_e). Liegt ein signifikanter Unterschied zwischen der Streckgrenze und dem tiefsten Wert der Lüdersdehnung, kann in die „obere Streckgrenze“ (R_{eH}) und die „untere Streckgrenze“ (R_{eL}) – den tiefsten Punkt der Kurve im Bereich der Lüdersdehnung unterschieden werden (siehe Abbildung 105).

Nach dem Abschrecken liegen die interstitiell gelösten Atome regellos verteilt im Gitter vor. Bereits nach einer kurzen Auslagerungszeit bei relativ niedrigen Temperaturen (siehe Abbildung 105) wandern sie jedoch zu energetisch günstigeren Positionen in der Nähe von Versetzungen und bilden schließlich Cottrell-Wolken. Die treibende Kraft hierfür ist der Spannungsgradient des Verzerrungsfeldes der Versetzung [FRO07a]. Hierdurch werden die Versetzungen blockiert und es sind

⁹⁸ Benannt nach Sir Alan Howard Cottrell (* 1919), britischer Metallurge und Physiker

höhere Spannungen erforderlich, um eine plastische Verformung zu erreichen. In diesem Fall reißen sich die Versetzungen los und es entstehen Gleitbänder unter 45° zur Spannungsrichtung. Diese Lüders-Bänder erzeugen am Rand der Probe durch Extrusionen und Intrusionen eine raue Oberfläche. Dies ist beim Tiefziehen unerwünscht, der Effekt kann aber durch ein Nachwalzen (Dressieren) vermieden werden. Dieses Vorgehen hat aber wegen der Reckalterung nur Erfolg, wenn es kurz vor dem Tiefziehen geschieht, da sich sonst erneut Atome an den Versetzungen anlagern [KRE85].

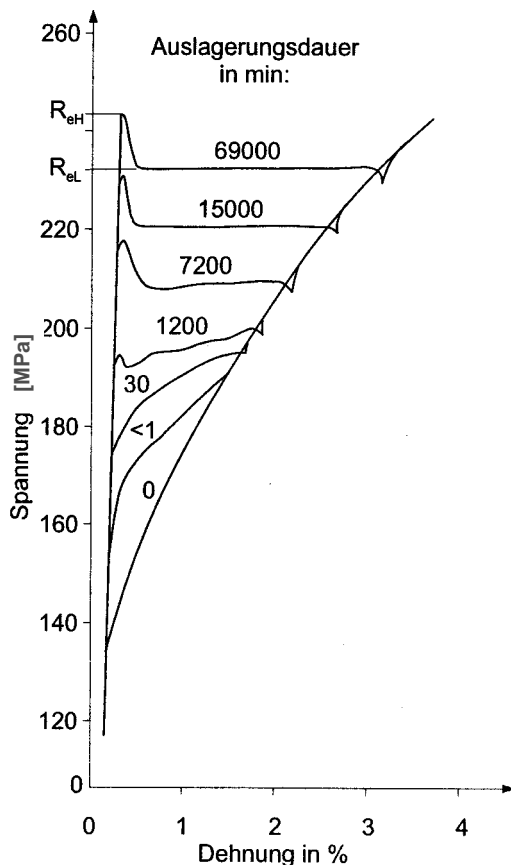


Abbildung 105: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Eisen (0,01 % C) nach dem Abschrecken und Auslagern bei 60°C [RIE00]

Mit steigenden Temperaturen erhöht sich die Diffusionsgeschwindigkeit der gelösten Fremdatome und sie können den bewegenden Versetzungen folgen. Hierdurch kommt es immer wieder zu neuen Blockaden, so dass die gesamte Spannungs-Dehnungskurve einen gezackten Verlauf bekommt (siehe Abbildung 106).

Dieser Vorgang wird als Portevin-Le Chatelier-Effekt bezeichnet und tritt besonders stark bei Temperaturen zwischen 100 und 200°C auf. Da Bruchflächen bei diesen Temperaturen blau anlaufen, spricht man von Blausprödigkeit [RIE00].

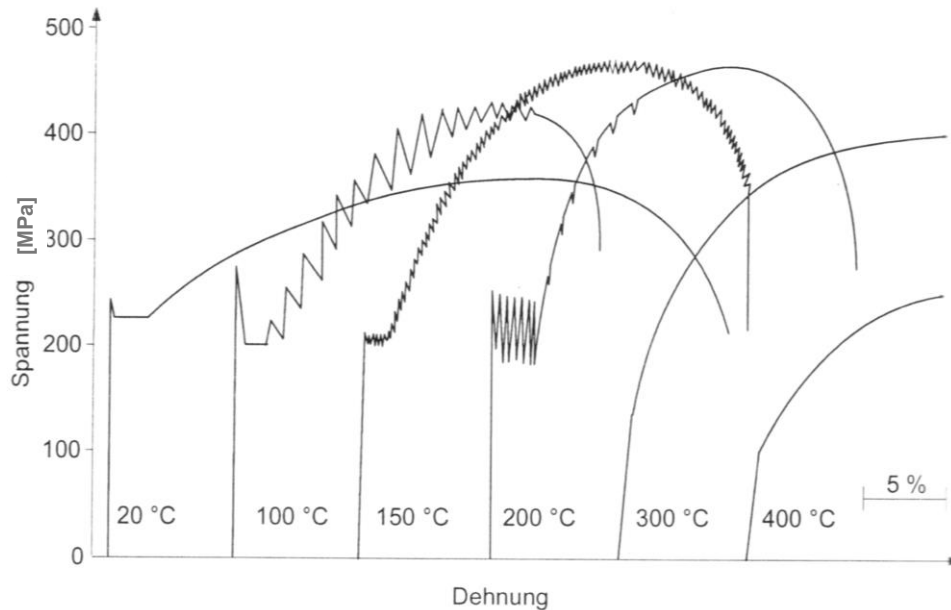


Abbildung 106: Spannungs-Dehnungs-Kurven von Eisen (0,05 %C und 0,004 %N) bei verschiedenen Temperaturen. Mit steigender Temperatur sinkt die Streckgrenze, während die Zugfestigkeit auf Grund der Alterung zunächst ansteigt. Zwischen 100 °C und 200 °C tritt der Portevin-Le Chatelier-Effekt auf. [RIE00]

Bei noch höheren Temperaturen können sich die Fremdatome genauso schnell wie die Versetzungen bewegen und folgen ihnen ohne sie zu behindern.

Bei der Beurteilung der Werkstoffeigenschaften im Hinblick auf die Verformbarkeit ist die auf den Ausgangsquerschnitt bezogene Spannung, wie sie in der Spannungs-Dehnungskurve verwendet wird, nicht sehr zweckdienlich. Da für die verformte Probe Volumenkonstanz gilt⁹⁹, kann der aktuelle Querschnitt (q) nach Gleichung 16 aus der aktuellen Länge der Probe (l) berechnet werden.

Gleichung 16

$$l \cdot q = l_0 \cdot q_0$$

Die wahre Spannung (σ_w) kann daher, wie in Gleichung 17 beschrieben, berechnet werden [GOT07]:

Gleichung 17

$$\sigma_w = \sigma \cdot (1 + \varepsilon)$$

Dieser Zusammenhang zwischen der Spannung und der momentanen Querschnittsfläche wird durch die Fließkurve beschrieben.

⁹⁹ Durch kletternde Versetzungen werden zwar Leerstellen erzeugt oder vernichtet, in Hinblick auf die Ermittlung von Fließkurven können diese Effekte jedoch vernachlässigt werden.

3.10.2 Gleiten

Während sich bei der rein elastischen Verformung lediglich der Abstand zwischen den einzelnen Atomen des Gitters vorübergehend ändert, muss es für eine bleibende Verformung zu einem Abgleiten der Atome kommen. Die Struktur der Kristalle bleibt hierbei erhalten.

Diese Änderung der atomaren Anordnung geschieht durch das Abgleiten von Gitterebenen. Hierzu stehen in den verschiedenen Kristallen prinzipiell immer mehrere Ebenen zur Verfügung, die in unterschiedliche Richtungen aufeinander abgleiten können.

Die Energie zum Abgleiten dieser Ebenen aufeinander hat einen sinusförmigen Verlauf und ist maximal, wenn die Atome der benachbarten Ebenen genau übereinander liegen statt in den Lücken. Betrachtet man die unterschiedlichen Ebenen, sind diese Energien stark unterschiedlich, so dass ein Gleiten nur für die Ebenen stattfindet, bei denen die geringsten Energien benötigt werden. Diese werden als Gleitebenen bezeichnet. Es handelt sich um die Ebenen des Kristalls, in denen die Atome am dichtesten gepackt sind. Die Gleitrichtungen dieser Ebenen ergeben sich aus der Richtung der Atomanordnung in diesen Ebenen. Das Produkt aus der Anzahl der Ebenen und der Anzahl der Richtungen gibt die Zahl der Gleitsysteme an. Eine echte plastische Verformung ist nach R. v. Mises¹⁰⁰ [KEL73] erst dann möglich, wenn mindestens 5 linear unabhängige Gleitsysteme zur Verfügung stehen [GOT98, HAA94]¹⁰¹.

Die theoretisch zum Abgleiten der Ebenen in einem fehlerfreien Kristall benötigten Schubspannungen lassen sich berechnen. Hierbei zeigt sich jedoch, dass die tatsächlichen, experimentell ermittelten, Schubspannungen um zwei bis vier Größenordnungen kleiner sind als die berechneten¹⁰². Dieser Effekt ist darin begründet, dass nicht ganze Ebenen aufeinander abgleiten, sondern dieser Effekt durch die Bewegung von Versetzungen auf kleine Teilbereiche des Kristalls reduziert wird.¹⁰³

Die Spannung (τ_p), die eine Versetzung benötigt, um sich durch das Gitter zu bewegen, wird als Peierls-Spannung¹⁰⁴ bezeichnet. Sie ist ebenfalls sinusförmig (siehe Abbildung 107) und kann nach Gleichung 18 berechnet werden. Sie ist linear abhängig vom Schubmodul, aber exponentiell abhängig vom Abstand der Gleitebenen (d) und dem Burgersvektor (b). Der Abstand der Gleitebenen berechnet sich nach Gleichung 19 [GOT07].

¹⁰⁰ Richard Edler von Mises (* 19. April 1883 in Lemberg (heute Lwiw, Ukraine); † 14. Juli 1953 in Boston, Massachusetts) war ein österreichischer Mathematiker.

¹⁰¹ Insbesondere bei hexagonalen Systemen, die nur über 2 linear unabhängige Gleitsysteme verfügen, ist also die Reduzierung der Energie zum Abgleiten anderer Ebenen durch Zugabe von Legierungselementen oder eine Erhöhung der Temperatur von besonderem Interesse [BAC03].

¹⁰² Für α -Eisen ist der Unterschied zwischen der rechnerischen Spannung (2600 MPa) und der tatsächlichen (27,5 MPa) relativ klein.

¹⁰³ Dieser Effekt lässt sich mit der Vorwärtsbewegung einer Raupe oder dem Verschieben eines langen Teppichs vergleichen. Die theoretische Schubspannung entspricht der Kraft, die benötigt würde den gesamten Teppich im Stück zu verschieben. Man kann aber eine Falte in den Teppich machen (die entspräche einer Versetzung) und dann nur diese Falte entlang des Teppichs verschieben. Am Ende angekommen hat der Teppich seine Position um Länge der Falte (das entspräche dem Burgers-Vektor der Versetzung) verschoben.

¹⁰⁴ Sir Rudolph Ernst Peierls (* 5. Juni 1907 in Berlin; † 19. September 1995 in Oxford) war ein deutsch-britischer Physiker.

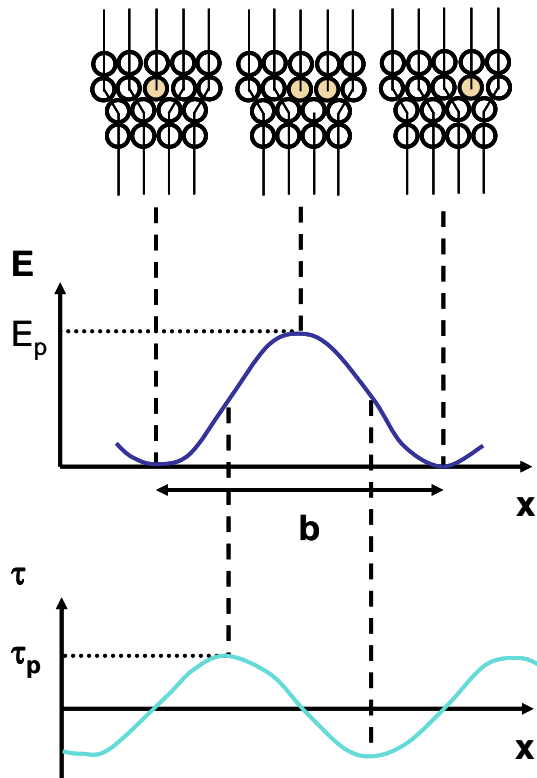


Abbildung 107: Peierls-Energie E_p und Peierls-Spannung τ_p in Abhängigkeit der Position der Halbebene einer Stufenversetzung [GOT07]

Gleichung 18

$$\tau_p = \frac{2G}{1-\nu} \exp\left(-\frac{2\pi}{(1-\nu)} \frac{d}{b}\right)$$

Gleichung 19

$$d = \frac{a}{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}$$

Der Abstand der Gitterebenen ist abhängig von der Gitterkonstanten a und den Millerschen-Indizes $\{hkl\}$. Die Größe des kleinstmöglichen Burgers-Vektors ist abhängig vom Abstand der Atome innerhalb der Ebene. Minimal werden beide Werte wie bereits erwähnt, für die benachbarten Atome (Richtung) in dichtest gepackten Ebenen. In krz-Kristallen existiert keine dicht gepackte Ebene. Die dichteste Ebene ist hier die $\{110\}$ -Ebene, die sich aber kaum von der $\{112\}$ -Ebene oder der $\{123\}$ -Ebene unterscheidet. Daher kommen in diesen Kristallsystemen entweder Kombinationen von Gleitsystemen vor oder es gibt keine definierten Gleitebenen sondern nur eine feste Gleitrichtung, das sogenannte „Pencil Glide“¹⁰⁵ [GOT07].

¹⁰⁵ Die dieser Bezeichnung zu Grunde liegende Vorstellung ist, dass ein Stapel Bleistifte in axialer Richtung verschoben wird, wobei alle Stifte in der gleichen Richtung, aber jeder einzelne um einen beliebigen Weg verschoben werden können.

3.10.3 Zwillingsbildung

Eine weitere Möglichkeit der plastischen Verformung metallischer Kristalle ist die Zwillingsbildung. Hierbei ändert der Kristall in einem schmalen Band die Richtung zur Matrix, um anschließend wieder die Ausgangsrichtung einzunehmen (siehe Abbildung 108). Beide Bereiche haben die gleiche kristallografische Struktur und stehen durch eine 180°-Rotation um die Normale der Zwillingssebene in Beziehung zueinander [GOT07].

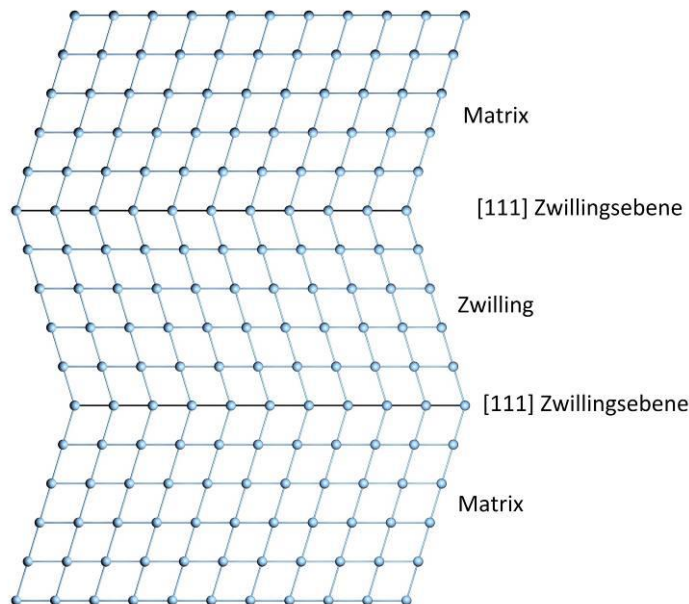


Abbildung 108: Atomare Anordnung von Matrix und Zwilling [GOT07]

Durch die Zwillingsbildung wird die Probe nur dann verformt, wenn die resultierende Formänderung in Richtung der aufgebrachtten Spannung liegt. In kubischen Kristallen gibt es 12 Zwillingsysteme, in hexagonalen Kristallen ist die Zwillingsbildung abhängig vom c/a -Verhältnis und teilweise stark eingeschränkt. Die Zwillingsbildung ist ein diffusionsloser Umklappvorgang, der ähnlich der Martensitbildung mit Schallgeschwindigkeit abläuft [GOT07].

Durch Verformung entstandene Zwillinge bestehen nur aus wenigen Atomlagen. Die im Lichtmikroskop als gerade Grenzfläche sichtbaren Verformungszwillinge bestehen aus Stapeln von vielen kleinen Mikrozwillingen [KUN07].

3.10.4 Verformung Polykristalliner Metalle

Bei der Verformung polykristalliner Körper ist die Ausrichtung der Kristalle in der Regel ungerichtet, woraus auch eine entsprechend ungeordnete Verteilung der Gleitsysteme resultiert wie sie in Abbildung 109 gezeigt wird. Es beginnt zunächst das Korn mit der Verformung, das ein Gleitsystem mit dem maximalen Schmid-Faktor hat. Aus Abbildung 111 ist jedoch leicht ersichtlich, dass die Verformung einzelner Körner mit ausschließlicher Einfachgleitung zu Überlappungen und Zwischenräumen zwischen den Körnern führen würde. Diese Effekte sind jedoch beide nicht möglich. Unter der Bedingung, dass die Korngrenzen verbunden bleiben, müssen also mehr Verformungsmechanismen ablaufen als das Abgleiten der Systeme mit maximaler Schubspannung. Insbesondere müssen in jedem Korn fünf linear unabhängige Gleitsysteme zur Verfügung stehen [KEL73].

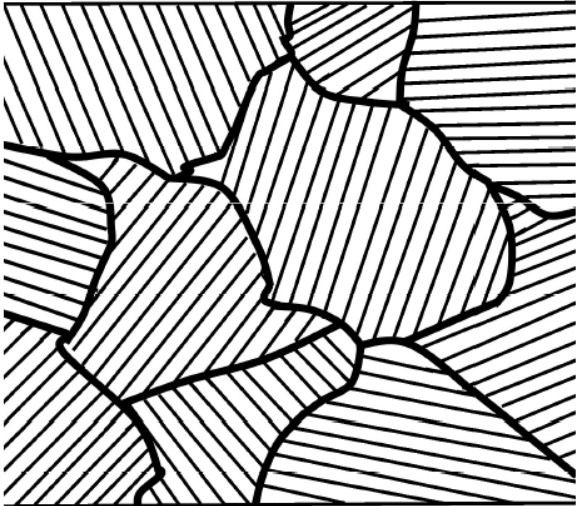


Abbildung 109: Lage der Gleitebenen (Auswahl) in einem vielkristallinen Metall

Die Linien in Abbildung 109 entsprechen strenggenommen nicht Ebenen sondern nur den Durchstoßlinien der jeweiligen Gleitebenen durch die Schliﬀebene. Zusätzlich hat jedes der dargestellten Körner noch weitere Gleitsysteme, deren Ebenen hier nicht berücksichtigt werden. Diese vereinfachte Darstellung ähnelt allerdings dem Aussehen von Schwingstreifen.

Diese Stufen an der Oberfläche verformter Polykristalle bzw. in ihren Bruchflächen (siehe Abbildung 110) entstehen, wenn auf einem Gleitsystem mit günstigem Schmid-Faktor eine größere Gitterverschiebung durch die Bewegung mehrerer Versetzungen erfolgt.

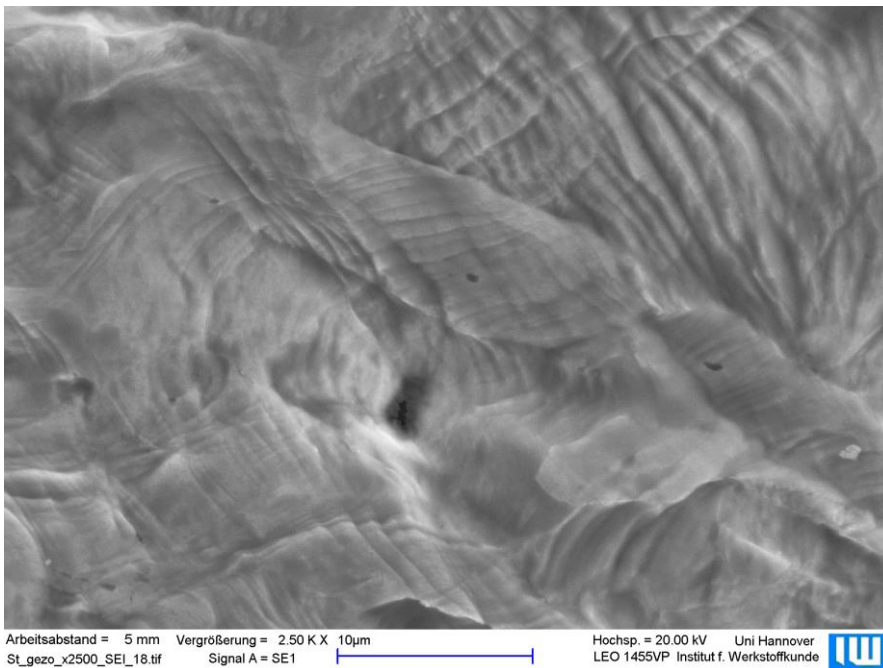


Abbildung 110: REM-Aufnahme von Verformungsstufen in der Oberfläche einer gebrochenen Probe aus 22MnB5

Teilbild 1 in Abbildung 111 zeigt die Anordnung der Körner in der Probe zu Beginn der Belastung. Teilbild 2 zeigt die Verformung der einzelnen Körner, die eintreten würde wenn die Körner nicht verbunden wären. Teilbild 3 zeigt die Versetzungsanordnungen, die es erlauben den Zusammenhalt der Körner bei der tatsächlichen Verformung (4) zu erhalten. Die Erzeugung von Versetzungen an den Korngrenzen resultiert zunächst aus dem Aufstau der Versetzungen an der für sie unpassierbaren Korngrenze. Hierdurch kommt es zu einem Anstieg der Spannung, die letztlich so groß wird, dass im benachbarten Korn Versetzungen erzeugt werden [HAA94].

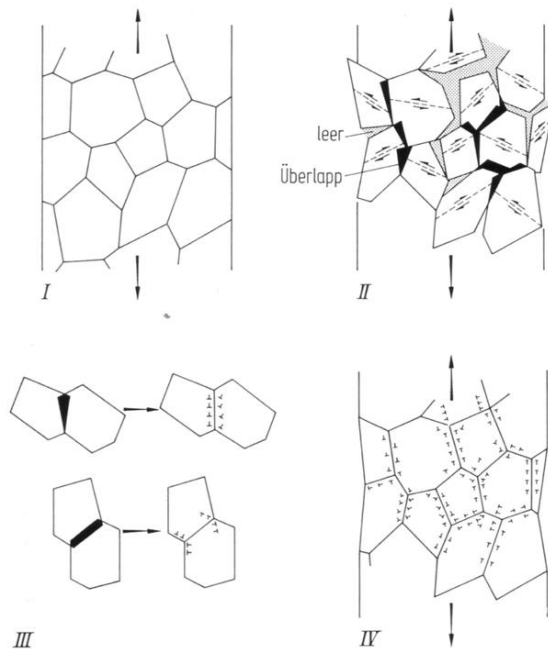


Abbildung 111: Entstehung geometrisch notwendiger Versetzungen bei der Zugverformung eines Vielkristalls: Ausgangszustand (I); hingen die Körner nicht zusammen (II), dann entstünden Zwischenräume und Überlapp von Material bei der Verformung. Der Einbau geeigneter Versetzungen (III) erlaubt es, den Zusammenhang der Körner wieder herzustellen; (IV) tatsächliche Gefügeveränderung [HAA94]

Korndrehung

Durch die Verformung der zusammenhängenden Körner kommt es zu einer Änderung der Kornorientierung, einer Korndrehung, die letztlich zu einer Textur des verformten Werkstoffes führt. Die Korndrehung geschieht in Abhängigkeit von der Belastungsart und der Kristallstruktur. Dieser Zusammenhang ist jedoch nicht eindeutig [GOT07], da es mehrere Kombinationen von fünf Gleitsystemen gibt, die die gleiche minimale Scherung aufweisen und deren Aktivierung daher die gleiche Wahrscheinlichkeit hat. Jede Kombination führt aber zu einer anderen Korndrehung.

Bei spröden Werkstoffen kommt es auf Grund der schlechten Beweglichkeit der Versetzungen bis zum Eintreten eines interkristallinen Bruches weder zu einer Verformung der Körner noch zum Ausbilden von Versetzungsstrukturen.

Dieser Vorgang kann beispielhaft an Ergebnissen aus eigenen Arbeiten gezeigt werden [KUS09]. Aus den Magnesiumlegierungen MgCa_{0,8} und AZ80 wurden Zugproben gefertigt, die in einem Zug-Druckmodul der Firma Kamrath und Weiss in der Kammer eines REM bis zum Bruch verformt wurden. Die Schrittweite der stufenweisen Verformung zwischen den einzelnen Aufnahmen betrug 100 µm.

Ausgehend vom unverformten Ausgangsgefüge (a) bis zum Bruch (c) sind die verschiedenen Stufen der Gefügeeволюtion dargestellt. Ein Vergleich von MgCa 0,8 und AZ80¹⁰⁶ (siehe Abbildung 112) macht deutlich, dass es bei AZ80 auf Grund der besseren Beweglichkeit von Versetzungen zur Bildung von Gleitbändern kommt. Dies führt zu einer Verformung der Körner, so dass es leichter ist trotz der aufgetragenen Spannung einen Zusammenhalt an den Korngrenzen beizubehalten. Dementsprechend ist der Rissausgang bei der MgCa0,8-Legierung fast ausschließlich an den Korngrenzen zu beobachten, während bei der AZ80-Legierung Risse sowohl an Korngrenzen als auch im Korninneren initiiert werden [KUS09].

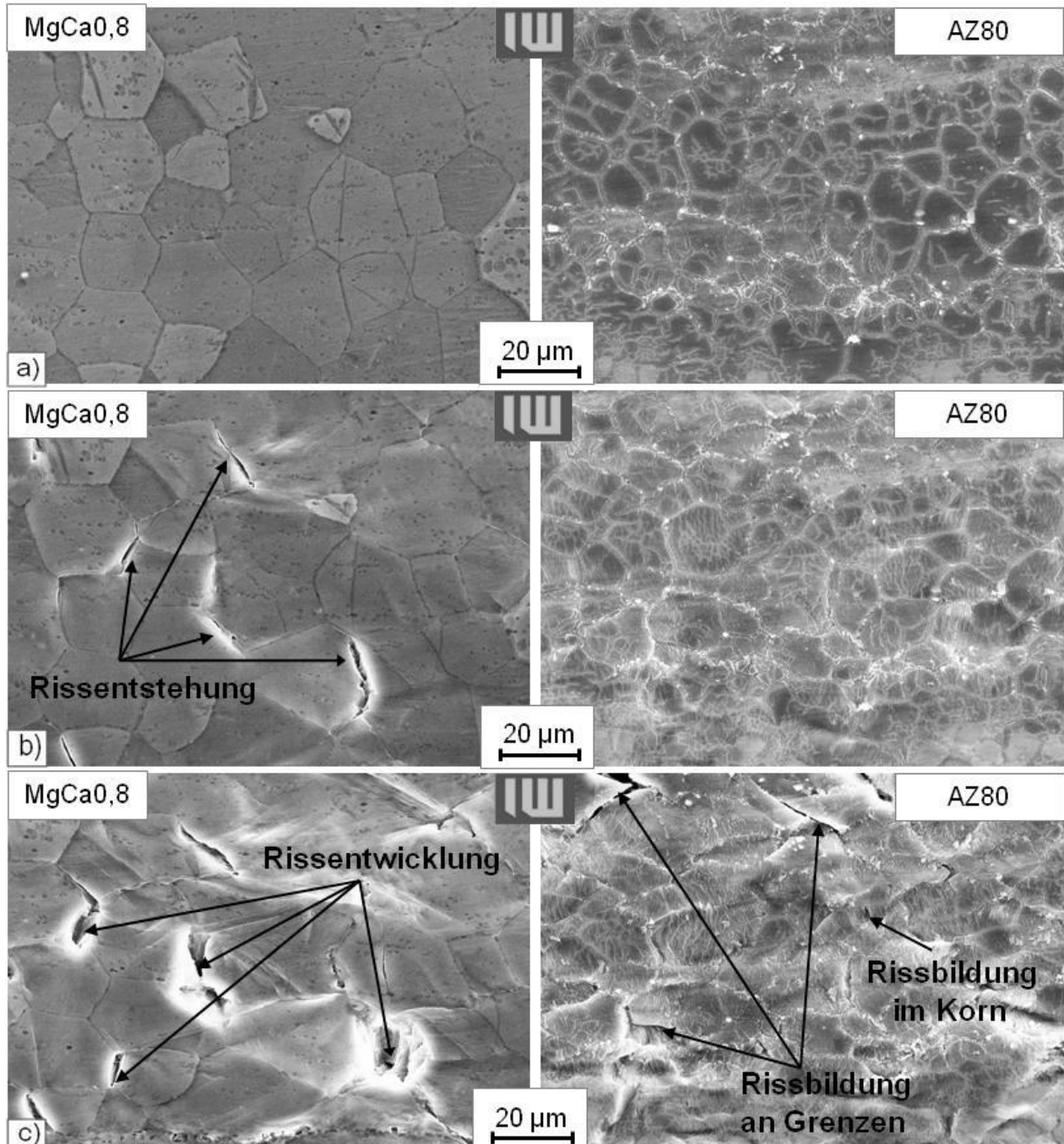
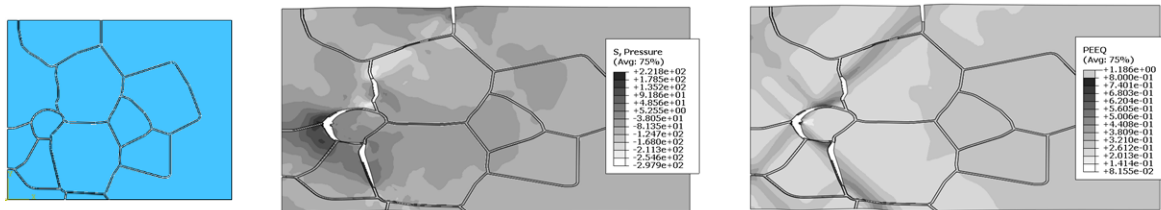


Abbildung 112: Vergleich der Gefügeeволюtion bis zum Bruch MgCa0,8 (links) und AZ80 (rechts) a=0 % Dehnung; b= 15 % Dehnung; c=23 % (links) bzw. 25 % Bruchdehnung

¹⁰⁶ 8,5 % Aluminium und 0,5 % Zink

Ausgehend von den beschriebenen Beobachtungen wurden durch Reverse Engineering sowohl mathematische Beschreibungen der Fließkurven als auch Koeffizienten zur Bestimmung von Versagenskriterien ermittelt. Mit Hilfe dieser Daten wurde ein numerisches Modell zur Berechnung von Rissvorgängen auf mikrostruktureller Skala erstellt. Mit diesem Modell lassen sich, ausgehend von der realen Korngrenzstruktur (siehe Abbildung 113 links) mit Hilfe der FEM-Programme ABAQUS und Drawing2d sowohl die Vergleichsspannungen als auch die entsprechenden Dehnungen (siehe Abbildung 113 Mitte bzw. rechts) berechnen. Diese Daten wurden anschließend in die FEM-Simulation zur Optimierung eines Drahtziehprozesses integriert.



Modell der Korngrenzen berechnete Hauptspannungen (beim Bruch) berechnete Dehnungen (beim Bruch)

Abbildung 113: Vorhersage der Spannungs- und Dehnungsverteilung mittels FEM-Analyse [KUS09]

3.10.5 Versetzungsstrukturen

Während einer plastischen Verformung bleibt die Versetzungsverteilung nur bei geringen Umformgraden homogen [LAN92].

Versetzungen bilden bei der Verformung von Metallen unterschiedliche Strukturen. Eine Klassifikation der verschiedenen Arten von Versetzungsstrukturen wird in [KON96] beschrieben. Als Klassifikationsmerkmal dienen die räumliche Anordnung der Versetzungen und das Vorhandensein unterschiedlicher Orientierungen der Kristallite.

In Abbildung 114 sind die verschiedenen möglichen Versetzungsstrukturen anhand des Wechselwirkungsradius in Abhängigkeit vom Umformgrad und von der Versetzungsdichte dargestellt.

Die Reihenfolge mit kleinem energetischen Wechselwirkungsradius gilt für reine Metalle und niedrig legierte Metallwerkstoffe, die Gitterfehler mit einer hohen Energie aufweisen. Die Reihenfolge mit großem Wechselwirkungsradius ist bei Metallen zu finden, die niederenergetische Gitterfehler haben. Für die Entstehung der Substrukturen ist eine bestimmte kritische Versetzungsdichte notwendig.

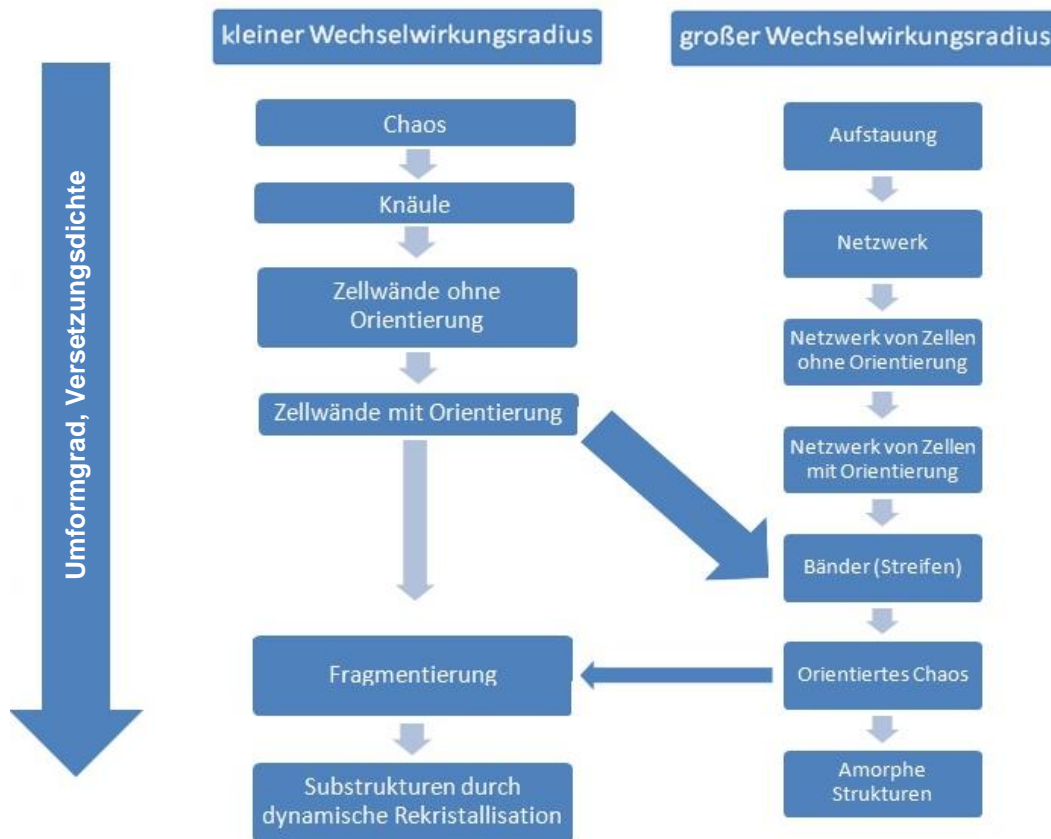
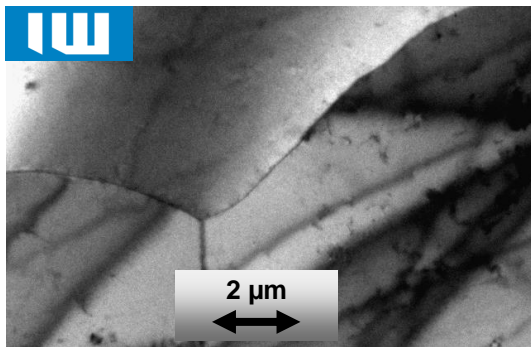


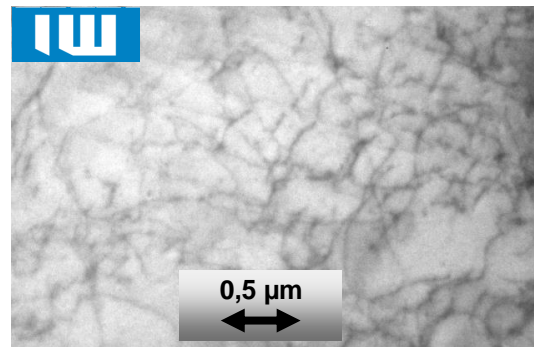
Abbildung 114: Klassifikation der Versetzungsstrukturen in Abhängigkeit vom Umformgrad und von der Versetzungsdichte unter der Berücksichtigung kurzer und langer Wechselwirkungsradien der Versetzungen [KON96]

Eine direkte Beobachtungsmethode für Versetzungsstrukturen ist die Transmissionselektronenmikroskopie. Abbildung 115 zeigt eine Auswahl verschiedener Versetzungsstrukturen. Beispielsweise sind in Abbildung 115 a) einzelne Versetzungen erkennbar, die keine bestimmte Struktur bilden. Diese Anordnung wird als Chaos bezeichnet. Abbildung 115 b) zeigt ein ausgeprägtes Netzwerk von Versetzungen, welches durch den prägnanten Zick-Zack-Verlauf der Versetzungen gekennzeichnet ist.

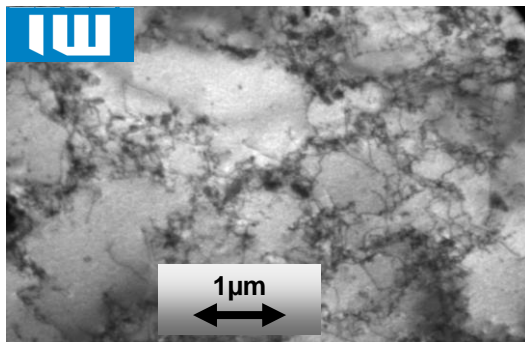
Weiterhin haben sich in Abbildung 115 c) Versetzungszellen mit nichtorientierten Zellwänden herausgebildet. Deutlich erkennbar sind hierbei die versetzungsarmen Bereiche im Inneren der Zellen sowie die versetzungsreichen knäuelartigen Zellwände. Darüber hinaus zeigt Abbildung 115 d) Scherbänder [KON96].



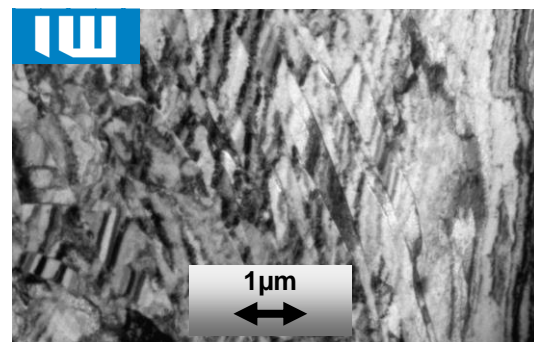
a) einzelne Versetzung



b) Versetzungsnetzwerk



c) Versetzungszellen



d) Scherbänder

Abbildung 115: TEM-Aufnahmen metallographischer Schlitze von DC06 mit unterschiedlichen Versetzungsstrukturen; von a nach d steigt der Umformgrad an

Versetzungen und Plastizität

Wird der Verformungsgrad erhöht, lokalisieren die Versetzungen und bilden zunächst Versetzungsknäuel. Anschließend entsteht eine grobe Zellstruktur [OES92]. Dabei sind die Zellwände nahezu parallel zu den Gleitebenen angeordnet. Mit wachsender Verformung nimmt die Zellgröße ab und das Zellinnere wird zunehmend versetzungsärmer [KEH63, SWA63]. Die Abnahme der Versetzungsdichte im Zellinneren führt zu einer geringeren Entstehungsrate von neuen Zellwänden. Die Geschwindigkeit der Zellmultiplikation verringert sich, während die Zellwandannihilation ansteigt bis sie schließlich dominiert. Hierdurch nimmt die Zellwanddicke mit dreidimensionaler Versetzungsanordnung bis zu der Entstehung einer scharfen Grenze mit zweidimensionalen Versetzungsnetzen, der Subkorngränze, kontinuierlich ab [GRI66, SCHAE04].

Wird die Verformung weiter fortgesetzt, bilden sich im globulitischen Zellgefüge vereinzelt Verformungsinhomogenitäten in Form langgestreckter Zellen, sogenannte Mikrobänder [LAN92]. Diese Zellen kennzeichnen Gebiete im Gefüge, die einen überdurchschnittlichen Anteil der aufgetragenen Gesamtverformung aufnehmen. Ihre kristallographischen Gleitebenen liegen parallel zur Verformungsrichtung. Bei weiterer Verformung bilden sich Scherbänder, während des gesamten Vorgangs steigt die Versetzungsdichte wesentlich an. In [OES92] wird eine lineare Zunahme der Versetzungsdichte mit zunehmendem Verformungsgrad bis zu einer untersuchten Kaltverfestigung von 21% ermittelt [SCHAE04].

Die Verformungstemperatur hat einen entscheidenden Einfluss auf die Versetzungsanordnung, denn sowohl das Quergleiten als auch das Klettern von Versetzungen verlaufen thermisch aktiviert [KLA92]. Die Bildung von Versetzungsnetzwerken und Zellstrukturen wird durch die Temperaturabhängigkeit der Peierlsspannung [CON61] und der Quergleitung [BRO62] bestimmt. Daher nimmt der kritische Verformungsgrad für die Bildung einer Zellstruktur mit steigender Temperatur ab [LAN92]. Bei Eisen führt eine Verformung bei $\vartheta = 200 \text{ °C}$ zu einer sofortigen Bildung einer Zellstruktur, während diese bei einer Temperatur von $\vartheta = -75 \text{ °C}$ erst bei einem Umformgrad von $\varphi = 0,16$ entsteht [MCE72, SCHAE04].

3.10.6 Entstehung von Gleitbändern

Eine besondere Form der Versetzungsstrukturen bei der Verformung von Metallen ist die Entstehung von Gleitlinien bzw. deren Zusammenschluss zu Gleitbändern bzw. Scherbändern. Das Entstehen dieser Gleitbänder, die an der Oberfläche der verformten Proben in Form von Stufen zu erkennen sind, soll anhand der Druckverformung eines Aluminium-Einkristalls exemplarisch gezeigt werden.

Die einfachste Form der plastischen Formänderung ist das Abgleiten von zwei dichtest gepackten Ebenen um ein ganzzahliges Vielfaches eines Atomabstandes und das hieraus resultierende Entstehen einer Gleitlinie. Dieser Vorgang wird durch die Bewegung von Stufenversetzungen initiiert und resultiert aus der von außen aufgetragenen Schubspannung (siehe Kapitel „Gleiten“). An den Außenflächen des verformten Körpers kommt es hierdurch zur Ausbildung von Stufen [HAA94]. Das Abgleiten um eine atomare Position würde eine Stufenhöhe erzeugen, die bei Aluminium lediglich 0,25 nm beträgt. Trotzdem sind die Stufen schon bei schwacher Vergrößerung zu erkennen (siehe Abbildung 116). Dies liegt an zwei Effekten. Zum einen sind mehrere Stufenversetzungen an dem Vorgang beteiligt, so dass es nicht nur zum Abgleiten um eine, sondern um mehrere atomare Positionen kommt.

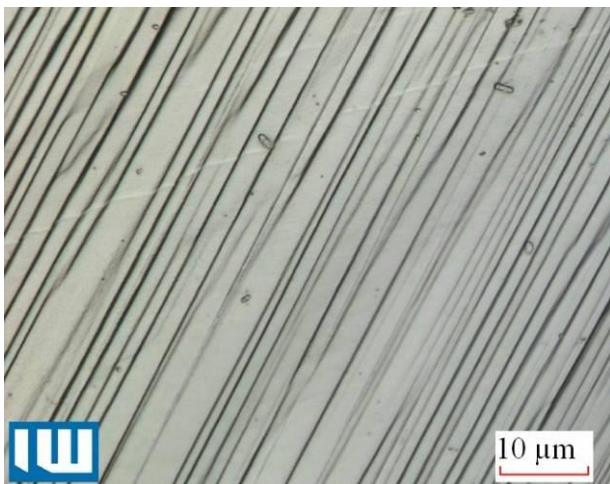


Abbildung 116: Senkrechte Aufsicht auf das Verformungsrelief eines Aluminium-Einkristalls mittels konfokalem Lasermikroskop nach vorausgegangener Druckverformung

zum anderen bilden in der Regel mehrere parallele Gleitlinien nebeneinander eine Gruppe, die Gleitband genannt wird (siehe Abbildung 117). Auf der linken Seite der Abbildung ist die prinzipielle Ausprägung von Gleitbändern in einem einzelnen

Kristall abgebildet, auf der rechten Seite wird in einfacher Form die unterschiedliche Lage der Gleitsysteme in einem Polykristall berücksichtigt.

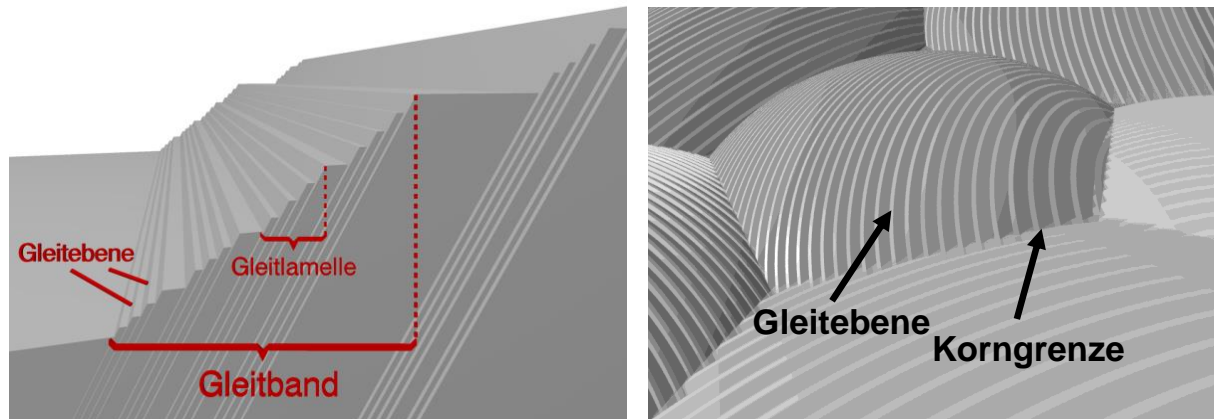


Abbildung 117: Schematische Darstellung eines Gleitbandes; links Querschnitt durch die verschiedenen Strukturen eines einzelnen Kristalls; rechts: Aufsicht auf die Oberfläche eines Vielkristalls

Da mehrere Gleitsysteme in einem Korn aktiviert werden können, kommt es auch bei Einkristallen, anders als in der vereinfachten schematischen Darstellung aus Abbildung 117, nicht nur zur Ausbildung paralleler Gleitlinien. Das reale Aussehen einer Oberfläche nach 5% Druckverformung eines Aluminium-Einkristalls ist in Abbildung 118 gezeigt.

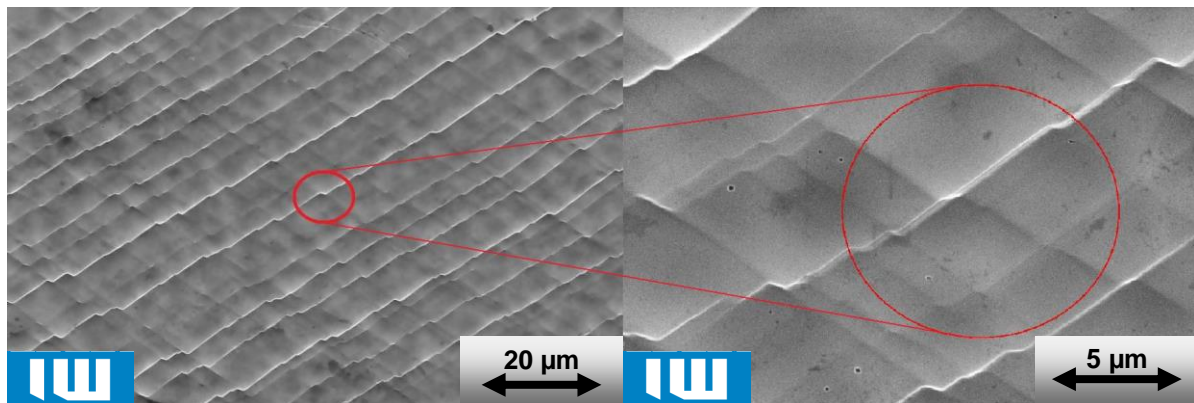


Abbildung 118: REM-Aufnahme von Gleitlinien an einem 5% verformten Aluminium-Einkristall, in dem zwei verschiedene Gleitsysteme aktiviert wurden; links: Übersicht; rechts: Ausschnitt

Mit Hilfe eines konfokalen Lasermikroskops lassen sich an einer solchen Oberfläche (siehe Abbildung 119) die Höhe und die Breite der Gleitlinien bzw. Gleitbänder vermessen. Die Breite der Gleitlinien nimmt mit zunehmender Verformung ab. Dies resultiert aus der zusätzlichen Aktivierung von Gleitebenen zwischen benachbarten Gleitlinien. Die Höhe einzelner Stufen nimmt zunächst zu, im Laufe einer weiteren Verformung jedoch wieder ab.

Wenn Aufnahmen aller Kristallseiten ausgewertet werden, können sowohl die zur Verformung aufgebrachte einachsige Spannung als auch die resultierenden maximalen Schubspannungen berechnet werden.

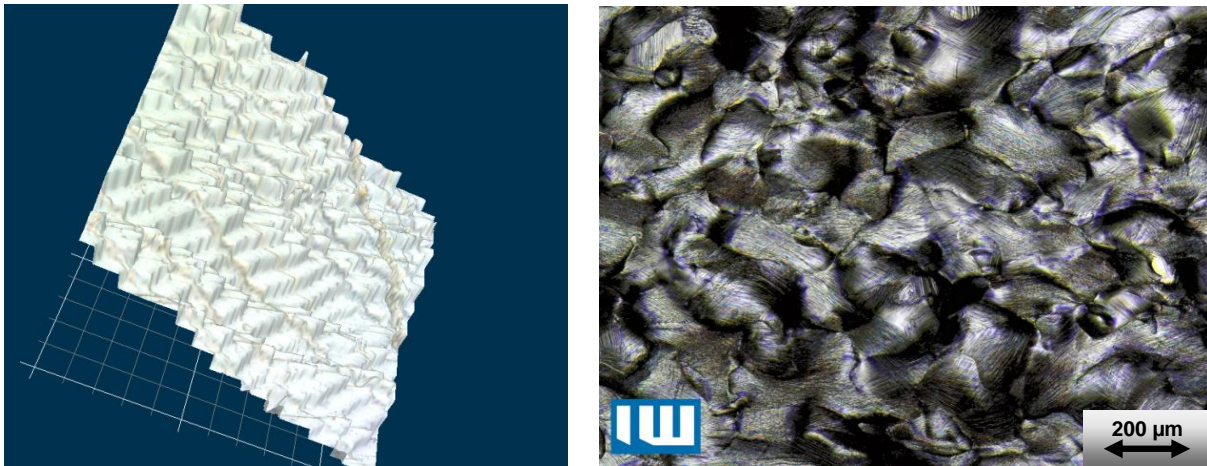


Abbildung 119: Verformungsrelief (Ausschnitt), aufgenommen mittels konfokalem Lasermikroskop (links); verformte polykristalline Probe aus Reineisen (rechts)

3.10.7 Korngrenzenbewegung

Bei höheren Temperaturen (ab etwa 50 % der Schmelztemperatur in [K]) kommt es in polykristallinen Materialien zu einem weiteren Verformungsmechanismus. Anstelle der durch die Bewegung von Versetzungen ablaufenden Effekte kann es zu einem Abgleiten der Korngrenzen aufeinander kommen. Dabei werden die Körner nicht gestreckt, sondern wandern aneinander entlang. Dies geschieht besonders dann, wenn die Korngrenzen klein sind. Da die Korngrenzen eines metallischen Gefüges keine gerade Linie ergeben, muss das Abgleiten der Korngrenzen mit einem durch Diffusion hervorgerufenen Massetransport zur Einebnung der Ecken der Körner erfolgen. Ohne Versetzungsbewegungen kommt es nicht zu einer Verfestigung des Metalls. Bei den beschriebenen Temperaturen, Korngrößen von weniger als $10\ \mu\text{m}$ und langsamer Verformung kann daher eine superplastische Verformung eintreten, die Verformungen von einigen 1000 % erlaubt [HAA94, GOT07].

Welcher Verformungsmechanismus in Abhängigkeit der Spannung und der Temperatur dominiert, kann aus entsprechenden Diagrammen abgelesen werden, die für alle Legierungen in etwa ein gleiches Aussehen haben (siehe Abbildung 120) [ASH72].

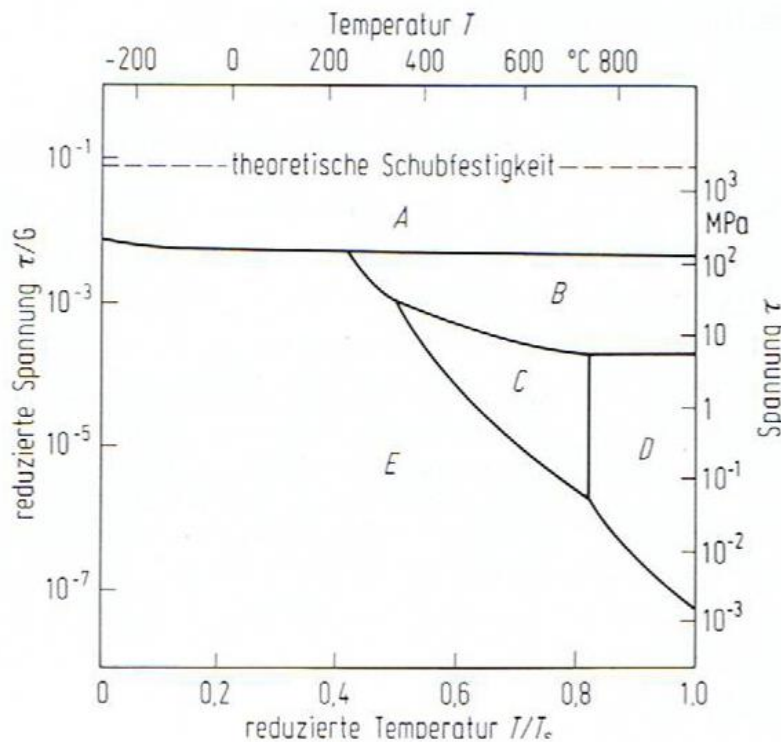


Abbildung 120: Verformungsmechanismus-Diagramm nach Ashby [HAA94] A Versetzungsgleiten, B Versetzungsklettern, C KG-Gleiten mit Hilfe von KG-Diffusion, D KG-Gleiten mit Hilfe von Volumendiffusion, E Elastische Verformung

Am Beispiel einer Silberprobe mit einem durchschnittlichen Korndurchmesser von $32\ \mu\text{m}$ und bei einer Dehnrates von 10^{-8}s^{-1} (Abbildung 120) lässt sich exemplarisch zeigen, dass bei Raumtemperatur als Verformungsmechanismus in der Regel nur „Versetzungsgleiten“ stattfindet.

3.10.8 Phasenumwandlungen

Bei hoch restaustenithaltigen und bei metastabilen austenitischen Stählen, zum Beispiel TRIP-Stählen, wird gleichzeitig eine sehr gute Festigkeit und Duktilität beobachtet. Diese gesteigerte Duktilität ist auf die verformungsinduzierte Martensitbildung zurückzuführen, die einen zusätzlichen Verfestigungsmechanismus zur Verfügung stellt. Diese verformungsinduzierte Martensitbildung findet außerdem bevorzugt im Bereich von Spannungsspitzen statt und baut diese ab. Dadurch wird z.B. bei zügiger Beanspruchung die an den Spannungsspitzen einsetzende Instabilität des Einschnürens verzögert und die Verfestigungsfähigkeit des Werkstoffes besser ausgenutzt.

Spannungsinduzierte Martensitbildung¹⁰⁷

Ist die erforderliche Martensitauslösespannung niedriger als die Fließgrenze des Werkstoffes, setzt die Martensitbildung bereits im Bereich der elastischen Verformung ein.

⇒ latten- und plattenförmige Ausbildung des Martensits [VAR94]

¹⁰⁷ SAM – Stress Assisted Martensite

Dehnungsinduzierte Martensitbildung¹⁰⁸

Ist die Martensitauslösespannung höher als die Fließgrenze des Werkstoffs, setzt die Martensitumwandlung erst im Bereich der plastischen Werkstoffverformung ein [BAS99].

⇒ überwiegend lattenförmige Ausbildung des Martensits [VAR94, SCHR95]

Ist die Zugfestigkeit des Werkstoffes niedriger als die Martensitauslösespannung, versagt der Werkstoff, bevor eine Martensitumwandlung einsetzen kann.

Eine durch Kaltverformung ausgelöste direkte Umwandlung des Austenits zu α -Martensit führt durch die starke Gitterverspannung des α -Martensits zu einem signifikanten Anstieg der Fließspannung des Werkstoffs über dem Umformgrad. Auf Grund der vernachlässigbar kleinen Gitterverspannung des hdp-Kristalls kommt es im Zuge der ε -Martensitbildung zu keinem Anstieg der Fließspannung. Die Bildung von α - aus ε -Martensit verursacht einen geringfügigen Anstieg der Fließspannung [GOO70, MAN70, VOL72].

Abbildung 121 und Abbildung 203 veranschaulichen die Abhängigkeit beider Prozesse von der Umwandlungstemperatur [COH77, TAM82]. Kühlt man unter die Martensitstart-Temperatur M_S (M) ab, wandelt sich der Austenit spontan zu Martensit um. Bei Temperaturen oberhalb von M_S bildet sich Martensit, wenn eine äußere Spannung anliegt. Ein Teil der zur Martensitbildung notwendigen Triebkraft wird mechanisch aufgebracht.

Mit steigender Temperatur sinkt der Beitrag der thermisch gelieferten freien Enthalpie. Daher muss der mechanische Beitrag durch eine Erhöhung der Spannung gesteigert werden.

Die Temperatur M_s^σ kennzeichnet den Punkt, in dem die zur Umwandlung benötigte Spannung die Streckgrenze des Austenits (C) erreicht.

Die plastischen Deformationen des Austenits erzeugen neue Keime, so dass eine Martensitbildung erleichtert wird. Deshalb weicht die Kurve der einsetzenden Martensitbildung von der Verlängerung der Geraden A-C ab und verläuft von C nach E. Die mit der Temperatur fallenden Werte für die Spannung der Dehngrenze des Austenits (C-D) reichen allerdings nicht aus, um die Umwandlung auszulösen, da der Restaustenit mit steigenden Temperaturen stabiler wird.

Bei E steigt die zur Martensitbildung notwendige Spannung so stark an, dass keine Umwandlungen mehr stattfinden. M_d ist folglich die Temperatur, oberhalb der keine verformungsinduzierte Martensitbildung mehr möglich ist [HAI89].

¹⁰⁸ SIM – Strain Induced Martensite

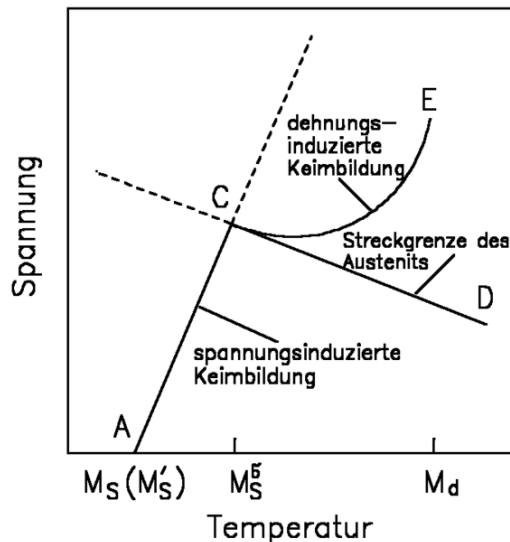


Abbildung 121: Temperaturabhängigkeit der spannungs- und verformungsinduzierten Martensitbildung [COH77, TAM82]

Zur Beschreibung der Stabilität des Austenits kann die M_{d30} -Temperatur herangezogen werden. Es handelt sich um die Temperatur, bei der sich bei einer Dehnung von 30 % die Hälfte des Restaustenits zu Martensit umwandelt.

3.10.9 Das Schmid'sche¹⁰⁹ Schubspannungsgesetz

Bei duktilen Werkstoffen findet beim Einsetzen der plastischen Verformung zunächst ein Abgleiten von atomar dicht gepackten Ebenen statt. Voraussetzung für diese Art der Verformung ist allerdings das Anliegen einer Schubspannung.

Auch bei Proben, die einer reinen Zugbelastung unterliegen wie zum Beispiel im Zugversuch, kommt es zum Abgleiten auf Grund von Schubspannungen. Hierzu müssen die Schubspannungen parallel zur Gleitebene in den entsprechenden Gleitrichtungen auftreten. Diese Spannungen bewirken, wenn sie eine kritische Größe überschreiten, eine massive Bewegung derjenigen Versetzungen, deren Burgersvektoren in Richtung der Schubspannung zeigen.

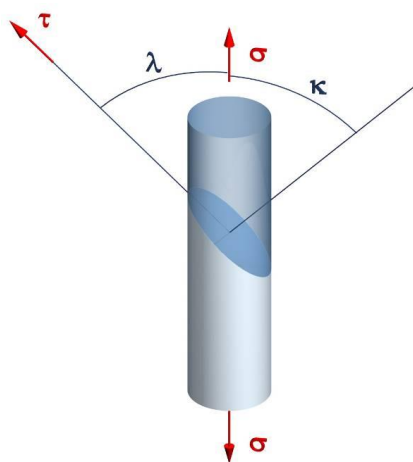


Abbildung 122: Bestimmung des Schmid-Faktors; die aufgeprägte Spannung σ verursacht unter dem Winkel λ eine Schubspannung der Größe τ [GOT07].

¹⁰⁹ Erich Schmid (*4. Mai 1896 - † 22. Oktober 1983) Österreichischer Metallurge

Die resultierende Schubspannung (τ) lässt sich nach Gleichung 20 in Abhängigkeit des Winkels (λ) aus der Kraft (F) anhand der in Abbildung 109 gezeigten geometrischen Zusammenhänge berechnen.

Gleichung 20

$$\tau = \sigma \cos \kappa \cdot \cos \lambda = m\sigma$$

Der Faktor um den sich τ und σ unterscheiden wird als Schmid-Faktor (m) bezeichnet [GOT07, HAA94, ROE06].

Das Fließen beginnt wenn das Gleitsystem mit dem größten Schmid-Faktor die kritische Schubspannung erreicht. Diese entspricht prinzipiell der Peierls-Spannung, sinkt in raumzentrierten Systemen aber mit steigenden Temperaturen, da die thermische Bewegung der Atome ein Abgleiten begünstigt [GOT07]. Für α -Eisen ist die kritische Schubspannung zum Einleiten der plastischen Verformung unterhalb von -100°C höher als die zum Spalten des Gitters benötigte Bruchspannung. Eine Verformung findet daher nicht mehr statt.

3.11 Bruchmechanismen

In der Neuauflage des Stahl-Eisen-Prüfblattes 1100 werden Brüche zunächst nach den dominierenden Beanspruchungen, die zu ihrem Entstehen geführt haben, unterteilt. Dies sind mechanisch bedingte Risse, korrosionsbedingte Risse und thermisch bedingte Risse [LAN97]. Im Rahmen dieser Arbeit sind nur die mechanisch bedingten Risse und Brüche von Bedeutung.

Eine weitere Unterteilung dieser Brüche kann zunächst nach der Art der Beanspruchung erfolgen. Daher werden die durch eine mäßig rasche bis schlagartige Beanspruchung hervorgerufenen Gewaltbrüche von den Schwingungsbrüchen unterschieden, die unter zyklischer Belastung auftreten.

3.11.1 Gewaltbrüche

Die bei einer gewaltsamen Trennung des Materials hervorgerufenen Brüche lassen sich den Gruppen Gleitbruch (Wabenbruch), Spaltbruch oder den Mischbrüchen zuordnen. Die Zuordnung wird an Hand der Verformungsvorgänge vorgenommen [VDE08]. Bei den Gleitbrüchen kommt es zu einem Abgleiten entlang der Ebenen mit maximaler Schubspannung wogegen die Spaltbrüche praktisch verformungslos durch eine Trennung des Werkstoffes senkrecht zur Hauptzugspannung erfolgen.

3.11.1.1 Spaltbrüche

Transkristalline Spaltbrüche

Der transkristalline Sprödbruch entsteht durch das Trennen von Kristallebenen (siehe Abbildung 123 links) innerhalb eines Kornes. Bei diesen Ebenen handelt es sich um die Ebenen mit der geringsten Oberflächenspannung (in krz-Gittern die $\{110\}$ -Ebenen). Die neuen Flächen werden als Spaltflächen bezeichnet. Metalle mit kfz-Gitter brechen zwar makroskopisch spröde, mikroskopisch weisen diese Bruchflächen jedoch immer (duktile) Gleitbrüche auf [RIE00].

Interkristalline Spaltrüche

Diese Brüche verlaufen entlang der Korngrenzen (siehe Abbildung 123 rechts). Sie treten besonders dann auf, wenn der Zusammenhalt der Körner (zum Beispiel durch eine Ansammlung von Fremdatomen) herabgesetzt ist [RIE00].

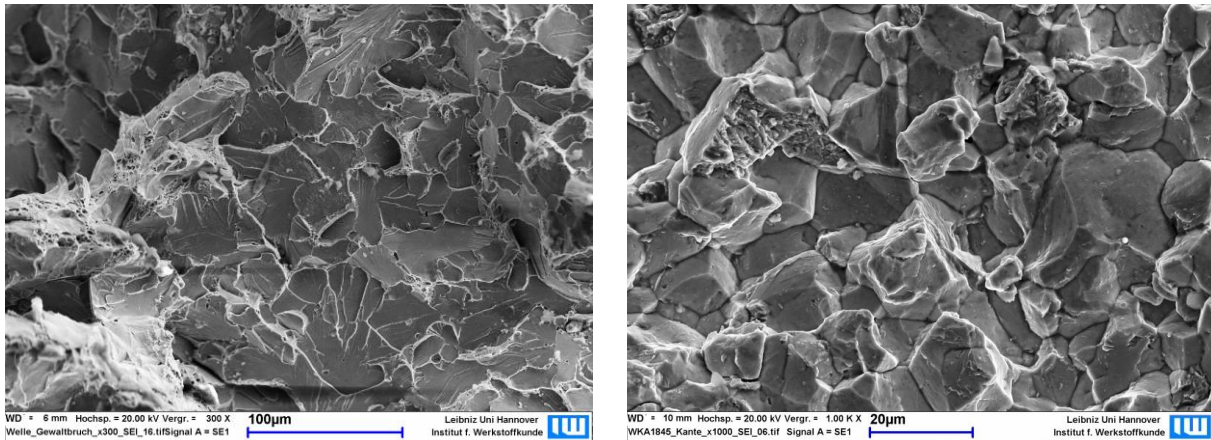


Abbildung 123: Bruchfläche eines transkristallinen (links; 1.0045¹¹⁰) und eines interkristallinen Bruches (rechts; 1.7147 bzw. 20MnCr5); Links sind die Spaltflächen der geteilten Körner zu erkennen, rechts die freiliegenden Korngrenzen.

Neben den beiden reinen Formen treten bei Stählen häufig Bruchflächen auf, die sowohl Anteile eines inter- wie auch eines transkristallinen Bruches haben.

3.11.1.2 Gleitbrüche

Bei dieser Bruchform entsteht während des Bruches eine makroskopische, plastische Verformung. Da dies immer in Richtung des Gleitsystems mit dem maximalen Schmidfaktor geschieht, liegt zumindest ein Teil der Bruchfläche meist unter 45° vor. Neben der für diese Bruchform typischen Einschnürung der Probe ist vor allem die Bruchfläche selbst charakteristisch (siehe Abbildung 124) und zeigt eine Wabenstruktur [VDE08].

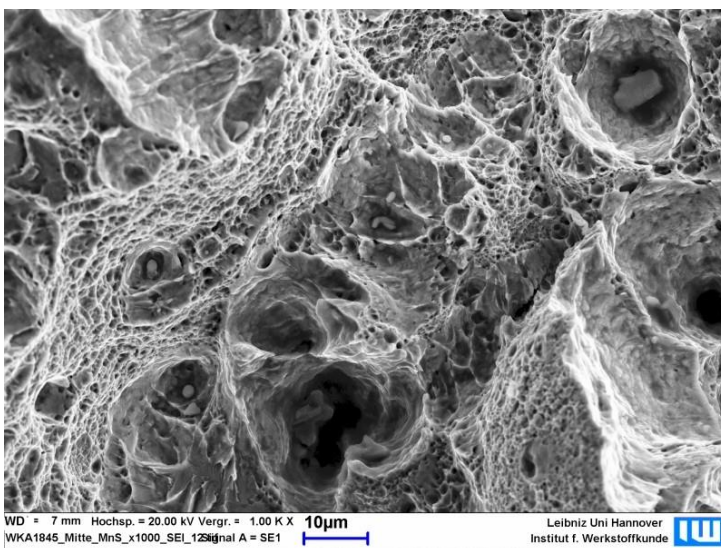


Abbildung 124: Bruchwaben einer duktilen Bruchfläche mit harten Phasen auf dem Grund der trichterförmigen Waben; (Hohlrad aus 1.7147 bzw. 20MnCr5)

¹¹⁰ Frühere Bezeichnung St 52 heute auch S355.

Diese Waben entstehen, wenn sich der duktile Matrixwerkstoff verformt und die im Werkstoff eingebetteten harten Komponenten in ihrer Form erhalten bleiben. Wenn in den angrenzenden Körnern die Aufnahmefähigkeit für Versetzungen erreicht ist, bilden sich Hohlräume um die spröden Einschlüsse. Diese Hohlräume wachsen bei weiterer Verformung an, was einer inneren Einschnürung entspricht [BAR07] und scheren schließlich ab. Am Grunde der so entstandenen Waben sind in der REM-Aufnahme die nichtmetallischen Einschlüsse sichtbar (in Stählen in der Regel Oxide oder Karbide, in diesem Fall das mit 2 % Bruchdehnung für einen Einschluss vergleichsweise weiche Mangansulfid¹¹¹).

Zusätzlich beeinflusst auch der vorliegende Spannungszustand die auftretende Bruchform. Dies lässt sich daran erkennen, dass die Aufnahmen des spröden interkristallinen Bruches aus Abbildung 123 (rechts) und die Aufnahmen der duktilen Bruchfläche aus Abbildung 124 an ein und derselben Bruchfläche gemacht wurden.

Ein einfaches Modell zur Beschreibung der Vorgänge bei der Rissentstehung bei gleichmäßiger Beanspruchung beschreiben Berns und Theisen in [BER06]. Abbildung 125 zeigt die möglichen mikrostrukturellen Abläufe.

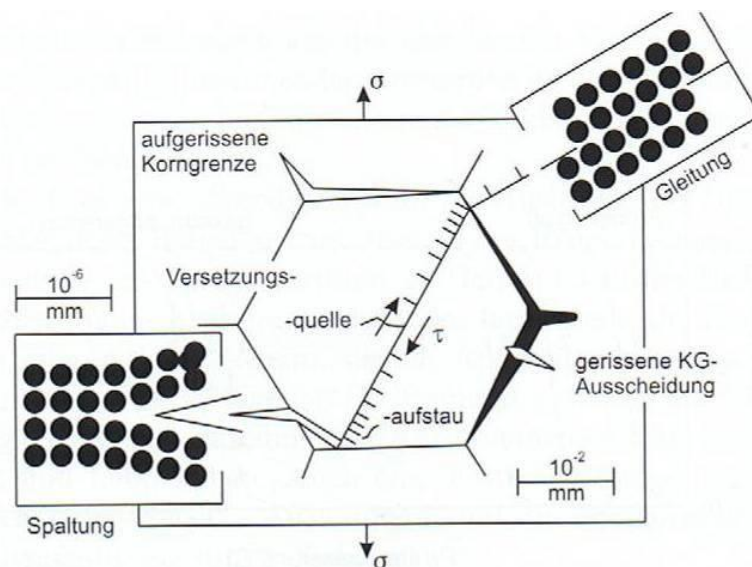


Abbildung 125: Schematische Darstellung mikrostruktureller Vorgänge bei der Rissentstehung. In der Mitte des Kornes befindet sich eine Quelle, die auf Grund der durch σ hervorgerufenen Schubspannung τ unter 45° Versetzungen emittiert. Diese stauen an den Korngrenzen und führen zu einer Spannungskonzentration. Dadurch kann entweder ein Anriss resultieren (unten) oder ein Gleitvorgang im Nachbarkorn induziert werden (oben) [BER06].

In der Mitte der Abbildung ist ein Korn skizziert, das eine Gleitrichtung unter 45° , also im Bereich der maximalen Schubspannung hat und in dessen Mitte eine Quelle für Versetzungen existiert. Bei steigender Spannung wandern die Versetzungen und werden an den Korngrenzen aufgestaut. Hier lösen die so entstehenden Spannungen im Nachbarkorn entweder eine Spaltung von (dünn mit Atomen besetzten) Kristallebenen (den krz-Würfelebenen) oder ein Abgleiten von Kristallebenen (den dichtest gepackten Gleitebenen) aus.

¹¹¹ Das Ergebnis der zugehörigen EDX-Messung für den Einschluss im Krater oben rechts ist in Abbildung 173 dargestellt.

Da die „Sprödigkeit“ eines Werkstoffs keine Materialkonstante ist sondern von äußeren Faktoren wie der Prüftemperatur, der Verformungsgeschwindigkeit und der Art der Spannung abhängt, kann eine Probe über ihrem Querschnitt gleichzeitig Anteile eines spröden und eines duktilen Bruches aufweisen. Diese Bruchform nennt man „Mischbruch“ [BER06].

Das Gefüge beeinflusst ebenfalls die Lage der Übergangstemperatur also die Trennung zwischen duktilem und sprödem Bruch. Dies geschieht durch die Art und Anzahl der verschiedenen harten Phasen, aber auch durch die Korngröße, da sich in kleinen Körnern weniger Versetzungen aufstauen können und die maximalen Spannungen an den Korngrenzen, also auch in den anderen Körnern daher geringer sind.

Die Abhängigkeit der Versagensmechanismen von der Ausbildung der harten Phasen zeigt sich in den unterschiedlichen Werten bei der Brucheinschnürung von Proben, die längs oder quer aus den Platinen entnommen werden. Da sowohl oxidische als auch sulfidische Einschlüsse (die praktisch immer existieren) in Walzrichtung ausgewalzt werden und daher einmal quer und einmal längs zur Beanspruchungsrichtung liegen (siehe Abbildung 126).

An den Karbiden entstehen in beiden Fällen Hohlräume unter 45° die mit steigenden Spannungen weiter wachsen.

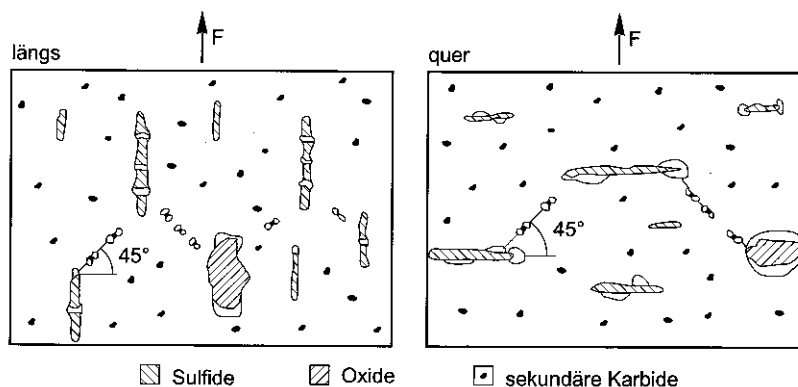


Abbildung 126: Skizze der Entstehung von Gleitbrüchen in Abhängigkeit der Probenentnahme- und der Walzrichtung. Unter Belastung entstehen Poren zunächst an den nichtmetallischen Einschlüssen. In Längsproben reißen die Sulfide in Segmente (links). Unter 45° werden an kleinen Einschlüssen weitere Poren erzeugt, die schließlich zusammenwachsen und Makrorisse bilden. Querproben (rechts) bilden größere Hohlräume mit entsprechender Kerbwirkung, wodurch die Brucheinschnürung verringert wird [BER06]

Sulfide in Längsrichtung reißen zunächst in der Mitte und dann wieder in der Mitte der neuen Segmente. An Sulfide in Querrichtung entstehen längere elliptische Hohlräume mit größerer Kerbwirkung, so dass die Brucheinschnürung bei Querproben geringer ausfällt.

3.11.1.3 Schwingbrüche

Die dynamischen Ermüdungs- bzw. Schwingungsbrüche lassen sich in die drei Phasen Rissinitiierung, Rissfortschritt und Restbruch (Gewaltbruch) unterteilen. Die Rissinitiierung kann mit dem in Abbildung 127 gezeigten Modell erklärt werden.

Die während der Phase der Verfestigung entstehenden Versetzungen bilden (materialabhängig) typische Anordnungen bzw. Versetzungsstrukturen. Wenn diese Versetzungsstrukturen bei weiterer Verformung entlang ihrer Gleitebenen an die Probenoberfläche wandern, erzeugen sie dort Gleitlinien. Diese auf Grund ihrer Beständigkeit „persistent“ genannten Gleitbänder bilden in glatten Proben makroskopische Ex- und Intrusionen, deren Kerbwirkung zunächst für die Entstehung anderer Gleitbänder sorgt und anschließend Ausgangspunkt für eine makroskopische Rissbildung ist [HOR08].

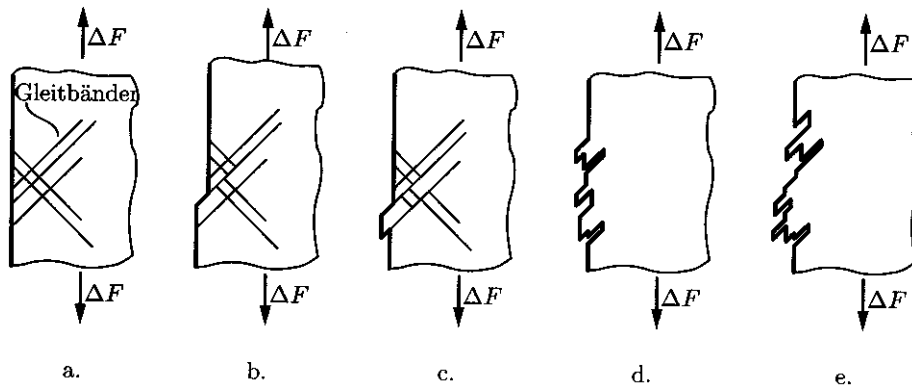


Abbildung 127: Modell der Rissentstehung an der Oberfläche bei symmetrischen Zug-/Druckwechseln [ROE06]

Während der Anriss unter 45° verläuft, findet die anschließende Rissbildung bei Dauerbrüchen senkrecht zur Hauptspannung statt [ROE06, BER02] (siehe Abbildung 127). Die hierbei entstehende Bruchfläche kann in den Bereich des Risswachstums und die Restbruchfläche unterschieden werden (siehe Abbildung 129 und Abbildung 130).

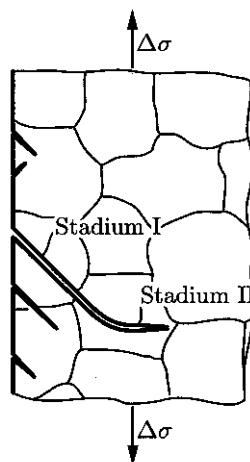


Abbildung 128: Stadien der Rissausbreitung nach [ROE06]

Der Teil der Bruchfläche, der während der Phase des Bruchfortschritts entstanden ist, zeigt zunächst deutliche Rastlinien, die in Phasen entstehen, in denen sich der Bruch auf Grund von niedrigen Belastungen über einen längeren Zeitraum hin nicht weiter ausbreitet. Diese Rastlinien verlaufen in der Regel konzentrisch um die Anbruchstelle: Ihre Geometrie ist allerdings von der Art der Beanspruchung und der Form der Kerbe, die zur Bruchentstehung führt, abhängig.

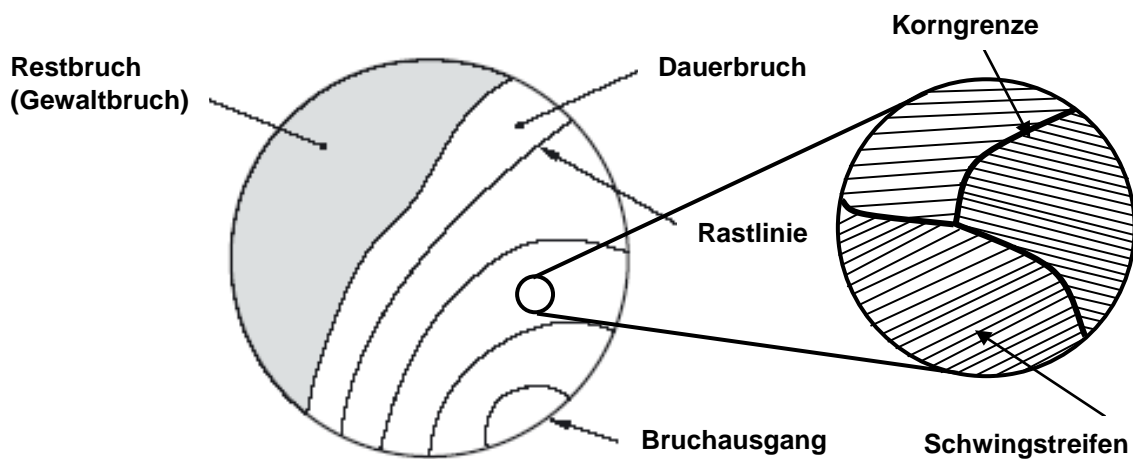


Abbildung 129: Schematische Darstellung eines Dauerbruchs, links: Übersicht mit Rastlinien und Restbruch; rechts: Triplepunkt mit Schwingstreifen

Die reale Bruchfläche in Abbildung 130 zeigt einen Dauerbruch, der unter einer Biegewechselbelastung (in dieser Darstellung eine von rechts nach links alternierende Belastung) an einer Anhängerkupplung aus 1.0045 bzw. S355 entstanden ist. Auffällig ist hier insbesondere die extrem schmale Restbruchfläche (dünner, rauher Streifen in der Mitte der Probe). Sie ist ein Zeichen für die starke Überdimensionierung des Bauteils, denn unter statischer Belastung hat es noch gehalten, als nur noch dieser schmale Streifen intakt war.

Der Restbruch ist in der Regel ein Spröbruch, der sich mit hohen Geschwindigkeiten (bis zur Schallgeschwindigkeit des Materials) fortpflanzen kann und in zwei Formen auftritt: interkristallin oder transkristallin. Der hier vorliegende Restbruch verläuft transkristallin und ist vergrößert in Abbildung 123 (links) dargestellt.

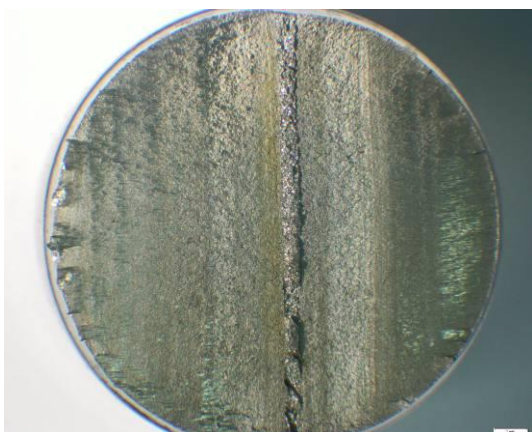


Abbildung 130: Stereomikroskopische Aufnahme einer gebrochenen Anhängerkupplung aus 1.0045; rechts und links: Rastlinien; Der schmale Streifen in der Mitte der Probe ist die Restbruchfläche.

Mikroskopisch sind zwischen den Rastlinien wesentlich feinere Schwingstreifen zu erkennen (siehe Abbildung 131) aus deren Anzahl sich theoretisch auf die Zahl der

ertragenen Lastzyklen schließen ließe. Die Mechanismen, die zur Entstehung dieser Schwingstreifen führen, ähneln denen der Ausbildung von Ex- und Intrusionen bei der Rissinitiierung.

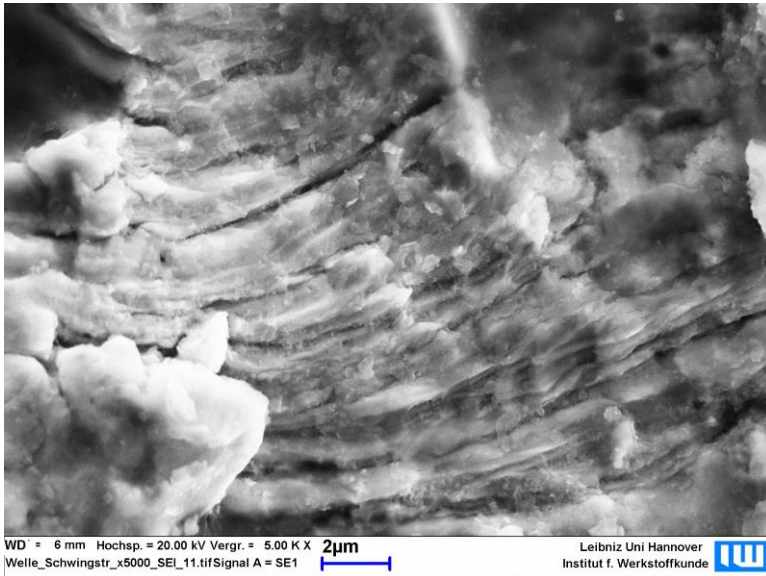


Abbildung 131: Schwingstreifen in der Bruchfläche der in Abbildung 131 gezeigten Anhängerkupplung

4 Herstellung von Tiefziehteilen

Die ersten Techniken aus der Prozesskette zur Erzeugung von Bauteilen aus modernen Feinblechen für die Automobilindustrie befinden sich bereits seit 2000 Jahren in der Erprobung. Kein Wunder also, dass wir heute über so ausgezeichnete Produkte verfügen.

4000 v.Chr.: Älteste bekannte Eisengegenstände¹¹² (Ägypten)

ab etwa 2000 v.Chr.: Hethiter in Kleinasien entwickeln Hüttentechnik zur Eisenerzeugung

etwa 1500 v. Chr. bis 1100 n. Chr.: Erschmelzung von Eisenerz in Europa in Gruben oder kleinen Schachtföfen („Rennöfen“)

ab etwa 1300: Entkohlung des Eisens durch Luftzufuhr („Frischen“); erste Hochöfen, die mit Holzkohle befeuert werden

ab etwa 1700: Verkohlung von Steinkohle zu Koks

1742: Herstellung von Gussstahl im Tiegelstahlverfahren durch Benjamin Huntsman. Erstmals lässt sich Stahl in größeren Mengen produzieren.

1784: Puddel-Verfahren ermöglicht die Herstellung von preiswertem Massenstahl.

1825: Die „Stockton and Darlington Railway“ wird die erste öffentliche Eisenbahn¹¹³.

1855: Henry Bessemer erhält ein Patent für ein Verfahren zur Stahlherstellung aus siliziumreichem und phosphorarmem Roheisen (Bessemer-Verfahren).

1864: Pierre Emile Martin entwickelt mit Wilhelm und Friedrich Siemens das Siemens Martin-Verfahren zur Stahlherstellung.

1876: Basisches Windfrischverfahren zur Stahlherstellung auch aus phosphorreicherem Roheisen durch Sidney Gilchrist Thomas und Percy G. Gilchrist (auch „Thomas-Verfahren“).

1881: Erste Stahlschiffe, bei denen Spanten, Beplankung und Aufbauten komplett aus Stahl sind, werden ausgeliefert.

1887-89: Aus 18.038 vorgefertigten Einzelteilen, die mit 2,5 Millionen Nieten gefügt wurden, entsteht der 300 m hohe¹¹⁴ und 10.000 Tonnen schwere Eiffelturm.

1902: Erstes Fahrzeug eines namhaften Automobilherstellers mit einem Pressstahlrahmen.

1904: Erste Elektrostahlherstellung durch Paul-Louis Heroult.

1912: Entdeckung des „rostfreien“ Stahls durch Benno Strauß und Eduard Maurer, beides Mitarbeiter von Krupp.

1923: Inbetriebnahme der ersten Großpresse für Karosseriebleche.

1948: Die weltweit erste großtechnische Stranggussanlage für Stahl geht beim Breitenfelder Edelstahlwerk in der Steiermark in Betrieb.

1952: LD-Verfahren (Linz-Donawitz-Verfahren) zur Stahlherstellung, das die vorher üblichen Siemens-Martin- und Thomas-Verfahren ablöst und bis heute das wichtigste Verfahren bleibt.

1961: Das Laserschweißverfahren wird entwickelt.

1975: Oberflächenveredelte Feinbleche im Karosseriebau¹¹⁵.

¹¹² Es handelt sich hierbei (z.B. einem Dolch aus der Grabkammer von Tut Ench Amun) nicht um ein Produkt aus verhüttetem Stahl sondern um Meteoriteneisen. Dies lässt sich in der Regel leicht an seinem typischen Nickelgehalt und dem (nicht immer) auftretenden Widmanstätten-Gefüge nachweisen.

¹¹³ Sie setzte den Standard für die als Normalspur bezeichnete Spurweite von 1435 mm.

¹¹⁴ Heute inklusive der Fernsehantenne 324 m hoch

¹¹⁵ Von ThyssenKrupp Stahl für Porsche

- 1980:** Maßgeschneiderte lasergeschweißte Feinblechplatinen, sogenannte Tailored Blanks werden produziert¹¹⁶.
- 1982:** Großserienmäßiger Einsatz höherfester Feinbleche für die Fahrgastzelle bzw. Strukturteile
- 1994:** Gemeinsame Konzeptstudie UltraLight Steel Auto Body (ULSAB) von 35 Stahlblech-Herstellern aus 18 Ländern, später ergänzt durch ULSAB AVC (Advanced Vehicle Body)
- 2002:** Stahleichtbau Konzeptstudie Atlas
- 2003:** Vorstellung der Konzeptstudie NewSteelbody (ThyssenKrupp)
- 2007:** Stahleichtbau Konzeptstudie Scalight
[BOD00, THY09, OVE08, KÄM09, ENG07, Wikipedia]

4.1 Stahlerzeugung

4.1.1 Hochofen

Die ersten Hochöfen wurden vor etwa 700 Jahren aus den Rennfeuern entwickelt und sind bis heute die wichtigste Methode zur Erzeugung von Roheisen aus Erz [ENG07]. Diese Erze werden zusammen mit dem aus Steinkohle hergestelltem Koks¹¹⁷ und Kalk von oben in die 30-75m hohen Schachtöfen eingefüllt und sinken während der Reduktion des Erzes zu Eisen langsam nach unten.

Der hierzu benötigte Sauerstoff wird mit dem Abgas des Hochofens vorgewärmt und von unten in den Ofen eingeblasen. Die Reduktion des Erzes geschieht am besten indirekt.

Zunächst reagieren der Kohlenstoff des Koks mit dem Sauerstoff der eingeblasenen Luft zu Kohlendioxid und anschließend weiter oben im Ofen zu Kohlenmonoxid [VDE852]. Dieses CO reduziert dann das Hämatit¹¹⁸ (Fe_2O_3) zu Magnetit¹¹⁹ (Fe_3O_4) und dies anschließend zu Wüstit¹²⁰ (FeO) und dann zu flüssigem Eisen. Das Roheisen hat noch einen Kohlenstoffgehalt von etwa 4 % bis 5 % und ist mit Schwefel und Phosphor verunreinigt. Zusätzlich enthält das Roheisen bis 3 % Silizium und bis 6 % Mangan. Wenn der Einfluss des Siliziums überwiegt, kommt es zu einer grauen Erstarrung (C als Graphit), ansonsten zur Weißerstarrung (C erstarrt zu Fe_3C). Die Entfernung der unerwünschten Begleitstoffe geschieht im Konverter [STA09].

¹¹⁶ Von ThyssenKrupp Stahl für Audi

¹¹⁷ Moderne Hochöfen benötigen lediglich 480 kg Koks pro Tonne Roheisen, was praktisch nicht mehr ist als die stöchiometrisch benötigte Menge. Dieser Wert lag 1950 noch bei etwa 1000 kg Koks [BES09].

¹¹⁸ Die Bezeichnung leitet sich von der Strichfarbe* bzw. der Farbe des Schleifwassers ab.

* Die Strichfarbe dient zur Bestimmung von Mineralien. Diese werden an eine raue weiße Porzellanfläche gedrückt und dann daran entlang gerieben. Der Abrieb erscheint dann in einer charakteristischen Farbe, die sehr verschieden von der Farbe des Minerals sein kann.

¹¹⁹ Magnetit ist ein stark (ferri)**magnetisches Mineral. Beim Unterschreiten der Curie-Temperatur von 578 °C richtet sich die Magnetisierung größtenteils in Erdmagnetfeldrichtung aus. Auf diese Art wird die Richtung des Erdmagnetfeldes zur Zeit der Kristallentstehung konserviert.

** Es bilden sich 2 magnetische Ausrichtungen im gleichen Kristall, die sich teilweise aufheben. Es bleibt anders als beim Anti-Ferromagnetismus, wo die Aufhebung vollständig ist, aber ein resultierendes Feld zurück.

¹²⁰ Benannt nach dem deutschen Eisenhüttenkundler und Gründungsdirektor des Kaiser-Wilhelm-Instituts für Eisenforschung Fritz Wüst (1860-1938).

4.1.2 Elektrostahlverfahren

Neben dem Hochofen können auch Lichtbogen- oder Induktionsöfen eingesetzt werden, um flüssigen Stahl, von deutlich höherer Qualität als Roheisen, aus Schrott zu erzeugen. Der Anteil dieses Verfahrens an der Gesamtproduktion hat in den letzten 20 Jahren kontinuierlich zugenommen und liegt heute bei etwa 30 % [BES09].

4.1.3 Konverter

Die Aufgabe des Konverters ist es, den überschüssigen, im Roheisen enthaltenen, Kohlenstoff durch Reduktion mit Sauerstoff zu verbrennen [VDE852]. Außerdem sollen die unerwünschten Begleitelemente Schwefel und Phosphor aus der Schmelze entfernt werden [KAL09]. In der Regel werden dazu heute ausschließlich verschiedene Varianten des Linz-Donawitz- oder LD-Verfahrens¹²¹ eingesetzt, bei denen der Sauerstoff durch eine gekühlte Lanze auf das Schmelzbad im Konverter geblasen wird [STA09]. Gleichzeitig können inerte Gase durch den Tiegelboden in die Schmelze geblasen werden. Da die Desoxidation des Roheisens ein exothermer Prozess ist, muss zur Kühlung, in die typischerweise 200-300 Tonnen fassenden Tiegel, mindestens 14 % Schrott zugegeben werden.¹²² Die etwa gleiche Menge des Roheisens wird an dieser Stelle zu Staub, von dem der größte Teil aufgefangen und im Hochofen wieder dem Prozess zugeführt wird.

4.1.4 Sekundärmetallurgie

Die Pfannen- oder Sekundärmetallurgie dient zur weiteren Entfernung unerwünschter Begleitelemente und zur Einstellung des gewünschten Legierungsgehaltes durch Zugabe verschiedener Legierungselemente. Insbesondere zur Erzielung der bei verschiedenen Tiefziehstählen benötigten extrem niedrigen Kohlenstoffgehalte wird hier eine Vakuumbehandlung der Schmelze vorgenommen [KAL09].

4.2 Halbzeugfertigung

Mit Ausnahme verschiedener hochmanganhaltiger Werkstoffe wird das Vormaterial für die Erzeugung von Flachprodukten zunächst im Strangguss erzeugt. Die zu verarbeitende Schmelze wird nach der Desoxidation, Entgasung und der exakten Zusammenstellung der Legierung in eine gekühlte Kupferkokille mit einer Breite von etwa 2,2 m und einer Dicke von 0,2 m (bis 0,4 m) gegossen (siehe Abbildung 132). In der relativ kurzen Kokille erstarrt zunächst eine stabile Randschale, während der Kern des Stranges noch bis zu 25 m weit flüssig bleibt. Trotzdem kann der Strang kontinuierlich aus der Kokille abgezogen werden. Nach der Primärkühlung in der Kokille erfolgt eine sekundäre Kühlung durch das Aufspritzen von Wasser bei gleichzeitiger zyklischer Verformung des Strangs durch die Rollen des Gerüsts. Bei der weiteren Förderung wird der Strang in die Horizontale gebogen. Ist er komplett erstarrt, wird er von einer fliegenden Säge mit Schneidbrennern in etwa 12m lange Brammen geteilt [STA09].

Diese werden oft nicht direkt weiterverarbeitet, so dass sie nach der Lagerung zunächst in einem Durchstoßofen wieder auf etwa 1250 °C erwärmt werden müssen.

¹²¹ Benannt nach den Standorten Linz und Donawitz der österreichischen Unternehmen VÖEST und Alpine Montan – beide inzwischen fusioniert zur Voestalpine – die dieses Verfahren entwickelten.

¹²² Dies ist einer der Gründe, warum im Zuge einer erhöhten Stahlnachfrage auch zwangsläufig die Schrottpreise angestiegen sind.

Bei dieser Temperatur lassen sich beim anschließenden Warmwalzen große Dickenabnahmen mit relativ geringem Kraftaufwand realisieren, wobei ein relativ grobes Austenitkorn in Kauf genommen werden muss [BLE04]. Eine neuere Entwicklung im Bereich der Brammenerwärmung sind die Hubbalkenöfen. In diesen Systemen können die Brammen besser gelagert werden, so dass sie weniger kalte Stellen oder Beschädigungen aufweisen. Gleichzeitig kann durch die Nutzung von Abgasen zum Vorheizen Energie eingespart werden [SHE09].

- 1 Pflanne
- 2 Pfannenturm
- 3 Tundish
- 4 Kokille (mit Primärkühlung)
- 5 Strangführungssystem (mit Sekundärkühlung)
- 6 Strang
- 7 Auslaufrollengang
- 8 Mitlaufende Schere (Brennschneider)
- 9 Bramme

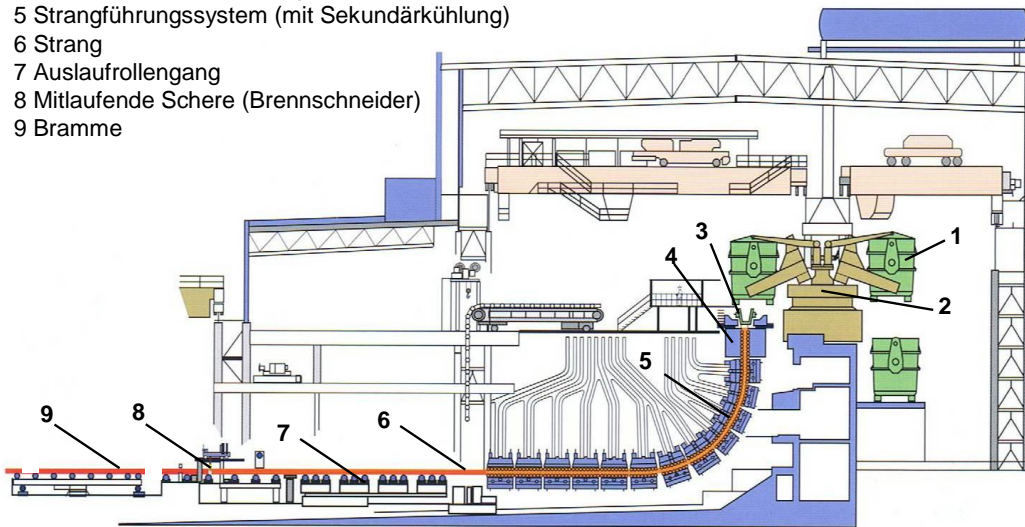


Abbildung 132: Schematische Darstellung einer Stranggussanlage mit gerader Kokille und gebogenem Strang (Quelle: Salzgitter AG)

Die beschriebene Stranggusstechnik hat sowohl anlagentechnische als auch energetische Nachteile. Aus diesem Grund gibt es seit geraumer Zeit Bestrebungen, diese Technik durch Verfahren zu ersetzen, die weniger hohe Investitionskosten haben und die auf Grund der Fertigung von dünnerem Ausgangsmaterial auch erhebliche Einsparungen beim Betrieb der Anlage ermöglichen.

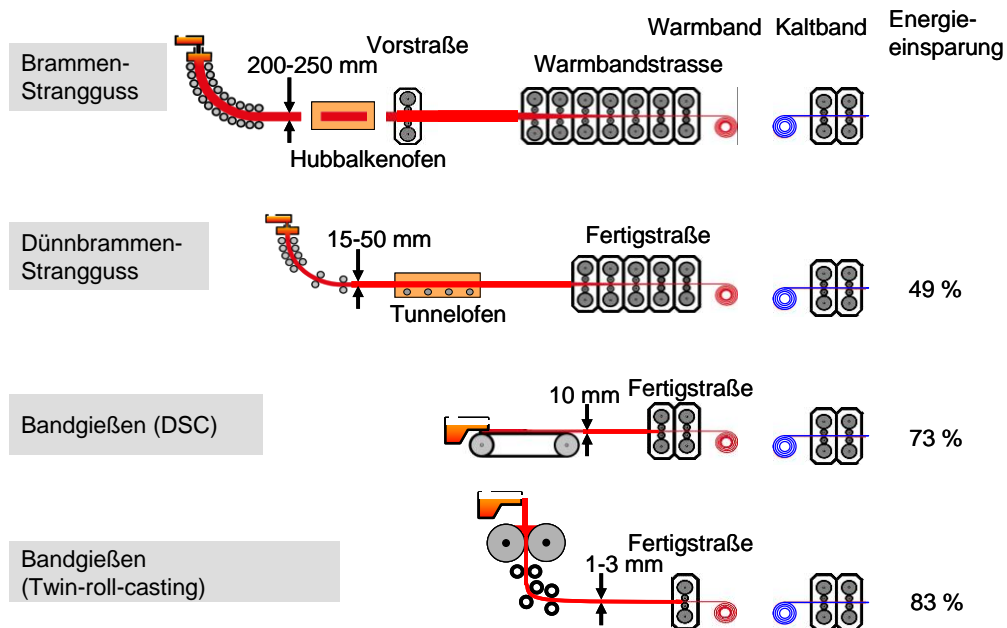


Abbildung 133: Vergleich der Warmbänderzeugungsrouten; links: Bezeichnung; Mitte: schematische Prozesskette; rechts: Energieeinsparung [BEN08]

Die derzeit in der Erprobung befindlichen Alternativen zum Strangguss zeigt Abbildung 133. Es sind das Dünnbrammengießen, das Direct Strip Casting und das Dünnbandgießen, die in dieser Reihenfolge abnehmende Dicken der gegossenen Halbzeuge haben und damit einhergehend ein wachsendes Energieeinsparungspotential.

Das Dünnbrammengießen stellt eine Weiterentwicklung des konventionellen Stranggießens mit nach wie vor stationären bzw. oszillierenden Kokillen dar. Es werden Brammendicken von 50–90 mm gegossen. Eine weitere Reduzierung der Strangdicke kann unterhalb der Kokille durch Anstellen einzelner Stützrollen erfolgen. Die Brammen werden direkt aus der Gießhitze weiterverarbeitet. Das am häufigsten eingesetzte Verfahren zum Dünnbrammengießen ist das CSP-Verfahren¹²³ der SMS Demag AG. Mit diesem Verfahren werden derzeit auf 29 Anlagen etwa 10 % der weltweiten Produktion von Warmband erzeugt [KRI09]. Die durchgestarteten Brammen werden auf Länge geschnitten und direkt aus der Gießhitze einem Rollenherdofen zugeführt, wo sie auf Walztemperatur erwärmt werden. Über eine Entzunderungseinrichtung laufen die Brammen aus dem Ofen in ein mehrgerüstiges Warmwalzwerk ein. Das ausgewalzte Band gelangt dann über eine Kühlstrecke in die Haspelanlage und wird dort aufgewickelt [KRA03]. Im Vergleich zum konventionellen Strangguss lassen sich Energieeinsparungen von etwa 40 % realisieren [SCHÄ05]. Diese Einsparungen beziehen sich neben der Energie natürlich auch immer auf den CO₂-Ausstoß.

Durch eine zweistufige Abkühlung auf dem Rollgang können auch beim CSP Temperaturzyklen gefahren werden, wie sie zur Fertigung von Mehrphasenstählen gebraucht werden. Für Dualphasenstähle ist dies Stand der Technik, während sich die Verfahren zur Fertigung anderer Güten, wie zum Beispiel TRIP-Stahl noch in der Entwicklung befinden. Als problematisch erweist sich unter anderem, dass auch am Rand der Brammen die Temperatur über 1050 °C gehalten werden muss, damit es nicht zur Ausscheidung von Niob-Carbiden oder Nitriden kommt [KRI09].

¹²³ Compact Strip Production (CSP)

4.2.1 Bandgießen

Eine Möglichkeit die benötigte Energie pro Tonne Band auf unter 900 MJ und damit im Vergleich zum Strangguss auf etwa ein Viertel zu reduzieren, bietet das Dünnbandgießen.

Diese Gruppe der Fertigungsverfahren umfasst eine Vielzahl von Verfahrensvarianten, bei denen entweder auf oder zwischen Rollen oder auf Bänder, also im Gegensatz zum Strangguss auf bewegliche Kokillen gegossen wird. Zu den wichtigsten Verfahren gehört das Strip Casting, bei dem zwischen zwei gegenläufig rotierende Rollen gegossen wird, auf deren Oberfläche die Schmelze rasch erstarrt (siehe Abbildung 134).

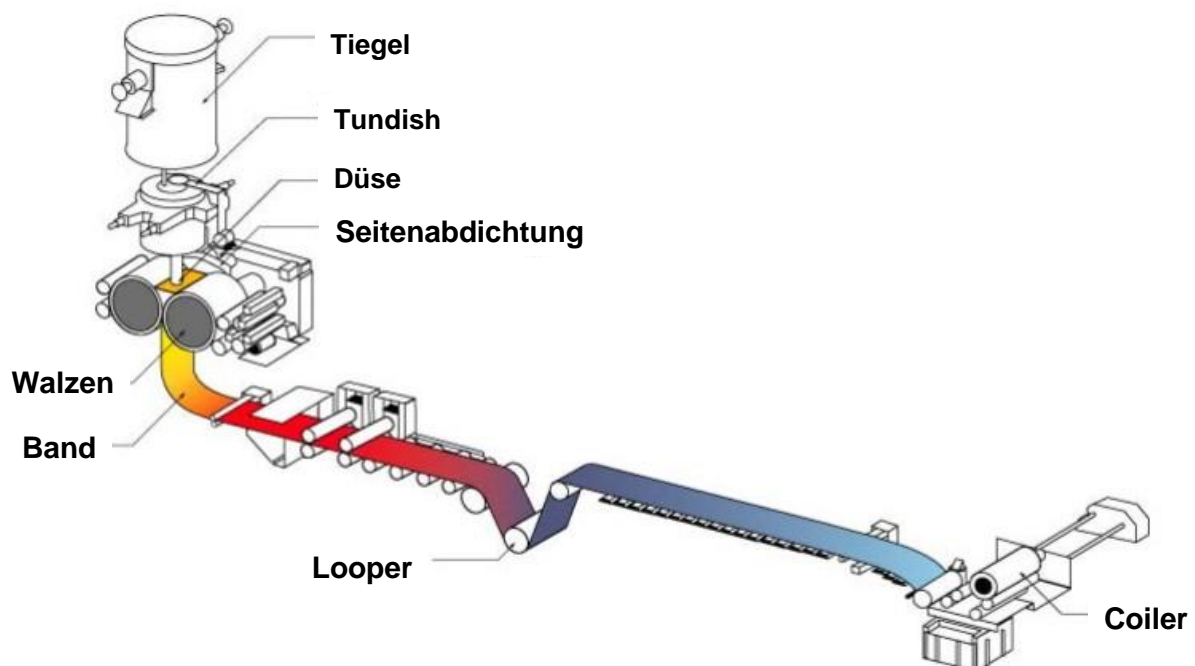


Abbildung 134: Prinzipdarstellung eines Strip Caster (Quelle: Kawasaki Steel)

Der zwischen den Gießrollen entstehende Sumpf wird an den Rollenflanken von keramischen Seitenplatten abgedichtet. Um ein Erstarren der Schmelze an den Seitenplatten zu verhindern, werden diese in der Regel beheizt.

Unter der Vielzahl möglicher Kombinationen in der Anordnung der Gießrollen zueinander haben sich zwei Verfahrensprinzipien für das Bandgießen nach dem Zweirollenverfahren durchgesetzt: Das horizontale und das vertikale Bandgießen [SHI91]. Während das horizontale Bandgießen vor allem in der Aluminiumindustrie zum Einsatz kommt [EDM98, SAN01] wird das vertikale Bandgießen vor allem in der Stahlindustrie eingesetzt.

Eine der ersten großtechnischen Anlagen dieses Typs nutzt die ThyssenKrupp AG in Krefeld zur Erzeugung von Produkten der Kategorie „Stainless Steel“ (siehe Abbildung 135).



Abbildung 135: Bandgussanlage nach dem Strip-Casting-Prinzip bei ThyssenKrupp in Krefeld (Quelle: ThyssenKrupp)

Mit einer ähnlichen Anlagentechnologie, dem „Caststrip Process“, bei dem es sich ebenfalls um eine Twin-Roll-Technik handelt, fertigt Nucor seit 2002 noch wesentlich dünnere Bleche mit Dicken von 0,8 mm bis 1,5 mm [MAH08].

Ein anderer deutscher Stahlhersteller, die Salzgitter Flachstahl AG favorisiert mit dem Direct Strip Casting eine andere Variante zur Fertigung von Bändern (siehe Abbildung 136).

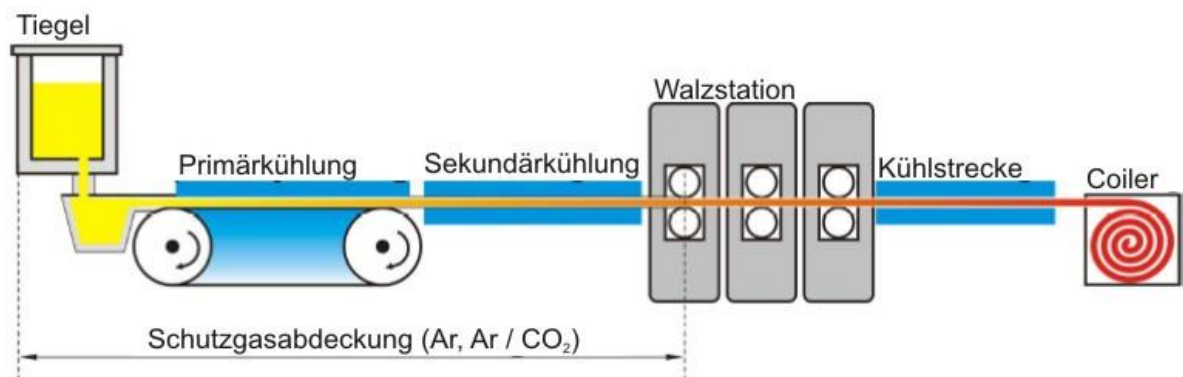


Abbildung 136: Prinzip des Direct Strip Casting (DSC) (Salzgitter AG) [SCHÄ05]

Bei dieser Technik wird aus dem Ofen über einen Tundish die Schmelze direkt auf ein stark gekühltes, rotierendes Stahlband gegossen. Dieses Band durchläuft die

primäre und sekundäre Kühlung unter Schutzgas (Ar/CO₂)¹²⁴ und wird anschließend direkt dem Warmwalzprozess übergeben. In der Walzstraße, die aus drei bis vier Gerüsten besteht, werden die Bänder von ihrer Ausgangsdicke, die zwischen 10 mm bis 15 mm liegt, um 60 % bis 70 % auf das Endmaß reduziert. Neben den bereits beschriebenen energetischen Vorteilen bietet diese Anlagentechnik auch eine Reihe metallurgischer Vorteile, die insbesondere bei der Verarbeitung hoch manganhaltiger Schmelzen zum Tragen kommen.

Diese sind:

- keine Reaktion der Schmelze mit dem Gießpulver (da keines benötigt wird)
- kein Kleben an der Kokillenwand
- keine Makroseigerungen
- keine unerwünschte Oxidation der Oberfläche auf Grund der Schutzgase
- kein Auftreten von Biegekräften (wie beim Strangguss mit Umlenkung)

Durch die reduzierte Oxidation der Oberfläche können größere Mengen der ansonsten als kritisch angesehenen Begleitelemente wie Kupfer und Zinn toleriert werden, was dazu führt, dass prozentual größere Anteile von in der Regel verunreinigtem Schrott eingesetzt werden können. Denn die bei anderen Verfahren zu beobachtende Rissausbildung an der Oberfläche, durch die Anreicherung des Kupfers auf Grund einer selektiven Korrosion, entfällt.

Mit diesem Verfahren können auch hochmanganhaltige Schmelzen vergossen werden, was den Einsatz von FeMn-Legierungen ermöglicht [SCHÄ05].

4.2.2 Warmbandstraße

Nach der Erwärmung werden die Brammen in die Warmbandstraße eingeleitet. Erster Prozessschritt ist hier die Entfernung des Zunders im Zunderwäscher. Anschließend kann bei modernen Warmbandstraßen zunächst in einer Stauchpresse die Breite der Brammen um bis zu 150 mm reduziert werden, um sie den Kundenwünschen anzupassen und die Ausbringung der Stranggussanlage zu verbessern [SHE09].

Die ersten Walzschritte erfolgen in einem Reversiergerüst¹²⁵. Hierbei wird die Bramme vorwärts und rückwärts durch das Gerüst gewalzt, wobei nach jedem Walzstich die Höhe des Walzspaltes verringert wird. So wird die Bramme von 250 mm Dicke auf etwa 20 mm bis 35 mm in weniger als 10 Stichen heruntergewalzt. Wie bei allen nachfolgenden Walzschritten in der Warm- und Kaltwalzstraße verändert sich auf Grund der Reibbedingungen im Walzspalt die Breite der Bramme bzw. des Bandes nicht mehr.

¹²⁴ Die leichte Oxidation der Bandoberfläche durch das CO₂ vergrößert die Emissivität der Bandoberfläche und trägt so zu einer verbesserten Kühlung bei.

¹²⁵ Reversieren = vor- und zurückwendend

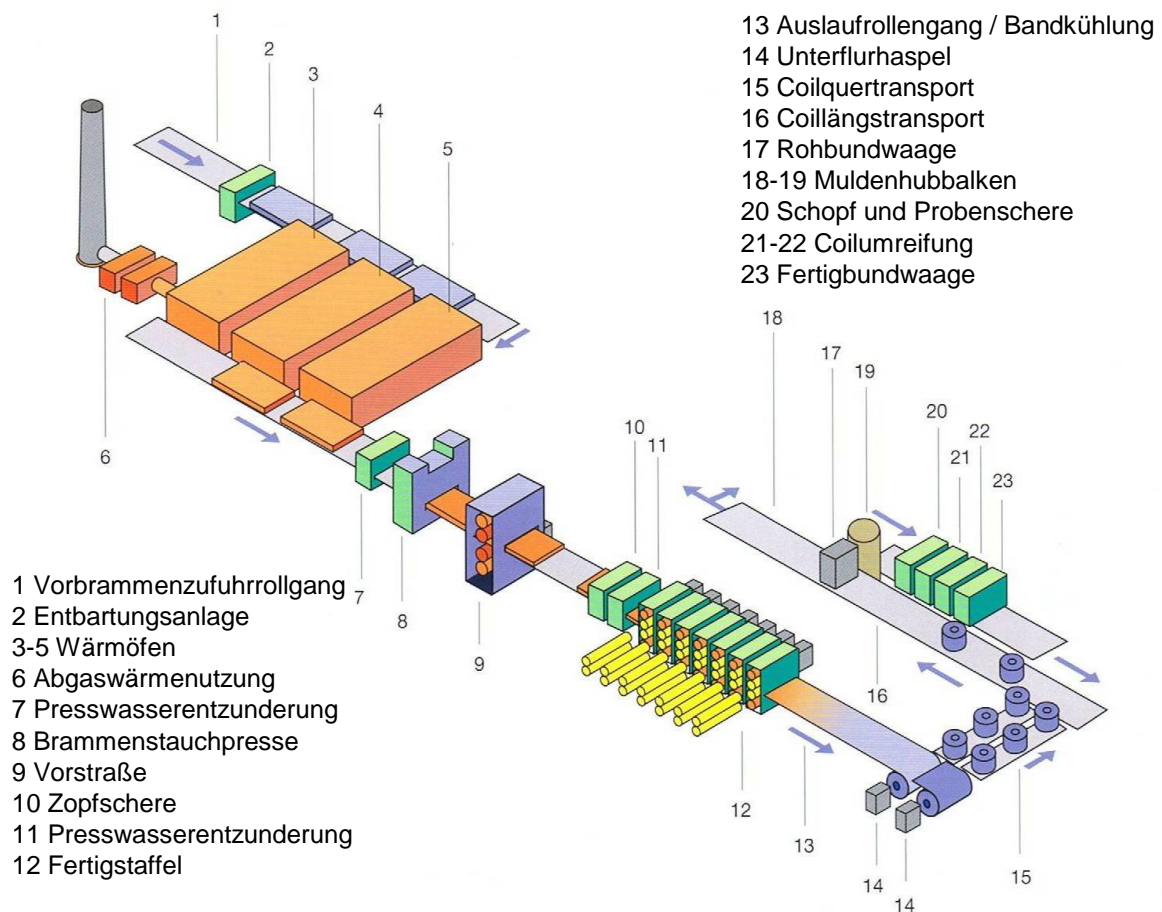


Abbildung 137: Anlagenplan einer Warmbreitbandstraße [SAL08]

In der Folge wird die Bramme in 6 bis 8 Walzgerüsten ohne Zwischenerwärmung auf Blechdicken von 1,5 mm bis 13 mm heruntergewalzt. Danach durchläuft das Band eine Kühlstrecke auf dem Auslaufrollengang und wird anschließend aufgehaspelt. Die Beeinflussung der Bandtemperatur über den gesamten Warmwalzvorgang, insbesondere aber auf dem Rollengang und in der Coilbox, bestimmt die Ausbildung der gewünschten Gefügebestandteile im Blech. Diese Temperaturführung ist daher für die Fertigung von Mehrphasenstählen ein sehr wichtiger Prozessschritt (siehe Abbildung 138) [SHE09].

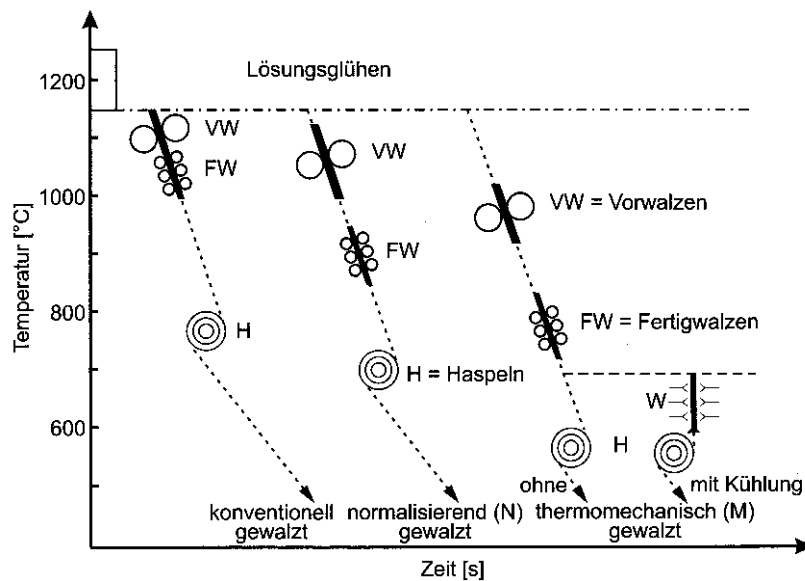


Abbildung 138: Temperaturen der Prozessschritte Vorwalzen, Fertigwalzen und Haspeln bei verschiedenen Strategien der Warmbandfertigung [BER06]

Die ungefähren Walz- und Haspeltemperaturen für konventionelles und normalisierendes Walzen sowie thermo-mechanisches Walzen sind in Abbildung 138 dargestellt. Beim konventionellen Walzen muss ein Normalglühen angeschlossen werden.

Beim normalisierenden Walzen kommt es durch die Absenkung der Walzendtemperatur auf einen Wert knapp oberhalb der Rekristallisationsstoptemperatur des Austenits zu einer Rekristallisation des Austenits, bevor er umwandelt, wodurch eine Kornfeinung erreicht wird [BER06]. Es entsteht eine feinpolygonale Austenitstruktur, die nach der Phasenumwandlung zu einem Ferritgefüge führt, das dem normalgeglühten Gefüge entspricht.

Beim thermo-mechanischen Walzen findet diese Rekristallisation nicht statt. Eine gleichzeitige Verbesserung der Festigkeit und der Verformbarkeit wird hier durch die legierungsbedingte Struktur und die Abkühlungsbedingungen des Austenits erreicht. Eine besondere Rolle bei diesem Vorgang spielen die Mikrolegierungselemente¹²⁶ und die Verschiebung der γ - α -Umwandlung zu niedrigeren Temperaturen durch Mangan.

Neben Kalzium zur Kontrolle nichtmetallischer Einschlüsse und dem zur Kornfeinung klassischen Mikrolegierungselement Aluminium sind vor allem die Karbid- und Nitridbildner Titan, Niob und Vanadium von großem Interesse. Da die Wirkungsweise dieser Mikrolegierungselemente auf einer Ausscheidung während der Umformung beruht, müssen sie zunächst vollständig im Mischkristall in Lösung gebracht werden [BLE04].

Die prinzipiellen Mechanismen zur Festigkeitssteigerung sind die Kornfeinung und die Aushärtung, wobei nur die Kornfeinung gleichzeitig die Duktilität erhöht.

¹²⁶ Legierungselemente zur Verbesserung der mechanisch-technologischen Eigenschaften mit weniger als 0,1 % Anteil [BLE04]

Titan bildet stabile Nitride, die das Austenitkornwachstum im Stoßofen verzögern. Zusätzlich bindet es Stickstoff ab, was zum einen die Zähigkeit verbessert und zum anderen dafür sorgt, dass statt groben Nb(C, N)- die feineren und daher wirkungsvolleren NbC-Ausscheidungen entstehen.

Niob verhindert das Wachstum der Austenitkörner im Stoßofen, verzögert die Rekristallisation während des Walzens und führt zu einem Absenken der Umwandlungstemperatur, was sich kornfeinend auswirkt. Außerdem ist es auf Grund der feinen Niobkarbide stark festigkeitssteigernd.

Vanadium scheidet sich nicht im Austenit sondern vollständig während oder nach der γ - α -Umwandlung, also feiner und kohärent aus.

4.2.3 Kaltwalzen

Sollen noch dünnere Bleche erzeugt werden, wird an das Warmwalzen ein Kaltwalzen angeschlossen.

Hier wird das Band auf seine endgültige Dicke von 0,6 mm bis 1,5 mm heruntergewalzt (siehe Abbildung 139).

Dem eigentlichen Walzprozess ist aber zunächst ein Beizen zum Entfernen der Zunderschichten mittels Säurebehandlung (zum Beispiel Salzsäure) vorgeschaltet. Hierbei werden in der Regel zwei unterschiedliche Beizanlagen unterschieden. Wenn die Coils problemlos zu Endlosbändern verschweißt werden können, durchlaufen sie die sogenannte Kontibeize. Ist das nicht möglich werden die Coils einzeln in der Schubbeize gereinigt [SHE09].

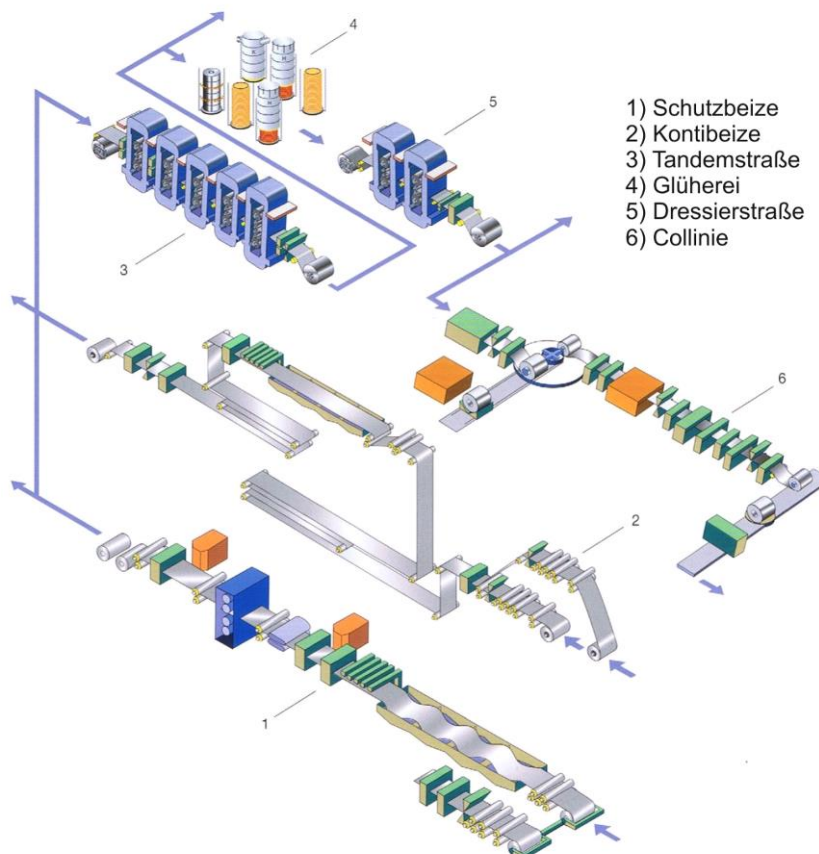


Abbildung 139: Übersicht Kaltwalzwerk [SAL08]

Anschließend laufen die Bänder in das Kaltwalzwerk ein. In der Regel werden heute kontinuierlich betriebene Tandemwalzstraßen eingesetzt, bei denen mehrere Walzpaare in relativ dichtem Abstand aufeinander folgen. Jede Walze hat entsprechend der mit der Dickenabnahme des Bleches korrelierten Längenänderung eine höhere Geschwindigkeit als die vorhergehende.

Der Durchmesser der Arbeitswalzen hängt von der Dicke des zu walzenden Bleches ab und ist daher bei der Herstellung von Feinblechen nach oben begrenzt. Da für die Verformung des kalten Stahls große Umformkräfte erforderlich sind, würden sich diese Walzen durchbiegen und die Bleche wären in der Mitte dicker als am Rand. Um dies zu vermeiden, werden Stützwalzen verwendet. Je nach der Anzahl der Stützwalzen unterscheidet man zwischen Duo-, Quatro- oder Sextrowalzen.

Alternativ zum kontinuierlichen Tandem-Prozess können auch Reversiergerüste eingesetzt werden. Diese bestehen aus einer einzigen Walzstation, die das Blech mehrfach in beiden Richtungen (reversierend) durchläuft. Diese Walzgerüste mit bis zu 18 Stützwalzen [GRU09] haben eine größere Flexibilität und können größere Kräfte aufbringen.

Da dieser Umformprozess weit unter der Rekristallisationstemperatur stattfindet, kommt es beim Kaltwalzen zu einer starken Ausbildung von Kaltverfestigungen und Texturen im Blech. Typische industrielle Kaltwalzgrade liegen zwischen 50 % und 85 % [BLE04]. Da diese Bleche so nicht weiter verformt werden könnten, werden sie nach dem Kaltwalzen in Haubenöfen oder in einer Durchlaufglühanlage einer Glühbehandlung unterzogen.

4.2.4 Glühen

Das Ziel dieser Glühbehandlung ist es das stark verformte und texturierte Gefüge durch eine Rekristallisation neu auszubilden. Dieser Effekt wird durch das Erwärmen, Halten und ein erstes Abkühlen erreicht, wobei die Parameter dieses Teils der Glühbehandlung die spätere Korngröße festlegen. Lange Glühzeiten und hohe Temperaturen führen zu nicht gewollten großen Körnern.

Um die Rekristallisation zu beschleunigen, wird 50 °C oberhalb der minimalen Rekristallisationstemperatur geglüht, diese entspricht 620 °C bis 700 °C im Haubenofen oder 700 °C bis 850 °C im Durchlaufofen. Im Gegensatz zum Normalglühen wird also nicht die Phasenumwandlung $\alpha-\gamma-\alpha$ zur Kornneubildung genutzt, sondern Kornneubildung durch Keimbildung und Wachstum. (Wenn die Kaltwalzgrade nicht so hoch sind, dass eine Rekristallisation möglich oder sinnvoll ist, kann bei ca. 300 °C ein Erholungsglühen zum Abbau der Spannungen durchgeführt werden [BLE04].)

Der zweite Teil der Glühbehandlung beginnt mit einem Schnellabkühlen und dem anschließenden Überaltern. Ziel dieses Teils der Glühbehandlung ist es, die Form der Karbidausscheidung und den verbleibenden Gehalt des im Gitter gelösten Kohlenstoffs einzustellen.

Dieser Kohlenstoff scheidet sich nach Ende der Glühbehandlung langsam aus und führt zu einer Alterung der Bleche. Ist diese nicht erwünscht, kann länger überaltert werden, um den Kohlenstoff komplett in, dann allerdings relativ großen, die Festigkeit nicht steigernden, Karbiden auszuscheiden.

Wenn allerdings später ein Bake-Hardeningeffekt ausgenutzt werden soll, muss ein Teil des Kohlenstoffs im Gitter belassen werden, damit dieser beim Einbrennen des Lacks Cottrell-Wolken bilden kann [BLE04].

Wenn nach dem Glühen eine schnelle Abkühlung vorgenommen werden kann, kommt es zu einer stärkeren Unterkühlung des Gefüges und der Kohlenstoff scheidet sich anschließend schneller und fein verteilt im gesamten Gefüge aus. Dieser Effekt bringt die besten Festigkeiten.

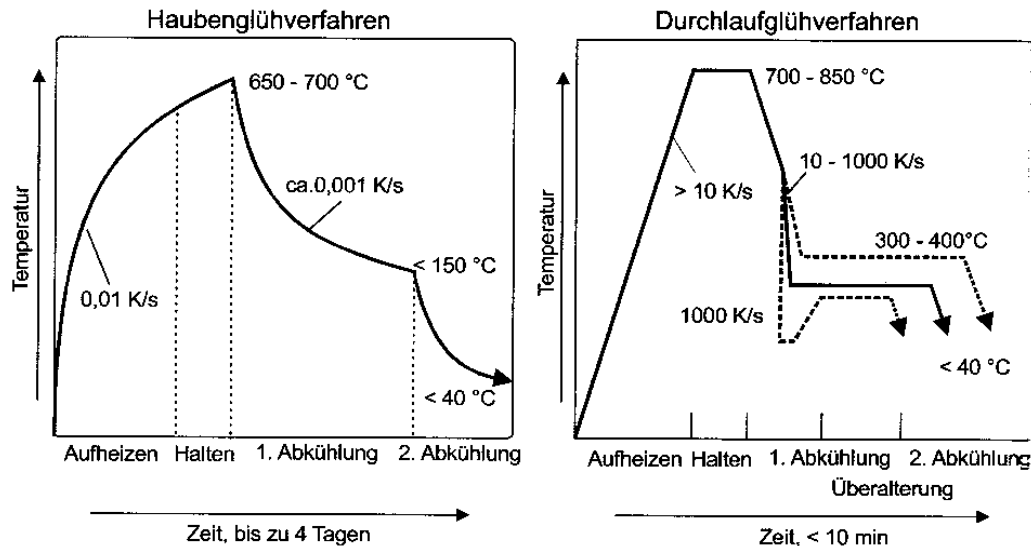


Abbildung 140: Schematische Glühzyklen beim Haubenglühen (links) mit langsamer Erwärmung und niedrigerer Glühtemperatur und beim Durchlaufglühen (rechts) [BLE04]

Die Unterschiede zwischen Hauben- und Durchlaufglühen zeigt Abbildung 140. Wegen der Gefahr des Verschweißens der einzelnen Windungen des Coils durch Diffusion kann im Haubenglühofen keine Temperatur oberhalb von 700 °C realisiert werden und auch ein schnelles Abkühlen kann erst bei 150 °C beginnen, wenn die Haube angehoben werden kann.

Auf Grund der höheren Temperaturen können für das Durchlaufglühen viel kürzere Zeiten realisiert werden und auf Grund der möglichen Unterkühlung in der ersten Abkühlphase kann der Kohlenstoff in feinen, gleichmäßig über das gesamte Gefüge verteilten Karbiden ausgeschieden werden.

4.2.5 Verzinken

Praktisch alle im Bereich der Karosserie verbauten Bleche werden zum Schutz vor Korrosion verzinkt [STA09]. Die aufgetragene Schutzschicht hat zum einen den Vorteil, auf Grund ihrer, sich im Gegensatz zum Rost, geschlossen ausbildenden Oxidschicht keinen Sauerstoff an den Grundwerkstoff zu lassen und so den Oxidationsvorgang zu stoppen; zum anderen ist Zink unedler als Stahl und dient bei einer Verletzung der Zinkschicht durch Kratzer, Abkantungen oder Schweißnähte als Opferanode und verhindert auch dann noch die Korrosion der Stahlbleche [VDE852]. Zu beachten ist allerdings, dass Zinkschichten beim thermischen Fügen verdampfen. Die hierbei entstehenden Gase dürfen nicht in das Schmelzbad gelangen, da sie sonst Poren in der Schweißnaht bilden.

Es kommen heute zur Verzinkung von Blechen meist die Feuerverzinkung (Schmelztauchverzinkung) oder die galvanische (elektrolytische) Verzinkung zum Einsatz. Unter Feuerverzinkung versteht man das Überziehen von Stahlteilen mit

einem massiven, metallischen Zinküberzug durch Eintauchen der vorgewärmten Stahlteile in eine Schmelze aus flüssigem Zink, dessen Temperatur bei zirka 450 °C liegt. Dies kann in einer kontinuierlichen Bandverzinkung oder durch Stückverzinken erfolgen.

Bei der galvanischen Verzinkung werden die Werkstücke nicht in eine Zinkschmelze, sondern in ein Zinkbad eingetaucht. Das ionisierte Zink wird durch das Anlegen einer Spannung zum Werkstoff transportiert.

Beide Verfahren können einseitig, beidseitig gleichmäßig oder mit unterschiedlich starkem Materialauftrag auf beiden Seiten betrieben werden. Damit sich beim Feuerverzinken nicht zu dicke, spröde intermetallische Phasen aus Zink und Eisen bilden, die bei einer Umformung zum Abplatzen der Zinkschicht führen könnten, wird dem Zinkbad Aluminium zugegeben [VDE852]. Bereits verzinkte Bleche können nicht haubengeglüht werden.

Neue Entwicklungen im Bereich der Feuerverzinkung beziehen sich auf die Substitution des Zinkbades durch Anlagen, in denen das flüssige Zink mit Hilfe von Wirbelströmen in einem offenen, senkrechten Spalt gehalten wird.

Zum Schutz von Blechgüten, die bei höheren Temperaturen im austenitischen Zustand umgeformt werden, sind Zinkschichten praktisch nicht geeignet, da sie beim Erwärmen fast vollständig verdampfen. In diesem Fall können Aluminiumschichten eingesetzt werden.

4.2.6 Nachwalzen

Beim Nachwalzen (Dressieren) wird nach dem rekristallisierenden Glühen noch ein abschließender Walzstich mit einer Umformung von weniger als 3% [STA09] angeschlossen. Ziel dieses Vorgangs ist es, die Bleche bereits beim Walzen plastisch zu verformen, um Streckgrenzenerscheinungen und die hieraus resultierenden Fließfiguren beim späteren Tiefziehen zu verhindern. Eine leichte Abnahme des n -Wertes wird dazu in Kauf genommen. Metallurgisch begründet sich dieser Effekt in der Erzeugung neuer – im Gegensatz zu den bereits vorhandenen – nicht durch interstitiell gelöste Atome blockierten Versetzungen (siehe Cottrell-Wolken). Beim Erreichen der Fließspannung müssen sich diese Versetzungen nicht losreißen, es gibt also keine Streckgrenze bzw. Lüdersdehnung und daher keine Fließmuster auf den Blechen.

Da sich an diese Versetzungen mit der Zeit aber doch gelöste Atome anlagern (Reckalterung) sollten die Bleche nach dem Dressieren nur kurz und möglichst kühl gelagert werden [VDE852, GOT07, DAH981, RIE00].

Gleichzeitig wird beim Nachwalzen eine definierte Rauheit oder ein bestimmtes Muster in die Bleche eingeprägt. Diese Muster bestimmen maßgeblich die bei der Umformung der Bleche vorherrschenden Reibbedingungen [SHE09].

Neben dem Shot-Blast-Texturing, dem in der Regel eingesetzten Aufrauen durch Strahlen mit Granulat, wird heute verstärkt das Electric-Discharge-Texturing eingesetzt. Bei diesen Verfahren wird zwischen der Walze und einer Elektrode eine Spannung angelegt und es kommt zu Verdampfungen in der Walzenoberfläche. Die so zu erreichenden Rauheiten sind gleichmäßiger und verfügen über mehr Spitzen. Da auch die Ölaufnahme gesteigert wird, wirkt sich dieses Verfahren positiv auf den Umformprozess aus [BOD00].

Nach dem Dressieren werden die inzwischen mehrere Kilometer langen Bänder zu Coils aufgehaspelt oder zu Platinen geschnitten.

Ein Überblick über die gesamte Prozesskette zur Fertigung von verzinkten Feinblechen zeigt Abbildung 141. Eine Zusammenfassung der unterschiedlichen Einflüsse der verschiedenen Fertigungsschritte auf das Endergebnis ist in Tabelle 10 gegeben.

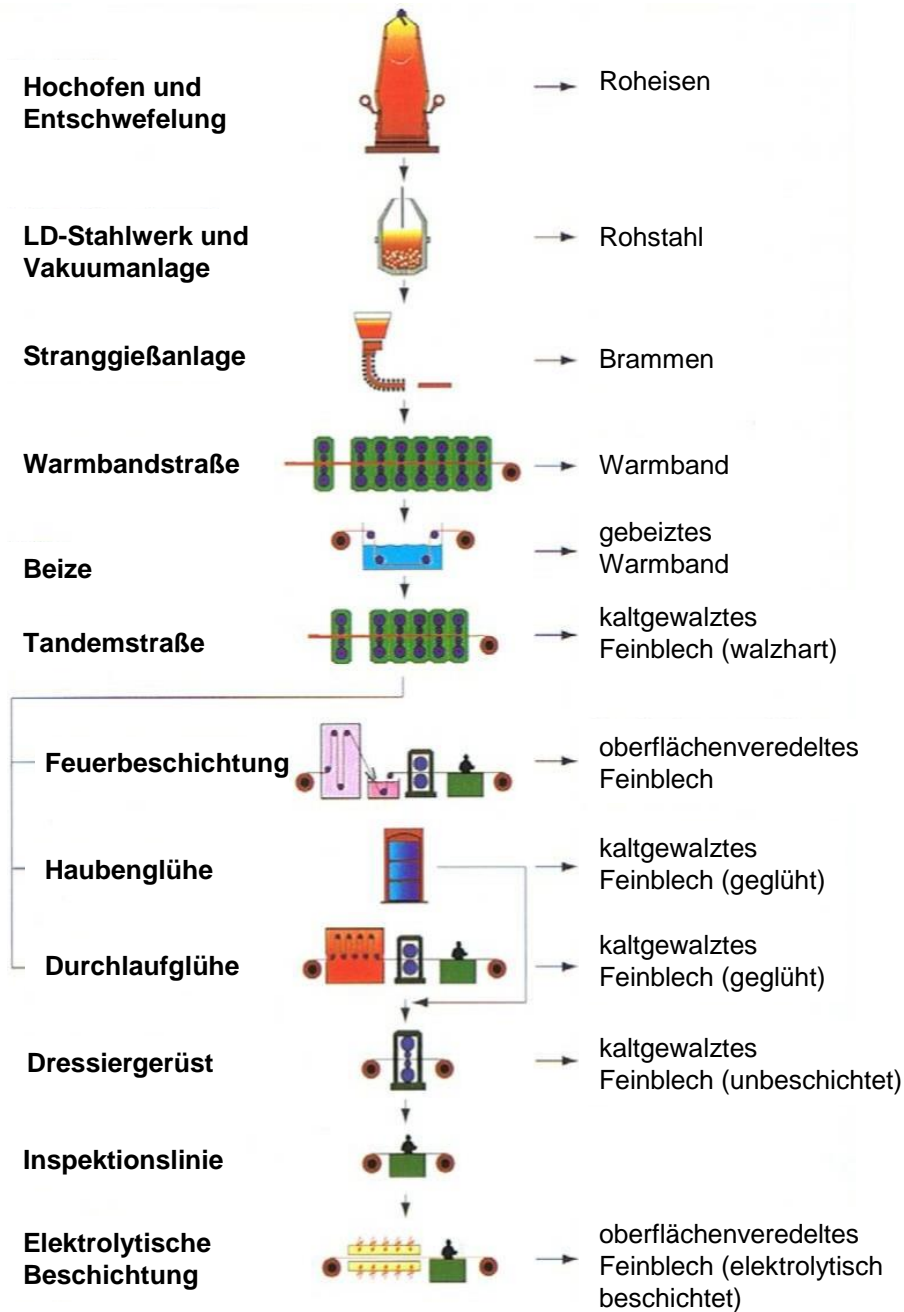


Abbildung 141: Entstehung kaltgewalzter Feinbleche im integrierten Hüttenwerk; links: Prozess; Mitte: Anlagenskizze; rechts: Produkt des jeweiligen Prozessschrittes [THY00]

Die wichtigsten Zusammenhänge zwischen den Fertigungsschritten im Stahlwerk, deren Einflussgrößen und der resultierenden Gefügeausbildung sind in Tabelle 10 farblich unterlegt.

Tabelle 10: Einfluss der Erzeugungsschritte auf die Gebrauchseigenschaften von kaltgewalztem Feinblech in Anlehnung an [THY00]

Produktionsbereich Erzeugungsschritt	Wichtige Einflussgrößen	Beeinflussende Eigenschaft
Stahlwerk - Erschmelzung - Vakuumbehandlung - Vergießen zu Brammen	- Chem. Zusammensetzung - Reinheitsgrad	- Mechanische Eigenschaften - Umformbarkeit, Anisotropie - Schweißbarkeit - Oberflächenqualität
Warmwalzwerk - Erwärmen der Brammen - Walzen des Warmbandes auf Dicke und Breite - Gesteuerte Abkühlung auf dem Rollgang - Aufwickeln zum Coil	- Temperatur und Verweilzeit im Brammenofen - Endwalztemperatur - Abkühlgeschwindigkeit - Haspeltemperatur	- Gefügeausbildung - Zweitphasenausscheidung - Textur und Anisotropie - Oberflächenqualität
Kaltwalzwerk - Beizen des Warmbandes - Kaltwalzen auf die geforderte Blechdicke - Glühen - Nachwalzen - Inspizieren - Einölen, Besäumen - Aufwickeln zum Coil oder Zerteilen zu Tafeln	- Kaltwalzgrad - Glühart - Temperatur, Glüh und Abkühlzeiten - Nachwalzgrad - Rauheit und Spitzen der Walzen - Ölauftrag	- Mech. Eigenschaften, Umformbarkeit, Streckgrenzenausbildung - Gefügeausbildung - Zweitphasenausscheidungen - Rauheit und Spitzen, Tribologie - Textur und Anisotropie - Oberflächenqualität - Bandsauberkeit - Phosphatier- und Lackierbarkeit - Korrosionsbeständigkeit
Feuerverzinkung - Bandreinigung - Glühen - Beschichten, Galvanisieren - Oberflächennachbehandl. - Nachwalzen - Inspizieren - Einölen, Besäumen - Aufwickeln zum Coil	- Reinigungsparameter - Glühtemperatur, Glühzeit, Abkühlgeschwindigkeit - Beschichtungsbad - Chemische Zusammensetzung - Temperaturen - Abblasbedingungen - Rauheit und Spitzen der Walzen - Ölauftrag	- Dicke, Gleichmäßigkeit, Haftung und Abrieb der Oberflächenveredelung - Mech. Eigenschaften, Umformbarkeit, Streckgrenzenausbildung - Gefügeausbildung, Zweitphasenausscheidung - Textur und Anisotropie - Rauheit und Spitzen, Tribologie - Oberflächenqualität - Korrosionsbeständigkeit - Phosphatier- und Lackierbarkeit - Schweißbarkeit
Elektrolytische Beschichtung - Bandreinigung - Elektrolytische Beschichtung - Oberflächennachbehandl. - Inspizieren - Einölen, Besäumen - Aufwickeln zum Coil	- Reinigungsparameter - Chemische Zusammensetzung des Elektrolyten - Temperatur des Elektrolyten - Stromdichte	- Dicke, Gleichmäßigkeit, Haftung und Abrieb der Oberflächenveredelung - Oberflächenqualität - Korrosionsbeständigkeit - Phosphatier- und Lackierbarkeit - Schweißbarkeit

Für warmgewalzte Güten ist der entscheidende Parameter die gesteuerte Abkühlung auf dem Rollgang mit den Parametern: Endwalztemperatur, Abkühlgeschwindigkeit und Haspeltemperatur, die insbesondere die Gefügeausbildung, die Zweitphasenausscheidung sowie Textur und Anisotropie bestimmen.

Bei kaltgewalzten Blechen erfolgt das Glühen im Anschluss an den Walzvorgang im Ofen. Glühtemperatur, Glühzeit und Abkühlgeschwindigkeit beeinflussen bei diesem Schritt die Gefügeausbildung und so die mechanischen Eigenschaften wie

Umformbarkeit und Streckgrenzenausbildung sowie Textur und Anisotropie. Wenn die Bleche (wie in praktisch allen Fällen) feuerverzinkt werden, ist der Glühprozess mit ähnlichen Einflussgrößen bereits vor dem Aufhaspeln zu Coils in den Fertigungsablauf integriert.

4.2.7 Tailored Blanks

Um das Potential der unterschiedlichen Werkstoffe bei der Fertigung hoch beanspruchter Bauteile noch weiter auszunutzen, wird unter Anderem die Strategie verfolgt das Bauteil nicht aus einer homogenen Blechtafel zu erzeugen, sondern aus einer zusammengesetzten Tafel. Eine solche, auf die speziellen Anforderungen des Bauteils „zugeschnittene“ und in der Regel durch einen Schweißprozess gefügte Tafel, wird als „Tailor Welded Blank“ oder kurz als „Tailored Blank“ bezeichnet. Die einzelnen Blechabschnitte können von unterschiedlicher Dicke, unterschiedlicher Güte, unterschiedlicher Beschichtung oder lediglich einer unterschiedlichen Walzrichtung sein.

Im großen Maßstab wurde diese Technik erstmals 1985 eingesetzt, um aus zwei identischen Abschnitten Tafeln zu erzeugen, die eine Größe hatten, die sich mit konventionellen Methoden nicht realisieren ließ [MER03]. Dieser Ansatz wurde in den folgenden Jahren zunächst auf das Fügen verschiedener Bleche und dann auch auf Schweißnähte mit praktisch beliebigen Geometrien erweitert.

Die Angestrebten Ziele beim Einsatz von Tailored Blanks sind in der Regel die Verringerung der Teilezahl für eine Baugruppe, die Verringerung des Gewichtes bei gleichbleibenden oder besseren mechanischen Eigenschaften des Bauteils und eine Reduktion der Kosten.

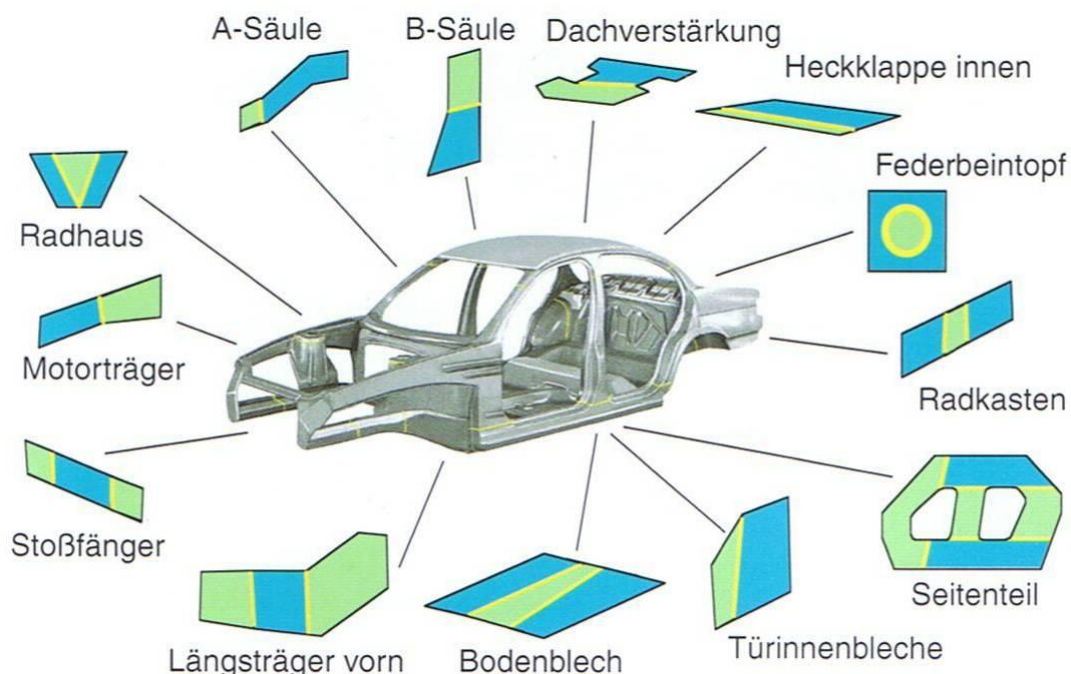


Abbildung 142: Anwendungen von Tailored Blanks in der Rohkarosserie nach [MER03]

Verschiedene typische Anwendungen für zwei- bis fünfteilige Tailored Blanks in der Rohkarosserie zeigt Abbildung 142, die Mehrzahl der heute eingesetzten Tailored Blanks besteht nur aus zwei Vorplatinen.

Die Auswahl des günstigsten Verfahrens für die Zuschnitte der Platinen hängt sowohl von der Geometrie als auch von der zu fertigenden Stückzahl ab. Das einfachste Verfahren ist der Einsatz von Scheren, das aber nur einfache Geometrien erlaubt. Demgegenüber können mittels CNC-gesteuerter Laserstahlschneidanlagen praktisch beliebige Geometrien ausgeschnitten werden. Obwohl hier im Gegensatz zum Stanzen keine Kosten für Werkzeuge anfallen, kann dieses Verfahren auf Grund der langen Taktzeiten aber nur bei kleinen Stückzahlen eingesetzt werden. Für große Serien müssen Stanzwerkzeuge eingesetzt werden, die dann aber den Vorteil haben, dass keine Besäumschnitte nötig sind [MER03].

Als Schweißverfahren kommt auf Grund der großen realisierbaren Schweißgeschwindigkeiten seit Einführung dieser Technologie fast ausschließlich das Laserstrahlschweißen zum Einsatz obwohl moderne NVEBW-Anlagen¹²⁷ deutlich höhere Schweißgeschwindigkeiten erreichen.

Gegenüber den verschiedenen Rollnaht-Schweißvarianten haben die strahlggeschweißten Bleche den Vorteil, dass sie keine Nahtüberhöhung aufweisen und es daher beim Tiefziehen nicht zu einer besonders starken Krafeinleitung durch den Niederhalter kommt, die ggf. durch ein Freiarbeiten verhindert werden muss. Werden Bleche mit unterschiedlichen Stärken verschweißt, müssen aber in jedem Fall Anpassungen an den Tiefziehwerkzeugen vorgenommen werden, da der Niederhalter gleichmäßig auf die gesamte Fläche drücken muss. Zusätzlich ist zu berücksichtigen, dass ein genügend großer Freiraum vorgesehen ist, der ein Wandern der Naht ermöglicht, damit die Kante der dickeren Platine nicht blockiert wird [MEY05].

Der Umformvorgang selbst erfolgt bei der Verformung von Tailored Blanks aus Platinen unterschiedlicher Festigkeit und/oder unterschiedlicher Stärken ungleichmäßig und in mehrerer Phasen. Zu Beginn der Umformung wird die dünnere bzw. weniger feste Platine verformt. Diese erfährt im Lauf der Umformung eine Verfestigung, bis ihre Fließspannung auf das Niveau der anderen Platine steigt. Ab diesem Zeitpunkt werden beide Platinen gleichzeitig verformt. Um die Fließgrenze der festeren Platine zu erreichen darf weder der Unterschied in der Festigkeit noch in der Dicke zu groß sein, da sonst die Gefahr besteht, dass die weichere Platine reißt bevor sich die festere (ausreichend) verformt [MEY05].

Den als Tailored Blank ausgeführten (rechten) vorderen Federdohm aus der ULSAB-Studie zeigt Abbildung 143. Er besteht aus zwei lasergeschweißten Blechen der gleichen Güte mit 140 MPa Streckgrenze. Die Wandstärke im oberen Bereich beträgt 2 mm im unteren Bereich 1,6 mm.

¹²⁷ Non Vacuum Electron Beam Welding Anlagen können auf Grund des besseren Wirkungsgrades und der besseren Energieeinkopplung in das Blech deutlich höhere Leistungen und somit größere Schweißgeschwindigkeiten erreichen. Gleichzeitig ist auf Grund des von der Atmosphäre leicht aufgeweiteten Elektronenstrahls eine bessere Spaltüberbrückbarkeit realisierbar.



Abbildung 143: Rechter vorderer Federdom aus Tailored Blank (Quelle ULSAB)

Neuere Entwicklungen im Bereich der gefügten Platinen sind Tailored Tubes, bei denen die Konzepte der Tailored Blanks auf Rohre für das Innen-Hochdruck-Umformen angewandt werden. Weiterhin Tailored Strips, bei denen es sich um kontinuierlich verschweißte Streifen handelt, aus denen endlose Bänder gefertigt werden, die in erster Linie bei der Produktion von Stahlfelgen zum Einsatz kommen.

Für eine Verstärkung der Blechdicke kommen noch zwei weitere Verfahren zum Einsatz. Zum einen die Verwendung von Patchwork Blanks, das sind Platinen, bei denen vor der Umformung eine kleinere Platine aufgeklebt wird, die dann gemeinsam mit der Hauptplatine umgeformt wird. Die vollständige Aushärtung des Klebers erfolgt erst nach der Umformung, zum Beispiel bei der KTL-Trocknung. Die eleganteste Art Platinen mit variierender Stärke zu fertigen ist das flexible Walzen. Hierbei wird während des letzten Walzschrilles die Größe des Walzspaltes verändert. Der Vorteil dieser Methode ist, dass keine Bleche gefügt werden müssen. Nachteilig ist jedoch, dass sich in den Tailor Rolled Products nur geradlinige Übergänge realisieren lassen [MER03].

4.3 Erzeugung von Blechbauteilen mittels Umformprozessen

Das Erzeugen von Bauteilen aus Blechwerkstoffen kann mit verschiedenen Prozessen realisiert werden, von denen der wichtigste das Tiefziehen ist. Im folgenden Kapitel soll daher kurz auf das Tiefziehen, das Streckziehen und die wichtigsten Materialkenngrößen zur Prozessauslegung eingegangen werden.

4.3.1 Tiefziehen

Nach DIN 8582 [DIN03] wird das Tiefziehen den Verfahren der Zugdruckumformung zugeordnet [DIN71]. Es handelt sich um ein Umformverfahren, das aus einem ebenen Blechzuschnitt einen Hohlkörper erzeugt. Eine Blechdickenänderung ist hierbei nicht beabsichtigt [LAN84]. Gemäß der Einteilung nach DIN 8584 [DIN71] wird der Tiefziehprozess mit Werkzeugen, Wirkmedien oder Wirkenergien durchgeführt. Ein Tiefziehwerkzeug besteht im Allgemeinen aus Stempel, Niederhalter und Ziehring. In Abbildung 143 ist der Tiefziehprozess für ein rotationssymmetrisches Ziehteil dargestellt. Bei diesem Verfahren wird das Werkstück in einem Zug gefertigt.

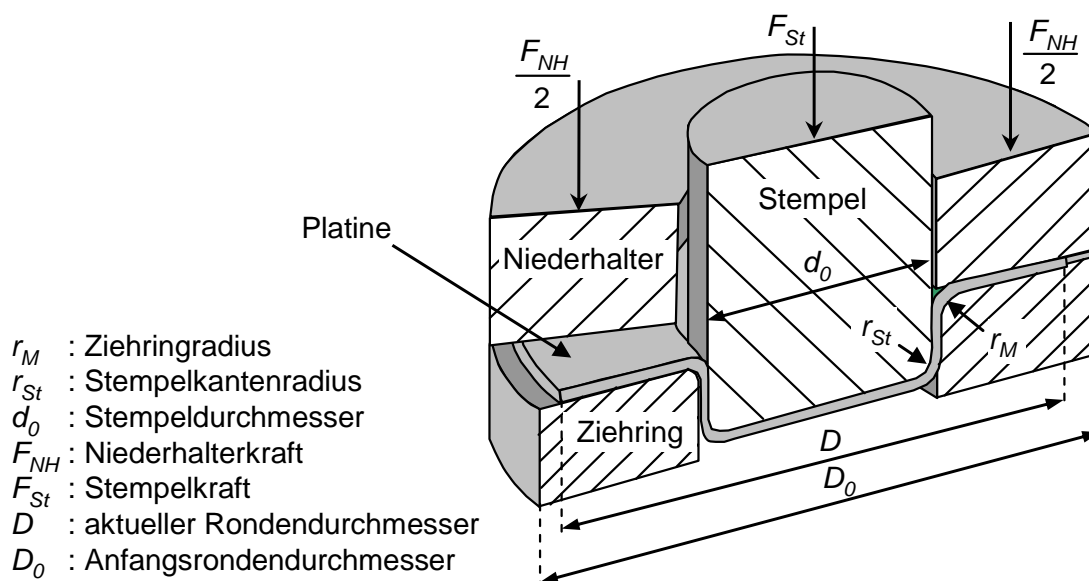


Abbildung 144: Tiefziehen im Erstzug [KAM08]

Die zu ziehende Blechrunde weist den Ausgangsdurchmesser D_0 auf. Sie wird zunächst zwischen Ziehring und Niederhalter zentriert. Das Werkzeug wird geschlossen und die so aufgebrachte Niederhalterkraft F_{NH} unterbindet während des Ziehprozesses eine Faltenbildung (1. Art) im Flansch des Bleches (Abbildung 145). Über den Stempel des Werkzeugs wird die Umformkraft in den Boden des zu ziehenden Bleches eingeleitet. Die Ziehteilzarge überträgt die aufgebrachte Kraft auf die Ziehkantenrundung und den Flansch [DOE07].

Die erste Phase des Tiefziehvorgangs (siehe Abbildung 145) wird als Streckziehen bezeichnet. Der Ziehstempel formt den Ziehteilboden aus. In dieser Prozessphase fließt das Material ausschließlich aus der Blechdicke nach. Es findet kein Nachfließen des Werkstoffes aus dem Flanschbereich statt.

Die am Ziehwerkzeug vorhandenen Radien beeinflussen die Blechdickenabnahme direkt. Der kleinste Radius an der Stempel- oder Ziehkante (Stempelkantenrundung r_{St} bzw. Ziehringrundung r_M) verursacht die größte Blechdickenabnahme. Vor Einzugsbeginn des Flansches findet, im am stärksten ausgedünnten Bereich des Bleches, die Rissinitialisierung statt. Ist z. B. r_{St} kleiner als r_M , entsteht der Riss am Auslauf der Stempelkantenrundung [DOE07].

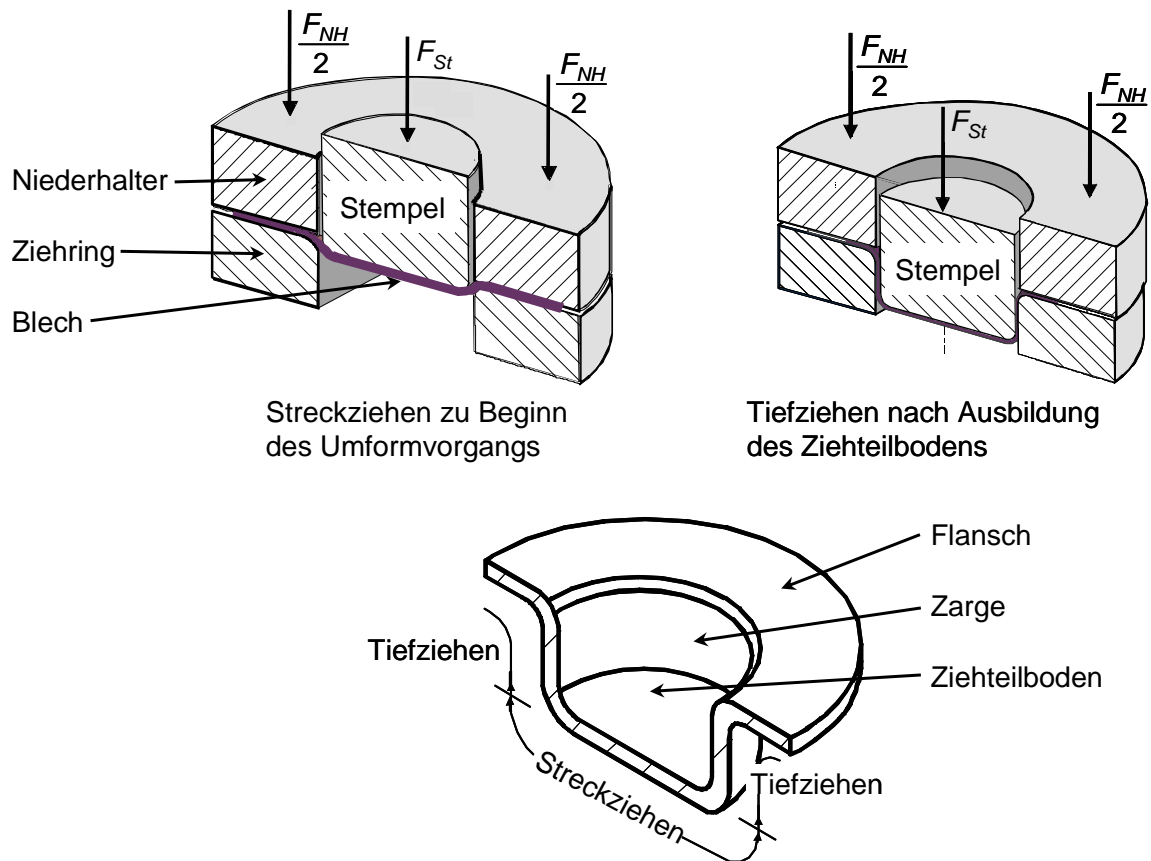


Abbildung 145: Die zwei Phasen des Tiefziehprozesses, Streckziehen zu Beginn (links) und das anschließende Tiefziehen (rechts) [KAM08]

Überschreitet die durch den Ziehstempel eingeleitete Kraft die Flanscheinzugskraft, beginnt die eigentliche Tiefziehphase (Abbildung 145). Der Werkstoff fließt während des Tiefziehens aus dem Flanschbereich in die Ziehteilzarge. Das Blech verdickt sich lokal im Flanschaußenbereich [DOE07, LAN84].

Die einzelnen Ziehteilbereiche Flansch, Zarge (Stempelkantenauslauf) und Ziehteilboden weisen durch den Tiefziehprozess unterschiedliche Spannungszustände auf (siehe Abbildung 146). Der Bereich des Flansches ist durch eine Zug-Druckbeanspruchung charakterisiert, die Zarge weist eine ebene Dehnung (plane strain, d. h. $\varphi_t = 0$) auf und im Ziehteilboden zeigt sich eine Zug-Zugbeanspruchung [SIM89].

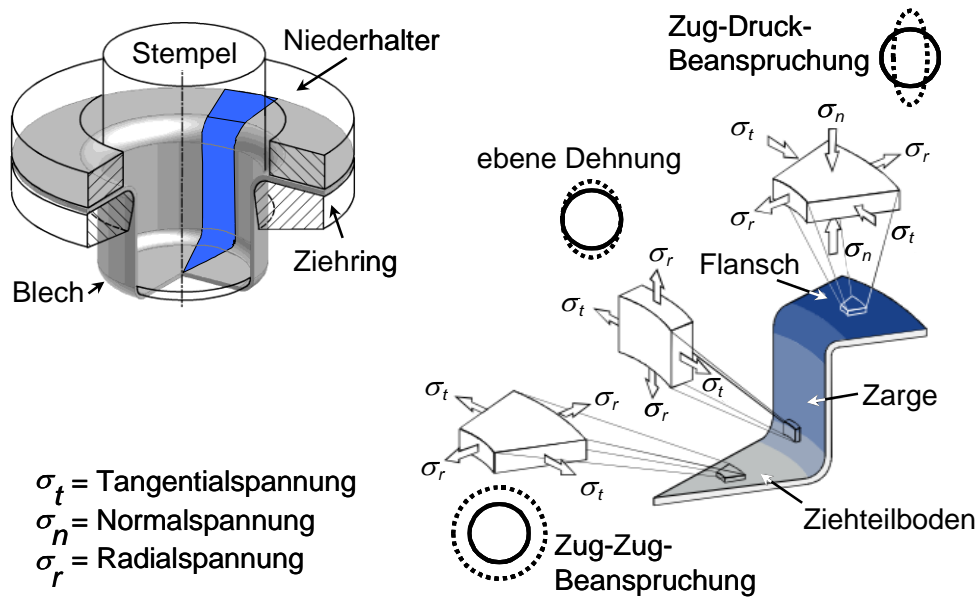


Abbildung 146: Beanspruchungszonen und Spannungszustände beim Tiefziehen nach [SIM89]

Als Kenwert für die Tiefziehfähigkeit eines Werkstoffs kann das Grenzziehverhältnis $\beta_{0,\max}$ angegeben werden [DOE07], (siehe Gleichung 21). Es ist das Verhältnis des größtmöglichen Rondendurchmessers $D_{0,\max}$ der noch ohne Fehler zu einem Napf mit dem Durchmesser d_0 gezogen werden kann.

Gleichung 21

$$\beta_{0,\max} = \frac{D_{0,\max}}{d_0}$$

Als allgemeiner Werkstoffkennwert ist die senkrechte Anisotropie r ein Maß für die Tiefziehfähigkeit eines Werkstoffes (siehe Gleichung 28). Hohe r -Werte bedeuten eine geringe Blechdickenabnahme während der Umformung und führen daher zu einer besseren Tiefziehfähigkeit.

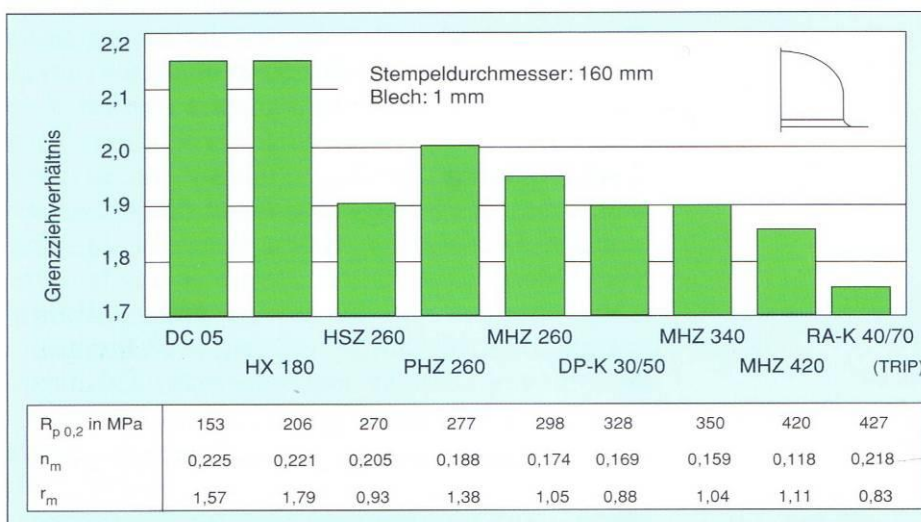


Abbildung 147: Grenzziehverhältnisse (oben) beim Tiefziehen mit einer Halbkugel, unten: Streckgrenze, r -Wert und n -Wert der verschiedenen Werkstoffe [BOD00]

Die Grenzziehverhältnisse verschiedener Werkstoffe geordnet nach ihren r -Werten zeigt Abbildung 147. Es lässt sich gut die Abhängigkeit des Grenzziehverhältnisses vom r -Wert erkennen. Natürlich haben auch sinkende Streckgrenzen einen positiven Einfluss auf die Tiefziehbarkeit. Ein Vergleich des phosphorlegierten Stahls ZStE 260 P mit dem gleichfesten Streckziehstahl HSZ 260 zeigt aber, dass der r -Wert den signifikanten Einfluss auf das Grenzziehverhältnis hat.

4.3.2 Streckziehen

Beim Streckziehen wird das umzuformende Blech so eingespannt, dass es während des Umformprozesses nicht nachfließen kann und jede Oberflächenvergrößerung bei der Umformung aus einer Dickenabnahme des Blechs resultiert [DOE07]. Der Umformprozess selbst erfolgt durch das Eindrücken eines runden Stempels in das Blech. Die auf diese Art erreichbare maximale Ziehtiefe ist ein Maß für die Streckziehbarkeit des Werkstoffs.

Hierbei konkurriert die mechanische Verfestigung des Werkstoffs durch Versetzungsbildung mit der geometrischen Entfestigung durch die Abnahme der Blechdicke. Wenn die Entfestigung überwiegt¹²⁸, kommt es zum Beginn einer Einschnürung, die letztlich in einem Riss resultiert. Dieser Punkt tritt später ein, wenn die mechanische Verfestigung des Werkstoffs – also sein n -Wert (siehe Gleichung 24) - hoch ist.

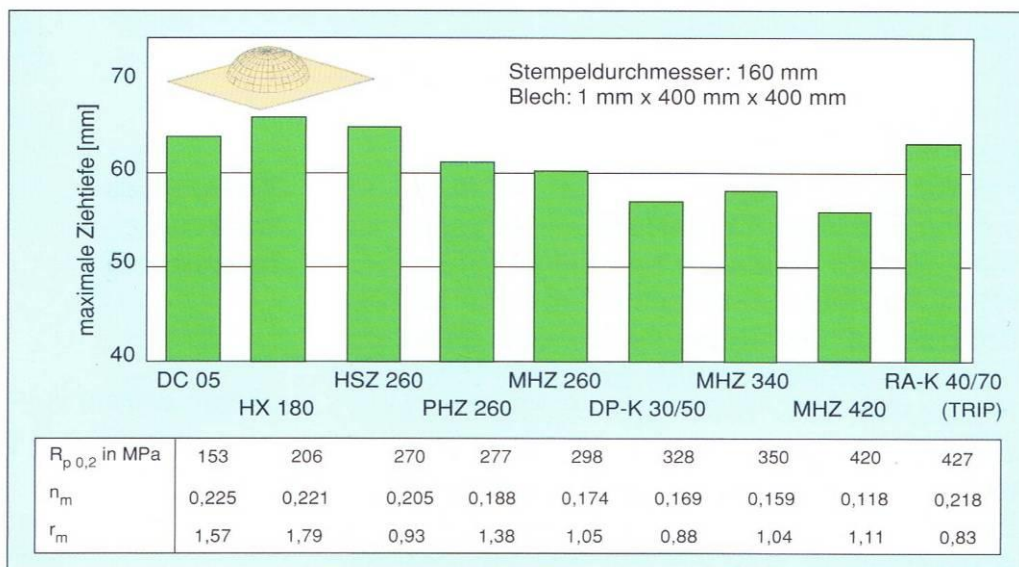


Abbildung 148: Maximale Ziehtiefen (oben) verschiedener Werkstoffe , unten: Streckgrenze, r -Wert und n -Wert der verschiedenen Werkstoffe [BOD00]

Die Werkstoffkennwerte zeigen in Abbildung 148 deutlich den Zusammenhang zwischen n -Wert und Ziehtiefe. Auch beim Streckziehen gilt prinzipiell, dass niedrige Streckgrenzen zu einer besseren Umformbarkeit beitragen. Anhand des DC05 und des TRIP 700 lässt sich aber gut nachvollziehen, dass der n -Wert das entscheidende Kriterium ist.

¹²⁸ Beim Erreichen des Considère-Kriteriums bzw. der Gleichmaßdehnung

4.4 Werkstoffkennwerte der Blechumformung

Auf Grund der hohen Kosten für Tiefziehwerkzeuge werden heute praktisch alle Prozesse zunächst simuliert, um die Nacharbeitungskosten für Werkzeuge und die Einfahrzeiten der Pressen möglichst gering zu halten. Für diese Simulationen werden die in Tabelle 11 aufgeführten Eingangsdaten [MER06] verwendet, von denen für Vorgänge bei der Blechumformung vor allem die Kenngrößen der plastischen Verformung relevant sind, die daher im Folgenden kurz beschrieben werden.

Tabelle 11: Eingangsdaten für die FE-Simulation von Umformprozessen in der Blechumformung

Elastische Kenngrößen	Plastische Kenngrößen
Elastizitätsmodul	Fließkurve
Querkontraktionszahl	Fließortkurve
	Anisotropiekenngrößen
	Grenzformänderungsschaubild
	Reibzahl

4.4.1 Fließkurven

Auf Grund der Verfestigung, die metallische Werkstoffe während ihrer Verformung erfahren, erhöht sich die zum aufrecht Halten des Fließens benötigte Fließspannung k_f mit steigendem Umformgrad φ . Dieser Zusammenhang, die Abhängigkeit der Fließspannung vom Umformgrad, wird mit Hilfe von Fließkurven beschrieben [DOE07].

Experimentell werden Fließkurven zur Beschreibung des Materialverhaltens von Blechen entweder mit dem Zugversuch (einachsiger Spannungszustand), mit Hilfe der hydraulischen Tiefung (zweiachsiger Spannungszustand) oder mittels Schichtstauchversuch (dreiachsiger Spannungszustand) aufgenommen.

Die Ermittlung der Fließspannung k_f aus dem Zugversuch ergibt sich nach Gleichung 20 als Quotient aus der Kraft F und der Fläche A [DOE07].

Gleichung 22

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

Da auch für die plastische Verformung mit einer Konstanz des Volumens gerechnet werden kann, ergibt sich mit $Al=A_0l_0$ Gleichung 23

Gleichung 23

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{Fl}{A_0l_0} = \frac{F}{b_0s_0} \frac{l_0 + \Delta l}{l_0} = \frac{F}{b_0s_0} \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right)$$

wenn gleichzeitig berücksichtigt wird, dass sich bei Flachproben die Ausgangsfläche A_0 des Querschnitts als Produkt der Breite b und der Blechdicke s ergibt.

Die Berechnung des Umformgrades erfolgt nach Gleichung 24

Gleichung 24

$$\varphi = \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A}{A_0} = \ln \left(1 + \frac{\Delta l}{l_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon)$$

aus den bereits beschriebenen Messgrößen und der Dehnung ε .

Da die Dehnrate während des gesamten Versuchs konstant bleiben soll, sich die Probenlänge aber kontinuierlich vergrößert sollte die Abzugsgeschwindigkeit der Maschinen entsprechend angepasst werden.

In der Regel können Fließkurven nach einem Ansatz von Ludwig [LUD09] entsprechen Gleichung 25 approximiert werden.

Gleichung 25

$$k_f = C\varphi^n$$

Hierin entspricht C einer werkstoffabhängigen Verfestigungskonstante und n dem (ebenfalls werkstoffabhängigen) Verfestigungskoeffizienten oder n-Wert. Letzterer kann aus der Steigung der Fließkurve im Bereich bis 20 % Dehnung oder nach Gleichung 26 ermittelt werden, in der φ_{Gl} dem Umformgrad beim Erreichen der Gleichmaßdehnung bzw. ε_{Gl} der Gleichmaßdehnung selbst entspricht.

Gleichung 26

$$n = \varphi_{Gl} = \ln(1 + \varepsilon_{Gl})$$

Der n-Wert beschreibt in erster Linie die Streckziehfähigkeit eines Bleches.

Der plastische Bereich von Fließkurven ist von zwei gegenläufigen Effekten gekennzeichnet. Zum einen findet während der Verformung eine durch Versetzungsentstehung begründete Verfestigung statt, zum anderen kommt es auf Grund des abnehmenden Probenquerschnittes zu einer geometrischen Entfestigung. Die Umformung verläuft stabil, solange die physikalische Verfestigung größer ist als die geometrische Entfestigung. Hierdurch werden Probenbereiche, die sich im Querschnitt verringern stärker verfestigt, so dass die weitere Verformung in anderen Bereichen stattfindet. Da die physikalische Verfestigung jedoch mit zunehmender Umformung schwächer wird, wird die Verformung schließlich instabil und es kommt mit Erreichen der Zugfestigkeit zur Einschnürung der Probe.

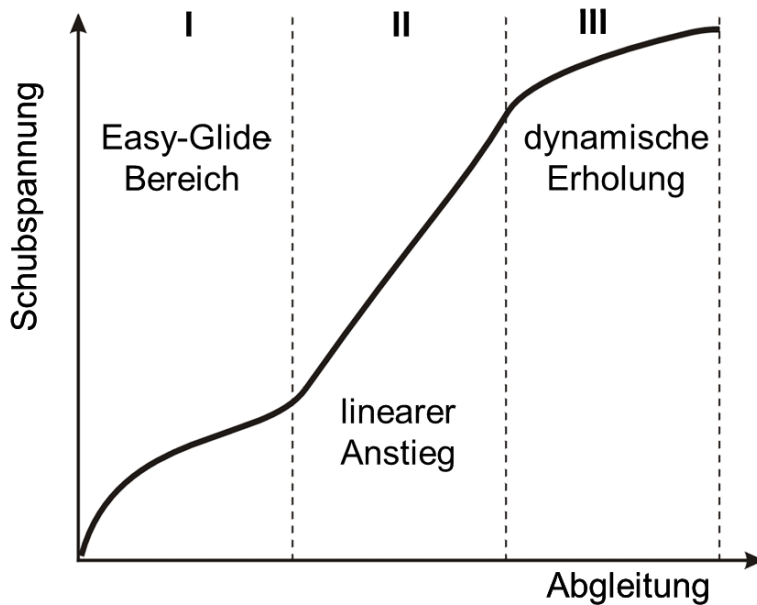


Abbildung 149: Schematische Verfestigungskurve [GOT07]

Der Verlauf der Verfestigung folgt den drei in Abbildung 149 beschriebenen Bereichen. In Bereich I (Easy-Glide-Bereich; geringer Verfestigungskoeffizient) können die Versetzungen lange Wege zurücklegen und den Kristall sogar verlassen. Schließlich kommt es am Ende dieses Bereichs durch steckengebliebene Versetzungen zu Versetzungsbewegungen auf sekundären Systemen, die einen geringen Beitrag zur Dehnung liefern, die Festigkeit aber signifikant steigern. Im Bereich II findet eine große lineare Festigkeitszunahme statt. Dieser Bereich ist dadurch gekennzeichnet, dass die Versetzungen auf primären und sekundären Systemen miteinander interagieren und unbewegliche Versetzungen erzeugen, die von nachfolgenden Versetzungen nicht passiert werden können. Diese Versetzungen tragen zur Erhöhung der Spannung und so zur Aktivierung weiterer sekundärer Systeme bei. Bei fortschreitender Verformung wird für jede blockierte eine neue bewegliche Versetzung erzeugt, so dass die Zahl der Versetzungen in diesem Bereich durch Frank-Read-Quellen oder den Orowan-Mechanismus stark ansteigt. Bereich III ist der längste Bereich der Fließkurve. Hier kommt es zu einem Quergleiten von Schraubenversetzungen, die nicht auf ein einziges Gleitsystem festgelegt sind und vor einem Hindernis auf ein Gleitsystem mit niedrigerem Schmidfaktor, aber ohne Hindernis, wechseln. Dies führt zu einer Verringerung der Verfestigung. Da diese Versetzungen auf dem anderen Gleitsystem manchmal ausgelöscht werden, nimmt die Versetzungsdichte durch diesen Effekt ab. Hieraus folgt die Bezeichnung dynamische Erholung [GOT07].

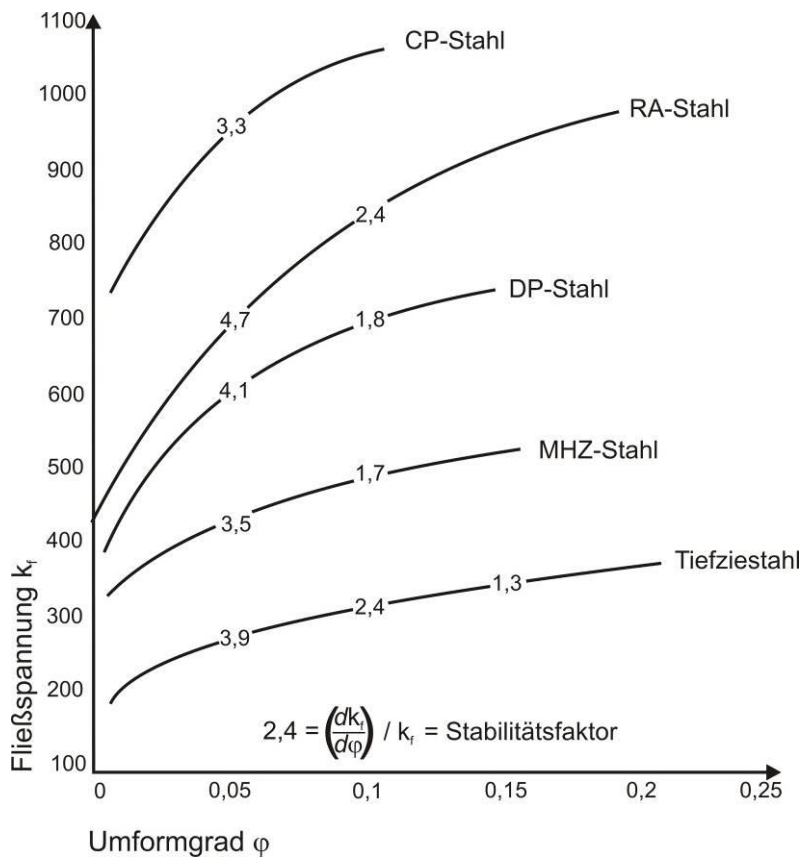


Abbildung 150: Fließkurven höherfester Stahlwerkstoffe mit den jeweiligen Stabilitätsfaktoren (bei einem Wert von „1“ beginnt die Einschnürung) [LEN09a]

Den Vergleich verschiedener Fließkurven für höher- und höchstfeste Stähle zeigt Abbildung 150. Zusätzlich sind für die unterschiedlichen Kurvenabschnitte die Stabilitätsfaktoren (s) eingetragen. Diese Kennzahlen resultieren aus dem Considère-Kriterium¹²⁹ und werden nach Gleichung 27 berechnet.

Gleichung 27

$$s = \frac{\left(\frac{dk_f}{d\varepsilon} \right)}{k_f}$$

Werte größer als 1 bedeuten, dass keine Gefahr der Einschnürung besteht, ein Wert gleich 1 zeigt das Erreichen des Considère-Kriteriums bzw. der Gleichmaßdehnung und den unerwünschten Beginn der Einschnürung.

Neben den absoluten Fließspannungen können in dieser Grafik daher auch die Sicherheiten gegen Einschnürung verglichen werden und es zeigt sich, dass die Mehrphasenstähle bei gleicher Sicherheit gegen Einschnürung deutlich höhere Festigkeiten besitzen.

¹²⁹ Dies Kriterium beschreibt den Punkt im Spannungsdehnungsverlauf, bei dem die physikalische Verfestigung durch vermehrt auftretende Versetzungsblockaden den gleichen Wert annimmt wie die geometrische Entfestigung durch die Einschnürung der Probe. Dieser Punkt entspricht der Gleichmaßdehnung. Ab dem Erreichen dieses Kriteriums kann die Verformung instabil werden und sich ausschließlich auf die Einschnürung beziehen [GOT07].

4.4.2 Fließortkurven

Auf Grund der in realen Blechwerkstoffen vorliegenden Texturen sind die Eigenschaften dieser Werkstoffgruppe nicht isotrop, sondern in hohem Maße anisotrop. Zusätzlich zeichnen sich die meisten Werkstoffe nicht durch ein symmetrisches Verhalten im Zug und im Druckbereich aus, vielmehr beginnen die meisten Werkstoffe unter Druckbelastung erst bei höheren Spannungen zu fließen als unter Zugbelastung. Eine Beschreibung des Fließbeginns durch die meist einachsige im Zug- oder Druckversuch ermittelten Fließkurven ist daher unzureichend. Um diesem Umstand Rechnung zu tragen, hat von Mises bereits in den 20er Jahren des letzten Jahrhunderts ein Fließkriterium für anisotrope Stoffe entwickelt, das in der von Hill erarbeiteten Form [HIL48] noch heute in der Anwendung ist [MER06]. Neben diesem quadratischen Fließgesetz existieren noch weitere nicht-quadratische Ansätze.

Die grafische Darstellung dieser Fließkriterien erfolgt an Hand der Fließortkurve (siehe Abbildung 151).

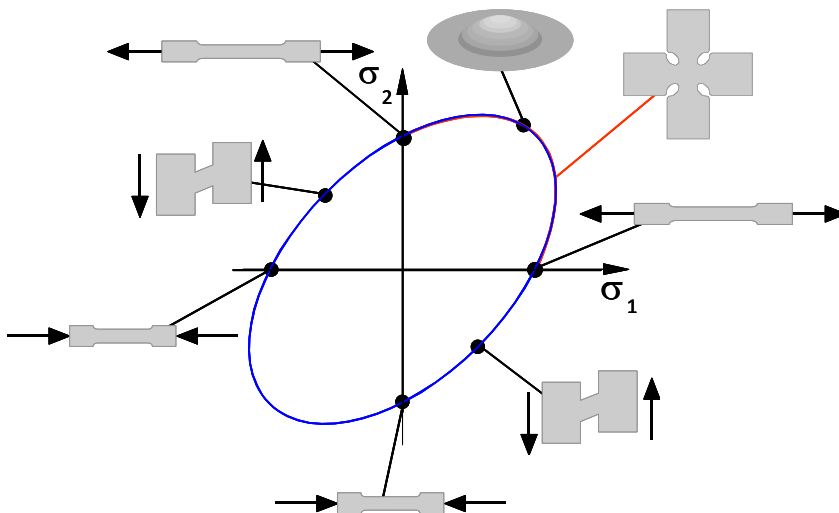


Abbildung 151: Schematische Darstellung der Fließortkurve und Zuordnung der Versuche zur Ermittlung des Fließbeginns; erster Quadrant (oben rechts): Zug-Zug-Belastung; zweiter (oben links) und vierter Quadrant: Zug-Druck-Belastung; dritter Quadrant (unten links): Druck-Druck-Belastung

Für die experimentelle Ermittlung der Kurve sind unterschiedliche Versuche nötig, um die verschiedenen Spannungszustände abzubilden.

Die Schnittpunkte der Kurve mit der σ_1 - und σ_2 -Achse können aus Zugversuchen mit Proben, die unter 0° bzw. 90° zur Walzrichtung entnommen wurden, gewonnen werden. Der Wert der Winkelhalbierenden kann durch die hydraulische Tiefung oder den Schichtstauchversuch ermittelt werden, wobei bei letzterem ein 3-achsiger Spannungszustand vorliegt. Werte für den 2. und 4. Quadranten¹³⁰ können mit Hilfe des Scherzugversuches (Myauchi-Test) gewonnen werden. Werte für den 3. Quadranten sind nur sehr schwer zu ermitteln, da eine Druck/Druck-Belastung bei Blechen schwer realisierbar ist.

Zur Berechnung der kompletten Kurve werden verschiedene Ansätze verwendet, wobei für Stahlwerkstoffe meist mit dem Fließkriterium von Hill 1948 gerechnet wird

¹³⁰ Der erste Quadrant ist oben-rechts, dann wird im mathematisch positiven Sinn, also gegen den Uhrzeigersinn, abgezählt. Der dritte Quadrant ist daher unten-links.

[DOE07, HIL48]. Es werden dann die Fließspannungen σ_0 , σ_{45} und σ_{90} (aus dem Zugversuch) benötigt, sowie der Fließbeginn im biaxialen Spannungszustand σ_b und die Anisotropiekennwerte r_0 , r_{45} und r_{90} [MER06].

4.4.3 Anisotropiekenngrößen

Die Anisotropie von Blechwerkstoffen wird durch den r-Wert gekennzeichnet, er ist definiert als das Verhältnis der Verformung der Breite (φ_b) (siehe Abbildung 152) zur Verformung der Blechdicke (φ_s) (siehe Gleichung 28) [BAR07, GRÄ93].

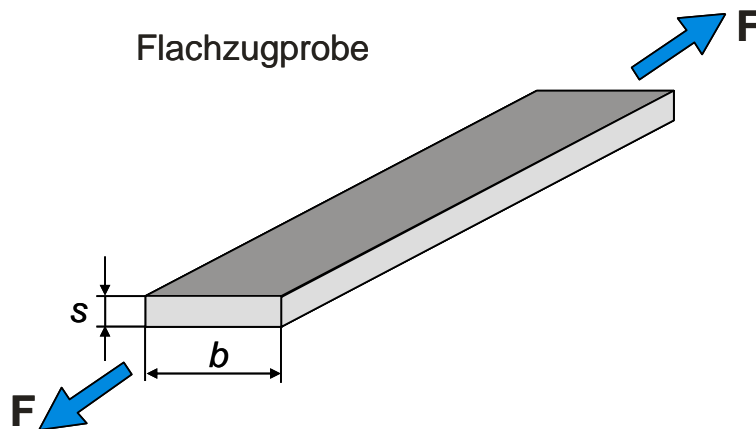


Abbildung 152: Skizze zur Ermittlung des r-Wertes bei der plastischen Verformung; Durch die Kraft F wird eine Abnahme der Breite (b) und der Blechstärke (s) verursacht. Das Verhältnis ihrer Logarithmen ergibt den r-Wert.

Gleichung 28

$$r = \frac{\log \frac{b_1}{b_0}}{\log \frac{s_1}{s_0}} = \frac{\varphi_b}{\varphi_s}$$

Neben den klassischen Anisotropiegrößen r_0 , r_{45} und r_{90} , die auch als senkrechte Anisotropie bezeichnet werden können, wird häufig auch die mittlere senkrechte Anisotropie (\bar{r}) und die ebene Anisotropie Δr angegeben (siehe Gleichung 29 und Gleichung 30) [MER06].

Gleichung 29

$$\Delta r = \frac{r_0 - 2r_{45} + r_{90}}{4}$$

Gleichung 30

$$\bar{r} = \frac{r_0 + 2r_{45} + r_{90}}{4}$$

Ein texturfrees isotropes Gefüge, das keine Zipfelbildung zeigen würde hätte einen r-Wert von 1.

4.4.4 Grenzformänderungskurven

Die Größe der Belastung, also der maximale Umformgrad bzw. die maximale Dehnung, die ein Blechbauteil ohne Versagen erfahren kann, ist ein materialabhängiger Wert, der von verschiedenen Parametern abhängig ist. Für die Auslegung von Blechumformprozessen wird das Versagen als erster auftretender makroskopisch sichtbarer Riss oder als Beginn der Einschnürung betrachtet. Daneben können aber auch das Auftreten von Orangethau, das Entstehen von Falten oder ungleichmäßige Blechdickenverteilungen als Versagenskriterium herangezogen werden [MER06, ISO04]. In jedem Fall ist das Versagen abhängig von Dehnungszuständen, die der Werkstoff nicht mehr ertragen kann. Die Obergrenze dieser Dehnungen bzw. der zugehörigen Umformgrade wird in Abhängigkeit der beiden Hauptumformgrade in Grenzformänderungskurven dargestellt (siehe Abbildung 153).

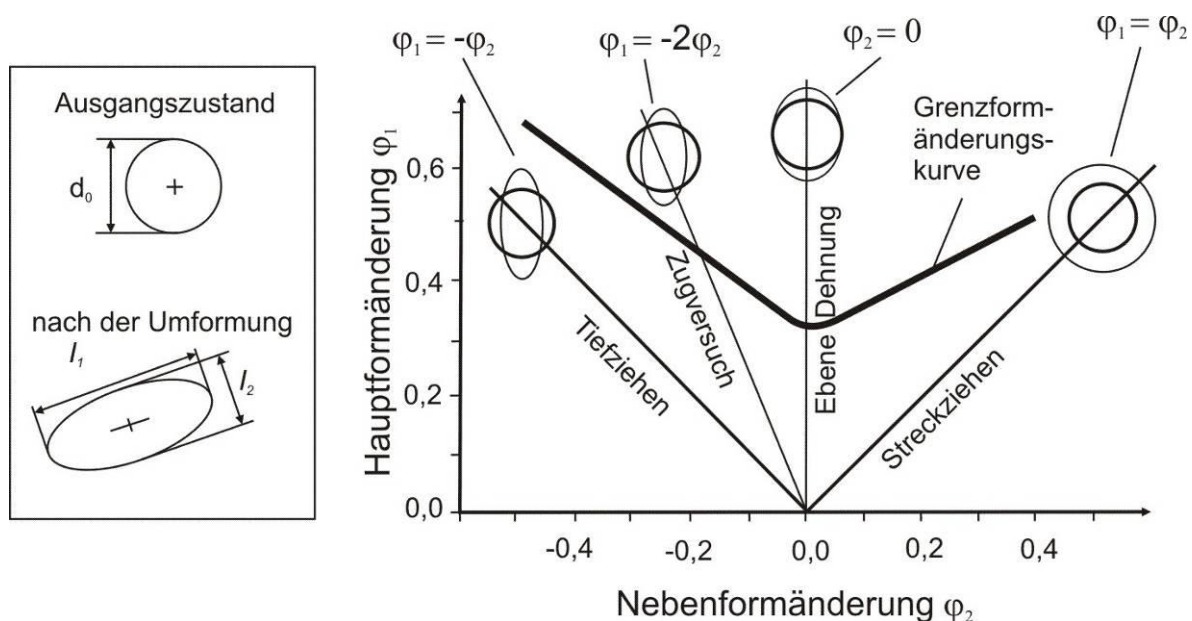


Abbildung 153: Schematische Darstellung einer Grenzformänderungskurve; links: Ausgangsfläche der Probe (oben) und Fläche nach der Verformung (unten); rechts: Grenzformänderungskurve mit Probenform und Belastungsarten [DOE07]

Der Hauptumformgrad φ_1 liegt in Belastungsrichtung des Werkstoffs, der Nebenumformgrad φ_2 senkrecht dazu. Die im Diagramm auftretenden Spannungszustände reichen von Tiefziehen¹³¹ ($\varphi_1 = -\varphi_2$) über den einachsigen Zug ($\varphi_1 = -2\varphi_2$), den einachsigen gleichmäßigen Zug ($\varphi_2 = 0$) bis hin zum zweiachsigen Streckziehen ($\varphi_1 = \varphi_2$). Die Messwerte für die verschiedenen Spannungszustände werden mit Hilfe des Marziniak- oder des Nakajimatests aufgenommen [DOE07]. Die Einflüsse auf das Formänderungsvermögen sind sowohl Werkstoffparameter (Blechdicke¹³², Streckgrenze und Zugfestigkeit¹³³, Anisotropie und

¹³¹ Da die beim Tiefziehen auftretenden tangentialen Druckspannungen experimentell nicht nachgebildet werden können, kann dieser Bereich experimentell nicht untersucht werden.

¹³² Eine größere Blechdicke verschiebt die Grenzformänderungskurve nach oben zu höheren φ_1 .

¹³³ Eine größere Festigkeit verschiebt die Grenzformänderungskurve auf Grund der abnehmenden Dehnung nach unten zu niedrigeren φ_1 .

Verfestigungsexponent¹³⁴) als auch verschiedene Verfahrensparameter (Reibung, Geschwindigkeit, Geometrie der Probe, Umformgeschichte und Temperatur).

Unberücksichtigt bleiben aber bei allen gängigen Versuchsanordnungen die Einflüsse des Lastpfades, also die Änderung des Spannungszustandes während des Umformprozesses, wie sie bei realen Tiefziehprozessen auftritt. Auf Grund des hierbei auftretenden Bauschingereffektes kommt es bei einer vorhergegangenen Verformung in entgegengesetzter Richtung zu einem Absinken der Fließgrenze. Die Einflüsse, die unterschiedliche Lastpfade auf die Grenzformänderungskurven haben, sind in Abbildung 154 dargestellt.

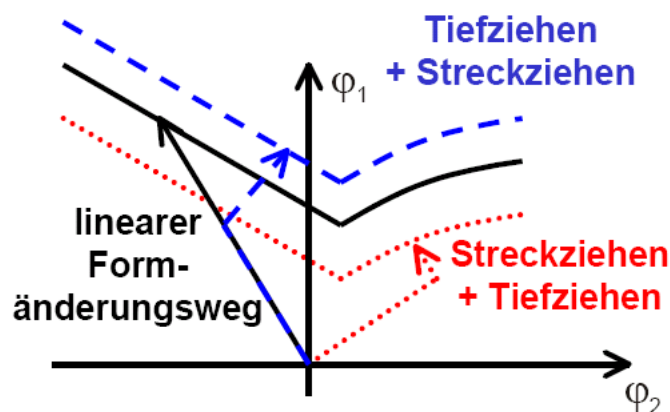


Abbildung 154: Schematische Darstellung der Lastpfadabhängigkeit von Grenzformänderungskurven; schwarz: linearer Umformweg; rot: Kombination aus Streckziehen mit anschließendem Tiefziehen; blau: Kombination aus Tiefziehen mit anschließendem Streckziehen [PRA01]

Gegenüber dem linearen Formänderungsweg (durchgezogene Linie in Abbildung 155) ergeben sich beim Tiefziehen mit anschließendem Streckziehen (gestrichelte Linie) in der Regel größere Grenzformänderungsspannungen. Die umgekehrte Belastungsfolge (gepunktete Linie) erreicht dagegen kleinere maximale Umformgrade [PRA01].

4.4.5 Rückfederung

Eine wichtige Materialeigenschaft, die bei der Auslegung von Umformwerkzeugen zu berücksichtigen ist, ist die Rückfederung. Sie kann als die Gesamtheit der Abweichungen des gezogenen Blechs von der Form des Tiefziehwerkzeuges aufgefasst werden. Sie setzt sich zusammen aus Winkeländerungen (Zargenauffederung), Zargenkrümmung und einer Verdrillung.

Prinzipiell gehen diese Formänderungen auf das Freiwerden der elastischen Spannungen beim Entnehmen der Teile aus dem Werkzeug zurück. Sie sind also abhängig von der Höhe der aktuell bei ihrem Entstehen aufgetretenen Fließspannung (siehe Abbildung 155), da die E-Module in der Regel gleich sind.

¹³⁴ Ein größerer Verfestigungsexponent verschiebt die Grenzformänderungskurve zu höheren ϕ_1 .

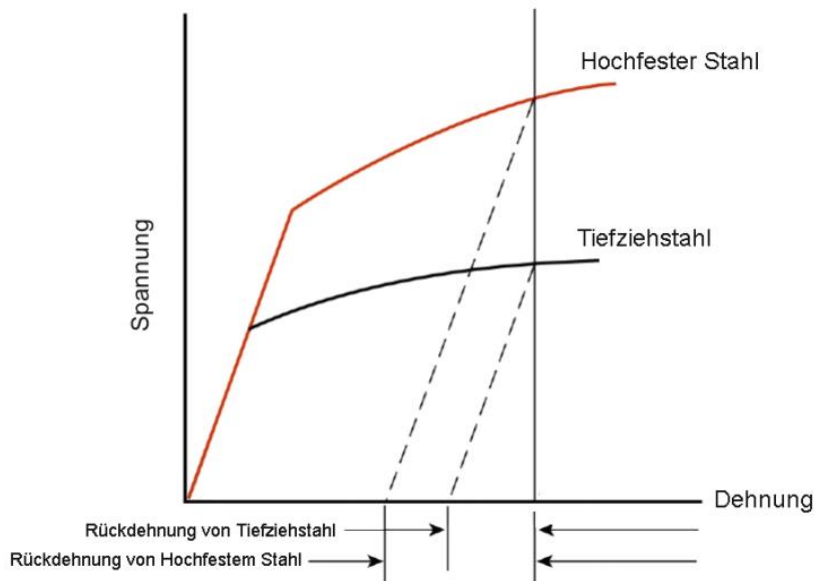


Abbildung 155: Elastische Rückfederung bei Stählen mit unterschiedlicher Streckgrenze und Verfestigung; Auf Grund der höheren Festigkeit bei gleichen Elastizitätsmodulen resultiert bei den hoch- und höherfesten Stählen eine stärkere Rückfederung [AHSS06]

4.4.5.1 Winkeländerungen

Den Einfluss von Winkeländerungen und Zargenkrümmungen auf die Rückfederung zeigt Abbildung 156. Winkeländerungen sind die Verkippungen der Seitenwand am Radius des Stempels (siehe Abbildung 156 rechts). Grund hierfür sind unterschiedliche Eigenspannungsverteilungen über der Blechdicke, die beim Biegen und Zurückbiegen des Bleches über die Kante des Stempels entstehen [AHSS06, PAU05]

4.4.5.2 Zargenkrümmung

Die Zargenkrümmung ist die Krümmung der Seitenwand (siehe Abbildung 156 links). Sie wird ebenfalls durch eine ungleichmäßige Eigenspannungsverteilung erzeugt. Diese entsteht beim Vor- und Zurückbiegen über einem Werkzeugradius, während das Blech in das Werkzeug eingezogen wird¹³⁵.

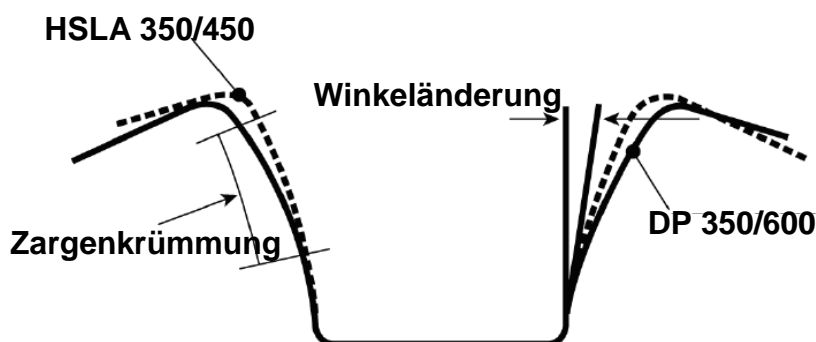


Abbildung 156: Schematische Darstellung von Zargenkrümmung (links) und Winkeländerung (rechts) in Folge von Rückfederungseffekten [AHSS06]

¹³⁵ Dieser Effekt ist im Grunde vergleichbar mit den Vorgängen beim Aufkräuseln von Geschenkbandern mit Hilfe der Schnittkante einer Schere.

4.4.5.3 Verdrillung

Die Verdrillung entspricht der Verdrehung des Bauteils. Sie tritt auf, wenn die Eigenspannungen parallele Kräftepaare bilden und so eine Torsionsspannung erzeugen.

Der in Abbildung 155 dargestellte Zusammenhang zwischen der Stahlsorte und der Höhe der Fließspannung bzw. der aus ihr resultierenden elastischen Komponente der Verformung dient lediglich zur Verdeutlichung des Effektes. Es ist nicht sinnvoll, bei der Betrachtung der Rückfederung zwei derart unterschiedliche Stähle zu vergleichen. Hierzu müssen die Stahlgüten etwa gleiche Festigkeiten haben, da sie ansonsten auch nicht zur gegenseitigen Substitution verwendet werden könnten. Einen realistischen Vergleich zeigt Abbildung 157.

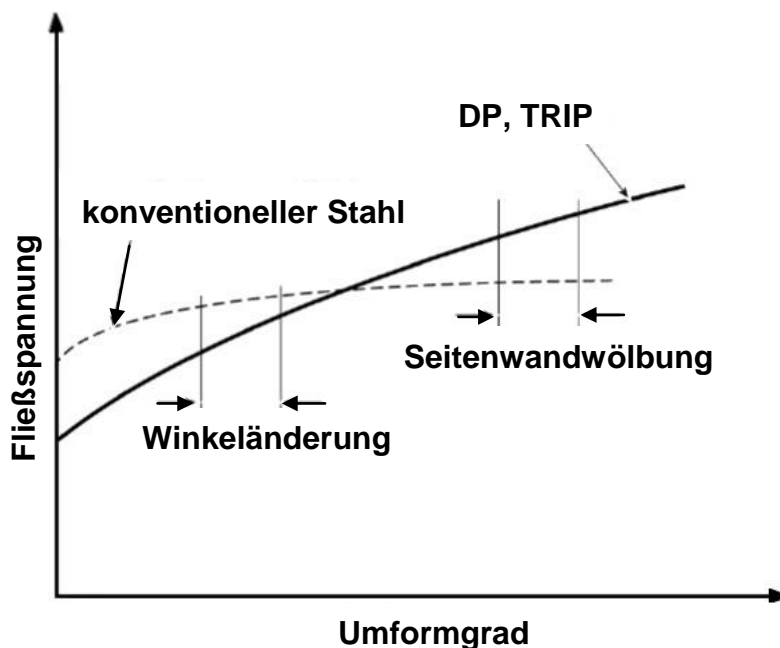


Abbildung 157: Vergleich der Fließkurven von konventionellen und Mehrphasenstählen mit ähnlichen Festigkeiten; im Bereich der Winkeländerung ist die Fließspannung des konventionellen Tiefziehstahles höher, im Bereich der Seitenwandwölbung ist die Fließspannung der Mehrphasenstähle höher [AHSS06].

Einer der typischen Unterschiede zwischen konventionellen und mehrphasigen Stählen ist, dass die mehrphasigen Stähle eine geringere Fließgrenze und eine größere Verfestigung haben. Beim Vergleich der Fließkurven auf ähnlichem Festigkeitsniveau (siehe Abbildung 157) fällt also auf, dass die Fließkurve von DP- oder TRIP-Stählen für niedrige Umformgrade unterhalb der Kurve des konventionellen Stahls und für höhere Umformgrade oberhalb dieser Kurve verläuft. Beachtet man, dass die Voraussetzung für das Auftreten von Winkeländerungen bei kleinen Umformgraden auftritt (siehe Abbildung 157), wird verständlich, dass die Winkeländerungen bei mehrphasigen Stählen geringer ausfallen als bei konventionellen Stählen [AHSS06].

Anders verhält es sich bei der Zargenkrümmung. Diese wird bei höheren Umformgraden verursacht und hier sind die Fließspannungen der mehrphasigen Stähle höher. Daher tritt bei diesen Stählen tendenziell eine stärkere Zargenkrümmung ein [PAU05].

Werkstoffunabhängige Einflussfaktoren, die sich zur Steuerung und damit zur Minimierung der Rückfederung einsetzen lassen, sind:

Der Ziehkantenradius, der Einsatz von Ziehleisten oder Ziehwulsten, das Maß der Streckung, die Breite des Ziehspaltes, die Form des Bauteils, insbesondere das Einbringen von Sicken.

So lassen sich drei Maßnahmengruppen identifizieren:

Änderungen der Werkzeuggeometrie, ein Überdehnen der Teile, so dass erst die Rückfederung zur korrekten Kontur führt und eine Änderung der Teilegeometrie mit dem Ziel einer Versteifung [AHSS06, DOE07, BOD00, PAU05, CAO93].

Wenn das Umformen wie zum Beispiel beim Presshärten bei Temperaturen deutlich oberhalb der Rekristallisationstemperatur durchgeführt wird, entstehen durch diesen Prozessschritt keine Eigenspannungen und die Bauteile sind in der Regel frei von jeglicher Rückfederung [LEN08].

4.4.6 Reibung

Die beim Kontakt zwischen den Blechen und den Werkzeugen auftretende Reibung ist für Tiefziehprozesse ein wichtiger Einflussfaktor. Beeinflusst wird die Reibung durch die Oberflächeneigenschaften des Werkzeuges, durch die Oberflächeneigenschaften des Bleches und durch die Art und Menge des verwendeten Schmierstoffes¹³⁶ [BOD00].

Neben dem Schmiermittel lässt sich vor allem die Rauheit der Bleche beeinflussen. Dies geschieht durch die Beeinflussung der Oberfläche der Dressierwalzen, also der letzten Walzkörper, mit denen die Bleche in Berührung kommen.

Da die Reibung nicht vom Werkstoff oder seinem Gefügestand selber beeinflusst wird, bedarf dieser Aspekt der Umformung im Rahmen dieser Arbeit keiner detaillierten Betrachtung.

4.4.7 Besondere Umformeigenschaften höherfester Stähle

Die wesentlichen Unterschiede bei der Umformung modernen höherfester Blechwerkstoffe werden in [LEN09a] wie folgt zusammengefasst:

- Die höherfesten DP- und Restaustenit-Stähle (zu denen die TRIP-Stähle gehören) haben ein sehr gutes Streckziehverhalten.
- DP- und RA-Stahl zeigt im Vergleich zu den konventionellen höherfesten Stählen bei gleicher Festigkeit ein verbessertes Umformvermögen.
- Mit steigender Streckgrenze nimmt erfahrungsgemäß das Umformvermögen ab und die Spanne zwischen Einschnürung und Riß wird kleiner, was besonders bei den CP- und MS-Stählen erkennbar ist. Trotz dieser Eigenschaft sind die CP- und MS-Stähle kaltumformbar.
- Bei kleinen Formänderungen treten infolge der hohen Verfestigung die folgenden Umformeigenschaften auf:
 - Es werden größere Volumenbereiche an der Umformung beteiligt
 - Starke örtliche Werkstoffbeanspruchungen bei der Umformung auf Grund der Verfestigung auf ein größeres Volumen verteilt, was einem Versagen durch

¹³⁶ Da die Automobilhersteller bestrebt sind keine zusätzlichen Schmierwerkstoffe zu verwenden, muss diese Aufgabe in der Regel von den im Walzwerk aufgetragenen Korrosionsschutzölen übernommen werden.

Reißer entgegengewirkt (Aussage gilt unter Beachtung des Umformvermögens für das betrachtete Festigkeitsniveau!)

- Im Vergleich zu den bisherigen Stahlsorten sind erheblich höhere Pressen- und Blechhalterkräfte erforderlich.
- Es tritt eine stärkere Neigung zur Faltenbildung auf, die im Verlauf der Umformung noch zunimmt (Wechselwirkung Streckgrenzeniveau und Verfestigung).
- Auf Grund der starken Verfestigung und der vorliegenden Festigkeiten wird es zunehmend schwierig, Ziehteile am Ende des Ziehvorganges ausreichend auszuformen (Pressenkraft!).
- Die Rückfederung der DP- und RA-Stähle ist schon in der ersten Ziehstufe mit einzuarbeiten und durch Ausprobe zu ermitteln. Der gesetzmäßige Zusammenhang zwischen der Streckgrenze und dem Maß der Rückfederung nach der Umformung ist auch in dieser Werkstoffklasse weiterhin gültig. Die Rückfederung nimmt mit abnehmender Dicke und zunehmender Streckgrenze zu.
- Die Einarbeitung der Werkzeuge muss auf Grund des spezifischen Umformverhaltens unbedingt mit dem höher- und höchstfesten Serienwerkstoff erfolgen.
- Die Steuerung des Werkstoffflusses sollte möglichst über die Blechhalterkraft erfolgen. Der Einsatz einer Blechhalterkraftregelung ist hierbei von Vorteil.
- Im Falle des Einsatzes von Ziehsicken sind diese mit nicht zu engen Radien auszulegen (Verfestigungsverhalten).
- Bei der Werkzeugstoffauswahl sind die höheren Festigkeiten der Stahlfeinbleche und die damit verbundenen höheren Werkzeugbeanspruchungen zu beachten (z.B. Verschleiß).

5 Mikroskopische Untersuchungsmethoden

Das menschliche Auge kann zwei Punkte noch dann als getrennt wahrnehmen, wenn sie nicht dichter als 0,1 mm zusammen liegen. Da dieses Auflösungsvermögen nicht ausreicht, um Strukturen metallischer Werkstoffe erkennen zu können, werden zu diesem Zweck Mikroskope eingesetzt.

Das maximale Auflösungsvermögen¹³⁷ bildgebender Verfahren hängt von der Wellenlänge der verwendeten Strahlung des Systems ab. Es können in der Regel Objektstrukturen getrennt werden, deren Abstand in der Größenordnung der Wellenlänge liegt [HER04]. Für lichtmikroskopische Systeme kommen Wellenlängen im sichtbaren Bereich (ca. 500 nm)¹³⁸ in Frage, womit die maximale, sinnvolle Vergrößerung bei etwa 1:1000 liegt.

Sollen feinere Strukturen untersucht werden, können Elektronen als bildgebendes Medium verwendet werden. Ihre Wellenlänge hängt von der Beschleunigungsspannung ab. In Rasterelektronenmikroskopen (REM) sind so Auflösungsvermögen von etwa 5 nm (Wolfram-Kathode) bis hin zu 1 nm im Feldemissions-REM realisierbar. In Transmissionselektronenmikroskopen (TEM) sind Auflösungsvermögen von ca. 0,1 nm erreichbar [SCHU07].

Die nicht optischen bzw. nicht elektronenoptischen Verfahren mit gleicher oder noch höherer Auflösung wie zum Beispiel Rasterkraftmikroskopie, Feldionenmikroskopie oder Rastertunnelmikroskopie spielen im Rahmen der durchgeführten Untersuchungen keine Rolle.

5.1 Lichtmikroskopie

Klassische Auflichtmikroskope haben einen Strahlengang wie er in Abbildung 158 dargestellt ist.

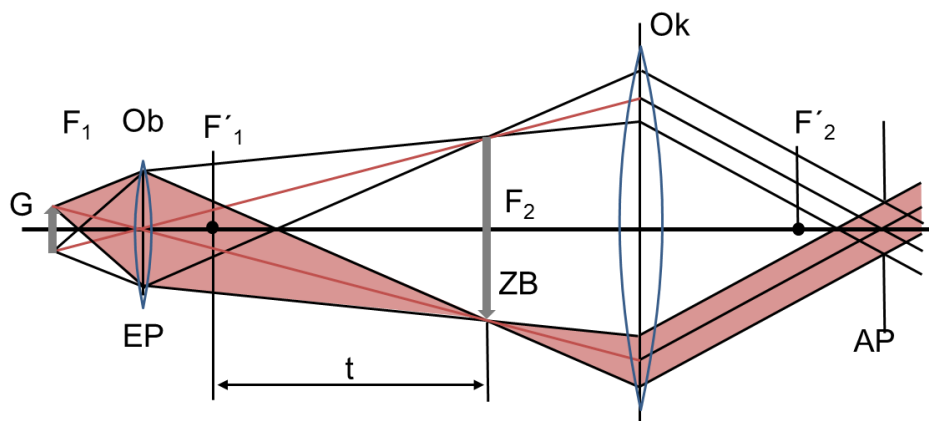


Abbildung 158: Strahlengang eines Auflichtmikroskopes [HER04]; Ob: Objektiv; G: Gegenstand, ZB: Zwischenbild; Ok: Okular; t: Tubuslänge; EP: Eintrittspupille; AP: Austrittspupille; F: Brennpunkt

¹³⁷ Unter dem lateralen (seitlichen) Auflösungsvermögen eines Mikroskops versteht man den minimalen Abstand zweier Objektpunkte, die gerade noch getrennt voneinander abgebildet werden können [HAS08].

¹³⁸ Dieser Zusammenhang wird nach Ernst Karl Abbe (* 23. Januar 1840 in Eisenach, † 14. Januar 1905 in Jena) einem Astronomen, Physiker, Optiker, Unternehmer und Sozialreformer, der zusammen mit Carl Zeiss und Otto Schott die Grundlagen der modernen Optik schuf, als Abbe-Limit bezeichnet.

Eine Objektivlinse erzeugt ein vergrößertes Zwischenbild, das mit Hilfe des als Lupe wirkenden Okulars betrachtet wird [HER04]. (Moderne Lichtmikroskope besitzen in der Regel zwei Okulare, um ein entspannteres Betrachten mit beiden Augen zu ermöglichen.) Das so erzeugte Bild ist virtuell und kann nicht ohne weitere Hilfsmittel dargestellt werden, wobei die Linse des menschlichen Auges ein reelles Abbild auf der Netzhaut erzeugt. Da metallische Proben lichtundurchlässig sind, müssen sie von oben, also durch den Strahlengang selbst, beleuchtet werden. Hierzu ist es unter anderem nötig, eine Tubuslinse einzuführen, die mit dem Okular zusammen wie ein Fernrohr wirkt, das das vom Objektiv erzeugte Bild im Unendlichen betrachtet. Die verschiedenen Vergrößerungen lassen sich durch einen Wechsel der Objektive erreichen, die in der Regel in einem Revolver angebracht sind, um ein leichtes Wechseln zu ermöglichen. Die Schärfentiefe¹³⁹ eines solchen Lichtmikroskops ist abhängig von seiner momentanen Vergrößerung, sie liegt bei maximaler Vergrößerung bei lediglich $0,4 \mu\text{m}$ [SCHU07]. Hierin liegt der Grund warum nur planare Flächen und keine Bruchflächen betrachtet werden können. Außerdem müssen diese Flächen exakt geschliffen und entsprechend parallel zum Mikroskoptisch sein.

Prinzipiell stehen verschiedene Betrachtungsmethoden zur Verfügung, von denen die 2 wichtigsten:

- Hellfeldabbildung
- Dunkelfeldabbildung

im Folgenden beschrieben werden.

5.1.1 Hellfeldabbildung

Bei der Hellfeldabbildung wird das Objekt praktisch senkrecht, also entlang des Strahlenganges, beleuchtet. Zur Erzeugung des Bildes werden die regulär reflektierten Strahlen und die schwach diffus reflektierten Strahlen genutzt (siehe Abbildung 159, links). Der Kontrast entsteht durch: Unterschiedliche Brechungsindices der Gefügebestandteile, Differenzen des Absorptionskoeffizienten und Intensitätsverminderung als Folge von diffusen Reflexionen und Streuung [SCHU07].

Da diese Unterschiede bei den verschiedenen Gefügebestandteilen in der Regel sehr klein sind, müssen die Schriffe vor dem Betrachten geätzt werden, um den Kontrast zu erhöhen.

5.1.2 Dunkelfeldabbildung

Bei der Dunkelfeldabbildung (siehe Abbildung 159 rechts) wird die Oberfläche der Probe seitlich beleuchtet. Die regulär reflektierten Strahlen treffen nicht in das Objektiv, was dazu führt, dass nur diffus reflektierende Bereiche wie zum Beispiel Kratzer, Poren oder tiefer geätzte Korngrenzen (siehe Abbildung 159) abgebildet werden [SCHU07]. Diese Methode wird daher häufig eingesetzt, um mechanische Oberflächenbeeinflussungen wie Kratzer, Risse, Lunker, Poren, Ausbrüche usw. sichtbar zu machen.

¹³⁹ Die Schärfentiefe ist die axiale Ausdehnung des Bereichs im Objektraum (der maximale Höhenunterschied), der auf der Bildebene hinreichend scharf abgebildet wird.

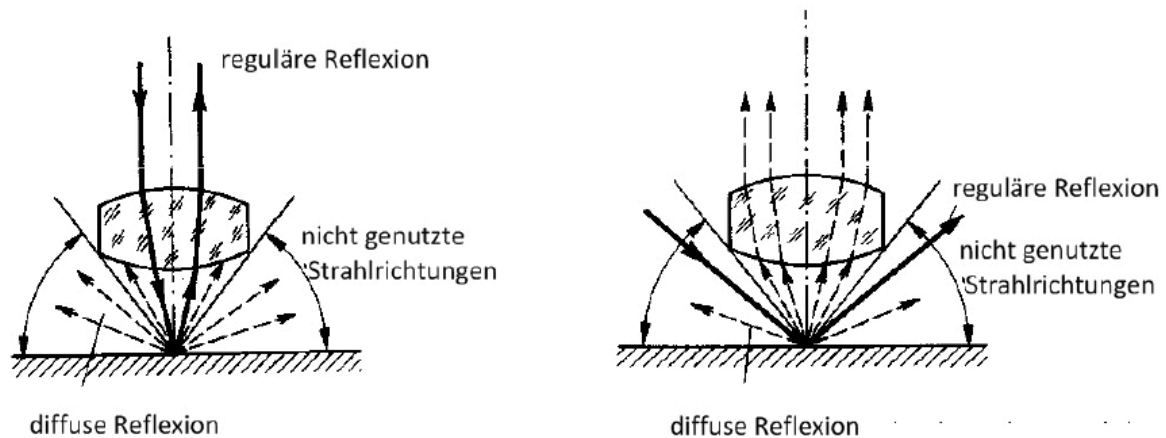


Abbildung 159: Vergleich von Hellfeldaufnahme mit Beleuchtung (durchgezogene Linie) von oben durch den Tubus (links) und Dunkelfeldaufnahme mit Beleuchtung von der Seite (rechts) [SCHU07]

5.1.3 Heiztischmikroskopie

Eine spezielle Form der Lichtmikroskopie, zur Untersuchung von metallischen Proben bei erhöhten Temperaturen, ist die Heiztischmikroskopie. Hierbei werden handelsübliche Lichtmikroskope verwendet, deren Objektive es ermöglichen, einen größeren Abstand zwischen der Linse und dem Objekt zulassen. Die Probe selbst kann sich dann in einer beheizbaren Vakuumkammer unterhalb des Objektivrevolvers befinden (siehe Abbildung 160).

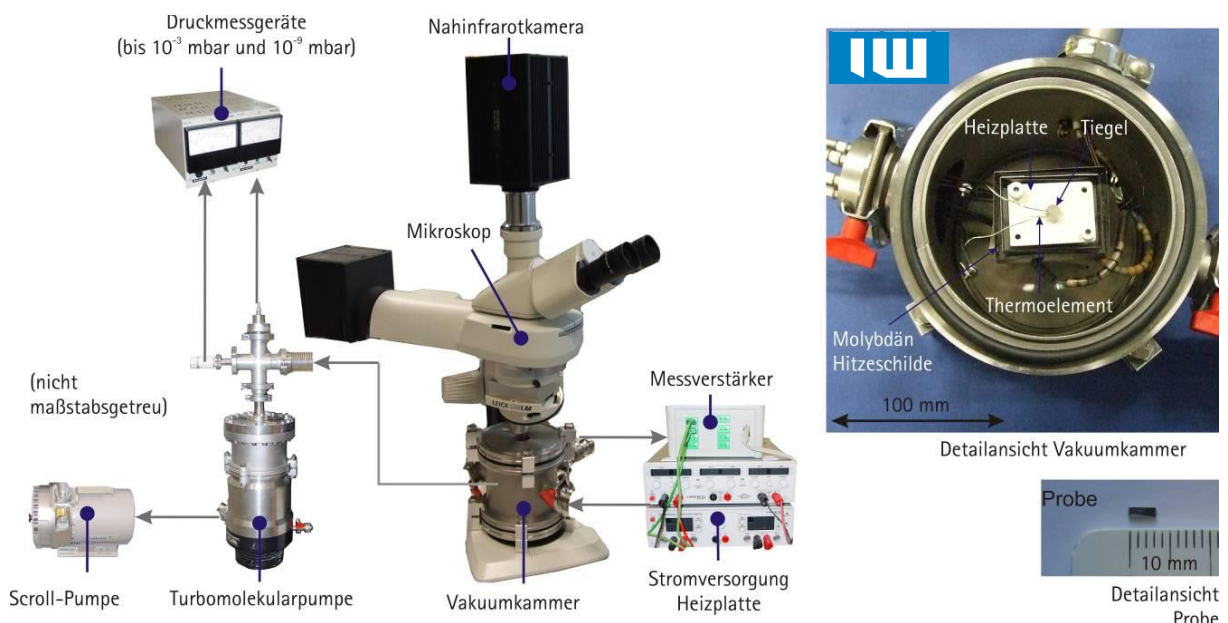


Abbildung 160: Aufbau des modifizierten Heiztischmikroskops am Institut für Werkstoffkunde

Der schematische Aufbau des Heiztischmikroskops wird in Abbildung 160 gezeigt. Es besteht im Wesentlichen aus einer Hochvakuumkammer, in der sich ein Heizelement befindet, auf dem die Proben in Saphirglastiegeln erhitzt werden können. Durch das

Vakuum wird verhindert, dass es zu einer unerwünschten Oxidation der Probenoberfläche kommt.

Die Temperatur im Inneren der Kammer kann auf bis zu 2000 °C erhöht und mit Hilfe von Thermoelementen gemessen bzw. geregelt werden. Durch ein Saphirglasfenster im Deckel ist eine Beobachtung der Probe während des Versuchs durch eine auf dem Mikroskop angebrachte NIR-Kamera¹⁴⁰ (SU320-1.7RT, Fa. Sensors Unlimited) möglich. Die Abkühlgeschwindigkeiten in diesem Mikroskop sind in der Regel nicht groß genug, um Ungleichgewichtszustände wie martensitische Gefüge zu erzeugen.

5.1.4 Schliffherstellung

Da nur sehr glatte Flächen untersucht werden können, müssen aus den zu untersuchenden Proben zunächst Schliffe hergestellt werden. Dieser Vorgang beginnt mit dem Heraustrennen der Proben aus dem Grundkörper, wobei darauf zu achten ist, keine thermischen und mechanischen Veränderungen im Gefüge zu erzeugen. Neben dem Wasserstrahlschneiden [PUD04] eignen sich also vor allem Nasstrennverfahren.

Anschließend werden die Proben meist in Kunststoffe eingebettet, um die Standfläche zu erhöhen, was beim anschließenden Schleifen garantieren soll, dass auch die Kanten der Probe ohne Verrundungen geschliffen werden. Hieran schließt sich das Schleifen und Polieren der Proben auf rotierenden Drehtellern an, bis schließlich mit Korngrößen von 1 µm bis 3 µm die Politur abgeschlossen wird [PET06].

Da wie bereits beschrieben die Kontraste bei polierten Oberflächen nur sehr schwach ausgeprägt sind, erfolgt vor der Betrachtung der Schliffe im Lichtmikroskop meist eine Beeinflussung der Probenoberfläche. Diese kann durch chemisches, elektrolytisches oder thermisches Ätzen oder Beschichten vorgenommen werden. Für die hier untersuchten Stähle ist das chemische Ätzen das maßgebliche Verfahren.

Ziel des Ätzens ist es, dass Korn- bzw. Phasengrenzen zu Einschnitten vertieft werden, an denen dann diffuse Reflexion stattfindet (sie sind in der Hellfeldabbildung dunkel und in der Dunkelfeldabbildung hell). Gleichzeitig werden Kornflächen je nach Phasentyp oder auch in Abhängigkeit der Orientierung zur Schliffebene unterschiedlich stark aufgeraut. Hierdurch wird die diffuse Reflexion im Vergleich zur regulären verstärkt. Außerdem können auf den einzelnen Phasen orientierungs- und/oder phasenabhängige dünne Schichten aufgebracht werden, die zu Interferenz-Effekten zwischen dem an der Schichtoberfläche und dem an der Probenoberfläche reflektierten Licht führen [SCHU07].

5.1.5 Ätztechniken für Mehrphasenstähle

Agneli, Kneissl und Füreder beschreiben in [AGN06] ausführlich verschiedene Methoden zur Phasencharakterisierung von Mehrphasenstählen mittels Ätztechniken, die es ermöglichen eine qualitative Phasenidentifikation vorzunehmen. Diese kann entweder mittels selektiver Abtragsätzung oder mit Hilfe von Farbniederschlagsätzungen realisiert werden.

¹⁴⁰ NIR= Nahes Infrarot (englisch: near infrared) bezeichnet den sich direkt an das sichtbare Spektrum anschließenden Frequenzbereich mit Wellenlängen von 780 nm bis 1400 nm.

5.1.5.1 Selektives Auflösen der Gefügebestandteile

Die Geschwindigkeit, mit der sich die einzelnen Phasen des geätzten Gefüges im Ätzmittel auflösen, hängt von ihrer Elektronegativität bzw. ihrer Potentialdifferenz ab. Eine Linearkombination der Standardpotentiale gibt für die relevanten Phasen die in Tabelle 12 angegebenen Werte an.

Tabelle 12: Errechnete Potentialdifferenzen der Gefügebestandteile gegenüber Ferrit [AGN06]

	Ferrit	Bainit	Martensit - Restaustenit ¹⁴¹	Martensit - Restaustenit	Perlit
Kohlenstoff [%]	0,02	0,20	0,40	0,80	6,69
Potential- differenz [mV]	0,0	+1,6	+3,5	+8,9	+75,3

Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt werden die Phasen edler (von links nach rechts), so dass sich ihre Auflösung verlangsamt. Für Martensit und Restaustenit resultieren rechnerisch die gleichen Potentiale, da der Kohlenstoffgehalt gleich ist. Dies führt dazu, dass sich beide Phasen in etwa gleich verhalten und daher schlecht zu unterscheiden sind.

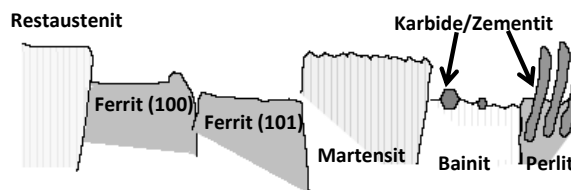


Abbildung 161: Modell der selektiven Phasenätzung bei Mehrphasenstählen nach [AGN06]

Den zu erwartenden Abtrag an den unterschiedlichen Phasen zeigt Abbildung 161. Dieser hängt allerdings nicht ausschließlich von der Potentialdifferenz ab, sondern wird neben der Kornorientierung auch stark durch das Vorhandensein von Gefügefehlern beschleunigt. Hierin liegt auch die Möglichkeit zur Unterscheidung des (relativ fehlerfreien) Restaustenits vom stark gestörten Martensit. Vom restlichen Gefüge lassen sich beide Phasen aber leicht unterscheiden, wobei eine Untersuchung im REM oder eine Darstellung der Topographie mit Hilfe eines konfokalen Lasermikroskops vorteilhaft ist. Im Einzelnen zeigen die erwähnten Phasen nach [AGN06] beim Ätzen das in Tabelle 13 beschriebene Verhalten.

¹⁴¹ Je nach Stahlgüte kann der Kohlenstoffgehalt im Austenit oder Martensit variieren.

Tabelle 13: Verhalten von Mehrphasenstählen beim Ätzen [AGN06]

Austenit:	geringer bis kein Abtrag, daher eher glatte Oberflächenmorphologie zu erwarten
Martensit:	geringer Abtrag, sehr ähnlich wie bei Austenit; leichter Abtrag mit einer Ätzstruktur zu erwarten; Ätzangriff auch eine Funktion vom C-Gehalt im Martensit
Martensit: (angelassen)	Verhalten zwischen Martensit und Bainit
Bainit:	Abtrag wie Ferrit, relativ stark; karbidische Ausscheidungen sollten unbeeinflusst bleiben; Gefahr des Herauslösen der Ausscheidungen und damit des Verlorengehens
Ferrit:	stärkster Abtrag; starke Abhängigkeit von Kornorientierung; Korngrenzenstruktur gut ersichtlich; in Abhängigkeit der Kornorientierung leichte Struktur

Als Ätzmittel für das selektive Abtragen können Nital (5 % Salpetersäure in Ethanol) oder Pikral (4 % Pikrinsäure¹⁴² in Ethanol) verwendet werden [PET06].

5.1.5.2 Farbätzung durch Niederschlagsbildung

Durch den Einsatz verschiedener chemisch reaktiver Lösungen ist es möglich, auf der Oberfläche des Substrates einen dünnen, durchsichtigen Film abzuscheiden. Dieser Film kann sich bei einer Ätzung nach „LePera“ oder „Klemm“ (siehe Tabelle 14) auf den anodischen Bereichen des Gefüges niederschlagen oder, bei Verwendung von Molybdänsäure, auf den kathodischen Bereichen des Gefüges (siehe Abbildung 162).

Tabelle 14: Zusammensetzung von Farbniederschlagsätzmitteln nach [AGN06]

Bezeichnung	Zusammensetzung	Ätzprinzip
LePetra	1 % Na-Metabisulfit in Aqua dest. und 4 % Pikrinsäure in Ethanol (direkt vor Gebrauch zu gleichen Teilen mischen)	Niederschlagsätzung für anodische Bereiche
Klemm	Stamm-Lösung: 1000 g Na-thiosulfat in 300 ml entmineralisiertem Wasser unmittelbar vor dem Ätzen 2 g Kaliummetabisulfit in 100 ml Stammlösung ansetzen	Niederschlagsätzung für anodische Bereiche
Molybdänsäure	5 ml Flusssäure in 95 ml Aqua dest. ansetzen und gesättigte Lösung mit MoO ₃ -Pulver erzeugen	Niederschlagsätzung für kathodische Bereiche

¹⁴² Abgesehen davon, dass Pikrinsäure (trocken) explosiv ist und bei der Halifax-Explosion 1917 für die stärkste je von Menschen ausgelöste, nicht-atomare Explosion verantwortlich war, ist sie giftig. Ihre Eignung als Ätzmittel ist daher stark eingeschränkt.

Die im Lichtmikroskop sichtbare Verfärbung beruht auf der Reflexion des Lichts an der Oberseite der aufgetragenen Filme sowie an deren Unterseite. Zwischen beiden Strahlbündeln kommt es zur Interferenz und in Abhängigkeit der Dicke des Films zu einer entsprechenden Verfärbung, wie sie auch an Seifenblasen oder Ölfilmen beobachtet werden kann [HER04]. Die letztlich resultierende Farbe des Films ist also von dessen Dicke abhängig.



A... Anode (Ferrit), K... Kathode (Martensit/Restaustenit)

Abbildung 162: Modell der kathodischen und anodischen Niederschlagsätzung nach [AGN06]

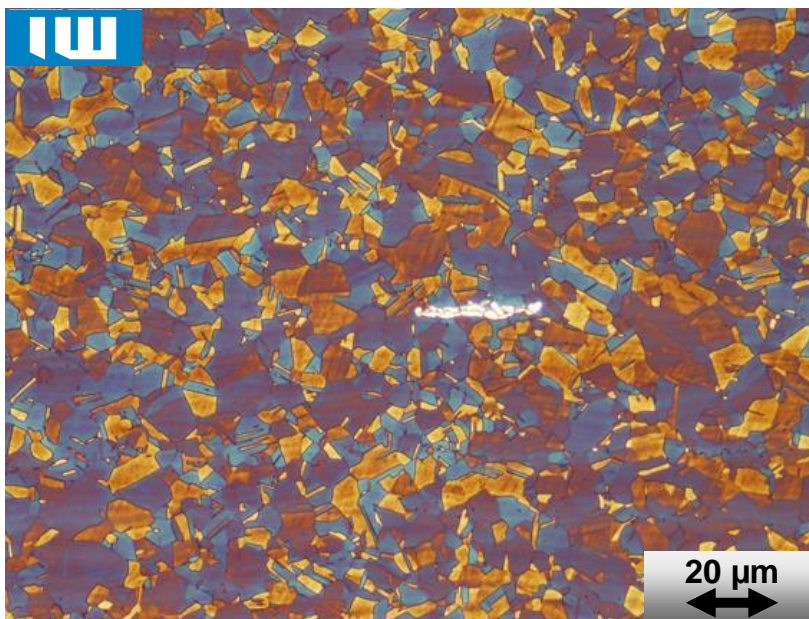


Abbildung 163: Gefüge eines TWIP-Stahls mit typischen eckigen Korngrenzen des Austenits und wenigen Zwillingen sowie einem Mischkarbid vom Typ $(Fe, Mn)_3C$ (weißer Streifen); Lichtmikroskop, Farbätzung nach Klemm.

Die Farbätzung eines TWIP-Stahls mit rein austenitischem Gefüge nach Klemm zeigt Abbildung 163. Es lassen sich die typischen eckigen Korngrenzen und Zwillinge des Austenits gut erkennen. Die verschiedenen Körner haben in Abhängigkeit ihrer Orientierung unterschiedliche dicke Oxidfilme und erscheinen daher in unterschiedlichen Farben. Bei dem weißen Streifen handelt es sich um ein Mischkarbid vom Typ $(Fe, Mn)_3C$.

5.1.6 Grübchenätzung

Wenn geschliffene Oberflächen eines kristallinen metallischen Werkstoffs einem Ätzangriff ausgesetzt sind, kann dieser Vorgang unter bestimmten Bedingungen vor allem an den Durchstoßpunkten von Versetzungen in dieser Oberfläche stattfinden. Hier entstehen dann Ätzgrübchen, die schließlich Ausdehnungen annehmen, die mit dem Lichtmikroskop sichtbar gemacht werden können [SCHU07, HUL07, GOT07].

Voraussetzungen für diese Form des selektiven Angriffs sind:

1. Eine stärkere Potentialdifferenz auf Grund der (Verunreinigungs-)Atome, die sich im Bereich der Versetzung angelagert haben.
2. Die Gitterverspannung auf Grund des Spannungsfeldes der Versetzung
3. Bei Schraubenversetzungen findet aus geometrischen Gründen am Durchstoßpunkt ein Prozess statt, der wie umgekehrtes Kristallwachstum abläuft. Der prinzipielle Ablauf der Grübchenbildung ist in Abbildung 164 gezeigt.

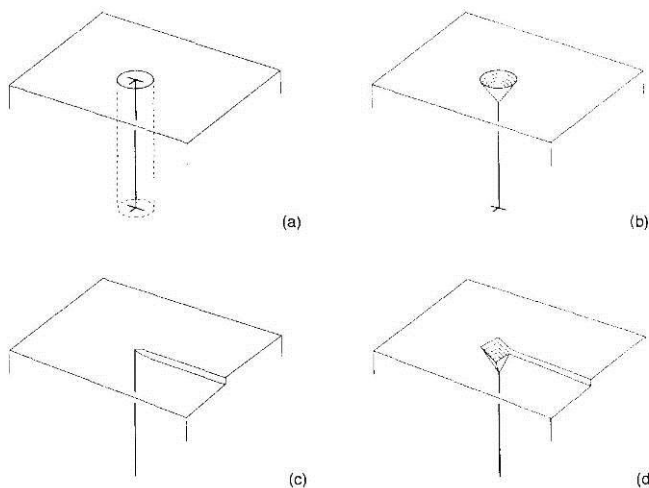


Abbildung 164: Ätzgrübchen durch Stufenversetzungen (a, b) oder Schraubenversetzungen (c, d) [GOT07]

Das Aussehen der Ätzgrübchen ist abhängig von der kristallografischen Ebene, die parallel zur Schliffenebene liegt. Die Grübchen (siehe Abbildung 165) bilden sich bei kubischen Kristallen als Tetraeder in $\{111\}$ -Ebenen (rechte Seite der Abbildung), als Würfel in $\{100\}$ -Ebenen (Mitte) und als keilförmige Vertiefungen in $\{110\}$ -Ebenen aus [GOT07].

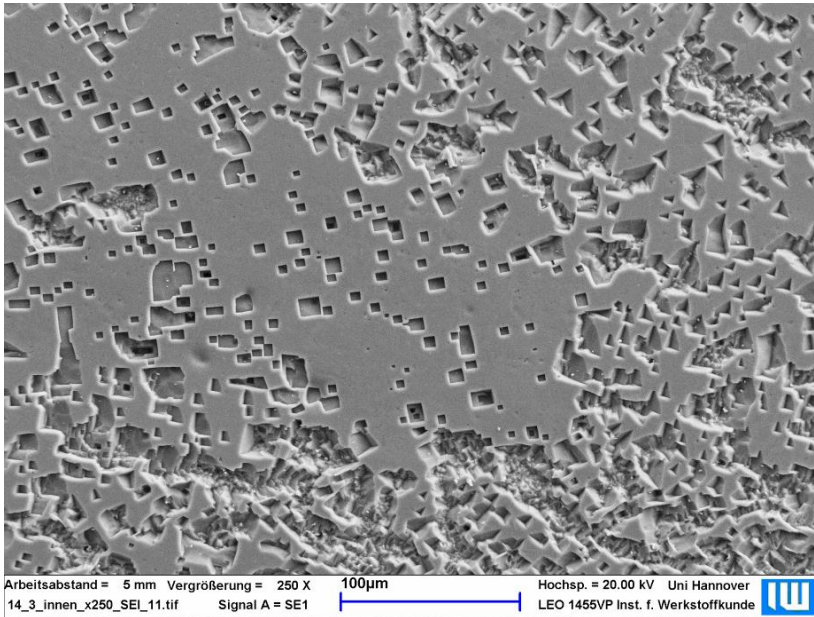


Abbildung 165: Ätzgrübchen in Körnern mit unterschiedlicher Orientierung zur Schlifffebene; Mitte: geringe Versetzungsdichte auf {100}-Ebene, rechts: mittlere Versetzungsdichte auf {111}-Ebene, unten große Versetzungsdichte auf gleicher Ebene.

Durch mehrfaches Ätzen einer Fläche vor und nach der Verformung der Probe können mit Hilfe der Ätzgrübchenmethode die Bewegungen der Versetzungen sichtbar gemacht werden (siehe Abbildung 166).

Abbildung 165 zeigt im unteren Bereich außerdem, dass das Ätzgrübchenverfahren auf relativ geringe Versetzungsdichten (kleiner als 10^{10} m^{-2}) [SCHU07] beschränkt ist, da die Grübchen sonst zusammenwachsen und einzelne Versetzungen schwer zu identifizieren sind.

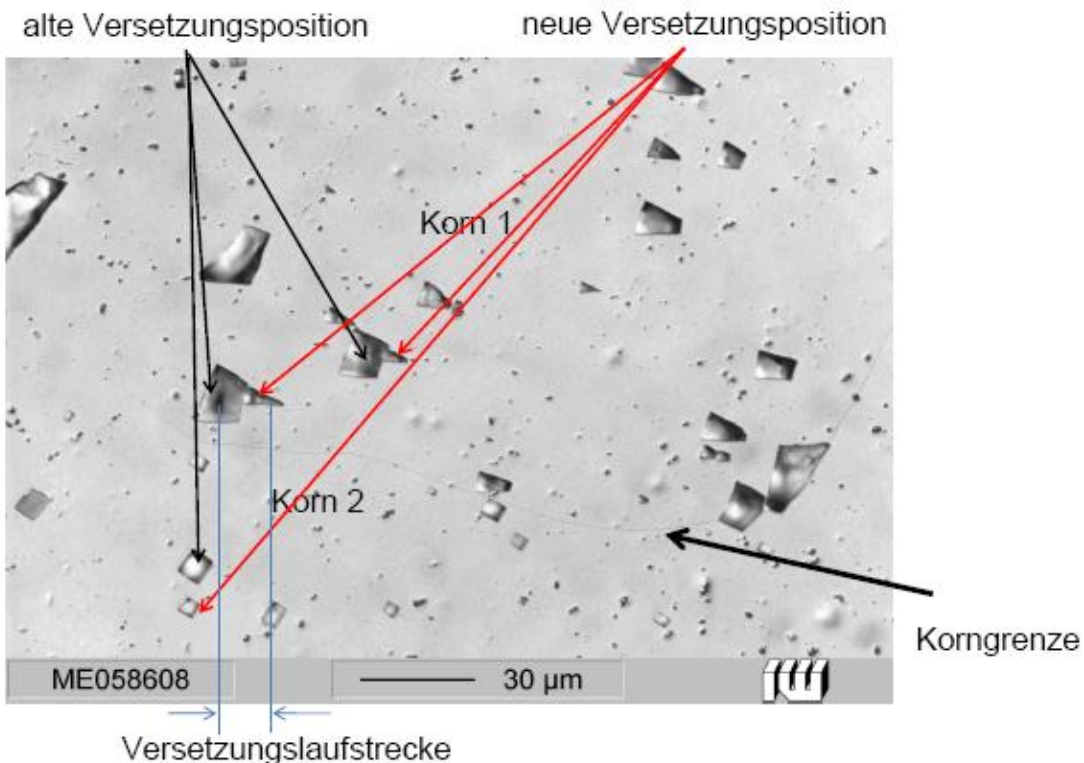


Abbildung 166: Nachweis der Versetzungsbewegung mit Hilfe der Ätzgrübchenmethode; Durch die Prozessfolge Ätzen - Verformen - Ätzen sind die Durchstoßpunkte vor und nach der Bewegung der Versetzungen sichtbar.

Im Ausgangszustand der Probe haben die Versetzungen die Oberfläche an den alten Positionen durchstoßen. Da bei den späteren Ätzangriffen an dieser Stelle keine Versetzung mehr vorhanden war, bildet sich dann ein flacher Boden des wachsenden Ätzgrübchens aus. Die neuen Positionen der Versetzung haben eine Tetraeder bzw. Würfelform. Wie weit sich die Versetzungen bewegen, hängt von der Höhe und Dauer der aufgetragenen (Schub-)Spannung ab [HUL07].

5.2 Elektronenmikroskopische Verfahren

5.2.1 Rasterelektronenmikroskopie

Wie erstmals vom Ernst Abbé beschrieben ist das Auflösungsvermögen mikroskopischer Geräte durch ihre Wellenlänge begrenzt und liegt im Bereich des sichtbaren Lichts bei etwa 200 nm.

Um ein höheres Auflösungsvermögen zu erreichen müssen kleinere Wellenlängen zur Anwendung kommen. Die Wellenlängen von Elektronen (λ) sind von ihrer Masse (m), ihrer Geschwindigkeit (v) (und damit letztlich der Beschleunigungsspannung) und dem Planckschen Wirkungsquantum (h) abhängig (siehe Gleichung 31) [ZHA09].

Gleichung 31

$$\lambda = \frac{h}{mv}$$

Bei einer Energie von 100 keV ergibt sich eine Wellenlänge von 0,0037 nm [SCHU07]. Anders als Lichtmikroskope können Elektronenmikroskope diese Auflösungsvermögen auf Grund von Linsenfehlern allerdings nicht erreichen. Tatsächliche Auflösungsvermögen sind auf etwa 0,1 nm beschränkt.

5.2.1.1 Funktionsweise des REM bei der Bildgebung

Der prinzipielle Aufbau eines REM ist in Abbildung 167 dargestellt. Seine Funktionsweise beruht darauf, mit Hilfe einer Beschleunigungsspannung (in der Regel 1 kV bis 50 kV) einen Elektronenstrahl zu erzeugen, der durch Spulen abgelenkt werden kann, um mit ihm die Oberfläche einer Probe abzurastern. Für jeden Punkt der Probe kann dann entweder die Zahl der zurück gestreuten Elektronen (back scatter electrons BSE) oder die Anzahl der Sekundärelektronen (SE) ermittelt werden, die von den primären Elektronen aus dem Material emittiert werden. Dieser Zahl wird ein Grauwert zugeordnet, der schließlich auf einem Monitor dargestellt wird und so ein Bild der Probe erzeugt [ZHA09, SCHU07].

Bei der Art der Bereitstellung der Elektronen existieren zwei unterschiedliche Möglichkeiten. Bei einfachen Geräten werden die Elektronen aus einem beheizten Wolframfilament oder einem Lanthanhexaboridkristall¹⁴³ abgesaugt. Ein besseres Auflösungsvermögen erreichen Geräte mit Feldemissionskathoden. Diese bestehen

¹⁴³ Lanthanhexaborid ist der Stoff mit der geringsten Elektronenaustrittsarbeit (2,7 eV).

aus einer feinen Wolframkristallspitze, aus der durch Anlegen eines starken elektrischen Feldes die Elektronen „heraustunneln“. Der Vorteil dieser kostenintensiveren Technik ist, dass die so erzeugten Elektronen alle ein gleiches Energieniveau bzw. die gleiche Geschwindigkeit besitzen. Zusätzlich starten die Elektronen nahezu vom gleichen Ort. Der Durchmesser der Elektronenquelle beträgt nur 3 nm bis 20 nm im Vergleich zu 20 nm bis 50 nm bei einer konventionellen Wolframkathode. Die Elektronen lassen sich daher mit der Elektronenoptik im Feldemissions-REM exakter bündeln als die aus Wolframkathoden stammenden Elektronen.

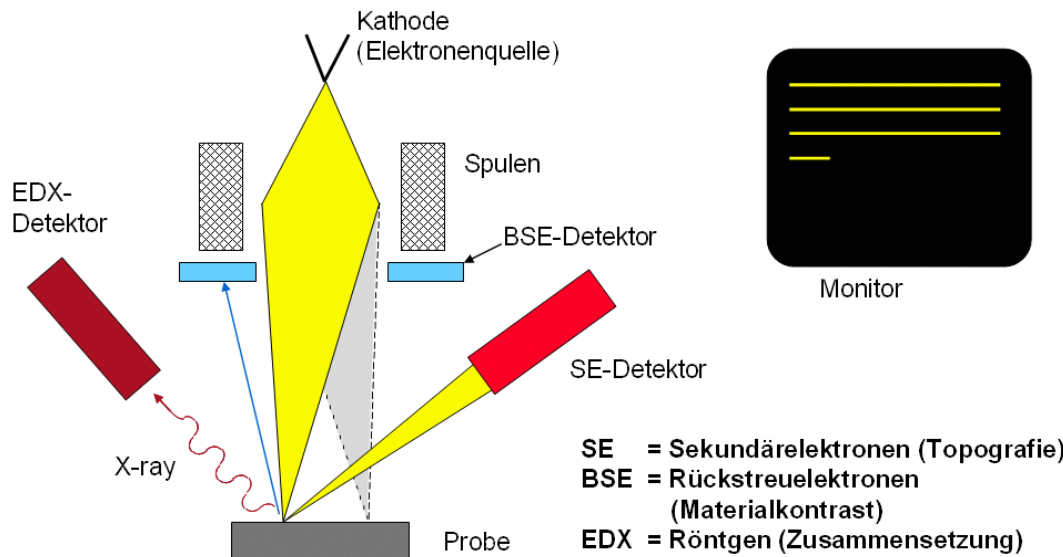


Abbildung 167: Prinzipieller Aufbau eines REM; links: Strahlengang und Detektoren; rechts: zum bestrahlten Punkt zugehörige Position im Bild [Wikimedia, User User:Leyo. CC-by-sa-Lizenz]

Das stark topografische Aussehen der Proben bei Auswertung der SE liegt darin begründet, dass diese Elektronen nur über eine sehr geringe Energie verfügen (5 eV bis 100 eV) und daher nur wenige nm durch das Material dringen können. An Spitzen und Kanten können daher relativ viele Elektronen abgesaugt werden, während am Grund von Vertiefungen praktisch alle SE vom Material absorbiert werden (siehe Abbildung 168).

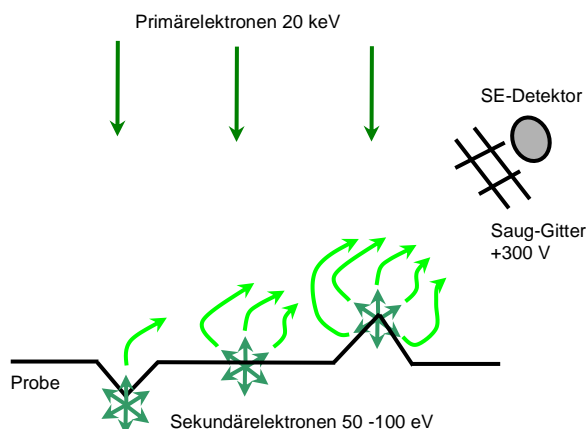


Abbildung 168: Verhalten von Sekundärelektronen in Abhängigkeit der Topografie

Gerade dies entspricht unserer optischen Wahrnehmung beleuchteter Topografien: Hügelkämme treten hell hervor, während Talböden dunkel erscheinen. Das ist der Grund dafür, dass wir es beim Betrachten von REM-Aufnahmen so leicht haben, die Topographie der Probe zu erkennen (siehe Abbildung 169).

Da der Elektronenstrahl beim Austritt aus der Säule relativ gut gebündelt verläuft und der Abstand zwischen dem Auftreffpunkt der Elektronen und dem Detektor keinen gravierenden Einfluss auf das Ergebnis hat, lassen sich auch relativ weit voneinander entfernte Punkte in der gleichen Aufnahme scharf darstellen. Diese im Vergleich zu Lichtmikroskopen sehr große „Tiefenschärfe“ ist ein weiterer Vorteil der Elektronenmikroskopie (siehe Abbildung 169).

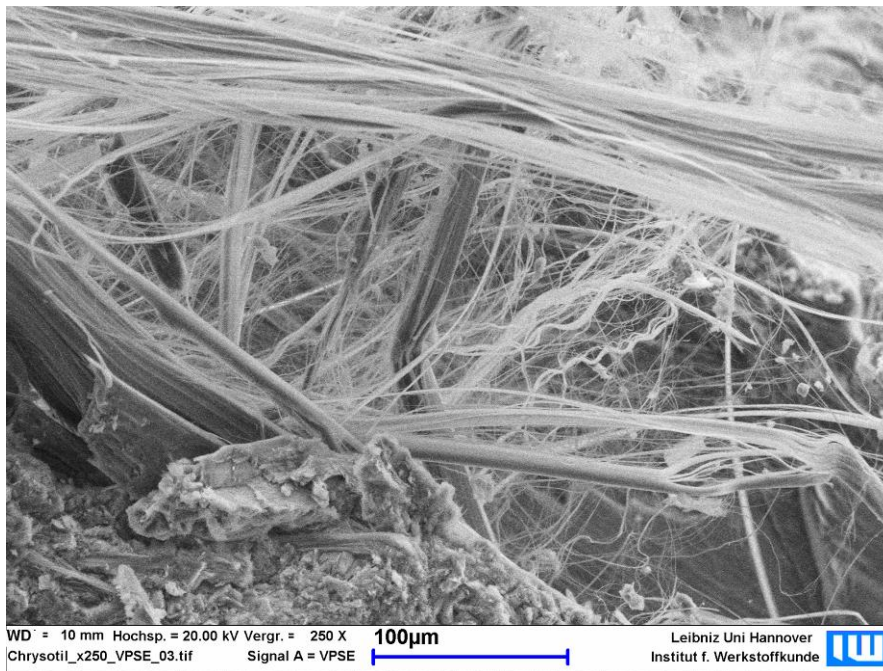


Abbildung 169: REM-Aufnahme von Asbestfasern¹⁴⁴

Mit den zurück gestreuten Elektronen (BSE) lässt sich ein Kontrast darstellen, der auf dem unterschiedlichen Rückstreuoeffizienten verschieden schwerer Elemente beruht. Dieser führt dazu, dass praktisch unabhängig von der Energie der auftreffenden Elektronen Bereiche mit schweren Elementen bzw. höheren Ordnungszahlen mehr Elektronen zurück streuen, die vom BSE-Detektor erfasst werden [ZHA09]. Auch mit dieser Methode lässt sich ein gewisses Maß an topologischer Darstellung realisieren, wenn der eigentlich konzentrisch um den Primärstrahl angebrachte Detektor zur Seite gefahren wird. Dann erreichen nur BSE den Detektor, die seitlich abgestrahlt werden, aber durch hoch stehende Strukturen abgeschattet werden, was wiederum ein dreidimensionales Aussehen hervorruft.

Das Auflösungsvermögen typischer REM mit Wolframkathode beträgt etwa 5 nm, Feldemissions-REM erreichen Auflösungen bis zu 1 nm. Die erzeugten Abbildungen der Objektoberflächen weisen eine sehr hohe Schärfentiefe auf und die maximale theoretische Vergrößerung entspricht etwa 1.000.000:1. Meistens werden jedoch Vergrößerungen unterhalb von 30.000:1 genutzt.

¹⁴⁴ Sammelbezeichnung für verschiedene Minerale aus der Klasse der Silicate. Eine eindeutige Zuordnung der Fasern lässt sich erst mit Hilfe der im REM leicht durchzuführenden EDX-Untersuchung zur Bestimmung der chemischen Zusammensetzung vornehmen.

In der Regel haben die Vakuorkammern moderner Rasterelektronenmikroskope einen Bauraum von einigen Kubikdezimetern. Es ist also nur bei kleinen Bauteilen möglich, diese komplett in der Kammer unterhalb der Elektronensäule zu positionieren.

Seit einigen Jahren sind auch Geräte mit deutlich größeren (bei den größten Modellen sogar begehbaren) Kammern im Einsatz. Diese Großkammer-Rasterelektronenmikroskope ermöglichen es auch, große und schwere Proben (mit dem Gabelstapler) in das Mikroskop zu legen. So können an Bauteilen wie Schleifscheiben oder Schmiedegesenken über die gesamte Lebensdauer Verschleiß oder Rissfortschrittsmessungen durchgeführt werden.

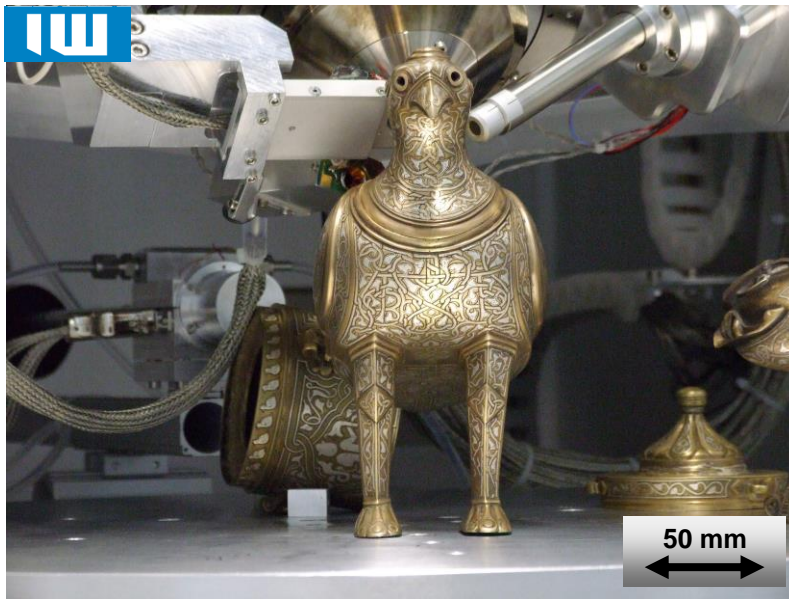


Abbildung 170: Blick in die Kammer eines Großkammer-REM, in der verschiedene Kunstgegenstände zur Untersuchung aufgebaut sind

Natürlich ist der Einsatz dieser Geräte auch dann angezeigt, wenn die Besitzer der zu untersuchenden Proben deren strukturelle Integrität erhalten möchten (siehe Abbildung 170).

5.2.1.2 Mikro-Zug-/Druckmodul

Wenn in konventionellen oder Großkammer-REM ausreichend Platz vorhanden ist, können verschiedene Versuchseinrichtungen direkt in die Kammer eingebracht werden. Eine dieser Vorrichtungen, die im Rahmen dieser Arbeit zur Untersuchung der mikrostrukturellen Veränderung des Gefüges eingesetzt wurde, ist ein Mikro-Zug-/Druckmodul des Herstellers Kammrath und Weiß (siehe Abbildung 171).

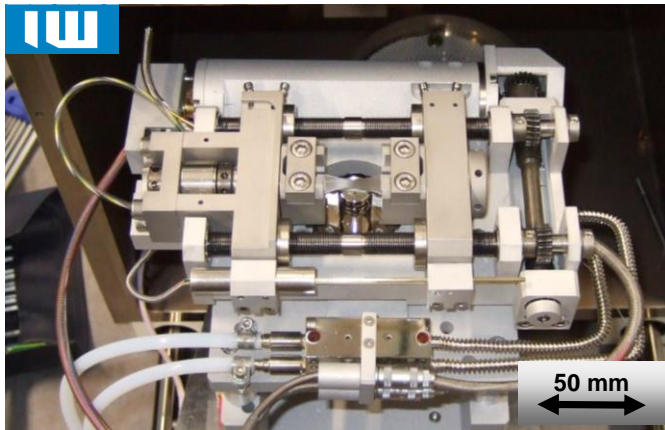


Abbildung 171: Mikro-Zug-/Druckmodul mit eingebauter Zugprobe beim Einschieben in die Vakuumkammer des REM

Mit Hilfe des in Abbildung 171 gezeigten Gerätes, können Zug- oder Druck- sowie 3-Punktbiegeversuche im REM vorgenommen werden, während gleichzeitig¹⁴⁵ Veränderungen der Gefügestruktur beobachtet werden können. Die technischen Daten des Gerätes sind wie folgt:

Maximale Kraft: 10000 N
 Maximaler Verfahrweg: 12 mm
 Geschwindigkeit: 0,1 bis 20 $\mu\text{m/s}$
 Messdaten: als Kraft-Jochweg-Werte
 Spindelabstand: 60 mm
 Temperaturbereich: von -100 °C bis 950 °C
 Maximale Probendicke: 5 mm
 Maximale Probenbreite
 - im Messbereich: 10 mm
 - im Einspannbereich: 18 mm
 Maximale Probenlänge: 50 mm
 Minimale Probenlänge: 30 mm

5.2.1.3 Chemische Analysen im REM

Zur Charakterisierung der Elementzusammensetzung kleiner Probenbereiche wird im REM häufig die charakteristische Röntgenstrahlung [HER04] genutzt. Diese entsteht, wenn ein Elektron des Elektronenstrahls in einem der Atome der Probe ein kernnahes Elektron aus seiner Bahn schlägt. Diese Lücke wird sofort von einem energiereicheren Elektron aus einem höheren Orbital aufgefüllt. Die Energiedifferenz wird in Form eines Röntgenquants frei. Die dadurch entstandene Röntgenstrahlung ist charakteristisch für den Übergang von der hohen auf die niedrige Schale, der für alle Atome dieses chemischen Elements gleich ist.

Die so entstandene Röntgenstrahlung kann mit zwei verschiedenen Verfahren analysiert werden. Zum einen wird die Energie der Strahlung analysiert (EDX) zum anderen die Wellenlänge der Strahlung (WDX) [ZHA09]. Letzteres ist genauer aber wesentlich aufwendiger.

Die gängige Methode am REM ist daher die „Energiedispersive Röntgenstrahlen-Analyse“ (EDX)¹⁴⁶. Mit diesem Verfahren lassen sich bis auf die 10 leichtesten alle Elemente (gleichzeitig) detektieren [SCHU07].

¹⁴⁵ Da das Abscannen des Aufnahmebereiches einige Sekunden dauert, wird der Versuch solange angehalten.

¹⁴⁶ Energy Dispersive X-Ray Analysis

Bei der Auswertung der Messung werden die gezählten Ereignisse über der zugehörigen Energie grafisch dargestellt (siehe Abbildung 172).

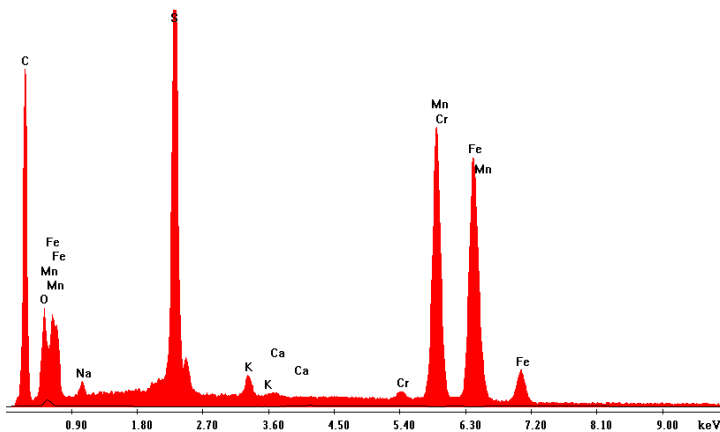


Abbildung 172: EDX-Analyse am Einschluss in der Bruchwabe¹⁴⁷; Eisen und Kohlenstoff sind in der Matrix enthalten, die hohen Gehalte an Schwefel und Mangan identifizieren das untersuchte Material als Mangansulfid.

Es lässt sich auf diese Weise auch eine prozentuale Zusammensetzung der untersuchten Probe ermitteln. Zu berücksichtigen ist hierbei jedoch, dass sich sowohl Kohlenstoff¹⁴⁸ als auch Bor schlecht quantifizieren lassen. Elemente, die noch leichter sind, können mit dieser Methode nicht nachgewiesen werden, da die Energie ihrer charakteristischen Strahlung nicht hoch genug ist.

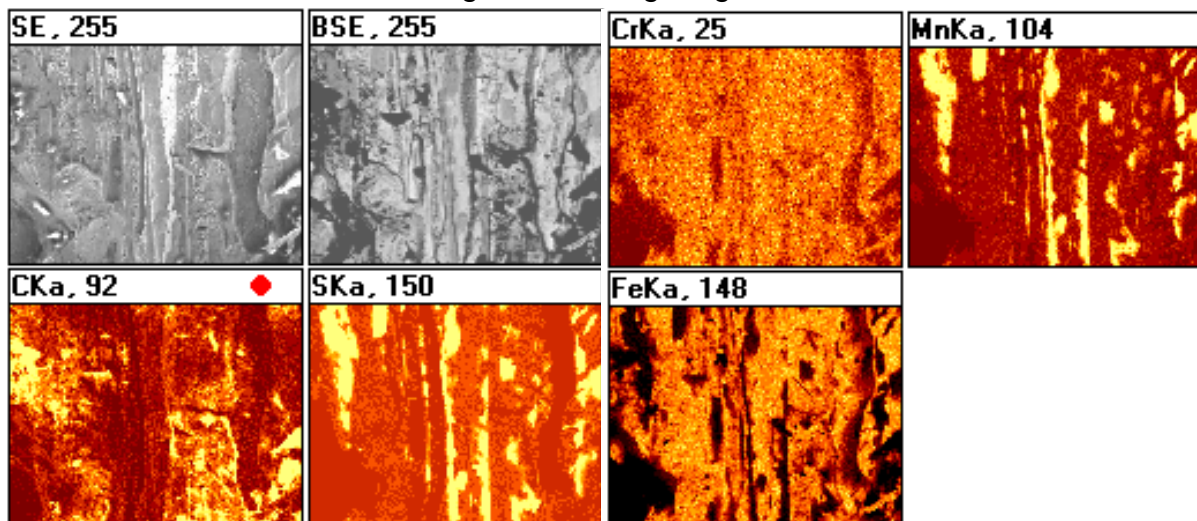


Abbildung 173: Elementverteilung in einer Terrassenbruchfläche¹⁴⁹; oben: links: durch Sekundärelektronen erzeugte Abbildung; 2. v.l.: durch Rückstreuerelektronen erzeugte Abbildung; 3.v.l.: Chromverteilung; rechts: Manganverteilung; unten von links nach rechts: Verteilung von Kohlenstoff, Schwefel, Eisen. (Identifizierung aller Elemente anhand der $K\alpha$ -Linie)

¹⁴⁷ Dies ist die Analyse eines der im Kapitel „Bruchmechanismen“ dargestellten spröden Einschlüsse auf dem Grund einer Bruchwabe.

¹⁴⁸ Dies liegt in erster Linie an einer kaum zu vermeidenden Verschmutzung der Probenoberflächen mit Kohlenstoff.

¹⁴⁹ Wenn ein zu hoher Gehalt von Schwefel mit Mangan abgebunden im Gefüge vorliegt, versprödet das Bauteil und es entstehen Risse, die von einem der langgestreckt in Walzrichtung liegenden MnS-Einschlüsse zum nächsten springen und so eine Bruchtopografie erzeugen, die einer in Terrassenform angelegten Bergflanke entspricht.

Neben punktförmigen Untersuchungen der chemischen Zusammensetzung können auch flächige Scans im REM vorgenommen werden, bei denen die Elemente entsprechend ihrer Häufigkeit unterschiedliche Farbwerte zugewiesen bekommen (siehe Abbildung 173). Mit dieser Methode können auch nicht ebene Geometrien wie zum Beispiel Bruchflächen untersucht werden, was mittels Elektronenstrahlmikroanalyse nicht möglich ist.

5.2.2 Electron Backscatter Diffraction (EBSD)

Eine weitere Untersuchungsmethode am REM ist das EBSD-Verfahren (Electron Back Scatter Diffraction). Dieses Verfahren wird angewandt um die räumliche Orientierung von Kristallen (Körnern) zu bestimmen [SCHU07].

Zur Analyse der Richtungen werden gebeugte Elektronen eingesetzt wozu die Probe anders als bei der normalen Betrachtung unter 70° zum Strahlengang angeordnet sein muss. Außerdem muss die Oberfläche der Probe geschliffen sein. Die gebeugten Elektronen erzeugen Kossel-Kegel, die auf einem Detektorschirm als Kikuchi-Linien (siehe Abbildung 174 (links)) erscheinen. Aus der Breite der Linien und ihrer Richtung kann schließlich auf die Lage des Kristalls im Raum geschlossen werden. Zur Darstellung dieser Lage werden in der Regel inverse Polfiguren gewählt, bei denen die Farben Richtungen zugeordnet sind. Dies führt zu einer guten Abgrenzung der einzelnen Körner¹⁵⁰, Subkörner und Zwillinge (siehe Abbildung 174 (rechts)).

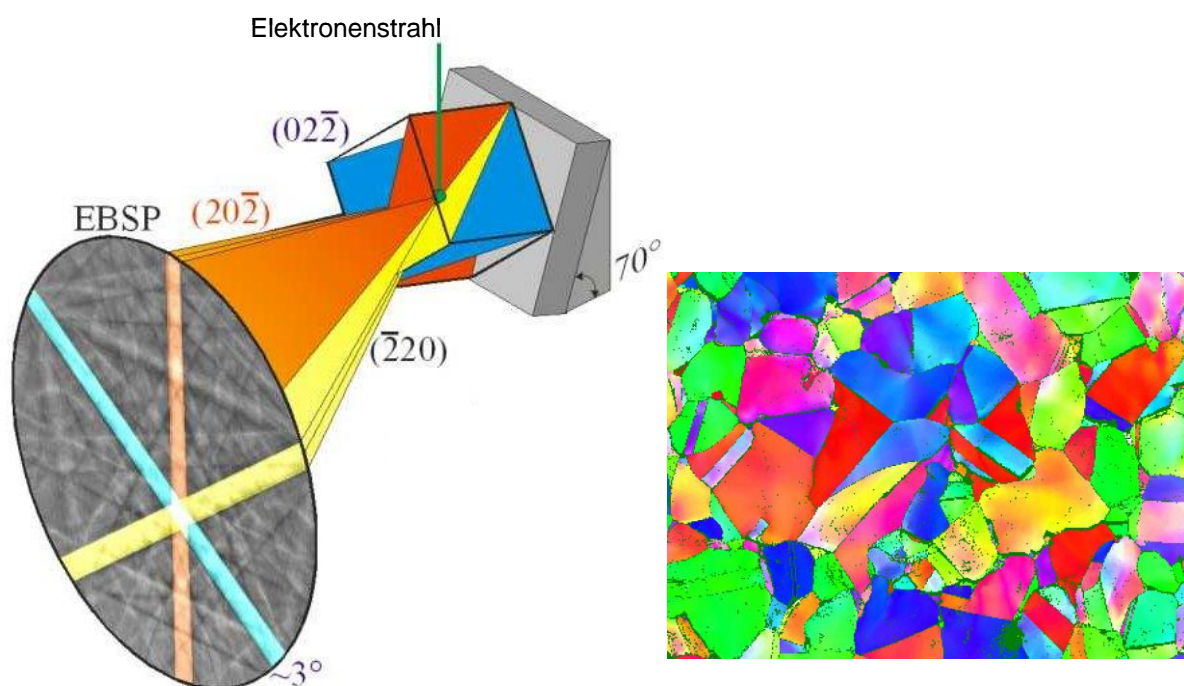


Abbildung 174: Entstehung eines EBSD-Bildes; links: Probenhalter mit 70° Kippung, Elektronenstrahl, Probe mit verschiedenen Kristallebenen (Beispiele) und die resultierenden Kikuchi-Linien (Quelle: Leibniz-Institut für Festkörper- und Werkstoffforschung Dresden e. V.); rechts Auswertung der kristallographischen Orientierung als Falschfarbendarstellung

¹⁵⁰ Bei Werkstoffen, die im Lichtmikroskop keine eindeutige Zuordnung von Körnern ermöglichen, wird dieses Verfahren daher auch angewandt, wenn nur die Korngrenzen von Interesse sind und nicht die Orientierung.

Die für den Einsatz dieser Technik benötigten großen Elektronenströme können seit einigen Jahren auch von den neuen Feldemitter-Mikroskopen zur Verfügung gestellt werden.

5.2.3 Elektronenstrahlmikroanalyse (ESMA)

Beim WDS wird zunächst durch den Beschuss mit einem Elektronenstrahl charakteristische Röntgenstrahlung erzeugt. Diese Strahlung wird durch Beugung an natürlichen oder synthetischen Kristallen in ihre spektralen Bestandteile zerlegt. Da hier die Detektion über die geometrische Position des Detektorkristalls erfolgt, muss der Startpunkt der Röntgenstrahlung auf der Oberfläche der Probe immer den gleichen Abstand zum Kristall haben. Daher können nur eben geschliffenen Proben analysiert werden. Es lassen sich alle Elemente nachweisen, die schwerer sind als Beryllium. Die relative Nachweisgrenze liegt bei einer Konzentration von 10^{-4} bis 10^{-3} [EBE91].

Im Vergleich zu energiedispersiven Systemen ist auch die spektrale Auflösung des Röntgenspektrums wesentlich besser. Die Ergebnisse dieser Messungen werden in der Regel in Form von Häufigkeitsverteilungen für alle untersuchten Elemente dargestellt (siehe Abbildung 176).

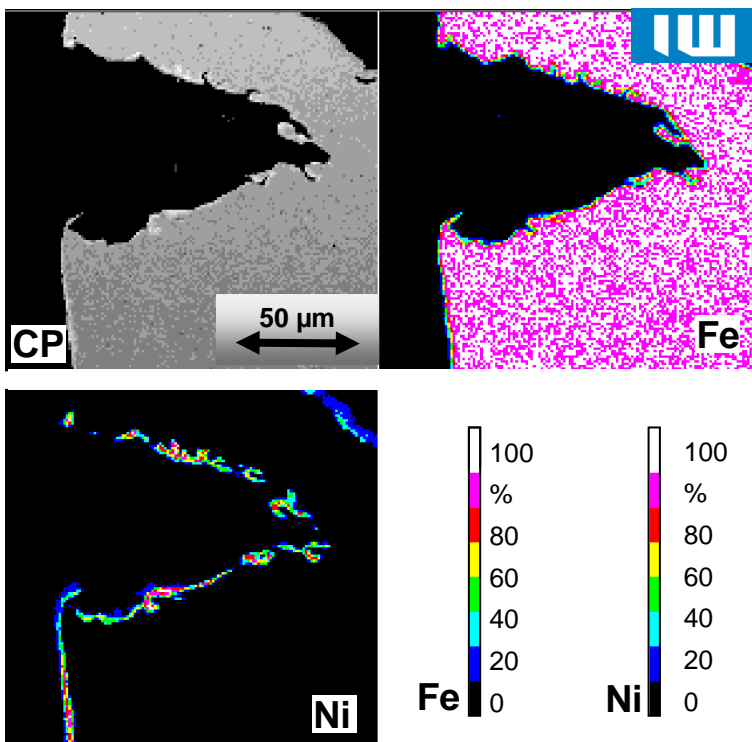


Abbildung 175: ESMA-Mapping eines Querschliffes durch den Rissbeginn in einem vernickelten Stahlblech; oben links: von Rückstreuelektronen erzeugte Abbildung; oben rechts: Verteilung des Eisens; unten links: Verteilung des Nickels; unten rechts: Skalen

5.2.4 Transmissionselektronenmikroskopie

Wenn Strukturen untersucht werden sollen, die zu klein sind um im REM dargestellt zu werden, können diese (nach aufwendiger Präparation) mit der Hilfe eines TEM untersucht werden, wo das Auflösungsvermögen noch um eine Größenordnung besser ist. Hierbei werden die Proben im Gegensatz zum REM von den Elektronen durchstrahlt, was einen erheblichen Aufwand zur Dünnung des Materials auf Elektronentransparenz voraussetzt.

5.2.4.1 Präparationstechnik der Transmissionselektronenmikroskopie

Um das Gefüge metallischer Werkstoffe zu analysieren, müssen aus dem Volumen des betreffenden Materials sehr kleine Proben präpariert werden. Damit der Einfluss der mechanischen Bearbeitung möglichst gering bleibt, wird die Vorpräparation, also das Ausschneiden 80 μm bis 100 μm dünner Ronden mit 3 mm Durchmesser, beispielsweise mit einer Drahterodieranlage vorgenommen. Der Draht der Drahterodieranlage hat einen Durchmesser von lediglich 0.25 mm um den thermischen Einfluss beim Erodieren auf eine Probetiefe von weniger als 2 μm bis 3 μm zu begrenzen. Die Endpräparation auf durchstrahlbare Dicken erfolgt durch elektrolytisches Polieren oder Ionenstrahlätzen bis zum Lochdurchbruch. Die sich keilförmig ausbildenden Lochränder sind, ausgehend von einer Beschleunigungsspannung von 200 kV, für Leichtmetalle zwischen 10 nm und 80 nm durchlässig für die im TEM beschleunigten Elektronen und für die hier relevanten Stähle in einem Bereich von 10 nm bis 200 nm. Nur hier können später Untersuchungen vorgenommen werden [EBE91].

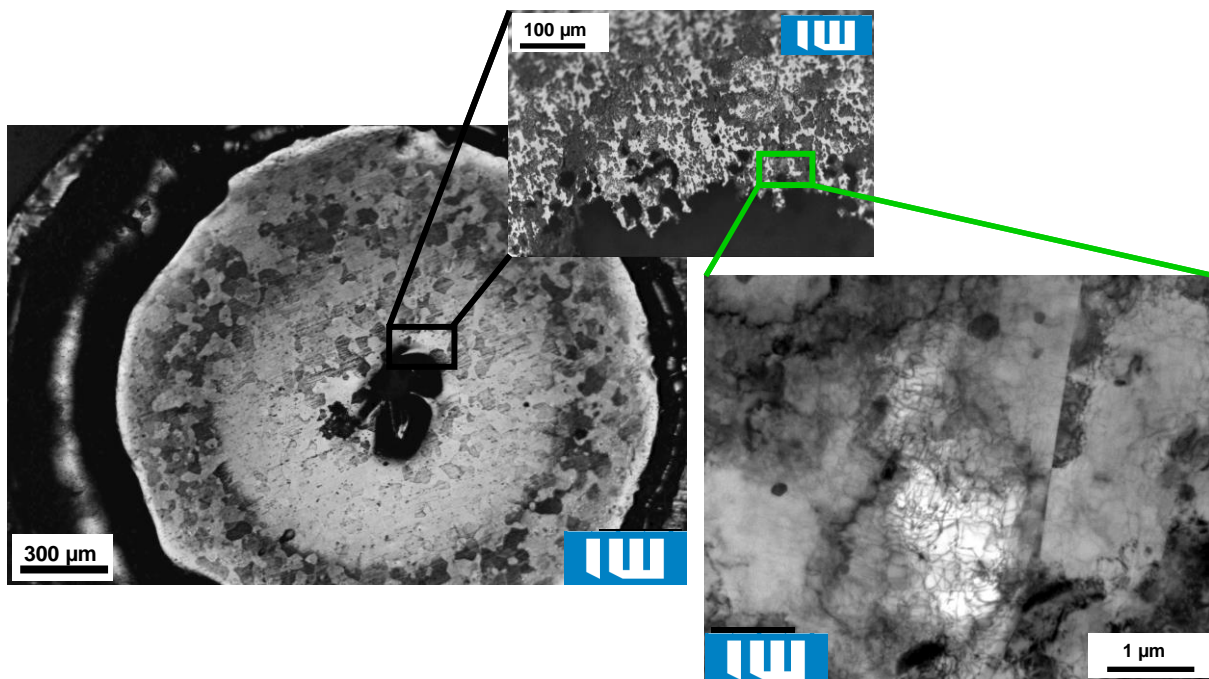


Abbildung 176: Fertig präparierte TEM-Probe (REM-Bild) in unterschiedlichen Vergrößerungen (links) und als TEM-Durchstrahlungsbild (rechts)

In Abbildung 176 erkennt man in der Mitte des linken Bildes (REM Aufnahme) das etwa 300 μm große Loch, dass in der 3 mm durchmessenden Probe erzeugt wurde. Das kleinere Bild in der Mitte zeigt eine Ausschnittsvergrößerung des Lochrandes (ebenfalls eine REM-Aufnahme) und schließlich ist rechts das zugehörige TEM-Durchstrahlungsbild dieses Randstücks dargestellt.

Beim Ionenätzen wird zur weiteren Reduzierung der Probendicke vor dem eigentlichen Ätzen mit Hilfe eines Dimple Grinders von beiden Seiten eine Mulde in die Probe geschliffen, bis die verbleibende Restdicke des Materials ca. 7 μm bis 20 μm beträgt.

Beim Ionenätzen werden die rotierenden Proben mit Argonionen beschossen und so die Oberflächenatome abgesputtert, um die Probe zunächst zu dünnen und dann zu glätten [SCHÄ04, BAR90, MAS96, EBE91].

Eine elegantere Methode zur Herstellung elektronentransparenter Folien ist der Einsatz eines Focused Ion Beam in einem REM. Hierbei wird entweder an Stelle des Elektronenstrahls oder zusätzlich zu diesem ein Ionenstrahl eingesetzt. Im letzten Fall spricht man von Dual-Beam oder Cross-Beam-Anlagen. Da auch der Ionenstrahl Sekundärelektronen aus dem Material herauslöst, kann er analog zum Elektronenstrahl zur Abbildung der Topografie genutzt werden. Wenn schwerere Ionen verwendet werden, in der Regel Gallium, kommt es zu einer weit stärkeren Wechselwirkung. Dann kann das Material abgetragen werden. So können zunächst vor und hinter der Probe Grübchen erzeugt werden, um anschließend das übrig gebliebene Plättchen (ebenfalls mit Hilfe des Ionenstrahls) an einen Manipulator zu schweißen und in einer geeigneten Position zu fixieren (siehe Abbildung 177).

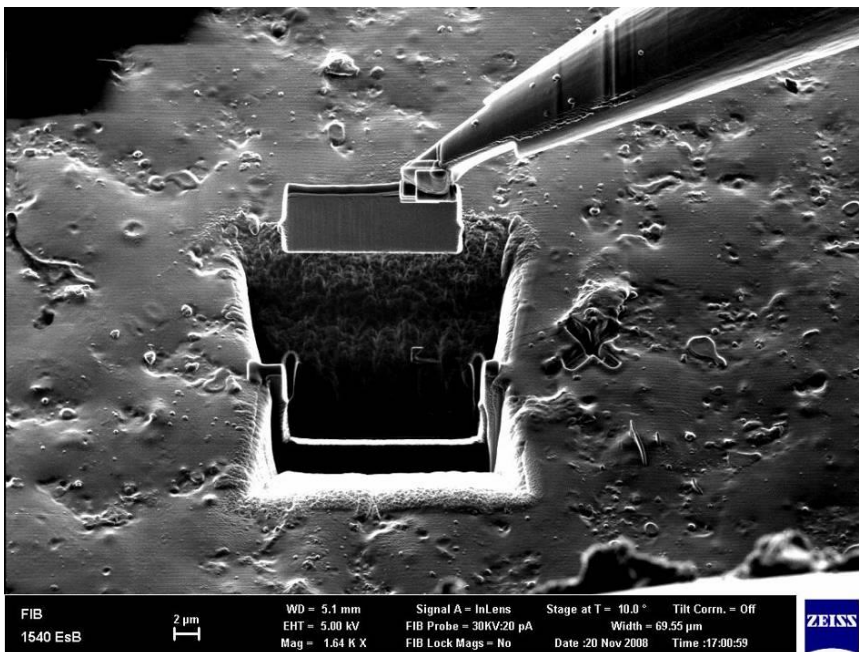


Abbildung 177: Aus einer Blechprobe (TWIP-Stahl) mittels Ionenstrahl herausgeschnittenes Plättchen am Manipulator in einem REM mit Focused Ion Beam (Quelle: Zeiss)

Wenn die heraus getrennten Plättchen noch zu dick sind, um im TEM untersucht werden zu können, lassen sie sich in ihrer neuen Position gut mit dem Ionenstrahl dünnen, wobei gleichzeitig ihre Transparenz kontrolliert werden kann (siehe Abbildung 178). Bei modernen Anlagen können in der Regel direkt elektronentransparente Dicken realisiert werden.

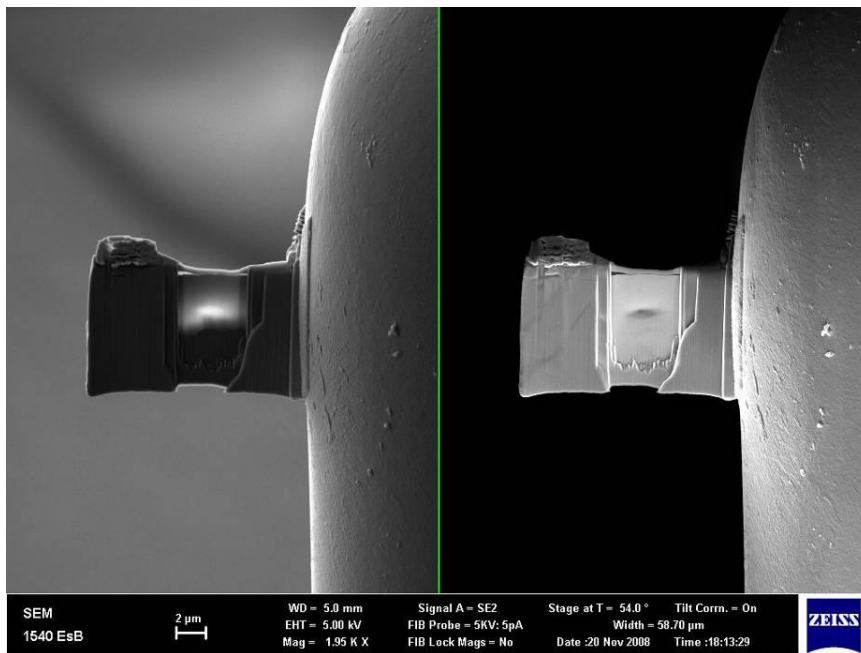


Abbildung 178: TWIP-Stahl-Plättchen beim Dünnen mit Hilfe des Ionenstrahls im REM; links: Durchstrahlungsbild zur Kontrolle der Elektronentransparenz; rechts: Sekundärelektronenaufnahme (Quelle: Zeiss)

Der weiße Fleck in der linken Seite von Abbildung 178 zeigt schon im REM, dass eine ausreichende Durchlässigkeit für den später im TEM verwendeten Elektronenstrahl gegeben ist. Die Probe kann jetzt auf einen Träger übertragen und dann in das TEM eingeschleust werden.

Die bei dieser Art der Präparation verursachte Beeinflussung des Gefüges ist in der Regel geringer als bei anderen Verfahren, es kann allerdings zu einer Amorphisierung der Probe kommen.

5.2.4.2 Aufbau und Funktionsweise des TEM

Im Transmissionselektronenmikroskop sind die Wellenlängen der Elektronen abhängig von der Beschleunigungsspannung des Gerätes (typisch etwa 100 kV bis 400 kV). Da die optimale Apertur des TEM sehr klein ist, bestimmt, anders als bei Lichtmikroskopen, der Linsenfehler das Auflösungsvermögen der Durchstrahlungselektronenmikroskopie [HOR93].

Bei hochauflösenden Geräten können Auflösungen von $\sim 0,1\text{nm}$ erreicht werden. Die maximal sinnvolle Vergrößerung ist also mehr als 1000-mal größer als beim Lichtmikroskop und mehr als 10-mal größer als im REM. Die kleinsten darstellbaren Strukturen sind im Prinzip einzelne Atome [SCHU07].

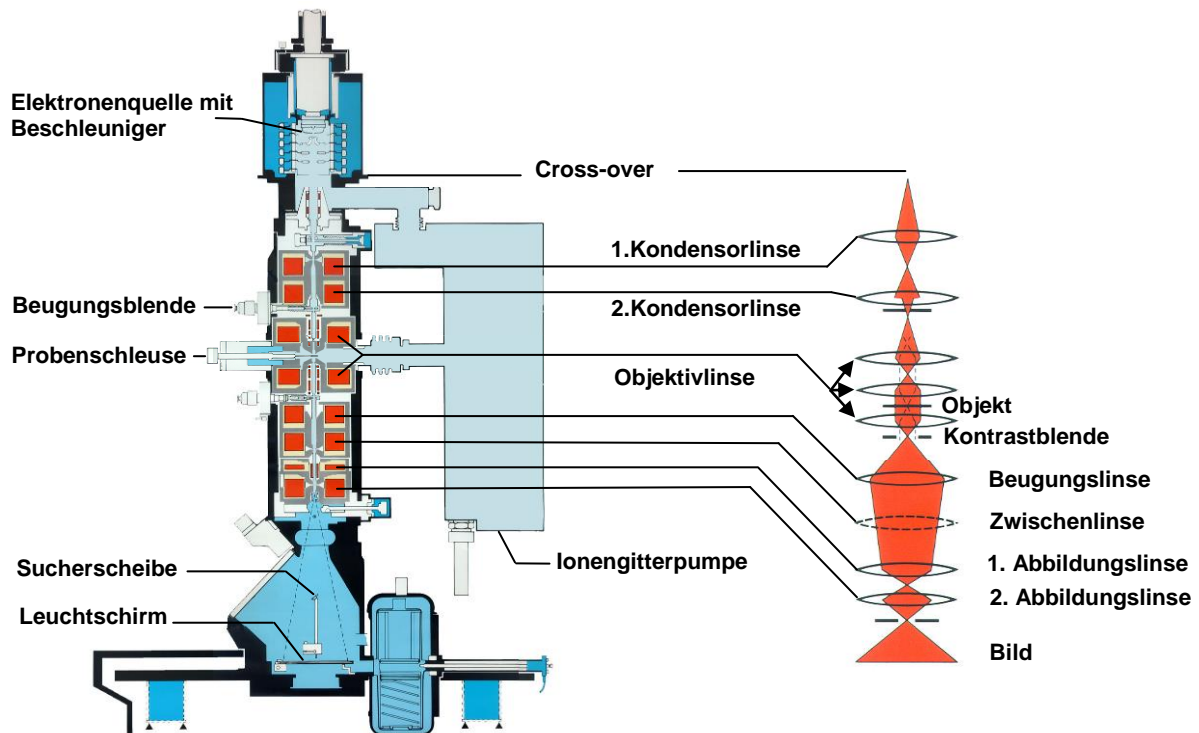


Abbildung 179: Strahlengang eines Transmissionselektronenmikroskops (Quelle: Philips)

Der in Abbildung 179 dargestellte Strahlengang des TEM korrespondiert mit dem Strahlengang eines auf dem Kopf stehenden Lichtmikroskops [GOT07]. Zusätzlich zum Abbildungsmodus in der direkten Durchstrahlung ist es möglich, die Interferenz der an den Gitterebenen reflektierten Elektronen zu nutzen, um Elektronenbeugungsaufnahmen anzufertigen [FUL08]. Hierdurch können die Gitterkonstanten bestimmt werden um die durchstrahlte Phase exakt zu detektieren. Zusätzlich kann bei der Untersuchung von einkristallinen Phasen (einzelnen Körnern) mit Hilfe des Beugungsbildes auch die Orientierung der Phase im Raum, beziehungsweise zum Elektronenstrahl, bestimmt werden. Gleichzeitig ist es möglich die Ebenen zu bestimmen, in denen Versetzungen oder Gleitbänder liegen, sowie die Richtungen in die sich die Versetzungen bewegen.

5.2.4.3 Durchstrahlungsbilder

Für die direkte Durchstrahlung eines Werkstoffs müssen je nach Ordnungszahl und Beschleunigungsspannung Folien einer Dicke von ≈ 80 nm (Au, W) bis 300 nm (Al, Si) hergestellt werden [GOO91]. Die Abbildung entsteht bei direkter Durchstrahlung durch Streuung der einfallenden Elektronen an den Atomen in der Probe. Gitterfehler sind Störungen im Aufbau der Kristalle, durch welche die strenge Periodizität der Atomanordnung unterbrochen wird. An den betreffenden Stellen schwankt daher die Elektronenintensität gegenüber benachbarten, ungestörten Bereichen, so dass die gestörte Zone im elektronenmikroskopischen Bild gegenüber der Nachbarschaft Kontraste aufweist und damit sichtbar wird [SIM89].

Verschiedene Gitterdefekte und ihr Aussehen im TEM-Durchstrahlungsbild lassen sich gut in Abbildung 180 erkennen. Neben den Korngrenzen sind auch deutlich die dunkler erscheinenden Ausscheidungen vom Typ Al_3Mg_2 zu sehen. Die vorhandenen

Versetzungen erscheinen als gewellte Linien und stauen sich in jeweils gleichen Abständen¹⁵¹ vor den Ausscheidungen und Korngrenzen.

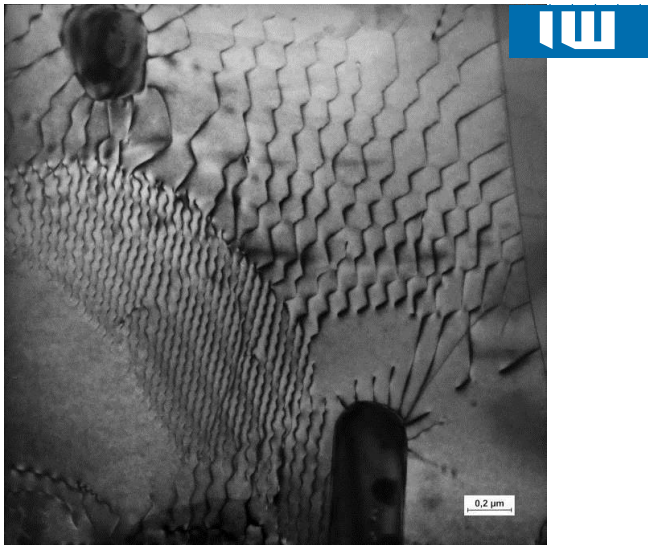


Abbildung 180: Durchstrahlungsbild einer AlMg5Mn-Legierung mit Ausscheidungen (dunkle Phasen), Korngrenzen (gerade Linien) und Versetzungen (gewellte Linien)

5.2.4.4 Elektronenbeugung

Die im TEM zur Untersuchung genutzten Elektronen werden beim Passieren der Probe an den Atomrümpfen der Gitteratome durch Anziehung gestreut, wobei sie ihre Geschwindigkeit in der Regel nicht ändern [HOR93]. Diese Elektronen erzeugen nach der Braggbedingung ein Interferenzmuster (siehe Abbildung 181) wenn Gleichung 32 erfüllt ist.

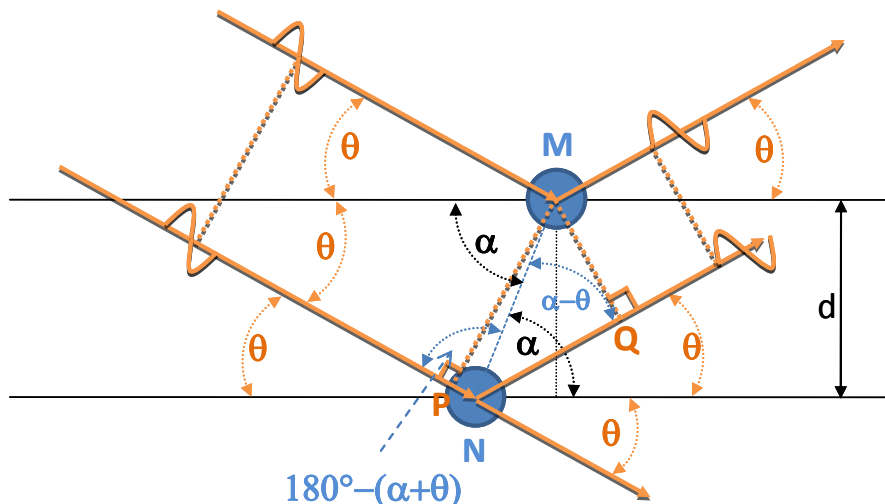


Abbildung 181: Reflexion von Elektronen(wellen) an den Atomen zweier verschiedener Gitterebenen; Positive Interferenz tritt auf, wenn die Phasenverschiebung des (von links eintretenden) Strahles ein ganzzahliges Vielfaches der Wellenlänge ist .

¹⁵¹ Dieser durch eine Wärmebehandlung erzeugte Effekt ist eine energetisch günstige Konstellation für die Versetzungen (siehe Kapitel Erholung).

Gleichung 32

$$n \cdot \lambda = \overline{PN} + \overline{NQ} = \overline{MN} \cdot \cos(180^\circ - (\alpha + \theta)) + \overline{MN} \cdot \cos(\alpha - \theta)$$

Dieser Ausdruck, der im Grunde nur besagt, dass positive Interferenz entsteht wenn der Gangunterschied das Vielfache einer ganzen Wellenlänge beträgt, lässt sich vereinfachen und dann wie in Gleichung 33 darstellen.

Gleichung 33

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin(\theta)$$

Das durch diese Interferenz entstehende Beugungsmuster ist eine Punktwolke mit gleichmäßigen Abständen und Winkeln zwischen den einzelnen Punkten.

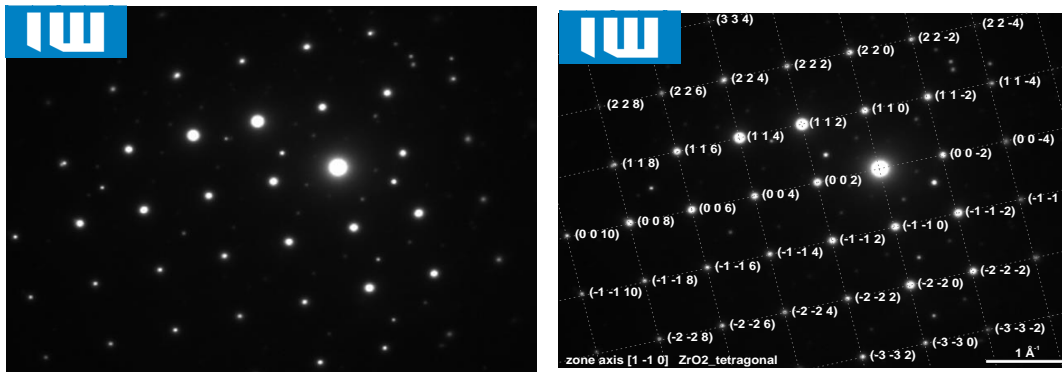


Abbildung 182: Beugungsbild eines tetragonalen Einkristalls aus Zirkondioxid (links) und die zugeordneten Ebenen (rechts)

Jeder dieser Punkte repräsentiert eine Ebenenschar des durchstrahlten Kristalls und lässt sich dieser Ebene auch eindeutig zuordnen. Das in Abbildung 182 gezeigte Punktgitter wird reziprokes Kristallgitter genannt und ist im Grunde eine Fourieranalyse des realen Gitters. Die Zuordnung zwischen der realen Ebenenschar an der die Reflexion stattgefunden hat, die einen bestimmten Punkt erzeugt hat und diesem Punkt geschieht wie in Abbildung 183 gezeigt.

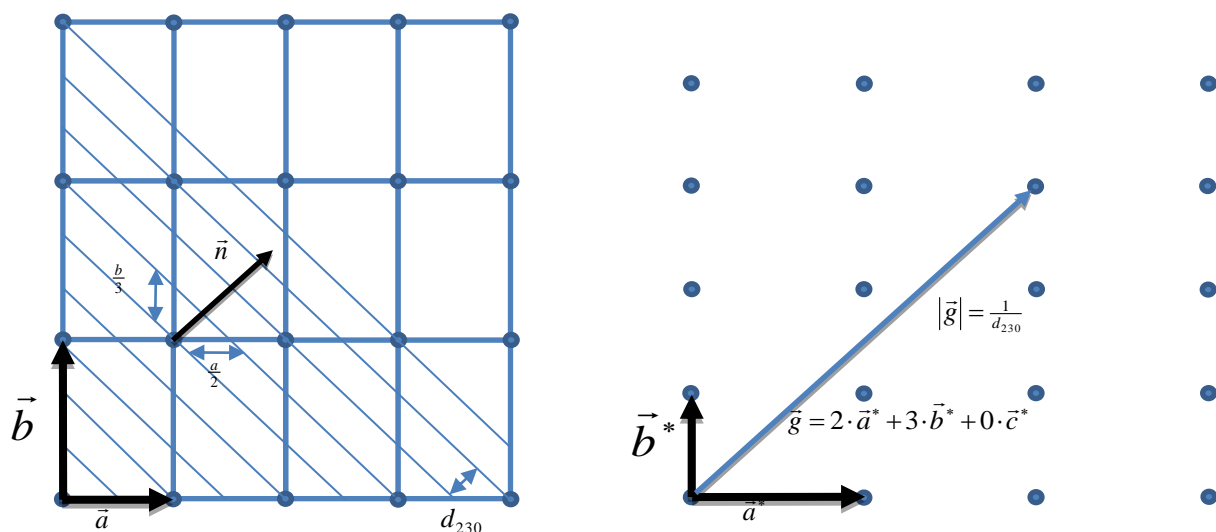


Abbildung 183: Reales Gitter mit Netzebenen (230) (links) und reziprokes Gitter (rechts) des Kristalls mit Vektor, der zur entsprechenden (230)-Ebene zeigt

Der Vektor, der zum Punkt des reziproken Gitters führt, steht senkrecht auf der Ebene zu der dieser Punkt gehört und hat die zum Abstand der Ebenenschar

reziproke Länge. Die links dargestellte Ebenenschar $(230)^{152}$ mit einem Abstand der Ebenen von $b/3$ in b -Richtung und $a/2$ in a -Richtung hat demnach einen Gitterpunkt, zu dem ein Vektor mit dem Wert (230) zeigt.

Für kubische Kristallstrukturen stimmen die Richtungen im wirklichen Kristallgitter mit denen des reziproken Gitters überein [HOR93].

5.2.4.5 Phasenanalyse

Ein mehrphasiges Durchstrahlungsbild einer Probe aus 22MnB5 im vergüteten Zustand zeigt Abbildung 185 auf der linken Seite. Zur Identifizierung der unterschiedlichen Phasen wurde ein Beugungsbild erstellt und dessen Reflexe analysiert. Es ergeben sich aus den Abständen und Winkeln der Beugungsreflexe zwei unterschiedliche Phasen. Das größere Gitter wurde durch Beugung an Martensit erzeugt, das kleinere Gitter durch Beugung an den Ebenen eines Karbides vom Typ $M_{23}C_6$.

Gleichzeitig wurde der Elektronenstrahl noch an verschiedenen weiteren Phasen gebeugt, deren Reflexe als schwache Punkte im Hintergrund zu sehen sind.

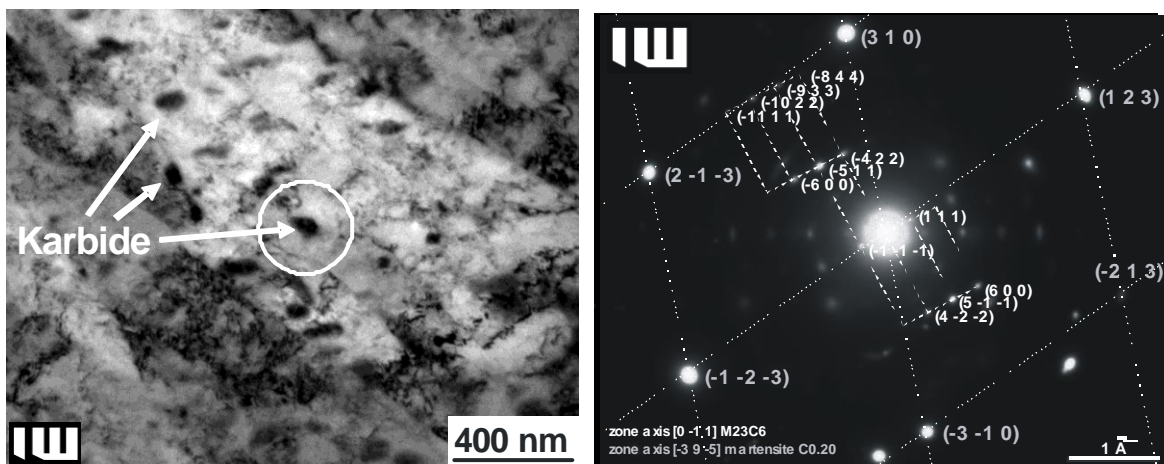


Abbildung 184: Phasenbestimmung mittels Beugungsbild an einer Probe aus 22MnB5; links: Durchstrahlungsbild mit verschiedenen Karbiden; rechts: Beugungsbild mit den reziproken Gittern der Matrix (großes Gitter) und des ausgewählten (eingekreisten) Karbides (kleines Gitter)

Wenn die Korngröße so klein ist, dass der Elektronenstrahl auf seinem Weg durch die Probe an vielen gleichen Phasen gebeugt wird, entstehen immer wieder die gleichen reziproken Gitter, die auf Grund der regellosen Verteilung der Körner aber um die Zonenachse rotieren. Dann entstehen an Stelle der Beugungsgitter Beugungsringe (siehe Abbildung 185 oben).

Ist die Verteilung der Kornorientierung zum Beispiel durch eine Textur nicht statistisch oder ist das Material nicht sehr feinkristallin, entstehen Beugungsbilder (siehe Abbildung 185 unten), bei denen die Intensität auf den Ringen ungleichmäßig verteilt ist [HOR93].

¹⁵² Da die Blickrichtung parallel zu den Ebenen ist, erscheinen sie als Linien.

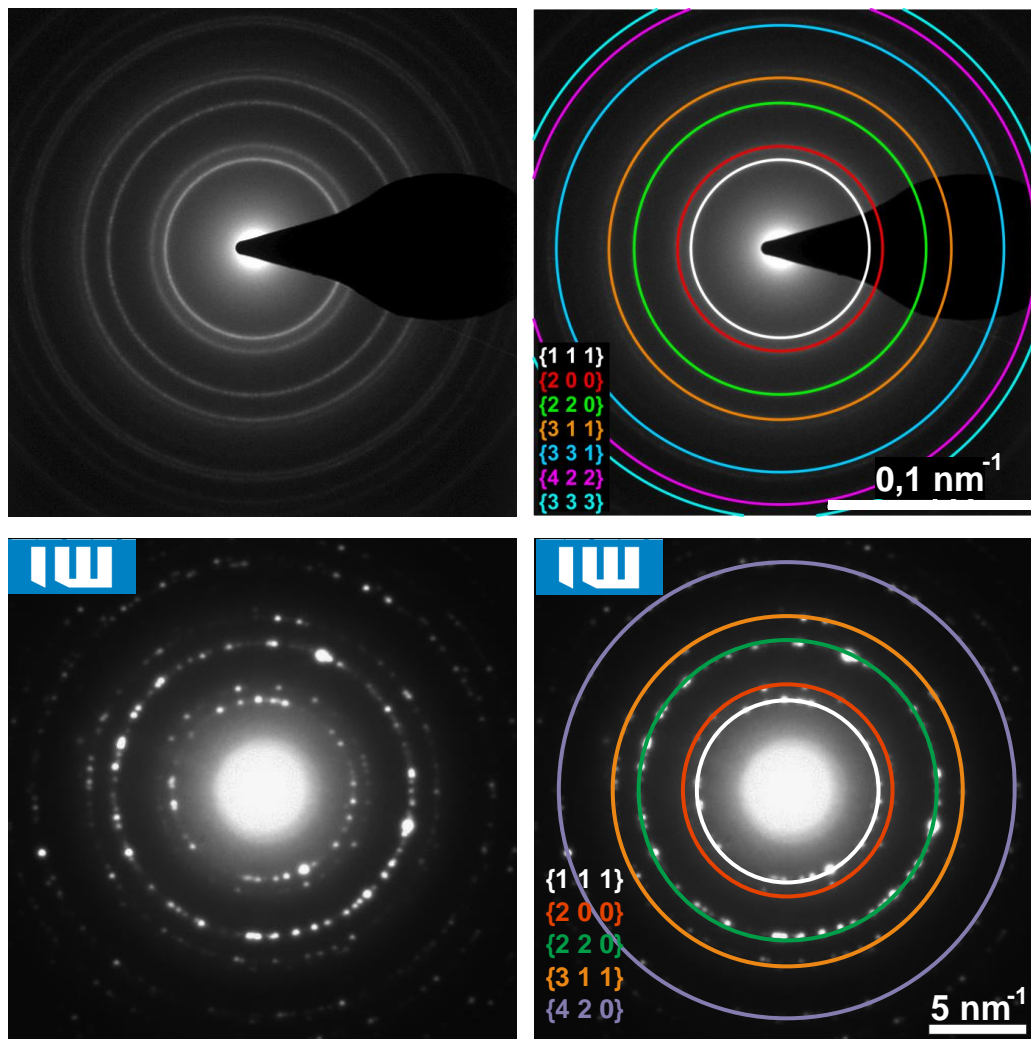


Abbildung 185: Unvollständige Beugungsringe an einem Polykristall aus Aluminium (unten) und vollständige Beugungsringe an einer nanokristallinen Goldprobe mit Strahlabdeckung (oben)

5.2.4.6 Phasenzuordnung

Wenn anders als bei den in Abbildung 184 gezeigten Karbiden nicht automatisch klar ist zu welcher Struktur das entsprechende reziproke Gitter gehört, kann man diese mit Hilfe einer Dunkelfeldbeleuchtung zuordnen.

Ziel der Dunkelfeldaufnahme ist es, nur bestimmte Phasen sichtbar zu machen, indem ausschließlich die von diesen Phasen gestreuten Elektronen zur Abbildung genutzt werden. Es kommt bei diesem Vorgehen aber zu einer Veränderung der Beleuchtungsbedingungen, so dass die Darstellung der einzelnen Phase nicht das gleiche Aussehen hat wie im Gesamtbild [SCHU07]. Abbildung 186 zeigt die beiden Möglichkeiten zur Erzeugung von Dunkelfeldaufnahmen im TEM.

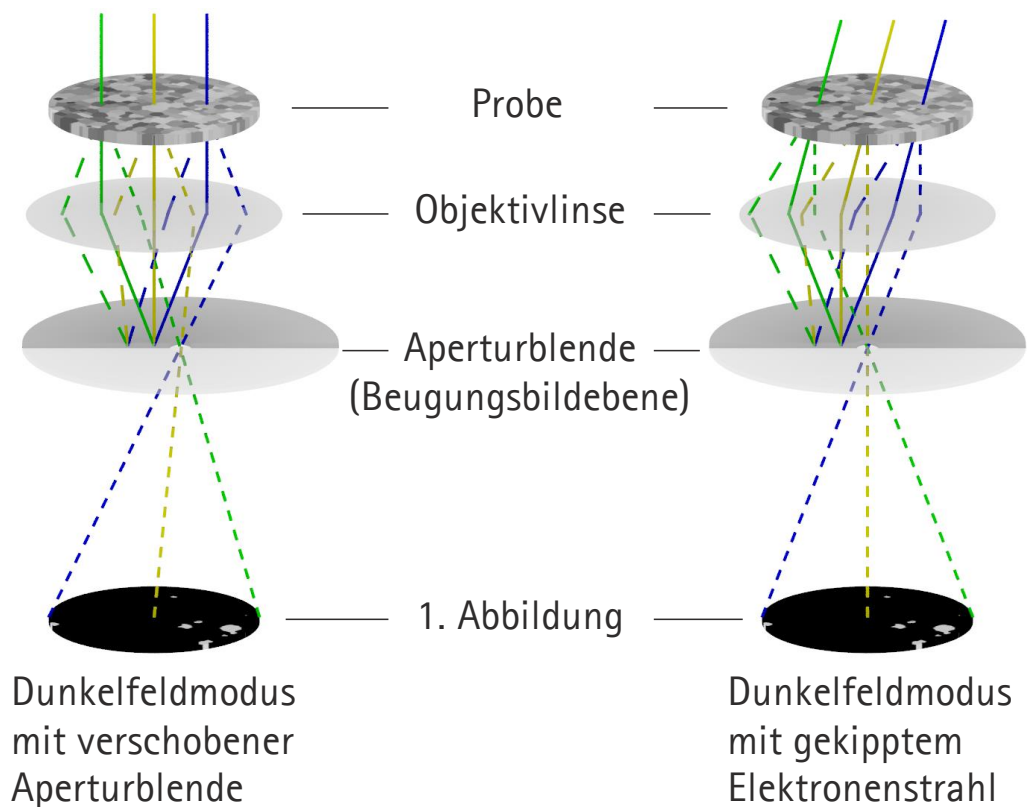


Abbildung 186: Mögliche Varianten der Dunkelfeldbeleuchtung im TEM

Es kann entweder mit einer verschobenen Aperturblende gearbeitet werden (Abbildung 186 links) um den Hauptstrahl und die nicht erwünschten gebeugten Strahlen auszublenden oder der Elektronenstrahl kann soweit gekippt werden, dass nur der gewünschte gebeugte Strahl durch die mittig platzierte Aperturblende gelangt (Abbildung 186 rechts).

Das Ergebnis der Anwendung dieser Methode ist exemplarisch in Abbildung 187 dargestellt.

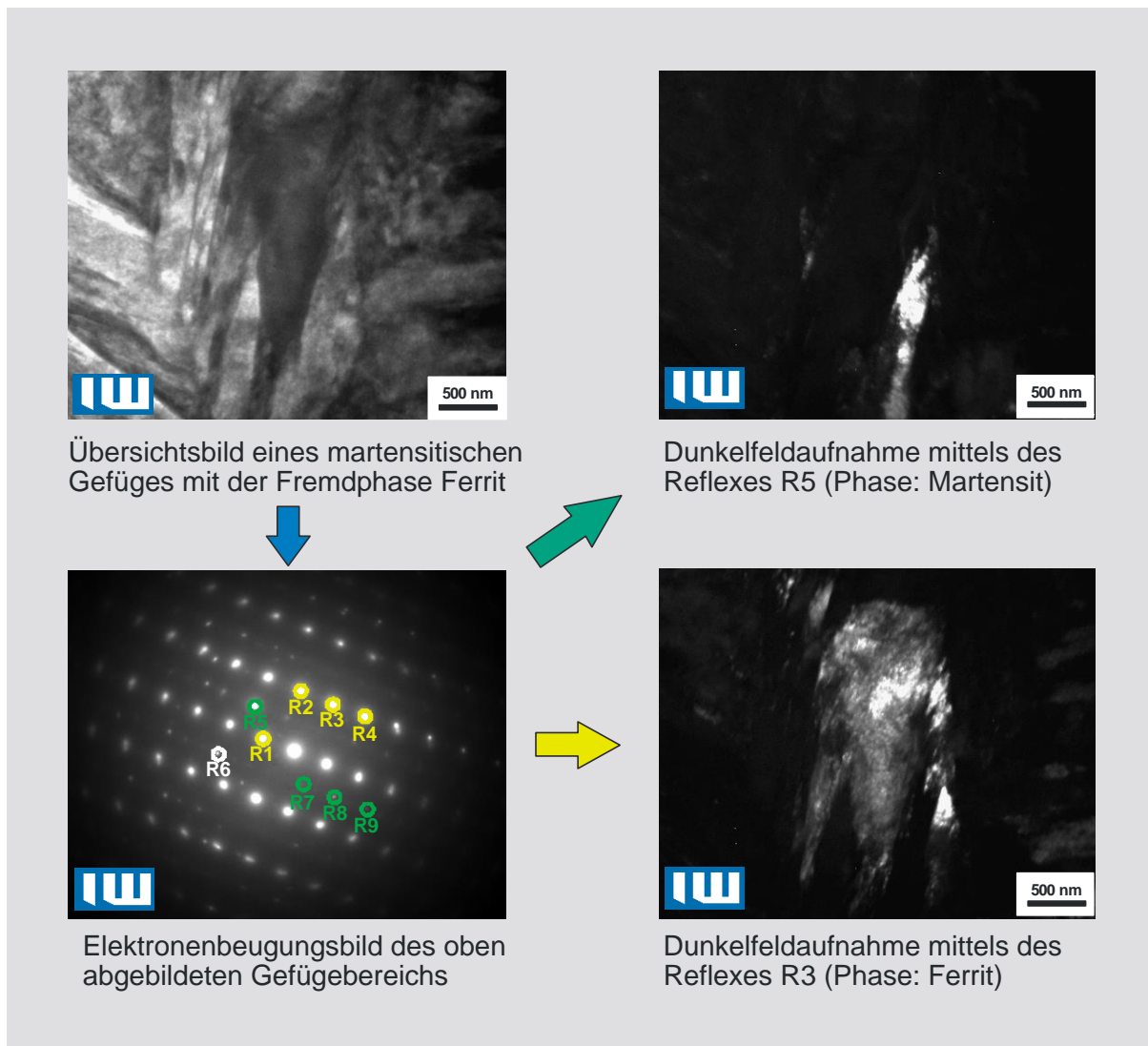


Abbildung 187: Martensitische und ferritische Phasen in einer TEM-Probe (22MnB5). Oben links: Durchstrahlungsbild; unten links: Beugungsbild; oben rechts Dunkelfeldaufnahme mittels Beleuchtung durch Strahl von Reflex R5; unten rechts: Dunkelfeldaufnahme mittels Beleuchtung durch Strahl von Reflex R3

Mit Hilfe des in Abbildung 187 gezeigten Vorgehens ist es möglich, die Ausdehnung der ferritischen von der martensitischen Phase abzugrenzen, indem mit den gebeugten Strahlen beider Beugungsgitter Dunkelfeldaufnahmen gemacht werden. Auf der rechten Seite von Abbildung 187 erscheinen dann ausschließlich die zugehörigen Phasen beleuchtet.

6 Höher- und höchstfeste Mehrphasenstähle

Die übliche Einteilung der modernen Blechwerkstoffe gliedert diese in Gruppen mit verschiedenen Festigkeiten. Im Allgemeinen werden Stahlgüten mit Streckgrenzen von 210 MPa bis 550 MPa und Zugfestigkeiten zwischen 270 MPa und 700 MPa als „High-Strength Steels“ (HSS) oder hochfeste Stähle bezeichnet. Stähle mit Streckgrenzen über 550 MPa und Zugfestigkeiten über 700 MPa werden als Ultra-High-Strength Steels (UHSS) bzw. höchstfeste Stähle bezeichnet [AHSS06].

6.1 TRIP-Stahl

Bereits 1937 hat Günther Wassermann¹⁵³ das ausgezeichnete Dehnungsvermögen von FeNi-Legierungen mit je 50 % Anteil beider Elemente beschrieben [WAS37]. Die Bezeichnung TRIP-Effekt wurde 1967 von Zackay eingeführt, der eine Erhöhung der Duktilität von höchstfesten Stählen durch die Umwandlung von Austenit zu Martensit beschreibt [ZAC67]. Die Abkürzung des als „Transformation-Induced Plasticity“ bezeichneten Effektes wurde schließlich der Name für diese Stahlgruppe. Während sich die anschließenden Arbeiten in den 70er Jahren in erster Linie auf austenitische Stähle konzentrierten, sind Ende der 80er Jahre die niedrig legierten Stähle mit Anteilen von Restaustenit [BLE02] dazugekommen.

6.1.1 Allgemeine Eigenschaften

Das Gefüge dieser seit Anfang der 90er Jahre zu Blechwerkstoffen weiterentwickelten Stähle besteht aus einer ferritischen Matrix mit Restaustenit und Martensit oder Bainit (50 % bis 60 % Ferrit, 25 % bis 35 % Bainit, 5 % bis 15 % Restaustenit und weniger als 5 % Martensit) (siehe Abbildung 194) [BER06]. Die Umwandlung des Restaustenits während der Verformung führt nicht nur zu einer starken Verfestigung (siehe Abbildung 208), sondern auch zu einer verbesserten Duktilität. Dies verschafft den TRIP-Stählen bei den derzeit in der Serie eingesetzten Güten eine herausragende Stellung unter den ferritischen Werkstoffen in Bezug auf Festigkeit, Verformbarkeit und Energieabsorption. Bei den kaltumgeformten Werkstoffen wird diese Kombination lediglich von den (mit höheren Kosten verbundenen) austenitischen Chrom-Nickel-Werkstoffen übertroffen (siehe Abbildung 189).

¹⁵³ Günther Wassermann (1902-1986), damals am Kaiser-Wilhelm-Institut für Metallforschung in Berlin tätig.

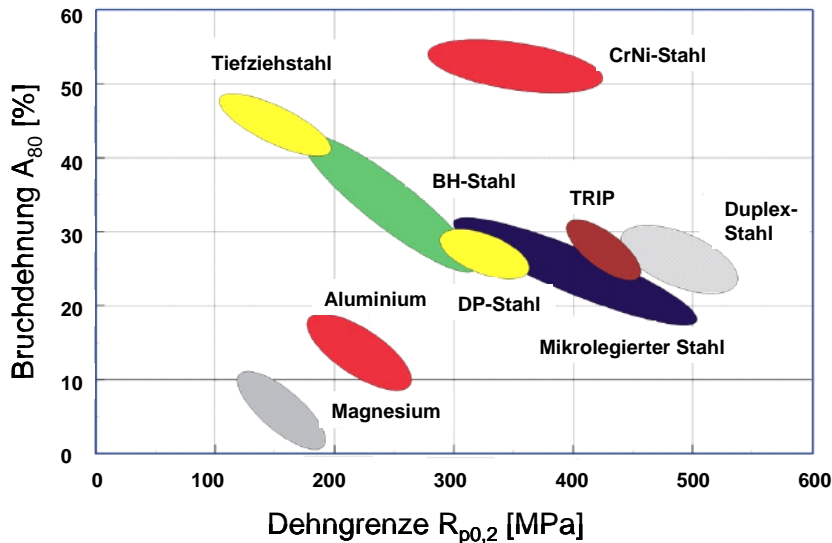


Abbildung 188: Bananendiagramm verschiedener Stähle und Leichtmetalle [BLE02]

Neben den Volumenanteilen der verschiedenen Phasen von TRIP-Stählen spielen für die mechanischen Eigenschaften noch andere Parameter eine Rolle. Diese sind: die Korngröße, die lokale chemische Zusammensetzung und die Stabilität des Austenits [BLE02].

Die prinzipiell mögliche Zusammensetzung verschiedener Güten zeigt Tabelle 15.

Tabelle 15: Mögliche chemische Zusammensetzungen von hoch und niedrig legierten TRIP-Stählen im Vergleich zu DP500 und DC04 [BLE02]

hoch legierte TRIP-unterstützte Stähle								
grade	C	Mn	Si	Mo	Cr	Ni	Ti	
1.4301	0.04	1.20	0.65	0.35	19.20	9.35		
1.4571	0.04	1.30	0.45	2.20	17.50	11.35	0.46	
niedrig legierte TRIP-unterstützte Stähle								
					Al	P	Nb	V
Mn-Si	0.20	1.50	1.50					
Mn-Al	0.20	1.50	0.10	1.80				
Mn-P	0.15	2.00			0.03			
Mn-Si-Al	0.30	1.50	0.30	1.20				
Mn-Si-P	0.15	1.50	0.60		0.01			
Mn-Si-Nb	0.20	1.50	1.50			0.04		
Mn-Si-V	0.15	1.50	0.60					0.06
zum Vergleich								
					Al	Cr	Ti	N
DP500	0.08	1.50	0.07		0.06	0.45	0.03	0.004
DC04	0.03	0.20	0.01		0.05	0.02		0.005

Bei den beiden oberen Güten handelt es sich um austenitische Werkstoffe mit nicht vollständig stabilisiertem Austenit. Eine Umwandlung des Austenits bei der Umformung ist in der Regel aber nicht erwünscht, obwohl dieser Effekt während der Lebensdauer unbeabsichtigt auftreten kann.

Die mittlere Gruppe der niedrig legierten Legierungen mit TRIP-Effekt entspricht den in diesem Kapitel vorwiegend behandelten klassischen TRIP-Stählen.

6.1.2 Anwendungsbeispiele

Wie bei allen Tiefziehwerkstoffen werden die Anwendungsmöglichkeiten von den Tiefzieheigenschaften und den mechanischen Eigenschaften des fertigen Produktes bestimmt. Bei TRIP-Stählen ist dies eine Kombination aus erstklassiger Verformbarkeit (siehe Abbildung 189 und Abbildung 211) und starker Verfestigung (siehe Abbildung 204 und Abbildung 207). Berücksichtigt man noch die große gewichtsspezifische Energieaufnahme im Crashfall, wird deutlich, dass TRIP-Stähle vor allem für komplexe Geometrien als hochfeste Strukturen im Crashbereich eingesetzt werden können.



Abbildung 189: Stoßängerverstärkung aus elektrolytisch beschichtetem TRIP 780 (Dicke: 1,6 mm) (Quelle: Arcelor)

Konkrete Beispiel sind Stoßfänger und B-Säulen bzw. ihre Verstärkungselemente (siehe Abbildung 189 und Abbildung 190) oder Komponenten für den Seitenaufprallschutz und Querträger, die dem Schutz der Fahrgastzelle dienen.



Abbildung 190: B-Säulenverstärkung aus elektrolytisch beschichtetem TRIP 780 (Dicke: 1,2 mm) (Quelle: Arcelor)

6.1.3 Herstellung

TRIP-Stähle können sowohl als Warmband als auch als Kaltband oder verzinktes Kaltband hergestellt werden, dabei kommen in der Kaltwalzstraße für niedrig legierte Güten Tandemwalzen zum Einsatz und für höher legierte Güten Reversiergerüste.

6.1.3.1 Warmband

Die Produktion von Warmband erfolgt nach dem in Abbildung 191 gezeigten Muster.

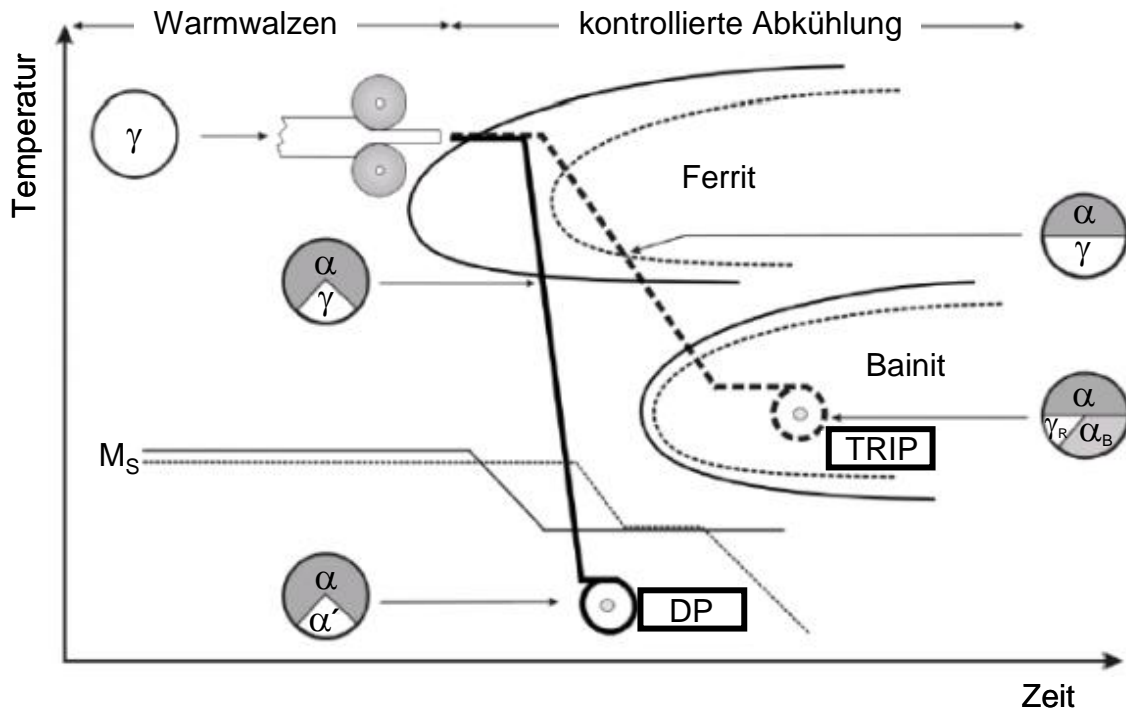


Abbildung 191: Temperaturverlauf im ZTU-Schaubild bei der Fertigung von TRIP-Warmband (gestrichelte Linie) im Vergleich zu DP-Stahl (durchgezogene Linie) [BLE02]

Nach dem Warmwalzen wird das Band, ähnlich wie bei dem im gleichen Bild dargestellten DP-Stahl, kontrolliert abgekühlt. Zunächst werden beide Güten eine Zeit lang auf einer Temperatur gehalten, bei der die Ferritbildung einsetzt. Von hier aus wird der DP-Stahl dann abgeschreckt, um Martensit zu bilden. Zur Erzeugung eines TRIP-Gefüges wird langsamer abgekühlt, bei 500 °C im Bainitgebiet gehalten und das Band aufgecoilt. Die Ausbildung von Karbiden muss hier zumindest teilweise unterdrückt werden, damit eine ausreichende Menge von Kohlenstoff im Gitter gelöst bleibt, um die austenitischen Phasen zu stabilisieren. Dies geschieht durch den Einsatz der in Karbiden nicht löslichen Legierungselementen Aluminium und Silizium. Es bildet sich nach dem Ende der Abkühlung auf Raumtemperatur kein Martensit, da die Martensitstarttemperatur bei den so erreichten hohen Kohlenstoffgehalten im Austenit unterhalb der Raumtemperatur liegt [BLE02].

6.1.3.2 Kaltband

Beim Kaltband durchlaufen TRIP-Stähle einen zweistufigen Wärmebehandlungsprozess. Sie werden zunächst auf die Rekristallisationstemperatur zwischen 780 °C und 880 °C gebracht und dort eine Zeit gehalten, um vorhandene Gitterfehler durch neue Keimbildung und Kornwachstum zu entfernen. Ausgehend von diesem Gefüge (Ferrit und Austenit) wird anschließend auf eine Temperatur im Bereich der

Bainitbildung abgekühlt (siehe Abbildung 192). Hierbei muss die Abkühlgeschwindigkeit über der kritischen sein, um diffusionsbedingte Phasenumwandlungen zu vermeiden [BLE02].

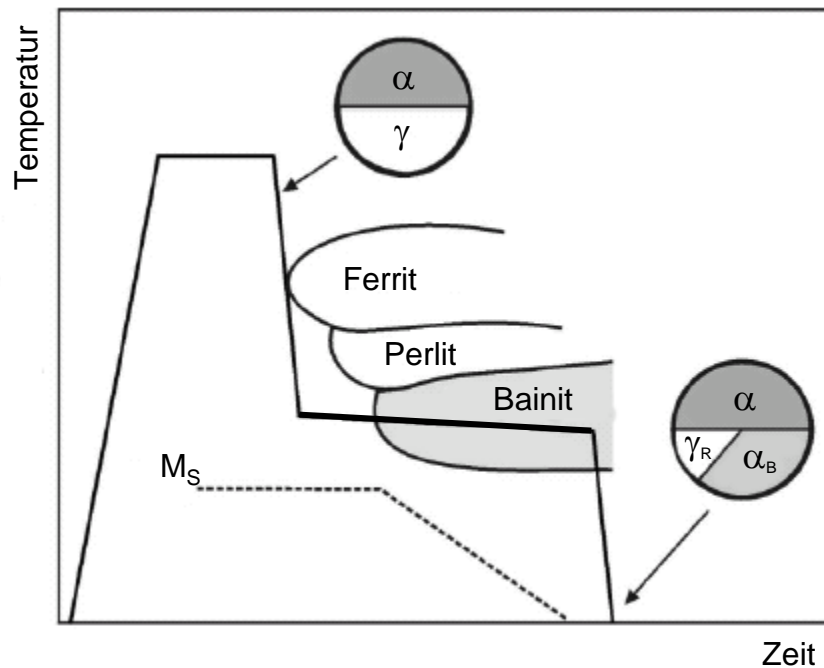


Abbildung 192: Temperaturverlauf im schematischen ZTU-Schaubild zur Erzeugung von TRIP-Kaltband [BLE02]

Zur Beruhigung wird das Gefüge eine Zeit lang auf dieser Temperatur gehalten und anschließend auf Raumtemperatur abgekühlt. Es bildet sich dabei folgendes Gefüge aus:

- 50 % bis 60 % Ferrit
- 25 % bis 40 % karbidfreier Bainit
- 5 % bis 15 % metastabiler kohlenstoffreicher Austenit

Diese Zusammensetzungen sind beim Warm- und beim Kaltband ähnlich. Der Unterschied bei beiden Prozessruten liegt darin, dass beim Kaltband der Ferrit schon vor dem Rekristallisationsglühen entstanden ist und bei der anschließenden Abkühlung nur noch sehr wenig Ferrit ausgebildet wird.

Beim Feuerverzinken von Kaltband ist es schwierig eine gute Bainitisierung zu erreichen, da dieser Ankühlvorgang nur eingeschränkt realisiert werden kann (siehe Abbildung 193).

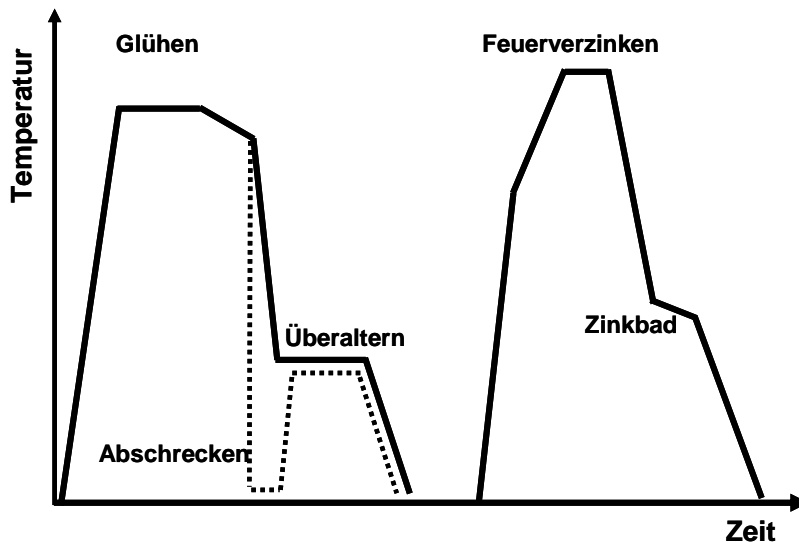


Abbildung 193: Wärmebehandlung zur Erzeugung eines TRIP-Gefüges aus Kaltband; links: Glühen in den Varianten mit (gestrichelte Linie) Abschrecken und ohne Abschrecken; rechts (alternativ): Temperaturverlauf bei der Gefügeeinstellung während der Feuerverzinkung

Die Vor- und Nachteile beziehungsweise die nötigen Voraussetzungen für eine Herstellung von TRIP-Stahl als Warm- oder Kaltband zeigt Tabelle 16 [BLE02].

Tabelle 16: Vor- und Nachteile bei der Fertigung von TRIP-Stahl aus Warm- oder aus Kaltband [BLE02]

Warmband	Kaltband
Vorteile	Vorteile
Einfache Prozessführung in der Austenitphase	Relativ geringe Walzkräfte auf Grund des weichen Warmbandmaterials
Einfache Kontrolle von Gefüge und mechanischen Eigenschaften durch Beeinflussung der Abkühltemperatur	Einfache Kontrolle des Gefüges beim Glühen in der kontinuierlichen Glühstraße mit Hilfe von 2 isothermen Haltestufen
Kombination von Thermomechanischer Behandlung und Umwandlung	
Nachteile	Nachteile
Starker Einfluss von Temperaturschwankungen auf das Umwandlungsverhalten und damit auf die mechanischen Eigenschaften	Durch Restriktionen der Anlagentechnik können die idealen Bedingungen zur Stabilisierung des Austenits eventuell nicht erreicht werden
Eine exakte Kontrolle des geplanten Zeit-Temperatur-Profiles ist nötig	Reduzierung der Verfestigung durch die Thermomechanische Behandlung
Eine gleichmäßige Temperaturverteilung über den gesamten Querschnitt ist nötig	Die in der Regel vorgesehene Oberflächenbehandlung schränkt die Legierungsmöglichkeiten ein
Erwärmung problematisch	
Coilbox ist notwendig	

6.1.4 Legierungselemente

Wichtigstes Legierungselement von TRIP-Stählen ist Kohlenstoff, der zum einen die Festigkeit beeinflusst, zum anderen aber ganz wesentlich zur Stabilisierung des Austenits beiträgt. Da mit steigendem Kohlenstoffgehalt die Schweißbarkeit abnimmt, sind die maximalen Gehalte auf etwa 0,25 % beschränkt.

Neben Kohlenstoff sind Mangan und Silizium die wichtigsten Legierungselemente. Silizium ist ein Ferritbildner, in dem es dann als Mischkristallhärter wirkt; außerdem ist Silizium unlöslich in Zementit. Hierdurch wird die Bildung von Karbiden in der Bainitphase verlangsamt, da das Silizium durch Diffusion zunächst den Bereich des Gitters verlassen muss, in dem das Karbid gebildet wird. Dies führt zu einem langsameren Wachstum der Karbide, so dass der Kohlenstoff mehr Zeit hat, in den (Rest)Austenit zu diffundieren, wo er zur Stabilisierung benötigt wird.

Mangan ist ein Austenitbildner und setzt daher die Umwandlungstemperatur herab. Gleichzeitig wird die Löslichkeit von Kohlenstoff im Austenit durch Mangan verbessert. Wie in praktisch allen Stahlwerkstoffen wirkt Mangan auch in TRIP-Stahl als Mischkristallhärter.

Auf Grund der von Silizium hervorgerufenen, schlechten Oberflächenqualität beim Warmband und des negativen Einflusses auf die Beschichtbarkeit beim Kaltband wurden andere Legierungselemente gesucht, die ansonsten ähnliche Eigenschaften aufweisen. Aluminium ist ebenfalls unlöslich in Zementit und wird daher zur Substitution von Silizium eingesetzt. Der Effekt ist aber geringer und auch die Festigkeitssteigerung im Mischkristall ist nicht so ausgeprägt. Aluminium wird daher oft zusammen mit Phosphor eingesetzt, das diese Effekte wieder verstärkt. Da bei höheren Phosphorgehalten unerwünschte Korngrenzseigerungen auftreten, ist der mögliche Phosphorgehalt stark begrenzt. Weitere Legierungselemente in TRIP-Stählen sind:

- Niob (Kornfeinung, Kohlenstoffanreicherung im Restaustenit, Verlangsamung der Bainitbildung und Absenkung der Martensitstarttemperatur)
- Molybdän (Verzögerung der Ferrit- und Bainitbildung)
- Vanadium (Ferritbildner, Ausscheidungshärtung) [BLE02]

Die Zusammensetzung von technisch lieferbaren Legierungen ist laut Herstellerangaben in Tabelle 17 angegeben.

Tabelle 17 : Chemische Zusammensetzung von TRIP-Stählen [ThyssenKrupp]

	C (max) [%]	Mn (max) [%]	Al+Si (max) [%]
TRIP 600 (kaltgewalzt)	0,175	2,0	2,0
TRIP 700 (kaltgewalzt)	0,200	2,0	2,0
TRIP 800 (kaltgewalzt)	0,250	2,0	2,0
TRIP 800 (warmgewalzt)	0,250	2,0	2,0

6.1.5 Gefüge

Wie bereits beschrieben, besteht das Gefüge von niedrig legierten TRIP-Stählen vor der Verformung aus folgenden Bestandteilen: 50 % bis 60 % Ferrit, 25 % bis 40 % karbidfreier Bainit und 5 % bis 15 % metastabiler, kohlenstoffreicher Austenit (siehe Abbildung 194). Bei einer Umformung, wie zum Beispiel dem Tiefziehen, wandelt sich ein Teil des Austenits zu Martensit um.

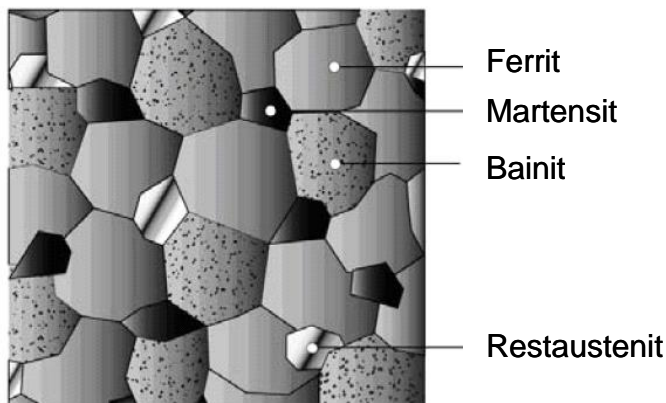


Abbildung 194: Schematische Darstellung des Gefüges eines TRIP-Stahls [AHSS06]

Die Lichtmikroskopaufnahme eines realen TRIP-Gefüges bei zwei verschiedenen Ätzungen zeigen Abbildung 195 und Abbildung 196.

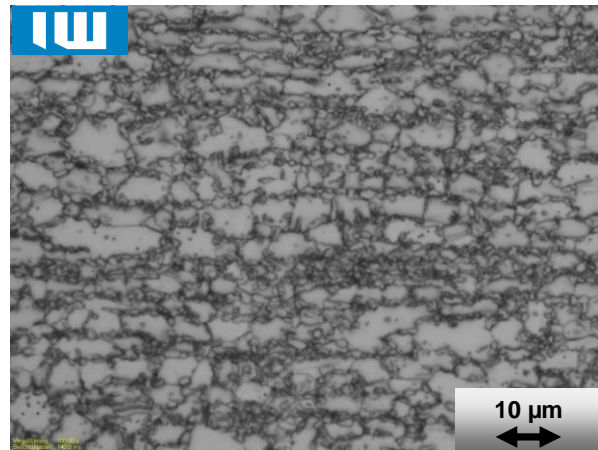
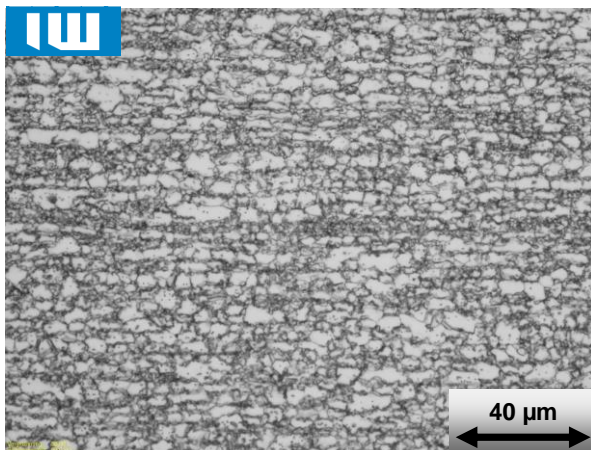


Abbildung 195: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Gefüges eines TRIP-Stahls; 5 % HNO₃

Die in Abbildung 195 gezeigte Darstellung der mittels 5 %iger HNO₃-Lösung geätzten Probe lässt zwar Rückschlüsse auf Kornform und -größe zu, eine Unterscheidung der verschiedenen Gefügebestandteile ist aber nicht möglich.

In Abbildung 196, bei einer Farbätzung nach Klemm, erscheint Restaustenit weiß, Ferrit blau/braun und Bainit dunkelbraun.

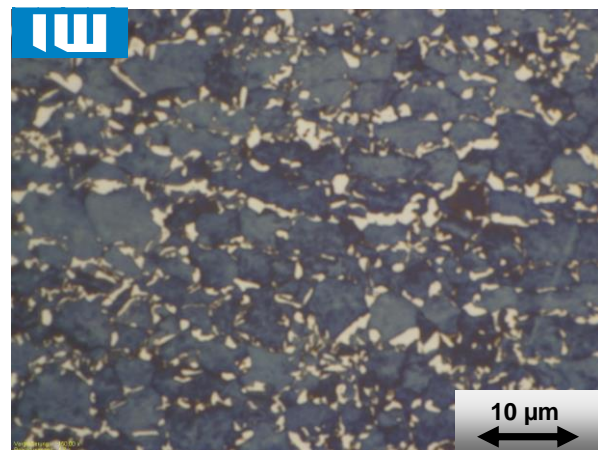
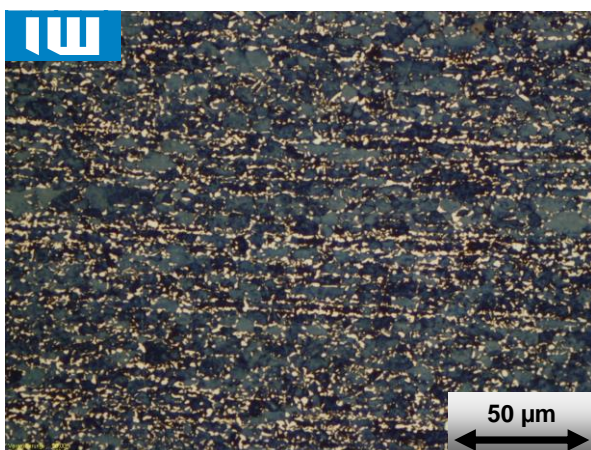


Abbildung 196: Lichtmikroskopische Aufnahmen des Gefüges eines TRIP-Stahls; Farbätzung nach Klemm; Restaustenit: weiß, Ferrit: blau/braun; Bainit: dunkelbraun

Auch wenn sich Ferrit und Bainit wohl nicht immer sicher unterscheiden lassen, zeigt sich deutlich eine zeilenförmige Ausbildung des Austenits (Abbildung 196, links).

In Abbildung 197 ist eine typische REM-Aufnahme des Gefüges eines TRIP-Stahls dargestellt, der zunächst wie in [ANG06] oder in diesem Fall in [GRI98] beschrieben, selektiv geätzt wurde. Die Geschwindigkeit, mit der sich die einzelnen Phasen beim Ätzen auflösen, hängt von ihrer Elektronegativität ab. Diese wird wiederum vom Kohlenstoffgehalt beeinflusst, da die Phasen mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt edler werden, wodurch sich ihre Auflösung verlangsamt. Da Martensit der diffusionslos umgeklappte Austenit ist, hat er den gleichen Kohlenstoffgehalt und verhält sich chemisch ähnlich. Das Vorhandensein von Gefügefehlern beschleunigt aber den selektiven Angriff, so dass sich die Phasen letztlich doch unterscheiden lassen.

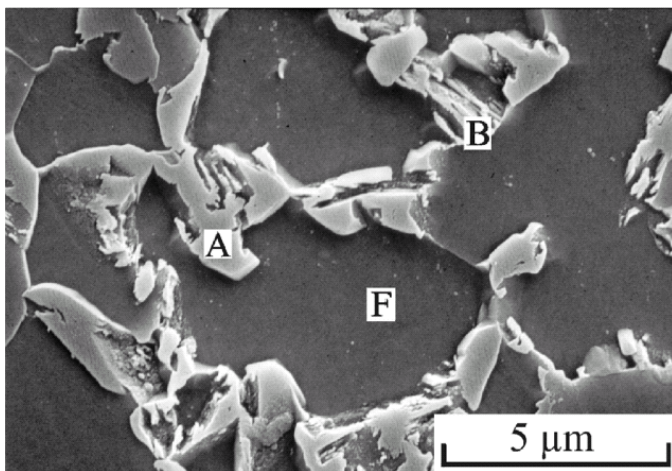


Abbildung 197: REM-Aufnahme eines unverformten, nach [GRI98] selektiv geätzten TRIP-Stahls; A: Austenit; B: Bainit; F: Ferrit [FUR02]

Die bereits angesprochene Zeiligkeit im Gefüge des untersuchten TRIP 700 ist im Folgenden mit Hilfe der Elektronenstrahlmikroanalyse weiter untersucht worden. Da der in Zeilen auftretende Restaustenit in erster Linie durch Mangan stabilisiert wird, ist die Verteilung dieses Legierungselementes von besonderem Interesse. Die entsprechenden Analysen zeigt Abbildung 198.

Es lässt sich eine zeilenförmige Ausprägung des Mangangehaltes erkennen, die mit der Verteilung des Austenits in den lichtmikroskopischen Aufnahmen (siehe Abbildung 196) übereinstimmt und einen Abstand der Zeilen von 20 µm zeigt.

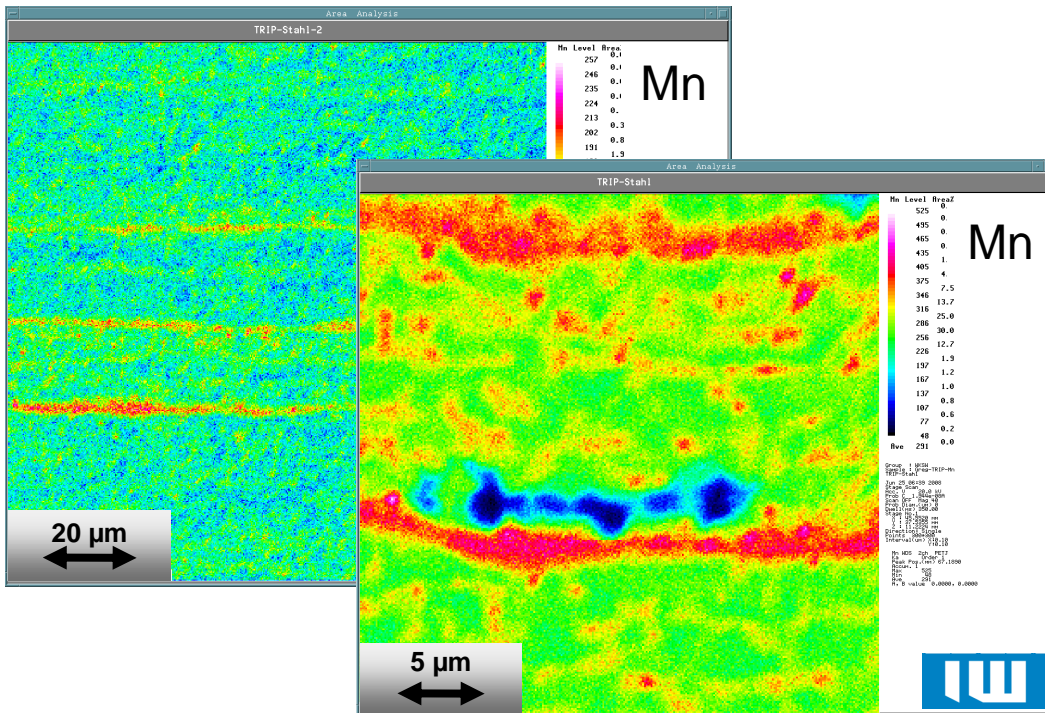


Abbildung 198: ESMA-Analyse eines TRIP 700; Darstellung der Manganverteilung in zwei unterschiedlichen Vergrößerungen; deutlich erkennbar: die zeilenförmige Ausprägung

Eine bessere Auflösung der verschiedenen Phasen des TRIP-Gefüges ist mittels TEM möglich. Bei derart komplexen Gefügen wie im vorliegenden Fall ist eine Untersuchung aufwendig, da der Ausschnitt der TEM-Probe, der betrachtet werden kann, sehr begrenzt ist und sich zwangsläufig die Frage stellt, in wieweit solch ein Ausschnitt repräsentativ sein kann.

Eine Zusammenstellung unterschiedlicher Phasen ist in Abbildung 199 beziehungsweise Abbildung 200 gezeigt.

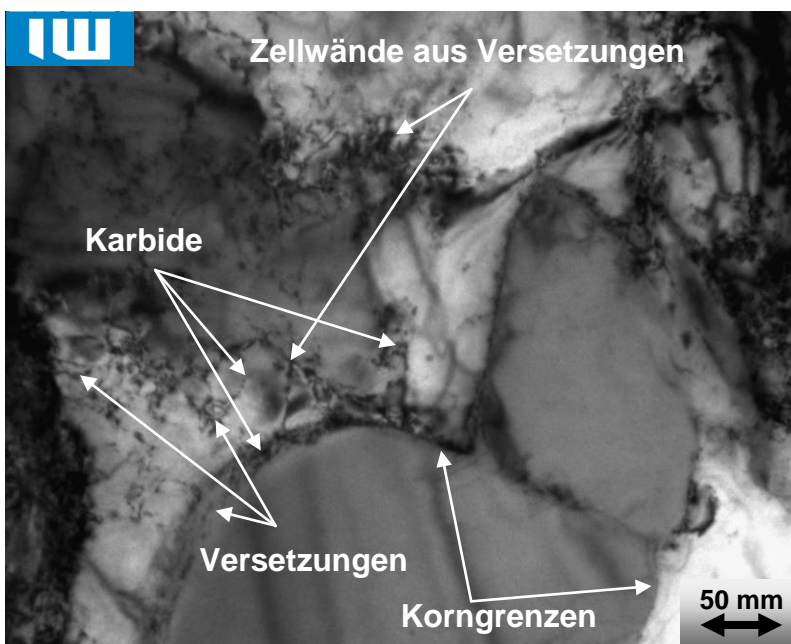


Abbildung 199: Gefüge eines TRIP 700 mit Karbiden, Versetzungen, Korngrenzen und Versetzungsstrukturen als Durchstrahlungsbild im TEM

Korngrenzen, Karbide und Versetzungen sowie Versetzungsnetzwerke sind in Abbildung 199 deutlich zu erkennen. Eine Kleinwinkelkorngrenze, die von einer Reihe Versetzungen „zusammengenäht“ ist, zeigt Abbildung 200.

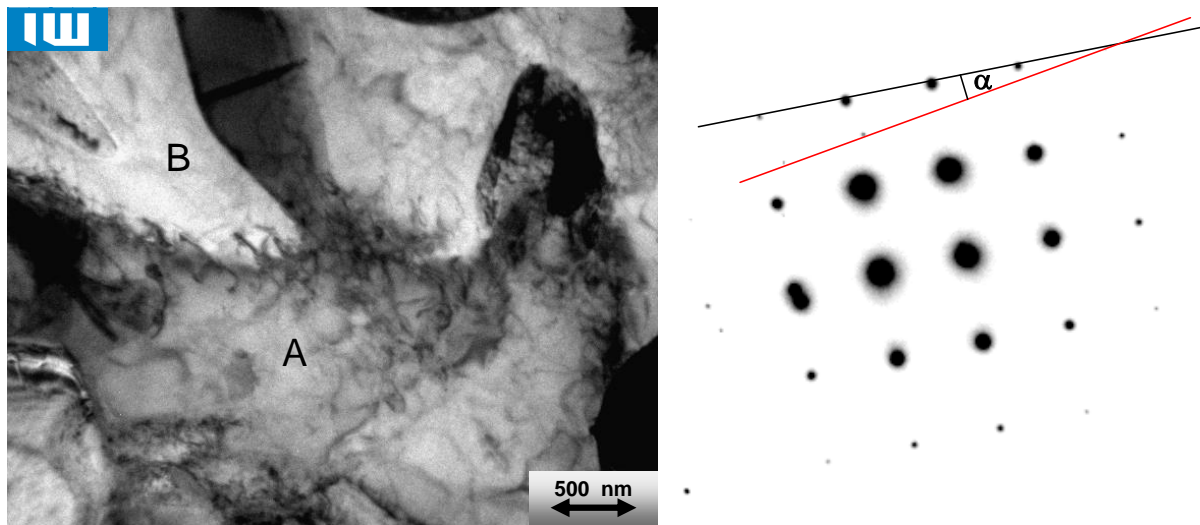


Abbildung 200: TEM-Aufnahme (oben) einer Kleinwinkelkorngrenze, „zusammengenäht“ mit Versetzungen

Die Winkeldifferenz der Subkörner kann mit Hilfe des Beugungsbildes untersucht werden. Dabei ist zu beachten, dass der Winkel α (Abbildung 200 oben rechts) nur dann der tatsächlichen Winkeldifferenz zwischen den realen Gittern beziehungsweise den Subkörnern entspricht, wenn die Zonenachsen beider Körner gleich sind. Ansonsten muss der Wert umgerechnet werden.

Um einen Überblick über ein größeres Gebiet zu erhalten, kann mit Hilfe des TEM eine Übersichtsaufnahme durch die Montage verschiedener Einzelbilder erstellt werden (siehe Abbildung 201). Dies ist mit modernen Bildverarbeitungstechniken relativ einfach zu realisieren. Sowohl die Präparation einer Probe, die einen ausreichend großen, elektronentransparenten Bereich hat, als auch die Erstellung der zahlreichen, ähnlich beleuchteten Aufnahmen sind aber sehr aufwendig.

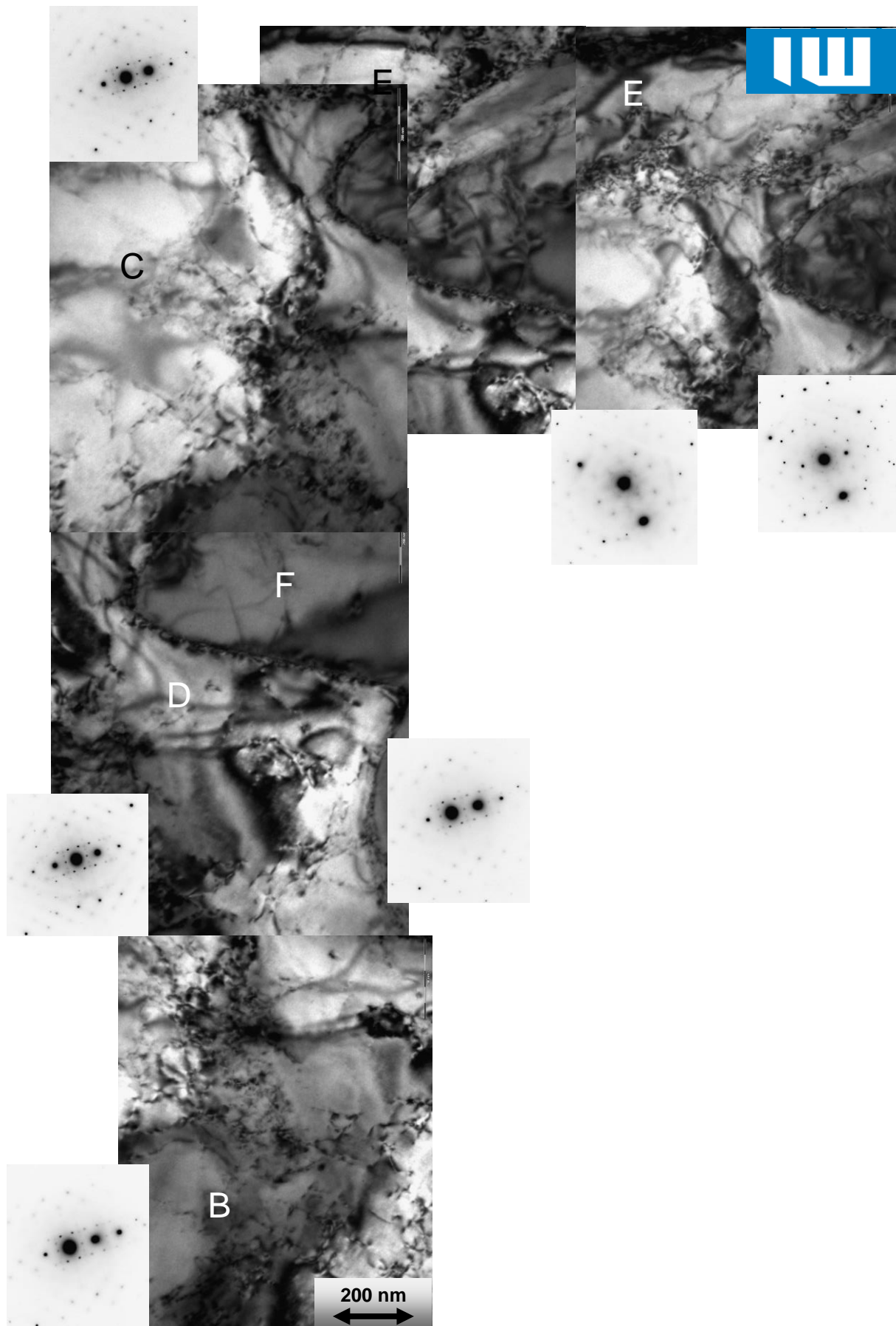


Abbildung 201: Montage von TEM-Durchstrahlungsbildern eines TRIP 700 mit den entsprechenden Beugungsbildern (R. Springer)

Die verschiedenen in Abbildung 201 gezeigten Phasen wurden an Hand ihrer Beugungsbilder identifiziert. Es handelt sich bei dem hier dargestellten Ausschnitt um verschiedene Ferritkörner, die durch Kleinwinkel- oder Großwinkelkorngrenzen von einander getrennt sind. In dieser Matrix sind verschiedene Karbide und Sonderkarbide enthalten. Zusätzlich sind Versetzungen bzw. Versetzungsstellen und Netzwerke zu erkennen.

In gemeinsam mit L. Teplyakova von der Universität Tomsk durchgeführten Arbeiten [TEP09] wurde versucht, repräsentative Strukturen in TRIP-Stählen zu finden. Diese sollen die Beschreibung von Versetzungsnetzwerken im Nanometerbereich unter Berücksichtigung der anderen Gefügestrukturen ermöglichen, die Ausdehnungen bis in den Millimeterbereich haben können. Diese Überlegung ist bei TRIP-Stählen, zum Beispiel im Vergleich zu austenitischen Stählen, besonders wichtig, da die vorhandenen makroskopischen Strukturen zu einer lokalen Eingrenzung der Verformung führen können.

Die chemische Zusammensetzung der vier untersuchten Güten ist in Tabelle 18 angegeben.

Tabelle 18: Chemische Zusammensetzung der untersuchten Stähle [TEP09]

Stahl Nr.	C	Si	Mn	Cr	Ni	V	Mo	Fe
I-III	0.34	0.18–0.37	0.5–0.8	0.1–0.3	4.0–4.5	0.2	0.5–0.6	Rest
IV	0.45	0.20	0.5–0.8	0.6	2.0	0.2	0.5	Rest

Es handelt sich bei den Güten I und II um Stähle, die bei der Verformung eine Restaustenitumwandlung nutzen. Sie unterscheiden sich von den heute in der Automobilindustrie verwendeten Karosseriewerkstoffen aber durch ihren höheren Nickel-Gehalt.

Die Produktions- und Wärmebehandlungsparameter der untersuchten Werkstoffe zeigt Tabelle 19.

Tabelle 19: Produktions- und Wärmebehandlungsparameter [TEP09]

Stahl Nr.	Stahl Nr.	Wärmebehandlung		Anlassen
		Härten		
I	gegossen	950°C, (5 h.)	Luft	600°C, (4 - 6 h.) Luft
II	gegossen	950°C, (5 h.)	Wasser	600°C, (4 - 6 h.) Wasser
III	gewalzt	840°C, (3 h.)	Wasser	600°C, (4 h.) Wasser
IV	gewalzt	870°C, (2 h.)	Öl	220°C, (4 h.) Luft

In Abhängigkeit der Fertigungsparameter lassen sich unterschiedliche Gefügebestandteile erzeugen:

- Korngrenzen
- Karbide
- Versetzungsstrukturen

Durch unterschiedliche Wärmebehandlungen können dann folgende Parameter variiert werden:

- Korngröße
- Menge des Restaustenits
- Art der Karbide
- Form der Karbide
- Größe der Karbide
- Menge der Karbide

Eine Zusammenstellung aller auftretenden Phasen geordnet nach ihrer Größe enthält Tabelle 20.

Tabelle 20: Klassifizierung der Strukturelemente nach ihrer Größe [TEP09]

Nr.	Strukturelement	Stahlnummer					
		Stahl I	Stahl II	Stahl III	Stahl IV		
		mittlerer Durchmesser [μm]					
1	Seigerungszeilen	keine		50×5000	30×3000		
	Dendriten	100×130×3000		nicht vorhanden			
2	prim. Austenitkörner	350	300	140	70		
3	Oxide und Ausscheidungen	in Matrix					
		15	20	20×30	10×18		
		an Korngrenze					
		40×150	30×100				
4	sek. Körner	45	35	20	15		
5	Martensitpakete	6×9	4×5	4×6	1.5×2.5		
6	Martensitplatten	2.0×7.5	1.5×5.0	2.5×4.0	0.7×3.6		
7	Paketfragmente	1.5×4.0	1.0×3..0	0.8×4.0	keine		
8	Martensitlatten	0.23×8.5	0,20×5.0	0.19×4.0	0.15×1.4		
9	Lattenfragmente	0.13×0.5	0.12×1.0	0.10×4.0	0.14×0.6		
		mittlerer Durchmesser [nm]					
10	Restaustenit	Grenze		nicht vorhanden			
		53×1100	45×930				
		Latten					
		43×850	36×670				
11	Zementit	Grenze	Platten	40×640	35×550	60×400	10×90
			Latten	30×320	25×290	30×250	
		Matrix	Platten	22×240	20×150	20×140	
			Latten	17×106	14×80	17×100	
12	Sonderkarbide	Grenze	Platten	80	90	80	10×90
			Latten	50	60	16	
		Matrix	Platten	40	60	11	
			Latten	30	50	14	
13	Versetzungszellen			40 - 50			
14	Fragmente des Versetzungsnetzwerks			10 - 15			

Die Strukturelemente mit der größten Ausdehnung sind Seigerungen, Dendriten, ehemalige Austenitkorngrenzen und nichtmetallische Einschlüsse. Diese Phasen haben darüber hinaus die Gemeinsamkeit, dass sie alle vor der abschließenden Wärmebehandlung entstehen.

Auf Grund der nach dem Walzen stattfindenden Rekristallisation sind die durchschnittlichen Korngrößen der gegossenen Proben zwei- bis dreimal größer als die der gewalzten.

Zur zweiten Gruppe (Strukturelemente 1 bis 14 in Tabelle 20) gehören diejenigen Gefügebestandteile, die während des letzten Schrittes der Wärmebehandlung erzeugt werden. Das wichtigste Strukturelement dieser Gruppe ist die durchschnittliche Korngröße, beziehungsweise die Korngrößenverteilung. Von ihr sind die maximalen Größen der Martensitplatten und -nadeln abhängig. Außerdem steigt mit sinkender Korngröße die Dichte der Versetzungen sowohl bei der Martensitbildung als auch bei der plastischen Verformung.

Die Strukturelemente 5 bis 9 sind die verschiedenen Bestandteile des Martensits und ihre Fragmente. Die minimale Ausdehnung der kleinsten Elemente dieser Gruppe liegt im Bereich von 0,1 μm bis 1 μm . Die nächste Größenordnung sind restaustenitische Phasen, die lediglich in den gegossenen Werkstoffen mit einem Volumenanteil von 5 % bis 7 % auftreten. Die Strukturelemente 11 und 12 sind Karbid-Phasen. Hierbei handelt es sich in der Regel um Karbide der Typen M_2C , M_6C und M_{23}C_6 . Besonders große Karbide vom Typ M_6C mit Ausdehnungen bis zu 100 nm konnten vereinzelt auf Korngrenzen nachgewiesen werden, während sich die Karbide von Typ M_2C an den Grenzen und Tripelpunkten der Martensitplatten finden. Für alle Proben gilt der in Abbildung 202 gezeigte Zusammenhang, dass die Größe der Karbide mit der Größe der Strukturelemente, in (oder an) denen sie auftreten, zunimmt.

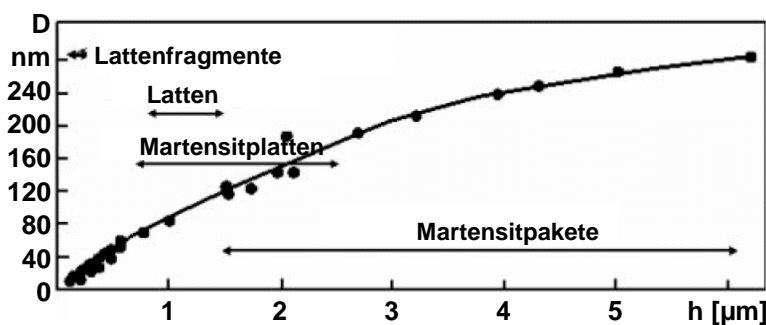


Abbildung 202: Zusammenhang zwischen der Größe der Sonderkarbide (D) und der Größe der Strukturelemente (h) [TEP09]

Die beiden kleinsten Strukturelemente sind die Versetzungszellen beziehungsweise die Elemente der Versetzungsnetzwerke.

Zur Beschreibung der mechanischen Eigenschaften dieser oder ähnlich aufgebauter Stähle ist es also nötig, ein Strukturelement mit einer ausreichenden Größe zu betrachten, um alle bei der Verformung auftretenden, mikrostrukturellen Vorgänge zu berücksichtigen. Dieses „Repräsentative Struktur-Volumen-Element“ (RSVE) hat die Ausdehnung der größten vorliegenden Elemente. Bei den untersuchten Stählen entspricht dies der Größe der Dendriten bei den gegossenen Proben und dem Abstand der Seigerungsänderungen bei den gewalzten Proben [TEP09].

6.1.6 Mikrostruktur und mechanische Eigenschaften

Der dominierende Vorgang bei der plastischen Verformung von TRIP-Stählen ist die Umwandlung des Restaustenits zu Martensit. Diese führt zu einer überwiegend lattenförmigen Ausbildung des Martensits [VAR94].

6.1.6.1 Verfestigung

Diese bei der Kaltverformung ausgelöste direkte Umwandlung des Austenits zu α -Martensit führt zu einem verstärkten Anstieg der Fließspannung. Auf Grund der vernachlässigbar kleinen Gitterverspannung des hdp-Kristalls kommt es im Zuge der ε -Martensitbildung zu keinem nennenswerten Anstieg der Fließspannung. Die Bildung von α - aus ε -Martensit verursacht nur einen geringfügigen Anstieg der Fließspannung [GOO70, MAN70, VOL72].

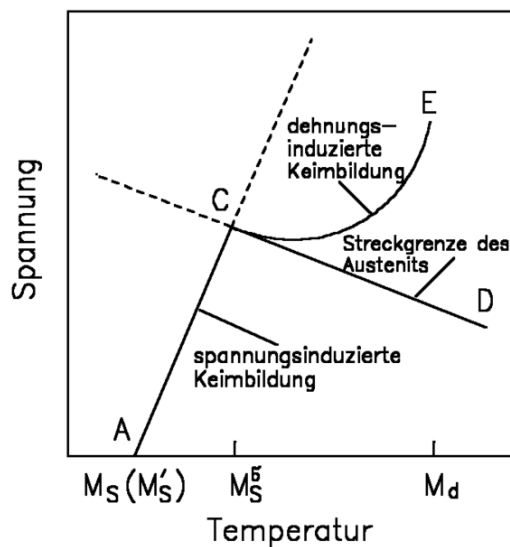


Abbildung 203: Temperaturabhängigkeit der spannungs- und verformungsinduzierten Martensitbildung; A-C: spannungsinduzierte Umwandlung; C-D mit der Temperatur sinkende Streckgrenze des Austenits; C-E: dehnungsinduzierte Umwandlung [COH77, TAM82]

Die Abhängigkeit der Prozesse zur Martensitbildung von der Umwandlungstemperatur wird in Abbildung 203 veranschaulicht [COH77, TAM82]. Bei Temperaturen oberhalb von M_S bildet sich Martensit, wenn eine ausreichende äußere Spannung anliegt, die mit der Temperatur steigt, da der Austenit bei höheren Temperaturen stabiler ist.

Die Temperatur M_S^σ kennzeichnet den Punkt, in dem die zur Umwandlung benötigte Spannung die Streckgrenze des Austenits (C) erreicht, also zunächst eine plastische Verformung erfolgen muss.

Diese plastischen Deformationen des Austenits erzeugen neue Keime, so dass eine Martensitbildung erleichtert wird. Deshalb weicht die Kurve der einsetzenden Martensitbildung von der Verlängerung der Geraden A-C ab und verläuft von C nach E. Die mit der Temperatur fallenden Werte für die Spannung der Dehngrenze des Austenits (C-D) reichen allerdings nicht aus, um die Umwandlung auszulösen, da der Restaustenit mit steigenden Temperaturen stabiler wird.

Bei E steigt die zur Martensitbildung notwendige Spannung so stark an, dass keine Umwandlungen mehr stattfinden. M_d ist folglich die Temperatur, oberhalb der keine verformungsinduzierte Martensitbildung mehr möglich ist [HA189].

Ein Resultat dieser Austenitumwandlung ist, dass TRIP-Stähle im Vergleich zu allen anderen ferritischen Werkstoffen die stärkste Verfestigungsrate zeigen (siehe Abbildung 204). Sie wird zwar von denen der austenitischen Werkstoffe noch übertroffen, trotzdem erreichen TRIP-Stähle ausgehend von Streckgrenzen von 400 MPa Festigkeiten bis zu 1000 MPa.

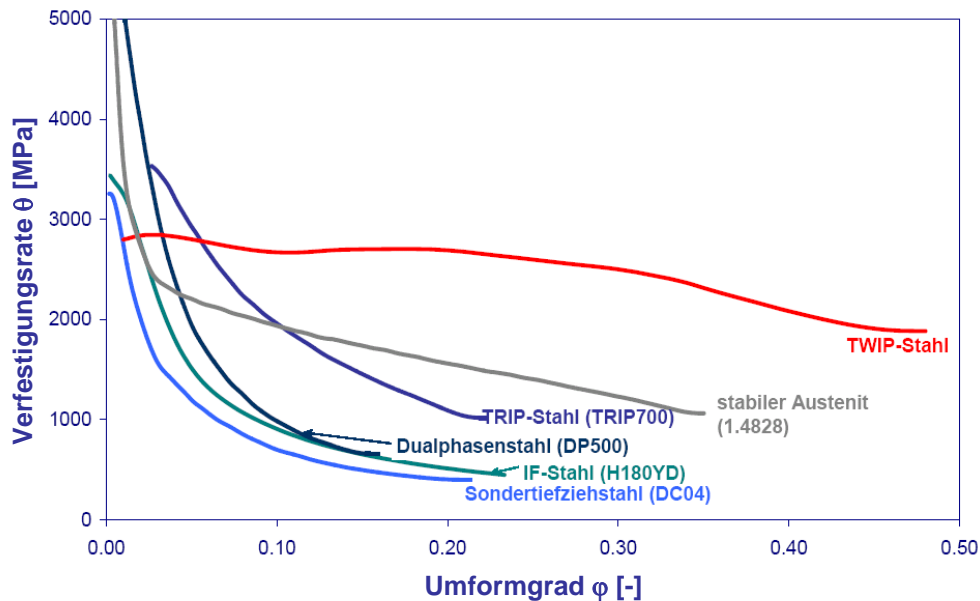


Abbildung 204: Änderung der Verfestigungsrate während der Umformung für verschiedene Stahlgüten [BLE08]

6.1.6.2 Bake-Hardeningeffekt in TRIP-Stahl

Bei der Verformung der TRIP-Stähle kommt es wie bei den DP-Stählen zur Entstehung von Versetzungen an dem im weichen Ferrit eingebetteten Martensit, was zu einem starken Work-Hardeningeffekt führt. Gleichzeitig kann auch bei TRIP-Stählen ein Bake-Hardeningeffekt genutzt werden. Eine schematische Darstellung des jeweiligen Anteils dieser beiden Mechanismen an der Verfestigung zeigt Abbildung 205.

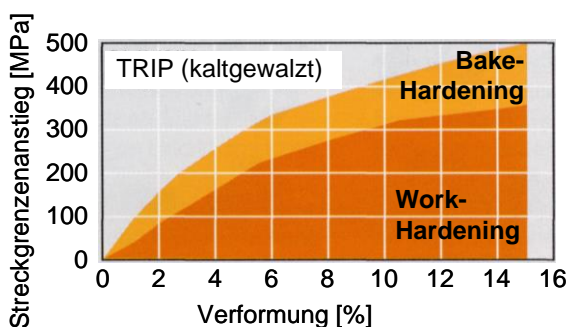


Abbildung 205: Unterteilung der Verfestigung bei TRIP-Stählen nach Work-Hardening und Bake-Hardeningeffekt (Quelle: Thyssen)

6.1.6.3 Zunahme der Plastizität

Die Umwandlung des Austenits führt nicht nur zu einer stärkeren Verfestigung, sondern auch zu einer Zunahme der Plastizität. Die verformungsinduzierte Umwandlung findet an Spannungsspitzen statt – diese werden abgebaut und Einschnürungen werden verhindert. Der Werkstoff kann weiter verformt und verfestigt werden.

6.1.6.4 Fließkurven

Der Anstieg der Verfestigung in der Fließkurve (Abbildung 206) kennzeichnet den Beginn der Umwandlung des Restaustenits. Neben der Legierungszusammensetzung hängt dieser Punkt vor allem auch von der Temperatur ab, bei der die Verformung stattfindet. Je niedriger die Temperaturen, umso kleiner sind die Dehnungen, bei denen die Umwandlung beginnt und umso größer ist die Verfestigung.

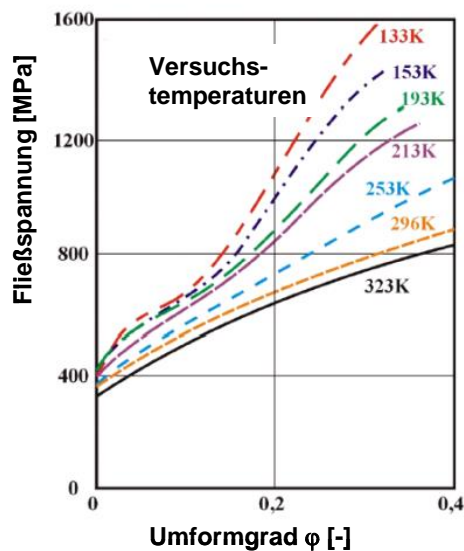


Abbildung 206: Temperaturabhängigkeit der Verfestigung am Beispiel eines 1.4571 (11 % Ni, 17 % Cr) [BLE02]

Den Verlauf der Fließkurven für den Stahl 1.4571 in Abhängigkeit von der Temperatur zeigt Abbildung 206. Obwohl bei tieferen Temperaturen ein früherer Beginn der Austenitumwandlung und eine stärkere Verfestigung zu beobachten sind, hat dieser Zusammenhang auf die in der Regel bei Raumtemperatur durchgeführten Verformungen keine Auswirkung. Als ideale Temperaturen für die Umformung werden Temperaturen zwischen 30 °C und 35 °C angesehen. Unterhalb dieser Temperaturen kommt es leicht zu spontanen Phasenumwandlungen und oberhalb dieser Temperaturen ist der TRIP-Effekt nicht stark ausgeprägt [BLE02].

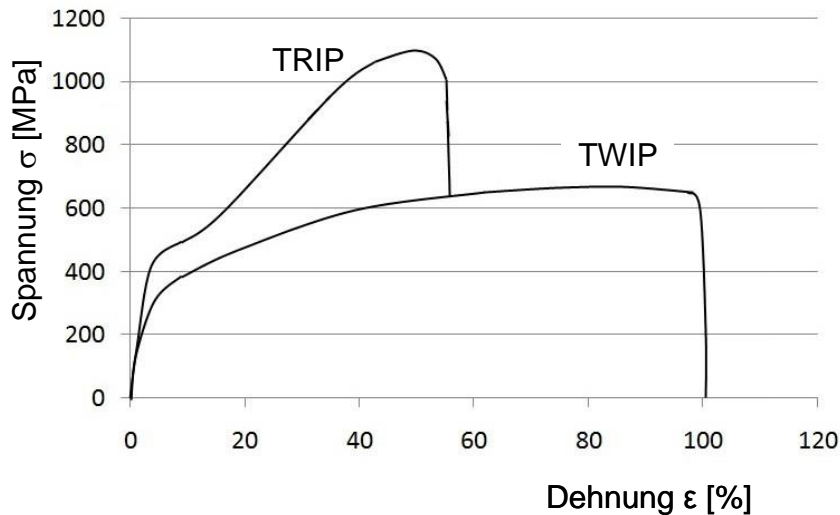


Abbildung 207: Vergleich der schematischen Spannungsdehnungskurven von TRIP- und TWIP-Stahl

Im Vergleich zum TWIP-Stahl, dessen gesteigertes Umformvermögen auf einer Zwillingsbildung beruht, zeigt der TRIP-Stahl eine höhere Streckgrenze und eine stärkere Verfestigung, dafür aber ein reduziertes Umformvermögen.

Die mechanischen Eigenschaften laut Herstellerangaben sind in Tabelle 21 zusammengefasst.

Tabelle 21: Mechanische Eigenschaften von TRIP-Stählen

	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A [%] $L_0=80\text{mm};$ $s<3\text{mm}$	n-Wert	BH ₂ [MPa]
TRIP 600 (kaltgewalzt)	380 - 480	590 - 700	> 26	> 0,20	40
TRIP 700 (kaltgewalzt)	410 - 510	690 - 800	> 25	> 0,19	40
TRIP 800 (kaltgewalzt)	450 - 550	780 - 900	> 23	> 0,18	40
TRIP 800 (warmgewalzt)	> 450	780 - 900	> 20	> 0,14	

Im Rahmen eines gemeinsamen Paketantrages zum Thema „Identifikation von Werkstoffdaten für die Finite-Element-Analyse von Blechumformprozessen“ werden von Wissenschaftlern des LFT in Erlangen und des LWM in Chemnitz Untersuchungen zur phänomenologischen Charakterisierung verschiedener Blechwerkstoffe vorgenommen. Diese Ergebnisse, die parallel durch TEM-Untersuchungen unterstützt werden, werden im Folgenden auszugsweise vorgestellt.

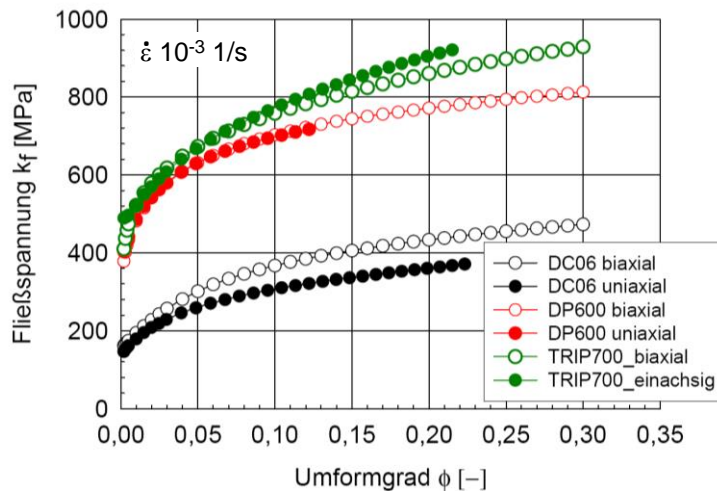


Abbildung 208: Vergleich der Spannungsdehnungsdiagramme von DC06, DP600 und TRIP 700; jeweils im biaxialen und uniaxialen Zugversuch bei einer Dehnrade von 10^{-3} 1/s (Quelle: LWM TU Chemnitz)

Ein Vergleich der Fließkurven der Werkstoffe DC06, DP600 und TRIP 700 sowohl für einachsige als auch für zweiachsige Belastung ist in Abbildung 208 sowie in Abbildung 209 dargestellt. TRIP 700 zeigt bei etwa gleicher Fließgrenze, wie bereits beschrieben, eine stärkere Verfestigung als der DP600, was letztlich zu einer höheren Zugfestigkeit führt. Während der DC06 unter biaxialer Belastung stärker verfestigt wird und der DP600 keine Abhängigkeit von der Belastungsart zeigt, tritt beim TRIP 700 eine stärkere Verfestigung unter einachsiger Belastung auf. Zusätzlich ist bei diesem Werkstoff die 0,2 % Fließgrenze unter biaxialer Belastung etwa 100 MPa niedriger.

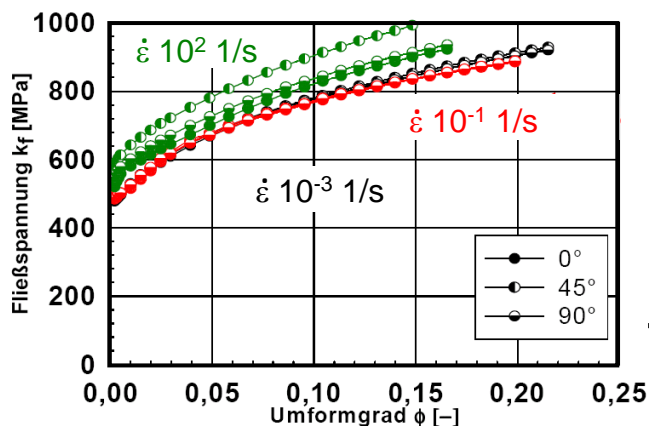


Abbildung 209: Fließspannung von TRIP 700 in Abhängigkeit von Probenentnahmerichtung und Dehnrade (Quelle: LWM TU Chemnitz)

Zur Analyse verschiedener weiterer Einflüsse auf die Fließkurven wurden auch Proben untersucht, die aus unterschiedlichen Positionen zur Walzrichtung entnommen wurden. Zusätzlich wurden diese Versuche mit drei verschiedenen Dehnraten durchgeführt (siehe Abbildung 209). Während DP600 und DC06 (beide nicht dargestellt) prinzipiell praktisch keine Abhängigkeit der Fließspannung von der Richtung der Probenentnahme zeigen, kann beim TRIP 700 bei einer Dehnrade von 100 1/s eine leichte Abhängigkeit nachgewiesen werden.

Wie zu erwarten, existiert auch eine Abhängigkeit der Fließspannung von der Dehnrade. Dieser Effekt tritt besonders bei höheren Dehnraten auf und führt zu einer Zunahme der Verfestigung und einer Abnahme der Bruchdehnung. Im Vergleich der

drei betrachteten Werkstoffe miteinander zeigt der TRIP-Stahl die geringste Abhängigkeit von der Dehnrage.

Der Einfluss der Entnahmerichtung auf die Anisotropie ist in Abbildung 210 dargestellt.

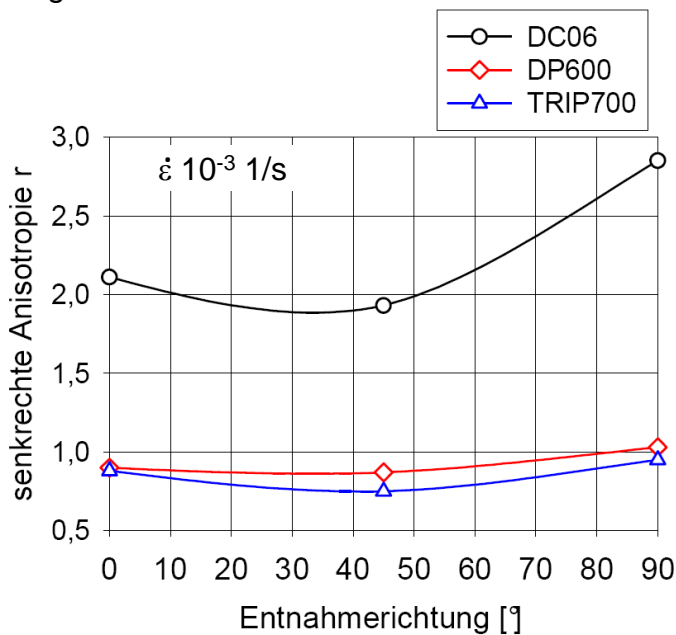


Abbildung 210: r-Wert in Abhängigkeit von der Entnahmerichtung für DC06, DP600 und TRIP 700 (Quelle: LWM TU Chemnitz)

Während die Tiefziehgüte DC06 eine starke Abhängigkeit des r-Wertes von der Entnahmerichtung zeigt, ist der Einfluss bei den beiden hochfesten Werkstoffen sehr viel geringer und beträgt maximal 10 %.

6.1.6.5 Grenzformänderungskurven

Die maximale Umformbarkeit in Abhängigkeit von beiden Hauptspannungszuständen kann für verschiedene TRIP-Stähle aus Abbildung 211 abgelesen werden. Die Bezeichnungen entsprechen nicht genau den ansonsten in dieser Arbeit verwendeten, da die Werkstoffe (vorsichtshalber) vom Hersteller¹⁵⁴ mit einer etwas niedrigeren Zugfestigkeit bezeichnet werden.

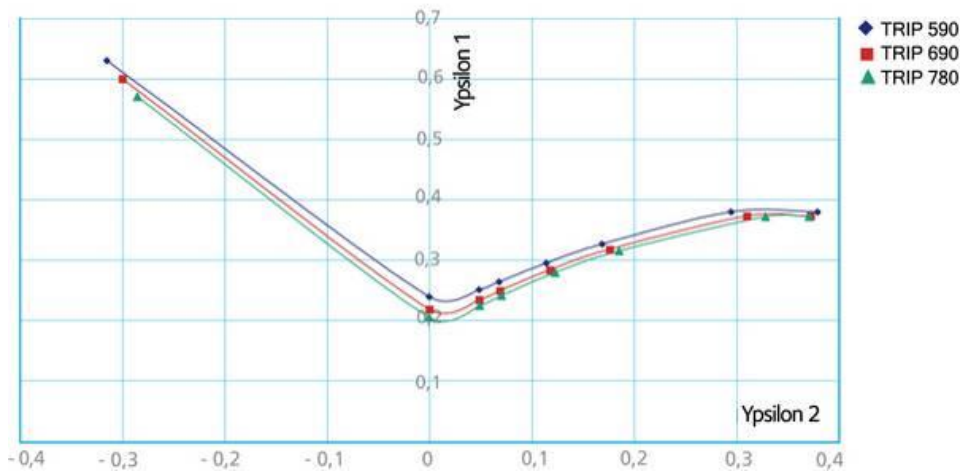


Abbildung 211: Grenzformänderungsschaubild für TRIP Stähle, Blechdicke 1 mm (Quelle: Arcelor)

¹⁵⁴ Arcelor

Für einachsige Verformung ($\varphi_2 = 0$) haben die verschiedenen TRIP-Stähle eine relativ niedrige maximale Umformbarkeit, ähnlich der anderer höchstfester Stähle wie zum Beispiel DP600. Am Ende des Streckziehbereiches liegen die TRIP-Stähle mit maximalen Umformgraden von bis zu 0,6 leicht über den Dualphasenstählen und erreichen die Werte von Tiefziehgüten wie beispielsweise DC05. Die rechte Seite der Kurven zeigt einen ähnlichen Verlauf wie bei mikrolegierten Stählen oder Dualphasenstählen.

6.1.6.6 Fließortkurven

Der Beginn des Fließens ist abhängig vom Spannungszustand im Werkstoff. Um diesen Zusammenhang zu beschreiben, werden Fließortkurven verwendet, die in der Regel, ausgehend von nur wenigen Messwerten, nach verschiedenen Kriterien approximiert werden, um für die FEM-Simulation Werte für alle auftretenden Zustände zur Verfügung stellen zu können.

Da in der Regel keine Messvorrichtungen zur Verfügung stehen, um Werte für den dritten Quadranten zu ermitteln, ist man in diesem Bereich der Kurve vollständig auf Berechnungen angewiesen. Im Rahmen des bereits erwähnten Paketantrages wurde am Lehrstuhl für Werkstoffe des Maschinenbaus in Chemnitz eine spezielle Messvorrichtung entwickelt. Diese ermöglicht es, mit Hilfe von vier gleichzeitig zu verfahrenen Stempeln und einem optischen 2D-Messsystem auch im Bereich der Druck-/Druckbelastung Messwerte aufzunehmen (siehe Abbildung 212).

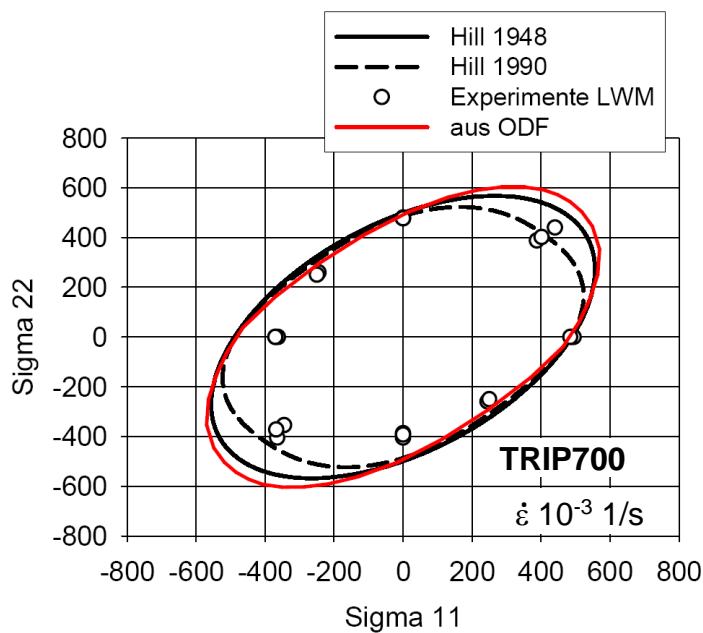


Abbildung 212: Vergleich von Messwerten und verschiedenen Approximationen für die Fließortkurve von TRIP 700 (Quelle: LWM TU Chemnitz)

Die in Abbildung 212 gezeigten Ergebnisse zeigen im 1. Quadranten eine gute Übereinstimmung mit dem nichtquadratischen Fließkriterium nach Hill 1990. Die Schub-Fließspannungen der beiden anderen Kriterien liegen jedoch zu hoch. Besonders auffällig ist die ungenügende Beschreibung des 3. Quadranten durch alle eingesetzten Fließkriterien.

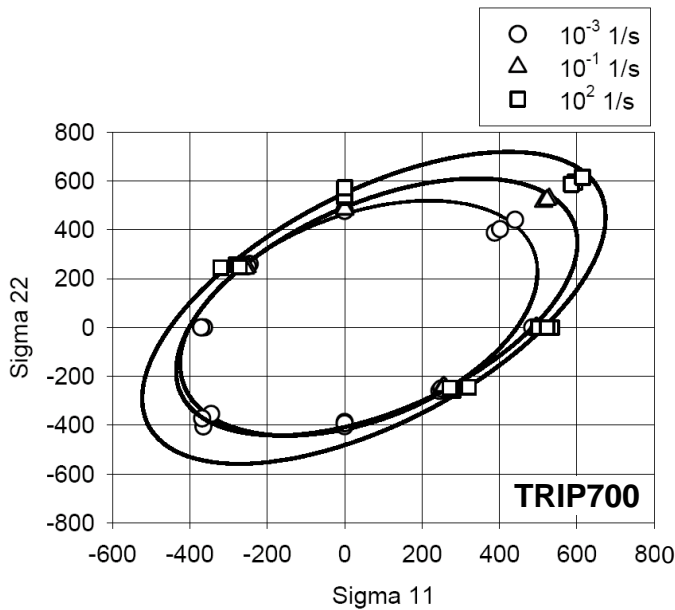


Abbildung 213: Abhängigkeit der Fließortkurve von der Dehnrates für TRIP 700 (Quelle: LWM TU Chemnitz)

Die Abhängigkeit der Fließortkurve von der Dehnrates wird in Abbildung 213 beschrieben. Die Fließorte werden mit steigenden Dehnrates zu höheren Spannungen verschoben. Im ersten Quadranten lassen sie sich dabei gut durch ein nichtquadratisches Fließkriterium beschreiben, das für TRIP 700 auch im zweiten und vierten Quadranten nur geringe Abweichungen zeigt. Eine Aufnahme von Messwerten für große Dehnrates ist im Druck-/Druckbereich nicht möglich.

6.1.7 Bruchverhalten von TRIP-Stählen

Zur Untersuchung des Bruchverhaltens von TRIP-Stählen wurden zunächst in situ-Versuche mit einer 3-Punktbiegevorrichtung im REM durchgeführt. Die Form der gekerbten Probe ist links und die Einbausituation im REM rechts in Abbildung 214 dargestellt.

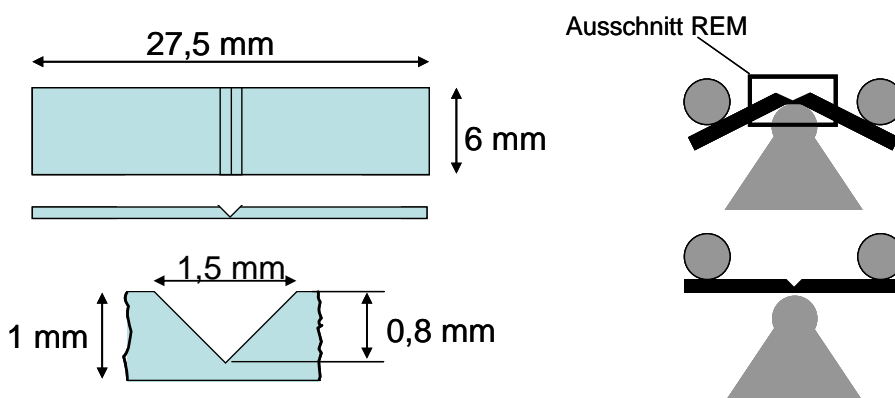


Abbildung 214: Schematische Darstellung von Probenform (links) und Versuchsaufbau (rechts) für 3-Punktbiegeversuche im REM; rechts unten Ausgangssituation; rechts oben: Ende des Versuches

Die Probe im Moment der Rissentstehung ist in Abbildung 215 (links-oben) dargestellt. Nach dem Anriss der Probe lassen sich im REM auf der Bruchfläche duktile Risswaben erkennen. In der Oberfläche der Probenseite zeigen sich bei verschiedenen ferritischen Körnern Gleitbänder. Eine Verformung der anderen, härteren Phasen lässt sich nicht erkennen.

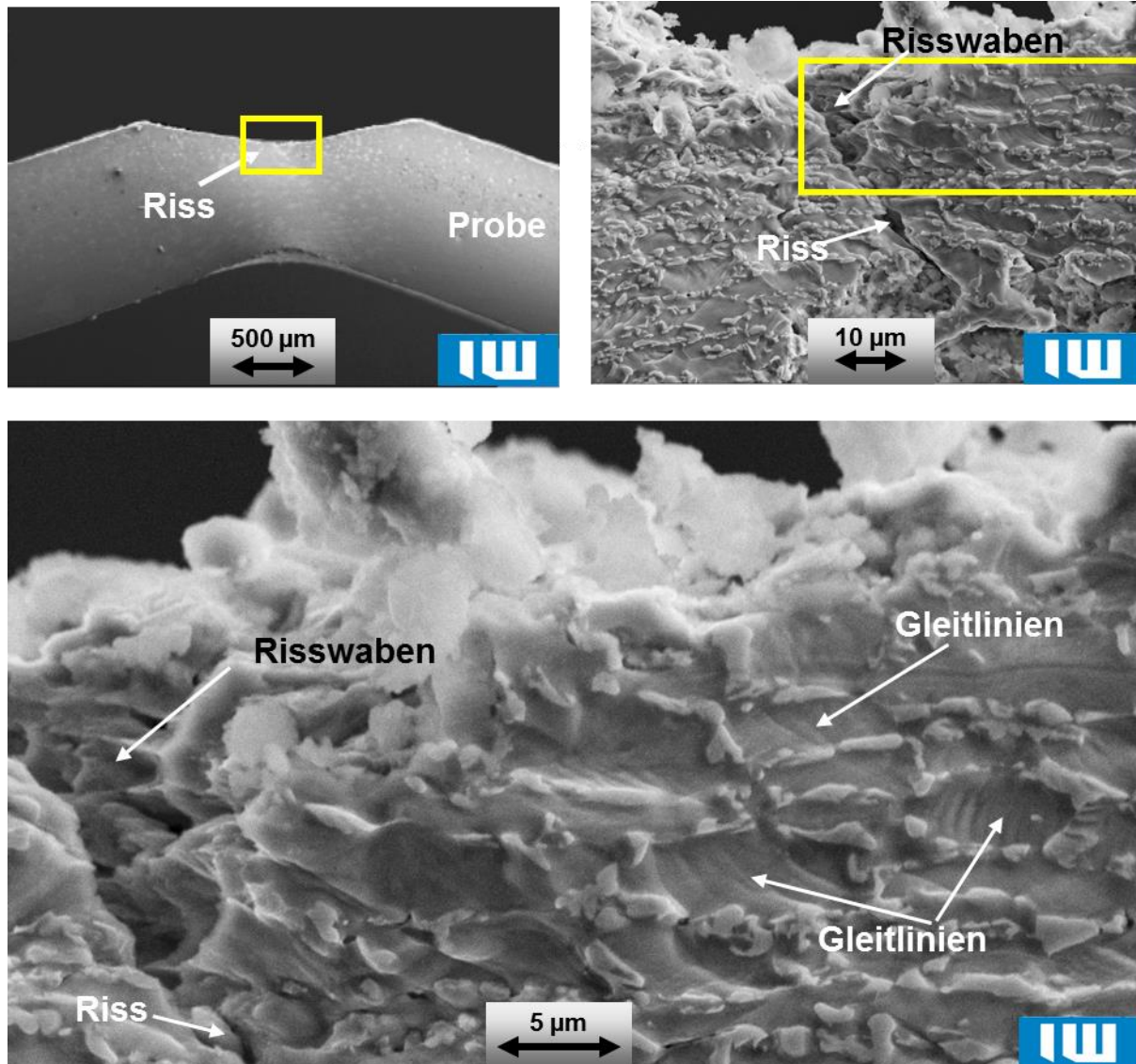


Abbildung 215: 3-Punktbiegeprobe im REM; oben links: Übersichtsaufnahme; oben rechts: Ausschnittsvergrößerung mit Riss und Bruchwaben; unten Ausschnittsvergrößerung mit Riss, Bruchwaben und Gleitlinien

Der Riss selbst verläuft transkristallin und senkrecht in die Probe hinein. Dieser Rissverlauf resultiert aus der Art der Belastung und der vorgegebenen Kerbe. Diese Kerbe ist notwendig, damit der Riss in dem (relativ kleinen) Bereich entsteht, der während des Versuchsablaufes beobachtet werden kann.

Eine Orientierung des Rissfortschrittes an den manganhaltigen Seigerungsstreifen, die letztlich zu Martensiteilen führen, ist auf Grund des Versuchsaufbaus nicht gegeben. Dieser Vorgang lässt sich aber an Zugproben beobachten (siehe Abbildung 216).

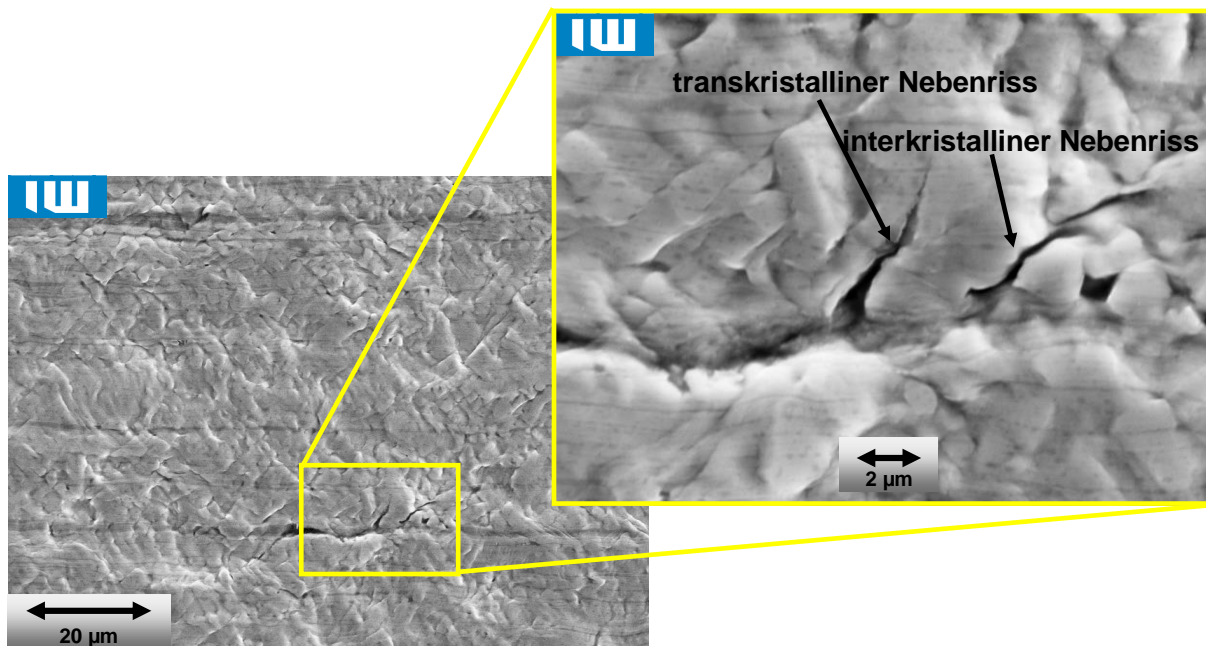


Abbildung 216: REM-Aufnahme vom Rissverlauf in einer Zugprobe aus TRIP 700 parallel zu dem Mangan- bzw. Martensitzellen mit Haupt- und Nebenrissen; rechts: Ausschnittsvergrößerung

Bei einer Untersuchung der zuvor nach DIN 50125 bis auf 28 % gezogenen Proben im REM lässt sich eine deutliche Korrelation zwischen den Zeilen des Gefüges und dem Verlauf des Risses nachweisen. Darüber hinaus lassen sich sowohl transkristalline als auch interkristalline Nebenrisse finden.

6.1.7.1 Untersuchung des Rissausganges

In TRIP-Stählen existiert eine große Zahl verschiedener Phasen mit sehr unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften, die vom weichen gut verformbaren Ferrit bis hin zu Martensit und Karbiden oder noch härteren praktisch unverformbaren Oxiden reichen.

Bei dieser Konstellation liegt die Vermutung nahe, dass es Anordnungen dieser Phasen gibt, an denen bei der Verformung auf Grund von Zugspannungen Poren entstehen, die im weiteren Verlauf der Umformung agglomerieren und zu Rissen wachsen. Insbesondere die Spannungsverteilung auf Grund der Volumenzunahme des Martensits, der mit 68 % Raumaufüllung nicht so dicht gepackt ist wie die austenitische Ausgangsphase (74 %), ist derzeit Gegenstand verschiedener Forschungsarbeiten.

Die Suche nach dem Ausgang eines Risses ist prinzipiell schwierig. Dies liegt daran, dass im REM, mit dem leicht größere Gebiete untersucht werden können, das Auflösungsvermögen nicht ganz ausreichend ist, um den Entstehungsort eines Mikrorisses zu analysieren. Im TEM dagegen ist es recht unwahrscheinlich, dass bei einer noch nicht völlig zerrütteten Probe die Stelle, an der ein Riss begonnen hat, ausgerechnet in dem winzigen elektronentransparenten Bereich liegt, der als Durchstrahlungsbild dargestellt werden kann. Außerdem ist kaum zu vermeiden, dass sich bei klassischen Präparationsmethoden zuerst die Bereiche mit den gesuchten Poren und Mikrorissen auflösen und so für eine anschließende Betrachtung verloren sind. Im Folgenden werden einige Ergebnisse dieser Suche vorgestellt.

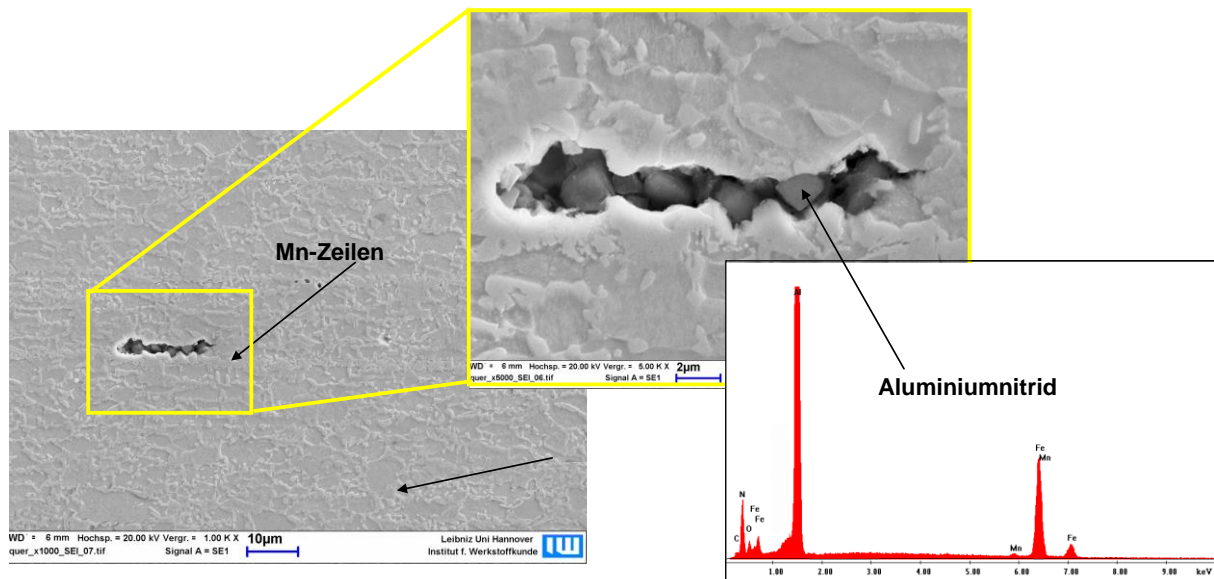


Abbildung 217: Riss an Aluminiumnitrid in TRIP 700; REM-Aufnahme (links und Mitte); Elementverteilung nach EDX-Analyse (rechts)

Das erste Beispiel (siehe Abbildung 217) stammt aus dem makroskopischen Bereich. Ein Riss, der entlang einer der Manganzeilen der Zugprobe verläuft, passiert in der Probe eingeschlossene Phasen aus Aluminiumnitrid. Diese auf Grund ihrer Härte praktisch unverformbaren Phasen führen zu einer Aufweitung des Risses.

Die beiden abschließenden Beispiele sind Ergebnisse aus Untersuchungen im TEM.

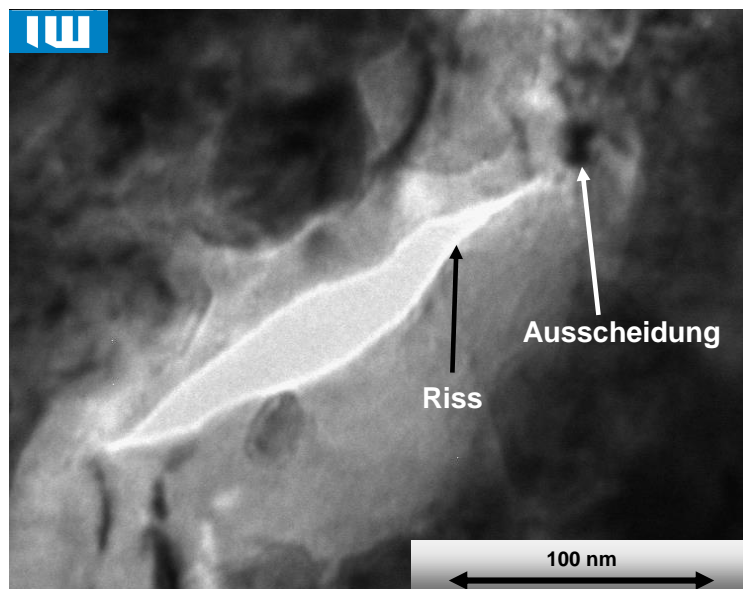


Abbildung 218: TEM-Durchstrahlungsbild der Rissbildung in TRIP 700 an einer Ausscheidung

Ein Riss, der erst eine Länge von 100 nm erreicht hat, ist in Abbildung 219 dargestellt. Die nicht verformbare Ausscheidung, an der der Riss entstanden ist, ist als dunkler Kreis in der rechten, oberen Ecke des vollständig durchsichtigen Risses zu erkennen.

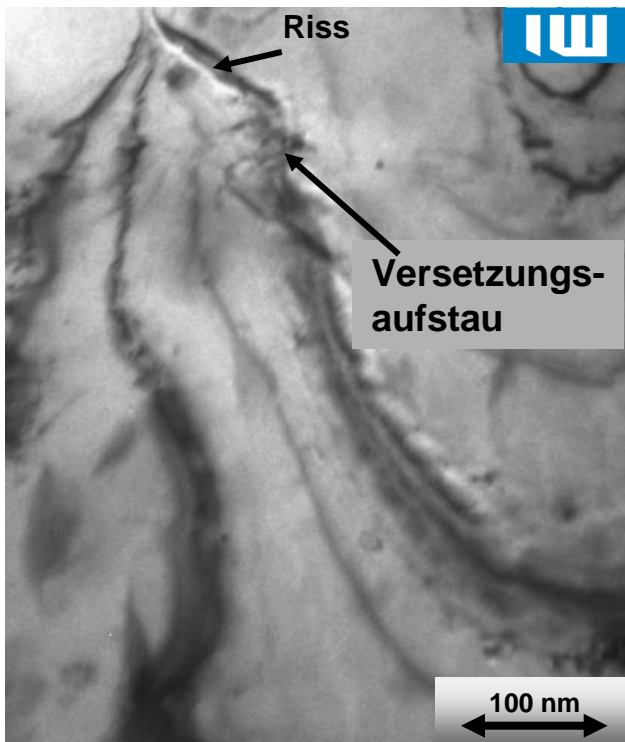


Abbildung 219: TEM-Durchstrahlungsbild der Rissbildung in TRIP 700 an einem Aufstau von Versetzungen

Eine weitere Möglichkeit für den Beginn eines Risses zeigt Abbildung 219. In diesem Fall ist der Riss an einer Gruppe von Versetzungen entstanden, die sich vor einem Hindernis aufgestaut haben.

6.1.7.2 Verhalten von TRIP-Stählen im Crashfall

Im Bereich der ferritischen Stähle zeigt Abbildung 220, dass höhere Festigkeiten auch zu einem vergrößerten (spezifischen) Energieaufnahmevermögen führen. Weiterhin ist der Grafik zu entnehmen, dass das Energieaufnahmevermögen der austenitischen Stähle von den ferritischen nicht erreicht wird.

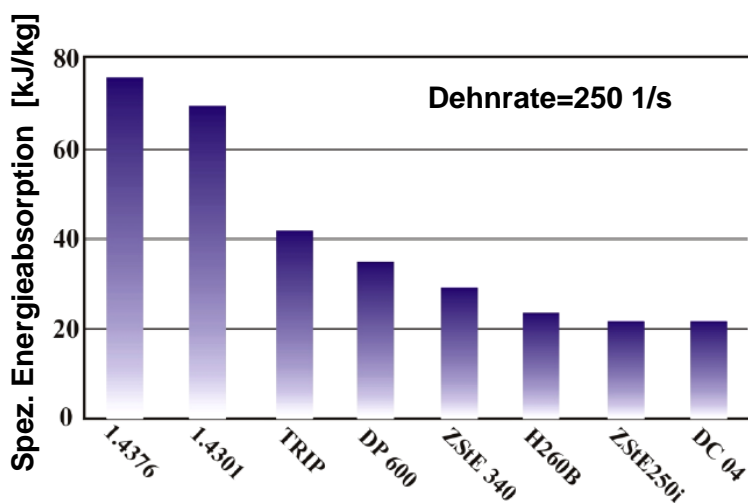


Abbildung 220: Gewichtsspezifische Energieabsorption verschiedener Stähle bei hohen Dehnraten (Crash) nach [BLE00]

Die besten Vertreter der ferritischen Werkstoffgruppe sind die TRIP-Stähle. Dies liegt zum einen an einer nach der Umformung noch vorhandenen Umformreserve bis zum Bruch, zum anderen wird dieser Effekt durch die Volumenzunahme des Martensits bei der Umwandlung erreicht. Im Fall eines Anrisses kommt es insbesondere an der sich fortbewegenden Rissspitze zu starken plastischen Verformungen. Diese Verformungen resultieren in einer (diffusionslosen, also zeitunabhängigen) Umwandlung zu Martensit. Auf Grund der unterschiedlichen Packungsdichten von Martensit und Austenit kommt es zu einer Volumenzunahme. Diese partielle Volumenzunahme an der Rissspitze führt zu Druckeigenstressungen, die einem für den Rissfortschritt nötigen Öffnen der Spitze entgegenwirken [GOT07]. Voraussetzung für das Auftreten dieses Effektes ist natürlich, dass im Gefüge des tiefgezogenen Bauteils ausreichend stabiler Austenit vorhanden ist, der sich nicht schon während der Produktion vollständig zu Martensit umwandelt, sondern zum Teil erst während des Crashes.

7 Vergütungsfähige Blechwerkstoffe

Sowohl bei der spanenden Bearbeitung wie auch bei der Massivumformung werden bei besonders hohen Anforderungen an die Festigkeiten der zu fertigenden Bauteile Stähle eingesetzt, die für eine Wärmebehandlung geeignet sind. Die wichtigste Gruppe dieser Stähle sind die Vergütungsstähle, die nach der Formgebung zunächst gehärtet und dann angelassen werden. Hierdurch lassen sich hohe Festigkeiten bei gleichzeitig guten Zähigkeiten realisieren.

Dieses Konzept ist nicht ohne weiteres auf Blechwerkstoff zu übertragen. Erstens erschweren die zwangsläufig erhöhten Kohlenstoffgehalte das Umformen und zweitens entstehen beim Abschrecken des Metalls im Wasser oder Öl thermische Spannungen und Verzüge, die die Bauteile unbrauchbar machen. Derzeit werden zwei Blechwerkstoffe hergestellt, die trotzdem eine Wärmebehandlung erlauben. Dies sind die Werkstoffe für das Presshärten sowie lufthärtende Werkstoffe.

7.1 Lufthärtende Stähle

Die Salzgitter Flachstahl GmbH hat eine Gruppe kohlenstoffarmer, lufthärtbarer Stähle entwickelt, die unter der Bezeichnung LH800 und LH900 vertrieben werden [FLA07]. Die Besonderheit dieser Stahlsorten liegt in der Möglichkeit, sie an Luft bei einem Kohlenstoffgehalt von 0,1 % zu härten. Nach dem Walzen und dem Glühen verfügt das Blech über eine ferritische Struktur. Dies begründet eine hohe Plastizität und eine niedrige Streckgrenze, was sich positiv auf die Kaltumformung auswirkt. Durch Härten kann die Zugfestigkeit dieser Stähle um mehr als das Doppelte gesteigert werden.

Die in diesem Kapitel präsentierten Ergebnisse wurden im Rahmen eines Projektes aus dem DFG-Schwerpunktprogramm 1204 „Algorithmen zur schnellen, werkstoffgerechten Prozesskettengestaltung und –analyse in der Umformtechnik“ gewonnen.

Die Blechproduktion aus Stahl der Güte LH800 folgt der Prozesskette: Brammengießen, Warmwalzen, Beizen, Kaltwalzen (für Blechdicken unter 2 mm), Weichglühen in Schutzatmosphäre und Dressieren. Die chemische Zusammensetzung des Stahls LH800 wird in Tabelle 22 gezeigt.

Tabelle 22: Chemische Zusammensetzung des Stahls LH800 [GRY09]

	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	B	Mo	Nb	Ni	Cu	Ti	V	Ca	N
Min.	0,07	1,60	0,15	-	-	0,020	0,50	0,0015	0,10	-	-	-	0,025	0,13	-	-
Max.	0,15	2,10	0,30	0,015	0,010	0,050	1,00	0,0040	0,30	0,01	0,3	0,3	0,035	0,17	0,99	0,008

Die metallographische Analyse des Ausgangsgefüges wurde mittels Lichtmikroskopie, Rasterelektronenmikroskopie bzw. Transmissionselektronenmikroskopie durchgeführt. Die Untersuchungen zeigen, dass die Ausgangsstruktur ferritisch ist und globulare Körner mit Durchmessern von ca. 8 µm sowie große Mengen primärer (500 nm bis 1000 nm) und sekundärer (10 nm bis 50 nm) Karbide aufweist (siehe Abbildung 221).

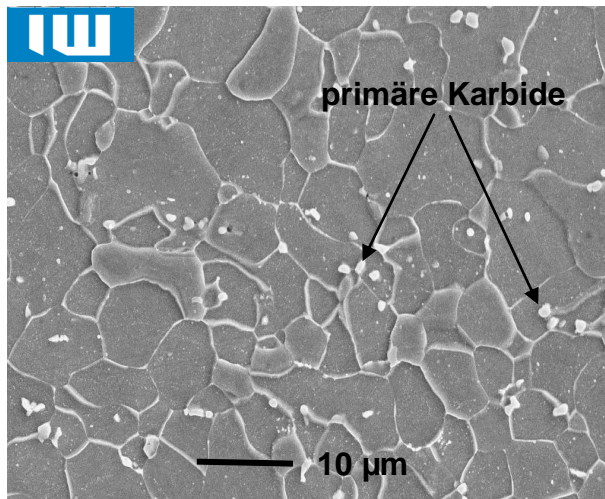


Abbildung 221: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme des Ausgangsgefüges von LH800 mit primären Karbiden in verschiedenen Körnern [TEK08]

Die Korngrenzen zeichnen sich durch die Ätzung deutlich ab. Die primären Karbide befinden sich zumeist an den Korngrenzen, während die sekundären Karbide gleichmäßig in den Körnern verteilt sind. Analysen der primären und sekundären Karbide im REM mittels EDX zeigen, dass die primären vorwiegend Chrom- und Molybdänkarbide und die sekundären Vanadiumkarbide sind (siehe Abbildung 222).

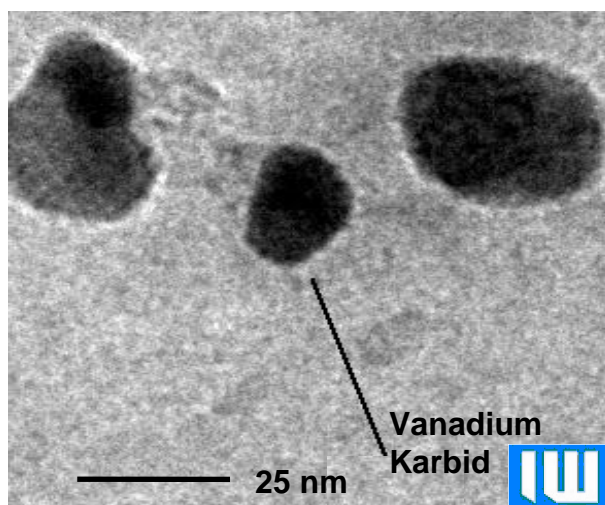


Abbildung 222: TEM-Durchstrahlungsbild einer Probe aus LH800 mit sekundären (Vanadium) Karbiden [TEK08]

Eine Gegenüberstellung von zwei Schlifffbildern, die im weichgeglühten und dressierten Zustand aufgenommen wurden, zeigt Abbildung 223. Links in Walzrichtung, rechts senkrecht zur Walzrichtung. Die Gefüge zeigen keine signifikanten Abweichungen bezüglich Korngröße oder Morphologie.

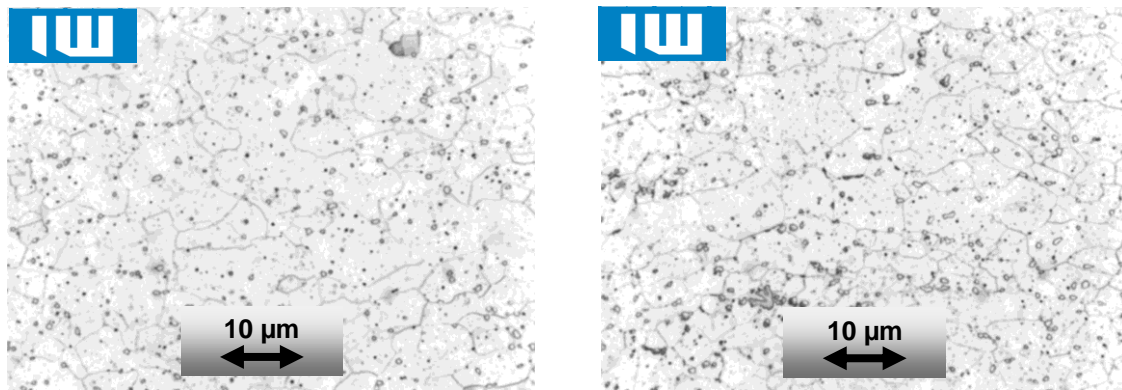


Abbildung 223: Weichgeglühtes, dressiertes Gefüge von LH800; links: in Walzrichtung; rechts: 90° zur Walzrichtung (Lichtmikroskop, Ätzung HNO_3 5%)

Anhand von Härtemessungen, die parallel und quer zur Walzrichtung durchgeführt wurden, wird deutlich, dass sich die Materialeigenschaften entlang der Breite und entlang der Länge des Blechs kaum unterscheiden.

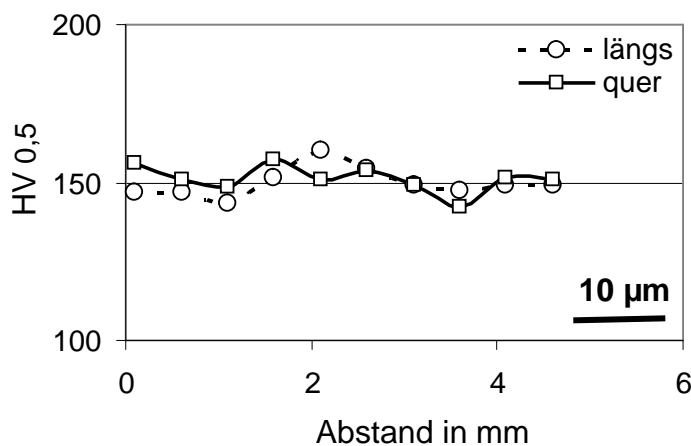


Abbildung 224: Vickershärte für einen Längs- und Querschnitt von LH800 im Ausgangszustand

Die Versuchsergebnisse der Probe, die aus dem mittleren Blechbereich herausgeschnitten wurde, sind in Abbildung 224 dargestellt.

7.1.1 Mikrostrukturänderungen infolge von Kaltverformung

Für die Charakterisierung des Werkstoffverhaltens bei einachsiger Belastung wurden Zugversuche nach der DIN EN 10002 durchgeführt [CWI08, TEK08]. Die Proben für die Zugversuche wurden unter Winkeln von 0° (WR), 45° (WR45) und 90° (WR90) zur Walzrichtung entnommen und bis zu Dehnungen von 5 %, 10 %, 15 % und 20 % bzw. bis zum Bruch gezogen. Die aus den Mittelwerten berechneten Spannungs-Dehnungs-Diagramme sind in Abbildung 225 dargestellt. Die Kurvenverläufe zeigen isotrope mechanische Eigenschaften mit Spannungsunterschieden von weniger als 7 %. Daraus lässt sich folgern, dass das nach dem Walzen erfolgte Weichglühen die beim Walzen erzeugte Anisotropie durch eine vollständige Kornneubildung beseitigt. Des Weiteren ist ersichtlich, dass der Einfluss des Dressierens auf die Ungleichmäßigkeit mechanischer Eigenschaften vernachlässigbar gering ist. Die

Dehngeschwindigkeit der bei Raumtemperatur durchgeführten Versuche betrug 0,005 1/s. Zur Charakterisierung des plastischen Verhaltens wurde anschließend die wahre Spannung in Abhängigkeit des logarithmischen Umformgrades berechnet. Der so bestimmte Elastizitätsmodul beträgt 200,45 GPa.

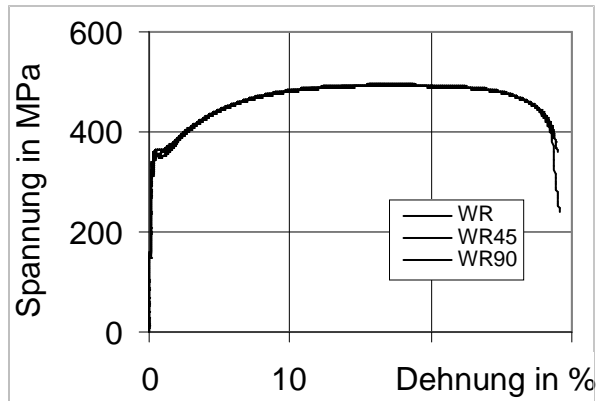


Abbildung 225: Gemitteltes Spannungs-Dehnungs-Diagramm von LH800 im Ausgangszustand

Die mit Hilfe dieser Versuche gewonnenen Fließkurven (siehe Abbildung 226) dienen als Eingangsdaten für eine Umformsimulation.

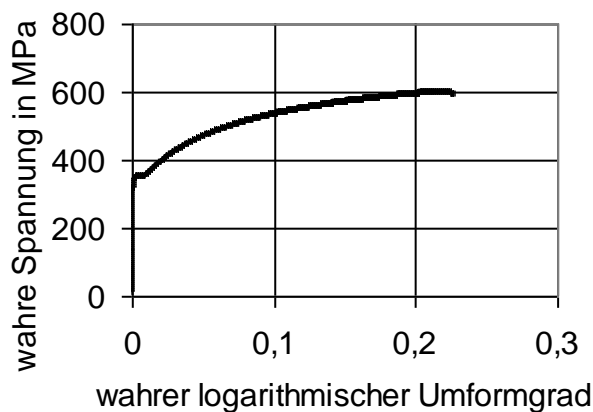


Abbildung 226: Fließkurve von LH800 im Ausgangszustand [TEK08]

Für metallographische Analysen wurden die gezogenen Proben an der Oberseite geschliffen, poliert, geätzt und mittels REM bzw. TEM untersucht. Ausschnitte der REM-Aufnahmen dieser Gefüge bei verschiedenen Verformungsgraden werden in Abbildung 227 gezeigt.

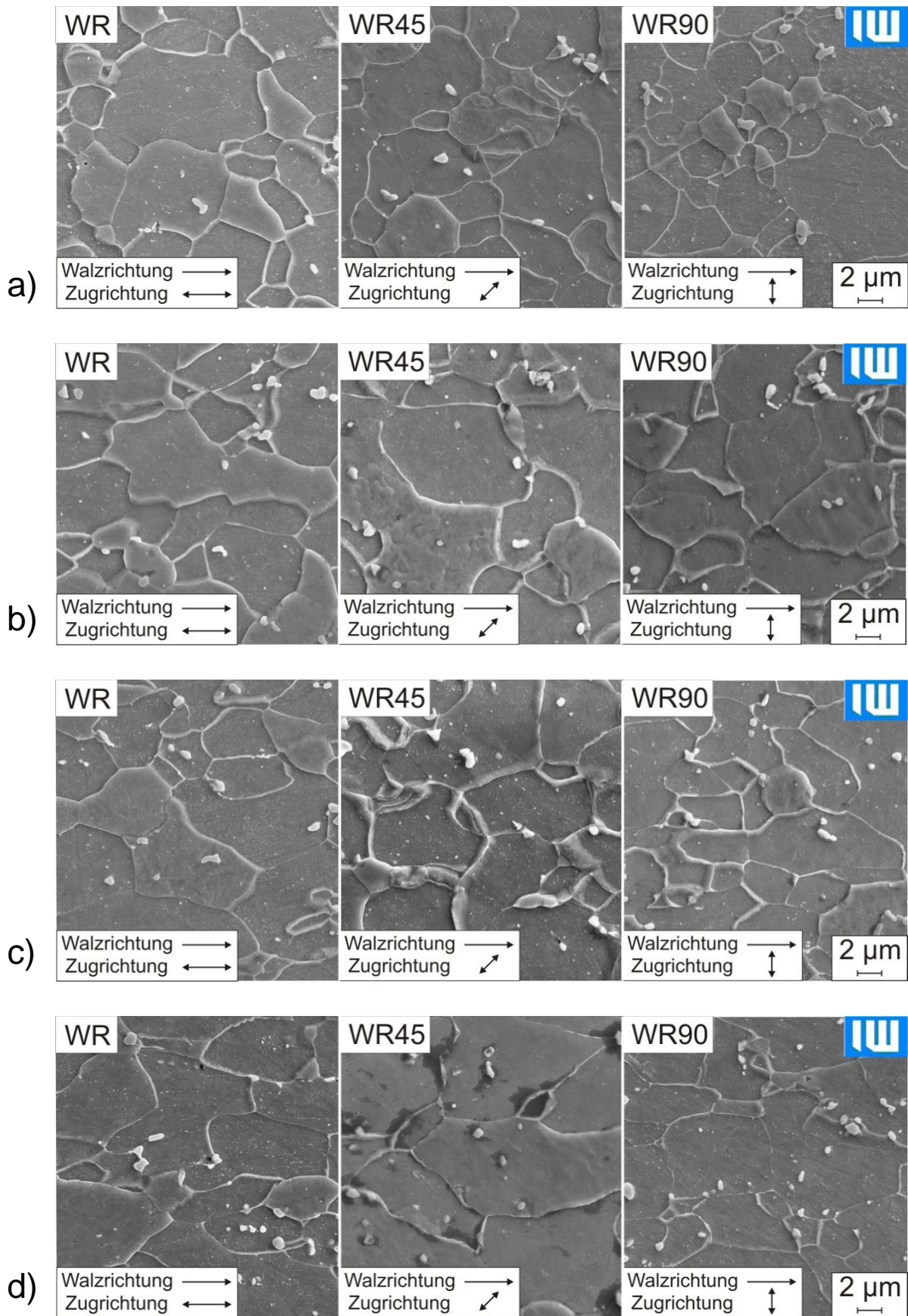


Abbildung 227: REM-Aufnahmen der Mikrostruktur von LH800 nach Zugversuchen entsprechend DIN 10002 bei 5 % Dehnung (a), 10 % Dehnung (b), 20 % Dehnung (c) und Bruchdehnung (d)

Ein Vergleich von Gefügaufnahmen aus dem REM und dem TEM nach einer Umformung von 5 %, 10 %, 15 % und 20 % Dehnung zeigt keine Unterschiede zwischen den Entnahmerichtungen. Bereits ab 10 % Dehnung weist das Gefüge kleine Subkornstrukturen innerhalb der Körner auf, die sich im Verlauf der weiteren Umformung stärker ausprägen (siehe Abbildung 228 und Abbildung 229). Aus Versetzungen entstandene Kleinwinkelkorngrenzen bilden die Zellwände der Subkornstrukturen. Eine Analyse der REM- und TEM-Aufnahmen bei höheren Dehnungen bis zum Bruch zeigt die steigende Anzahl der Versetzungslinien und die immer deutlicher ausgeprägten Zellstrukturen.

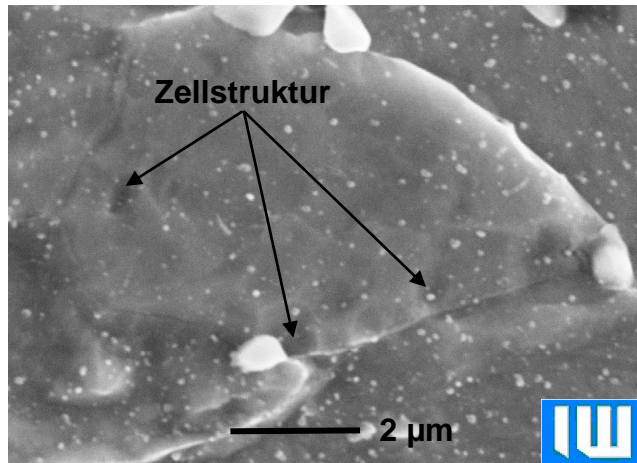


Abbildung 228: REM-Aufnahme des Gefüges einer um 20 % gedehnten Zugprobe (LH800)

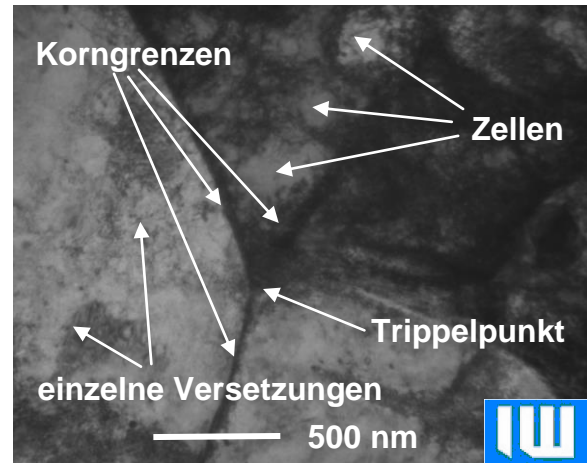


Abbildung 229: TEM-Aufnahme des Gefüges einer um 20 % gedehnten Zugprobe (LH800)

Zur quantitativen Gefügecharakterisierung wurde eine Korngrößenanalyse anhand der Korngrößen-Kennzahl (G) nach ASTM¹⁵⁵ sowie der Kornelongation (Streckungsgrad) durchgeführt. Die Elongation ist dabei definiert als das Verhältnis der vertikalen zur horizontalen Korngrößenkennzahl. Es wurden 1000fach vergrößerte REM-Aufnahmen verformter Proben für die Analysen gewählt, sodass die Schlifffbilder eine ausreichende Anzahl von Körnern für eine automatisierte Auswertung mittels der Software „analySIS®“ der Firma Soft Imaging System GmbH aufweisen. Die Analyse wurde entsprechend den Normen ASTM E112 und EN ISO 643 „Mikrophotographische Bestimmung der scheinbaren Korngröße“ durchgeführt. Die Mikrostrukturanalysen zeigen eine deutliche Kornstreckung in Richtung der Umformung (horizontale Ausrichtung auf den Schlifffbildern).

Die Korngrößen-Kennzahlen der einzelnen Schlifffbilder schwankten zwischen 12,3 und 13. Lediglich bei der Probe WR90 (28,5 % Bruchdehnung) ist sie leicht erhöht. Die Kornelongation ist Abbildung 230 zu entnehmen.

¹⁵⁵ Die ASTM International (ursprünglich American Society for Testing and Materials) ist eine internationale Standardisierungsorganisation mit Sitz in den USA.

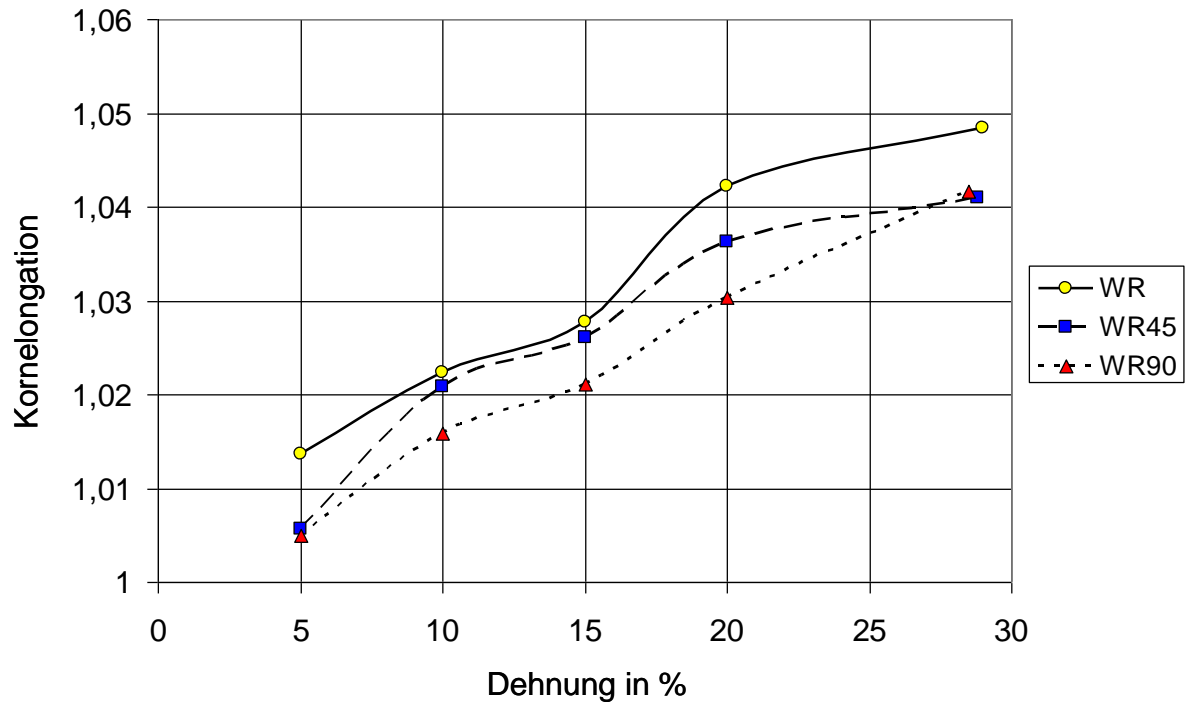


Abbildung 230: Vergleich der Kornelongationsverläufe bei der Verformung von LH800 für die drei Entnahmerichtungen Walzrichtung (WR); 45° zur Walzrichtung (WR45) ; quer zur Walzrichtung (WR90) [TEK08]

Die in Abbildung 230 dargestellten Verläufe zeigen bis auf geringe Schwankungen einen nahezu linearen Anstieg der Elongation über der Dehnung. Bei einem Vergleich der drei Verläufe zeigt sich ein annähernd äquidistantes Verhalten. Die Elongationen beginnen bei einer Dehnung von 5 %. Die „Ausgangselongation“ ist nahezu 1 bei maximalen Abweichungen in den unterschiedlichen Walzrichtungen von 0,9 %. Die maximale Abweichung bei 5 % Dehnung unterscheidet sich kaum von der maximalen Abweichung bei der Bruchdehnung, sodass unter Berücksichtigung der Elongationsmesswerte des Zugversuches nach DIN EN 10002 kein richtungsabhängiges Verhalten nachgewiesen werden kann.

7.1.2 In situ-Analyse der Mikrostrukturentwicklung im REM

Zur In situ-Analyse der Mikrostrukturentwicklung wurde ein Mikrozugmodul der Firma Kamrat und Weiß verwendet, das es ermöglicht Zug-, Druck- und Dreipunktbiegeversuche im REM durchzuführen [SCHA09, YOS05, MAL05]. Die Umformung der Proben erfolgt schrittweise um zwischen den einzelnen Schritten Gefügeaufnahmen machen zu können und die Dehnung zu bestimmen. Die Schrittweite kann bis zu den Werten variieren, die mit der Genauigkeit des Moduls vergleichbar sind (ungefähr 1 μm). Gleichzeitig gibt es eine Reihe von Nachteilen, die aus der in situ-Analyse im REM mithilfe von Zug- /Druckmodulen [KAM06] folgen:

1. Die Probengröße unterscheidet sich von den standardisierten in ASTM, DIN usw., was den Vergleich der Ergebnisse erschwert.
2. Die Ergebnisse werden in Abhängigkeit von Zugkraft und Traversenweg erfasst, was die Genauigkeit der Umrechnungsergebnisse in die Spannungs-Dehnungskurve vermindert. Die maximale Ungenauigkeit tritt im Bereich der

Ausgangsspannung im Gebiet der elastischen Verformung auf und kann bis zu 100 % erreichen.

3. Die Umformgeschwindigkeit kann nicht konstant gehalten werden. Die einstellbare Größe ist die Geschwindigkeit der Traversenbewegung, die bei jedem Belastungsschritt unverändert bleibt.
4. Die maximale Umformgeschwindigkeit ist bedeutend kleiner als beim Tiefziehprozess und bei standardisierten Zugversuchen.

Ausgehend von den genannten Nachteilen, sollte die in situ-Analyse mit Zugversuchen nach DIN oder ASTM verglichen werden.

Zur Durchführung der Versuche wurde ein Rasterelektronenmikroskop LEO 1455VP der Firma Zeiss und ein 10 kN Zug- /Druckmodul von der Firma Kammrath&Weiss GmbH [KAM06] verwendet. Es wurden Proben (siehe Abbildung 231) in Walzrichtung (im Folgenden als WR bezeichnet) und quer zu der Walzrichtung (WR90) untersucht. Die Oberseite der Proben wurde geschliffen, poliert und in einer 2%igen Salpetersäurelösung geätzt.

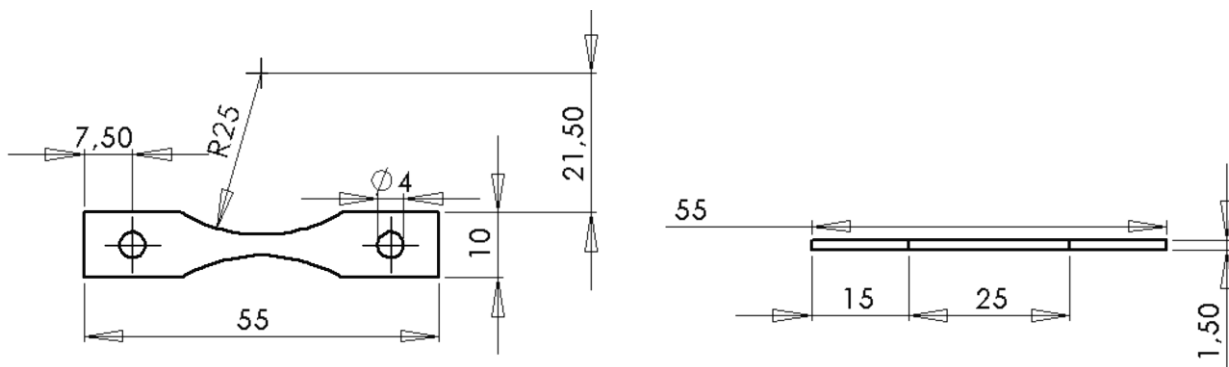


Abbildung 231: Geometrie der Proben für in situ-Analyse im REM [GRY09]

Die Proben wurden schrittweise bis zum Reißen gezogen. Die Größe der Traversenverschiebung betrug für die WR-Probe in der Anfangsphase bis zur Längenänderung von 600 μm jeweils 50 μm . Dann wurde die Schrittweite bis zum Bruch auf 100 μm erhöht. Bei der WR90-Probe wurde als Schrittweite der Traversenverschiebung im gesamten Umformungsbereich 100 μm gewählt.

Nach jedem Belastungsschritt wurden REM-Aufnahmen bei 1000facher und 3000facher Vergrößerung gemacht. Dabei wurde die Zugkraft während dieser Pause beibehalten. Die lineare Ziehgeschwindigkeit betrug 5 $\mu\text{m/s}$. Die Durchschnittsumformgeschwindigkeit bei der Versuchsdurchführung war 0,0002 s^{-1} , wobei ihre Augenblickswerte $\pm 15\%$ von der Größe abweichen.

Die mittels Zug- /Druck-Modul erzeugten Spannungs-Dehnungs-Diagramme sind zusammen mit den gemittelten Ergebnissen gem. DIN EN 10002 in Abbildung 232 dargestellt. Wie zu erwarten ist die Abweichung im elastischen Bereich maximal. Die im Rahmen von in situ-Untersuchungen erhaltenen Spannungswerte liegen im Bereich des plastischen Fließens sehr nah an denen der genormten Untersuchungen. Die mittlere Abweichung der Spannung in diesem Bereich liegt bei ca. 8 % (WR) bzw. 4 % (WR90). Die Abweichung kann sowohl durch den Einfluss der Umformgeschwindigkeit, die um den Faktor 25 kleiner als bei den Untersuchungen gem. DIN ist, als auch durch die unterschiedliche Probengeometrie

bedingt sein. Die Fehler bei der Spannungsbestimmung steigen nach dem Beginn der Einschnürung, die auf Grund der spezifischen Probenform im Zug- /Druck-Modul früher beginnt.

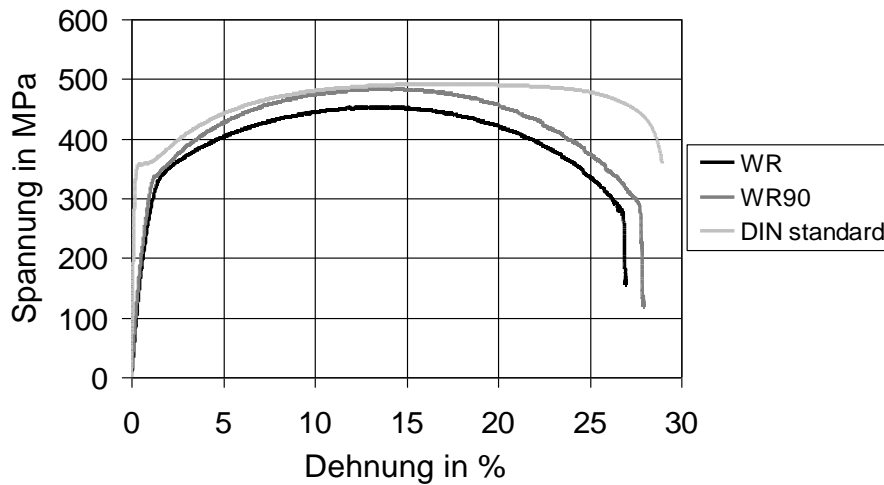


Abbildung 232: Vergleich von Spannungs-Dehnungs-Diagrammen von LH800, nach DIN und in situ-Untersuchungen; WR = Walzrichtung, WR90 = quer zur Walzrichtung, DIN standard = Zugversuch nach DIN 10002 [GRY09]

Aus Abbildung 233 kann die Entwicklung der Kornstruktur während des Zugversuchs (in Form von Ausschnitten) entnommen werden. Die Kornzahl auf jedem Schliffbild mit einer 1000fachen Vergrößerung betrug mehr als 200, was für die nachfolgende Korrelationsanalyse als statistisch abgesichert erachtet werden kann.

Mit dem Anstieg der Verformung tritt eine Elongation der Körner ein. Außerdem kommt es, beginnend bei einer Dehnung von 10 %, zur Bildung von Gleitbändern, deren Zahl im weiteren Verlauf der plastischen Dehnung wächst. Dies stellt allerdings einen Widerspruch zu den Ergebnissen dar, die bei einer Untersuchung der Mikrostruktur nach dem Tiefziehen [BAC08] und nach einer Zugumformung nach DIN EN 10002 [TEK08] gewonnen wurden. In beiden Fällen waren keine Gleitbänder festzustellen. Zellstrukturen konnten dagegen eindeutig nachgewiesen werden. Der Unterschied in der Entwicklung von Versetzungsstrukturen kann auf die stark unterschiedlichen Umformgeschwindigkeiten zurückgeführt werden.

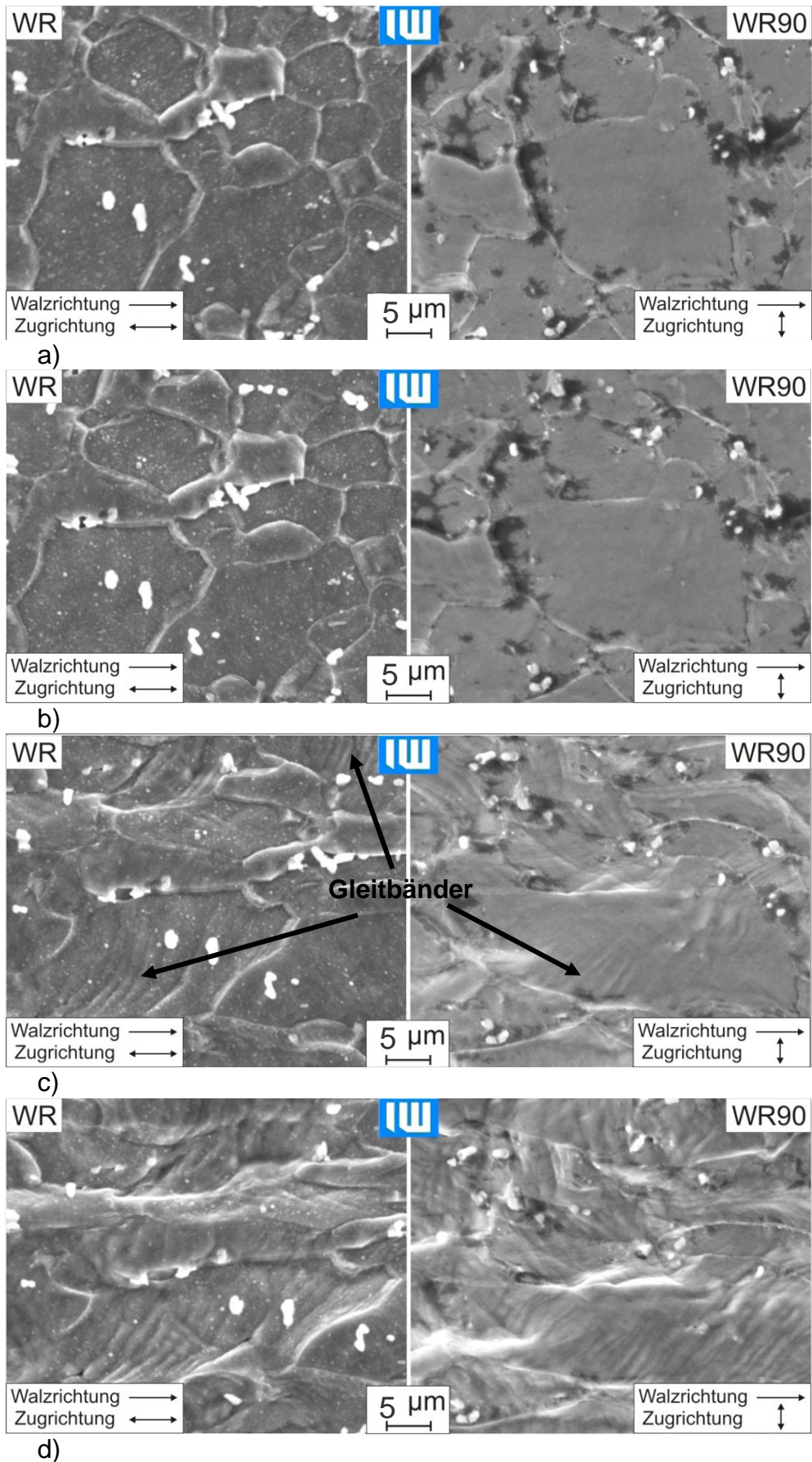


Abbildung 233: REM-Aufnahmen der in situ-Versuche von LH800 bei 0 % Dehnung (a), 10 % Dehnung (b), 20 % Dehnung (c) und 25 % Dehnung (d) [GRY09]

Die qualitative Entwicklung der Mikrostruktur von Proben, die in Walzrichtung und senkrecht zu dieser ausgeschnitten wurden, ist gleich. Als qualitative Größe zur Beschreibung der Kornstruktur wurde die Kornstreckung gewählt. Die quantitativen Abhängigkeiten zwischen der Kornstreckung und der Dehnung sind in Abbildung 234 zusammen mit Ergebnissen aus Zugversuchen nach DIN dargestellt [TEK08]. Bis zum Beginn der Einschnürung, bei etwa 13,5 %, besteht für beide Probenorientierungen und beide Versuchstypen in etwa der gleiche lineare Zusammenhang zwischen Kornstreckung und Dehnung. Nach dem Beginn der Einschnürung ändert sich diese Korrelation für die im REM gezogenen Proben. Dieser Effekt ist darin begründet, dass die Verformung nach dem Beginn der Einschnürung auf diesen sehr engen Bereich beschränkt ist. Wenn die gesamte Probe in den folgenden Schritten um den gleichen prozentualen Betrag gedehnt wird wie vor dem Beginn der Einschnürung, bedeutet dies für den betrachteten Ausschnitt im Bereich der Einschnürung eine viel größere Dehnung, während sich der Rest der Probe überhaupt nicht weiter dehnt.

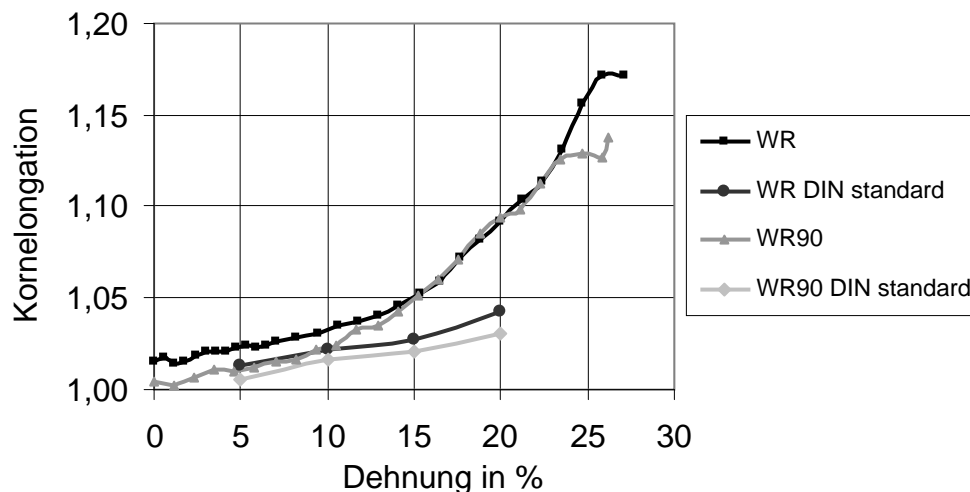


Abbildung 234: Vergleich der Kornelongation über der Dehnung ermittelt mittels Zug- /Druck-Modul und nach der DIN 10002; WR = Walzrichtung, WR90 = quer zur Walzrichtung, DIN standard = Zugversuch nach DIN 10002 [GRY09]

Der Kurvenverlauf zeigt, dass die Abhängigkeit der Kornstreckung von der Dehnung sowohl für kleine als auch für große Dehnwerte extrapoliert werden kann. Als Ergebnis der Korrelationsanalyse konnte Gleichung 34 hergeleitet werden. Der Korrelationskoeffizient dieser Abhängigkeit ist 0,998.

Gleichung 34

$$Al_l^{-1} = Al_0^{-1} + 1,9 \cdot 10^{-3} \cdot \varepsilon$$

mit Al_l als Strukturanisotropieindex der longitudinal ausgerichteten Ebene nach ASTM E112, Al_0 als Index der Ausgangsstrukturanisotropie und ε als Dehnung in %.

Wie oben bereits erwähnt, erlauben die in situ-Untersuchungen nicht nur die Beobachtung der Kornstreckung sondern auch der Korndrehung. In Abbildung 235 ist ein Gefügeausschnitt abgebildet, in dem sich das mit „A“ gekennzeichnete Korn im Verlauf der Verformung ohne eine signifikante Änderung seiner Form dreht.

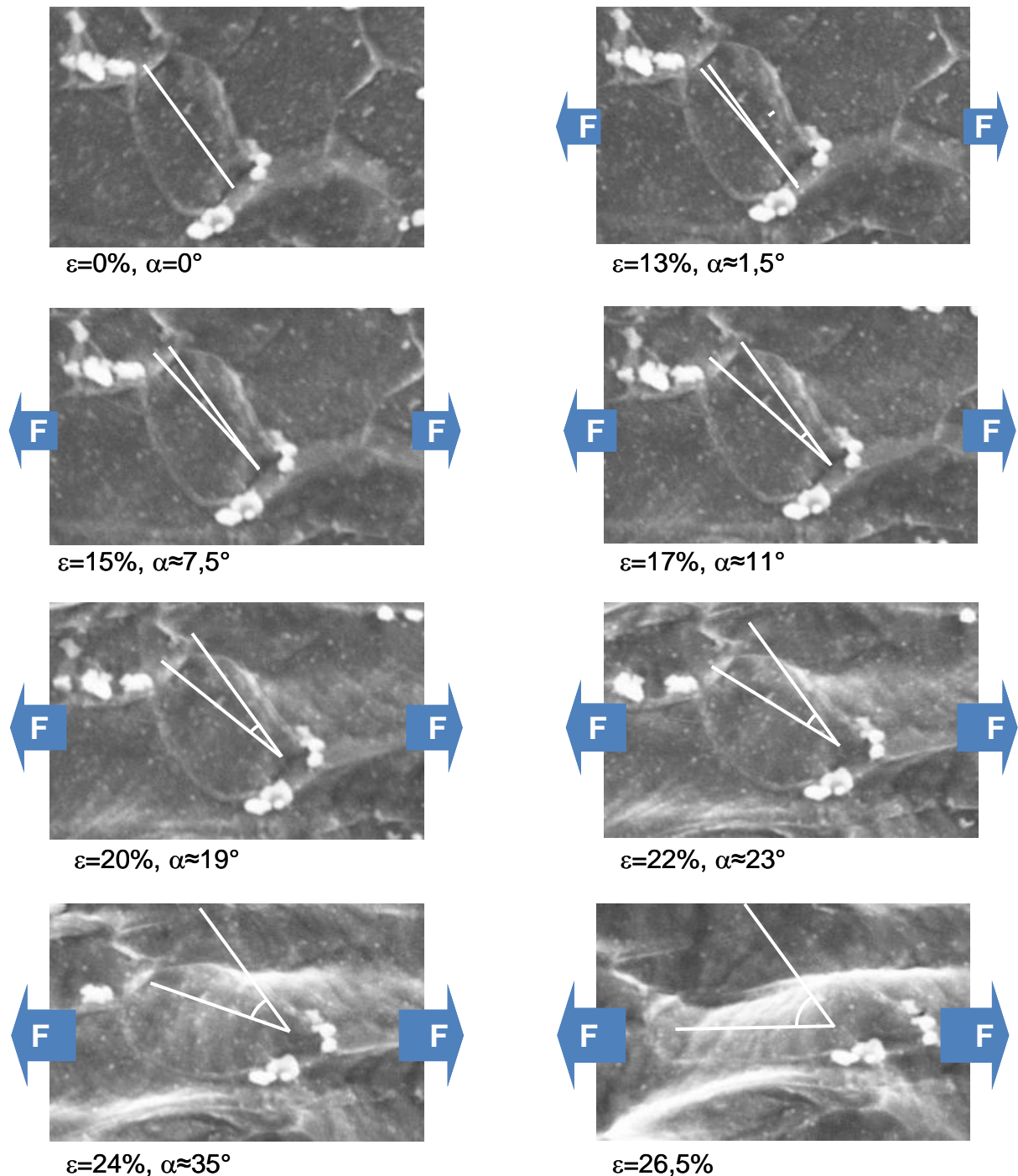


Abbildung 235: Korndrehung in LH800 unter Zugspannung; Mikrozug-/Druckmodul im TEM

Die quantitative Auswertung der Drehung des Kornes ist in Abbildung 236 gezeigt. Kornform und –orientierung bleiben bis zum Beginn der Einschnürung der Probe praktisch unverändert. Im Intervall von 14 % bis 18 % Dehnung dreht sich das Korn dann um einen Winkel von 15,5 ° unter Beibehaltung der ursprünglichen lokalen

Kornstreckung. Bei weiterer Verformung setzt sich diese Drehung bei gleichzeitiger Streckung des Kornes fort.

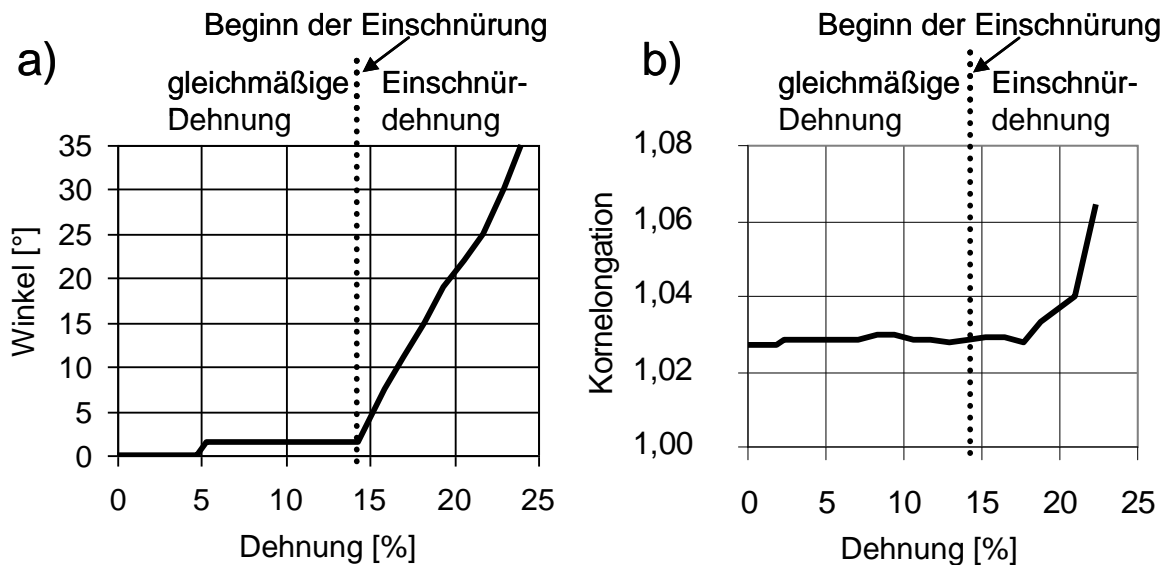


Abbildung 236: Korndrehung (links) und -streckung (rechts) in LH800 während des in situ-Zugversuchs; Die gepunktete Linie entspricht der Zugfestigkeit bzw. dem Ende der Gleichmaßdehnung. [GRY09]

7.1.3 Analyse der Mikrostrukturentwicklung beim kalten Tiefziehen

Beim Tiefziehen tritt in der Regel kein einachsiger Spannungs- oder Dehnungszustand auf. Aus diesem Grund wurden am IUL der Universität Dortmund Näpfchenziehversuche an 1,5 mm dicken und 150 mm durchmessenden Ronden durchgeführt. Die Napfhöhe beträgt 46,4 mm, der Durchmesser 103,7 mm. Zur optischen Messung der Dehnungsverteilung im Napf wurde vor Beginn der Versuche ein Punkteraster aufgetragen.

Aus den tiefgezogenen Näpfen wurden Proben präpariert und deren Mikrostruktur mittels REM-Aufnahmen untersucht [BAC08]. Das Schema der Probenentnahme für die planimetrischen Messungen ist in Abbildung 237 dargestellt. Die Proben Nr. 1 bis 4 wurden quer, die Proben 5, 8 und 9 von der Innenseite und die Proben 6 und 7 von der Außenfläche geschliffen, poliert und geätzt.

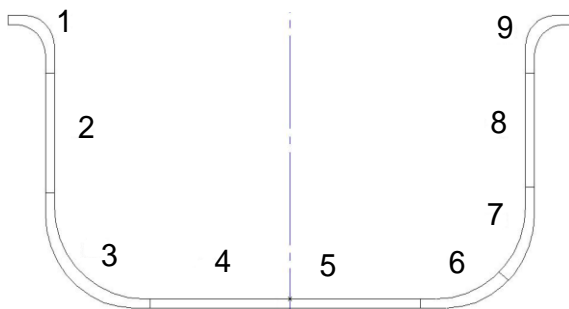


Abbildung 237: Schema zur Entnahme von Material aus einem tiefgezogenen Napf

Als Beispiel ist in Abbildung 238 das Gefüge in der Mitte von Probe Nr. 2 gezeigt. Es ist eine deutliche Zellstruktur erkennbar, aber keine Gleitbänder.

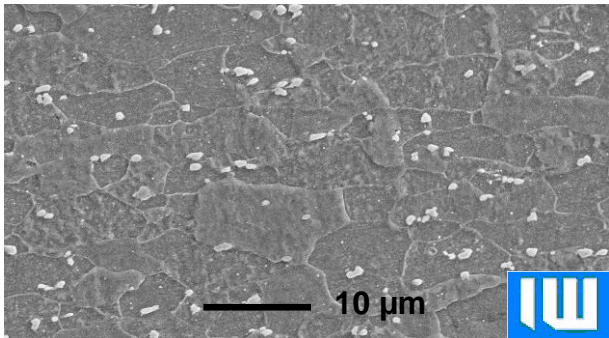


Abbildung 238: REM-Aufnahme vom Napfausschnitt an Probenstelle Nr. 2 (LH800)

Diese Mikrostruktur ist typisch für alle Proben außer Nr. 4 und Nr. 5, in denen nahezu keine Deformation auftrat. Fragmente der typischen Kornstrukturen unterschiedlicher Napfbereiche sind in Abbildung 239 schematisch dargestellt.

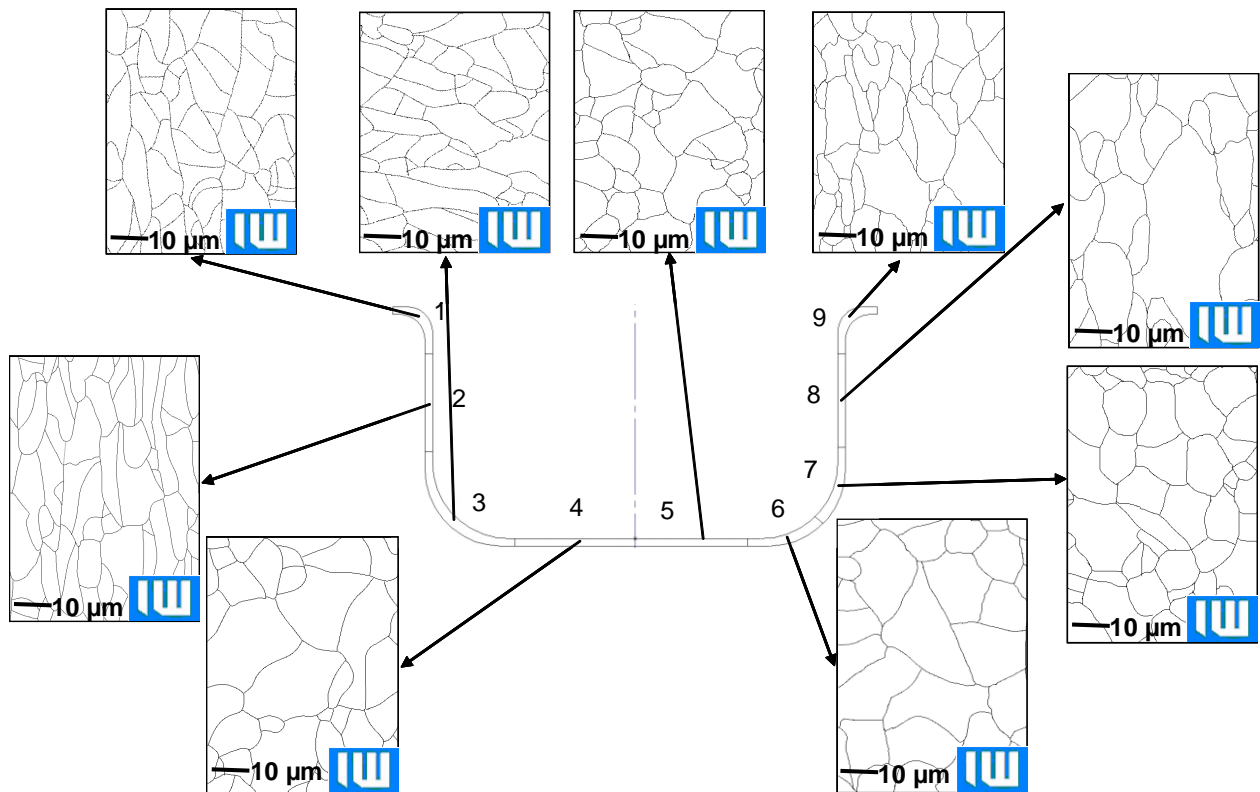


Abbildung 239: Kornstrukturen von LH800 in unterschiedlichen Napfbereichen nach dem Tiefziehen

Die Elongationsverteilung über der abgewickelten Länge des jeweiligen Ausschnitts ist in Abbildung 240 dargestellt.

Für beide Napfhälften zeigt sich ein ähnlicher Verlauf der Elongation bis auf Bereiche am Flansch. Geringe Unterschiede sind auch in anderen Bereichen zu erkennen. Bei einer Länge von 75 mm tritt ein starker Abfall der Elongation auf. Im Querschliff zeigt sich die Verringerung der Elongation bei einer Länge von ca. 60 mm. Diese Elongationsverläufe sind in einem Spannungswechsel im Flanschbereich in

Blechdicke (Innenradius Druckspannung, Außenradius Zugspannung) begründet. Des Weiteren ist zu erkennen, dass die Elongationswerte des Querschliffes auf einem höheren Niveau liegen als die des Oberseitenschliffes. Die maximale Elongation tritt im Querschliff im mittleren Abschnitt des Flansches und beim Oberflächenschliff im oberen Abschnitt des Flansches, im Auslauf des Radius, auf.

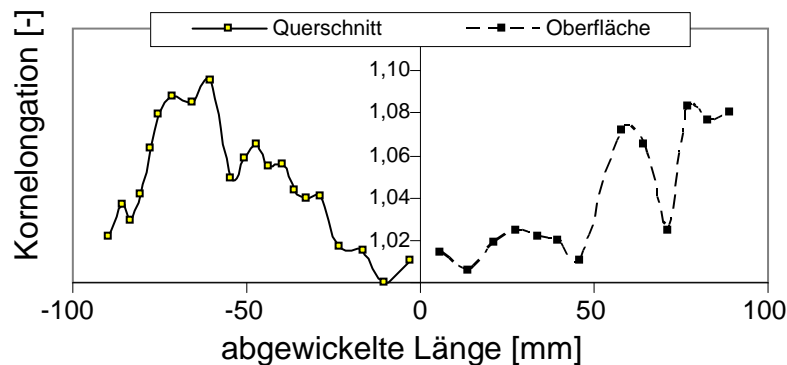


Abbildung 240: Verteilung der Kornelongation im Napf; Abstand vom Mittelpunkt des Napfbodens; links: in der Blechmitte; rechts: in der Oberfläche des Bleches

Abbildung 241 zeigt einen Vergleich der auf Grundlage der bisher untersuchten Zusammenhänge berechneten Korndehnungen mit den im Nöpfchenversuch gemessenen Werten.

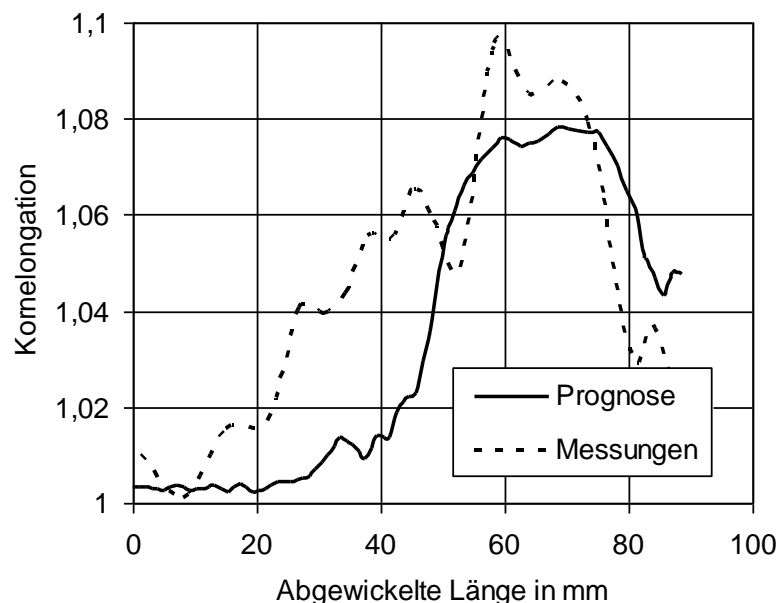


Abbildung 241: Vergleich der berechneten Kornstreckung für LH800 mit den Ergebnissen der planimetrischen Messungen; beginnend in der Mitte des Napfbodens

7.1.4 Eigenschaftsänderungen durch alternierende Belastungen

Da beim Tiefziehen die Spannung im Bereich der Ziehkante von Zug zu Druck wechselt, tritt der sogenannte Bauschingereffekt (siehe Kapitel 3.2.5.2) auf, bei dem sich die Fließspannung nach einer Belastungsrichtungsänderung erheblich verringert [DAH84]. Die Untersuchung dieser kinematischen Verfestigung wurde ebenfalls mit Hilfe des bereits beschriebenen Zug- /Druck-Moduls durchgeführt [CW108]. Üblicherweise werden für solche Versuche zylindrische Proben verwendet, was bei

Blechen nicht möglich ist. Bei dieser Untersuchungsmethode lassen sich aber auch Flachproben verwenden, da die Messlänge sehr kurz ist und es im Druckbereich nicht zu einem Ausknicken kommt. Für die Versuche wurden 15 Flachproben entsprechend der in Abbildung 242 dargestellten Geometrie präpariert und mit jeweils zwei Markierungen als Messlänge versehen.

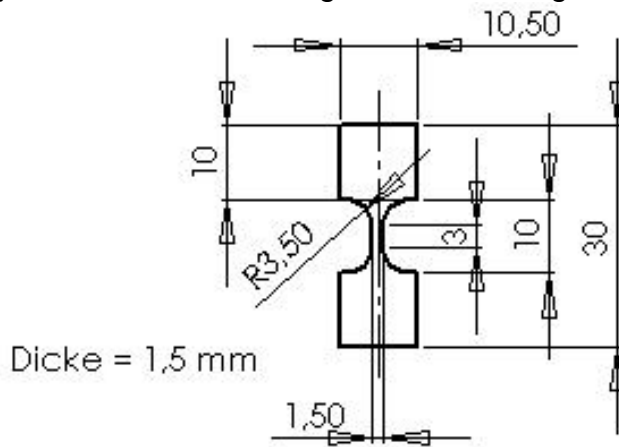


Abbildung 242: Probengeometrie für den Zug-Druckversuch [CWI08]

Die maximale Dehnungsamplitude, bei der die Proben nicht ausknicken, beträgt 6,7 %. Die Proben wurden schrittweise bis zu unterschiedlichen Dehnungen gezogen und anschließend in Gegenrichtung bis zu einer gesamten Dehnung von 0 % belastet. Die Zuggeschwindigkeit wurde in jedem Belastungsschritt angepasst, sodass eine konstante Umformgeschwindigkeit von 0,005 1/s vorlag. Das berechnete Spannungs-Dehnungs-Diagramm für die zyklischen Zug-Druckversuche bei unterschiedlichen Dehnungsamplituden und der Vergleich von Dehn- und Stauchgrenzen sind in Abbildung 243 und Abbildung 244 dargestellt.

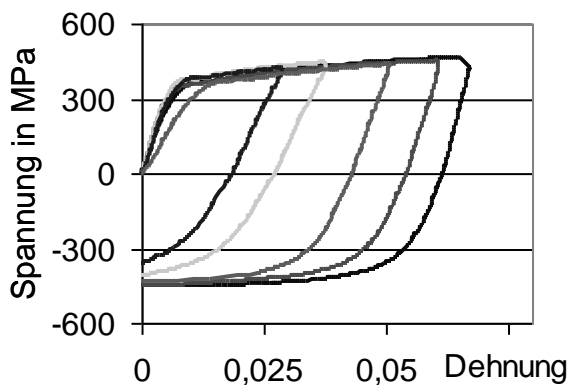


Abbildung 243: Spannungs-Dehnungs-Diagramm von LH800 bei wechselnder Belastung zur Beschreibung des Bauschinger-Effektes [CWI08]

Die Ergebnisse zeigen eine deutliche Reduzierung der Stauchgrenze im Vergleich zur Dehnungsgrenze um ca. 10,6 % bis 15,7 %. Der maximale Effekt tritt bei einer Dehnung von 2,9 % auf. Danach reduziert sich der Einfluss der wechselnden Belastung auf ca. 11 %.

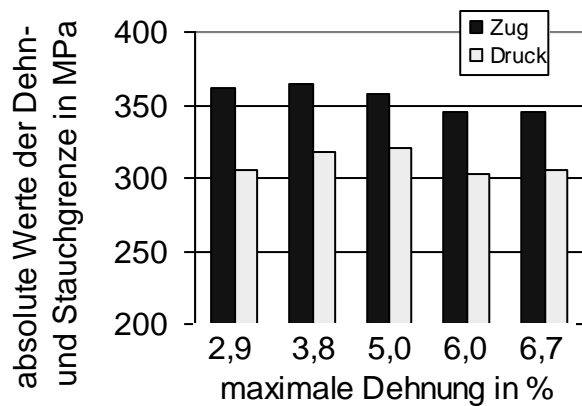


Abbildung 244: Zug-Druck-Anisotropie der 0,2 %- Dehn- und Stauchgrenze von LH800 in Abhängigkeit der Gesamtdehnung [CWI08]

7.1.5 Gefügeentwicklung während der Wärmebehandlung

7.1.5.1 Austenitisierung

Das Wärmebehandlungsschema zur Erstellung von isothermen ZTA-Schaubildern¹⁵⁶ sieht eine schnelle Erwärmung (ca. 130 °K/s) der Proben bis zur Austenitisierungstemperatur vor, die für jede Probe unterschiedlich ist. Auf diesen Temperaturen werden die Proben für eine Dauer von 0,3 s bis 1000 s gehalten. Anschließend wird das Material analog zu kontinuierlichen Untersuchungen gehärtet. Die für die Konstruktion von ZTA-Schaubildern erforderlichen Daten werden mit einem Dilatometer aufgenommen. Sowohl die zeitliche Temperatur- und Längenänderung der Proben als auch die Ergebnisse der metallographischen Untersuchungen dienen als Ausgangsdaten für die Konstruktion der Schaubilder.

Das vom Blechhersteller empfohlene Temperaturintervall für die Austenitisierung von Bauteilen aus LH800 ist 920 °C bis 960 °C [WER06].

Die Dilatometeruntersuchungen wurden im Rahmen der Zusammenarbeit mit der Berg- und Hüttenakademie Krakau unter Nutzung des Umformdilatometers 805 A/D der Firma BÄHR GmbH durchgeführt. Die Proben wurden im Vakuum mit einer Aufheizgeschwindigkeit von 150 °K/s bis zu einer definierten Temperatur im Bereich zwischen 800 °C und 1000 °C erwärmt, danach isotherm gehalten und anschließend mit Stickstoff abgeschreckt. Die maximale Haltedauer bei der jeweiligen isothermen Austenitisierungstemperatur betrug 1000 s. Für Gefügeuntersuchungen wurden einige Proben nach einer Haltedauer 0,3 s, 1 s, 3 s, 10 s, 30 s, 100 s bzw. 300 s abgeschreckt.

¹⁵⁶ Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubilder

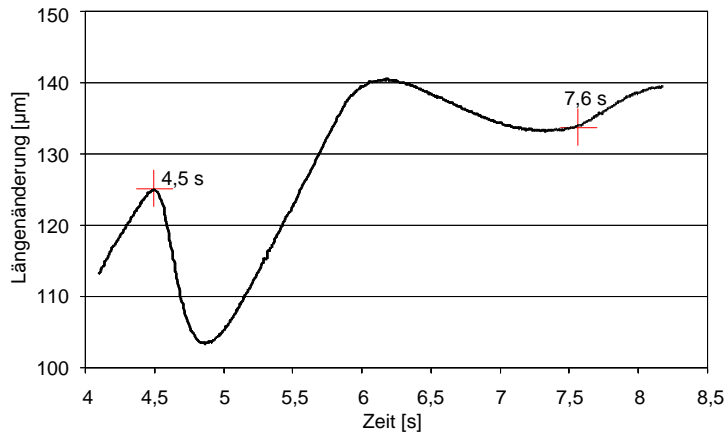


Abbildung 245: Ausschnitt der Dilatometerkurve von LH800 für eine Austenitisierung bei 900 °C mit Beginn und Ende der Umwandlung (beim Beginn der Umwandlung beträgt die Probentemperatur erst ca. 730 °C)

Eine typische Dilatometerkurve ist in Abbildung 245 dargestellt. Die markierten Knickpunkte auf der Längenänderungs-Zeit-Kurve entsprechen der Zeit des Beginns der Gefügeumwandlung und des Endes der Umwandlung. Die gewünschte Temperatur von 900 °C wird allerdings erst nach 6 Sekunden erreicht. Der bei 4,5 Sekunden eintretende Beginn der Umwandlung findet bei einer niedrigeren Temperatur statt, in diesem Fall bei 730 °C.

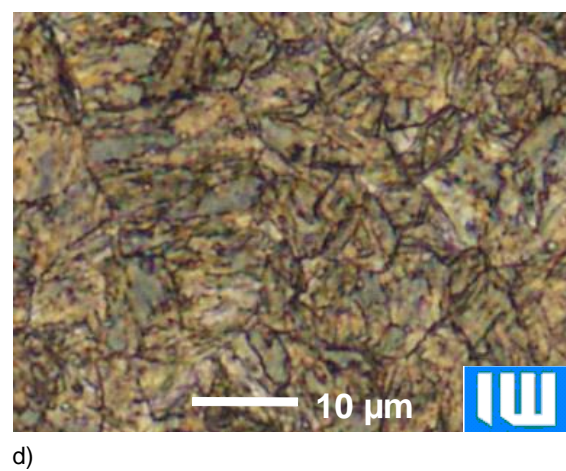
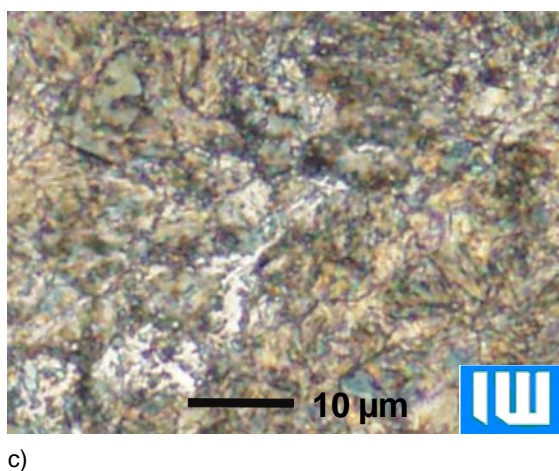
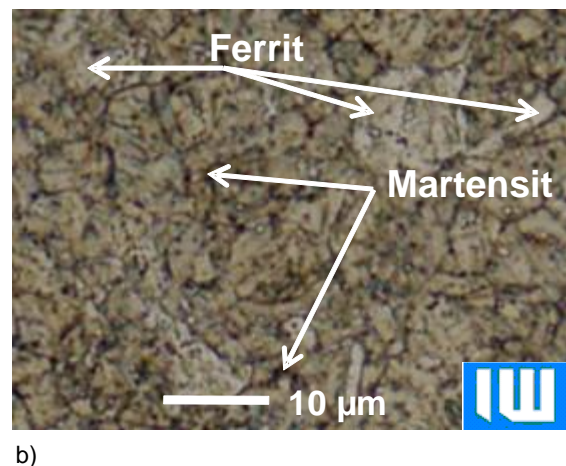
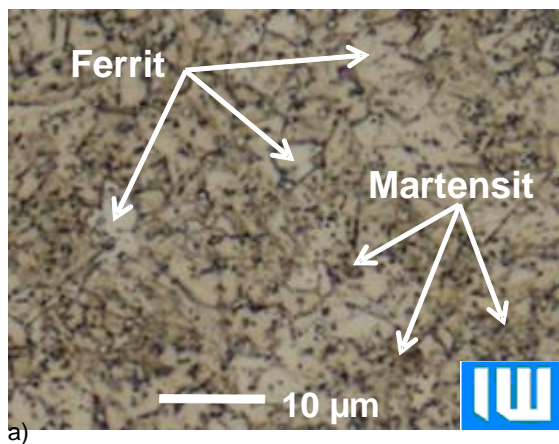


Abbildung 246: Mikrostrukturentwicklung von LH800 bei 850 °C und Haltedauern von 0,3 s (a); 1 s (b); 3 s (c); 10 s (d): Lichtmikroskop [SCHA13]

Verschiedene lichtmikroskopische Aufnahmen der Gefügestände anhand einer Farbätzung nach Beraha zeigt Abbildung 246 [WEC83]. Diese Art der Ätzung verfärbt Martensit dunkelblau und/oder dunkelbraun. Der nicht zu Austenit umgewandelte Ferrit bleibt weiß. Die entsprechenden Gefüge, nach verschiedenen Haltedauern für eine α - γ -Phasenumwandlung bei 850 °C, sind in Abbildung 246 dargestellt.

Den in Abbildung 246 gezeigten Schlibbildern nach der Farbätzung ist zu entnehmen, dass bei einer Haltedauer von 0,3 s bei einer Temperatur von 850 °C die Austenitumwandlung schon begonnen hat. Die dominierende Struktur ist jedoch die des noch nicht umgewandelten Ferrits, die 80 % ausmacht. Bei einer Erhöhung der Haltedauer reduziert sich der Ferritanteil drastisch und beträgt ca. 40 % bei einer Haltedauer von 1 s und 15 % bei 3 s. Die Analyse von Schlibbildern nach 10 s Haltedauer bei 850 °C zeigt 100 % Martensit. Dies zeugt von einer vollständig erfolgten Austenitisierung des Materials.

Die Beurteilung der Gefüge wird indirekt durch die Ergebnisse der Härtemessungen bestätigt (siehe Abbildung 247).

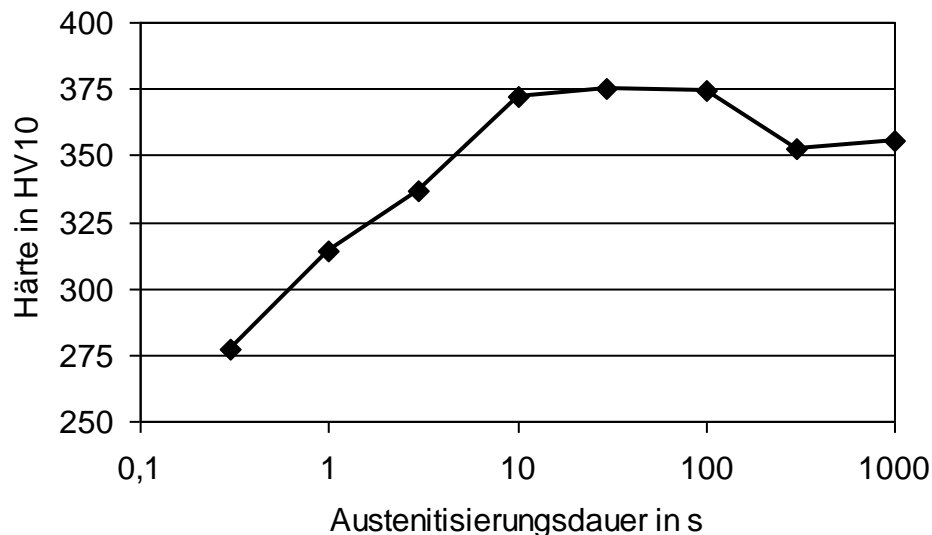


Abbildung 247: Härtewerte von gehärteten Proben (LH800), Austenitisierung: 850 °C [SCHA13]

Neben der Austenitumwandlung erfolgt in LH800 eine Karbidauflösung, die bei 950 °C bis zu 1000 Sekunden dauert. Die Grenze der vollständigen Karbidauflösung wird in ZTA-Schaubildern durch die A_{cc} -Linie angezeigt.

Die Auflösung der Karbide bei einer Temperatur von 1000 °C ist in Abbildung 248 gezeigt.

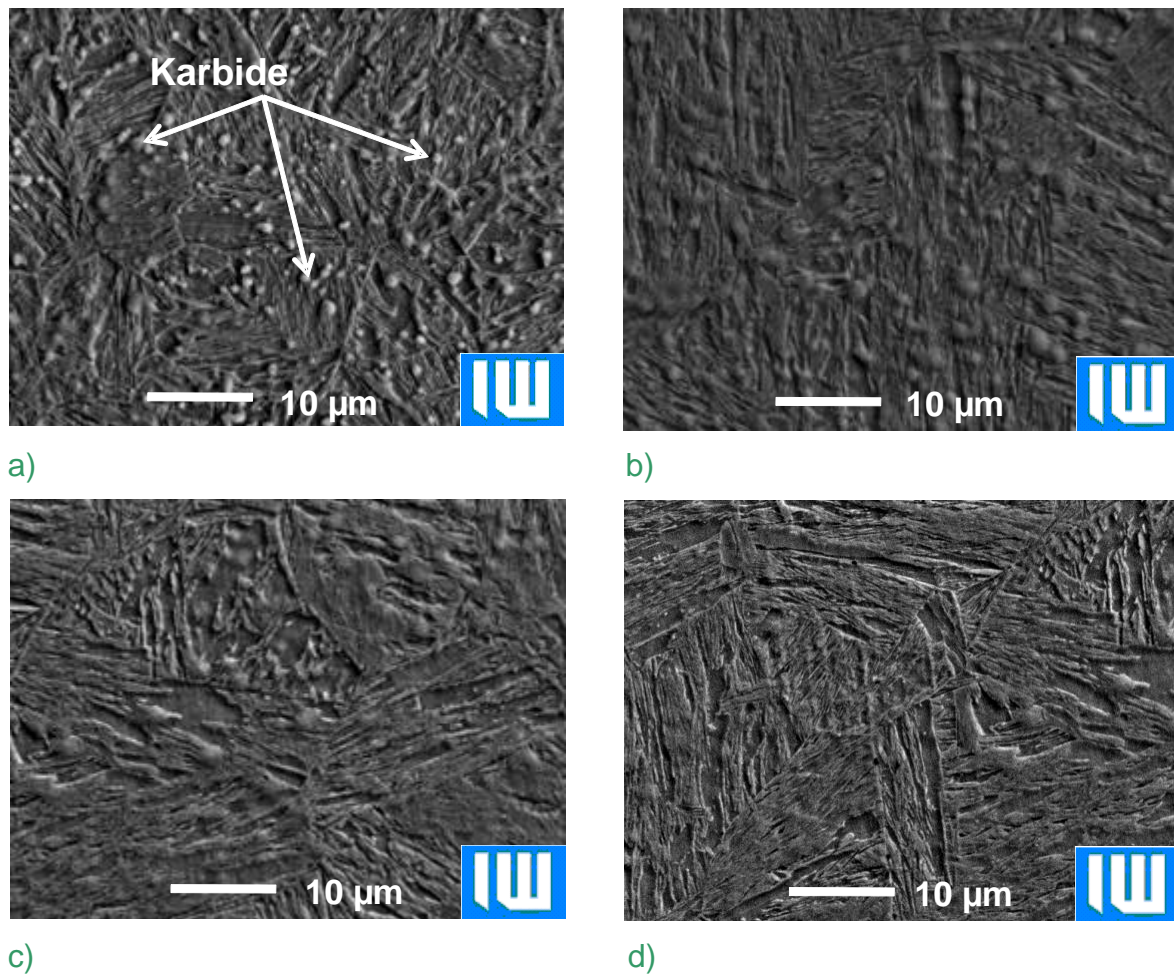


Abbildung 248: REM-Aufnahme der Mikrostrukturänderung im Gefüge von LH800 bei 1000 °C nach Haltedauern von 10 s (a); 30 s (b); 100 s (c) und 300 s (d) [SCHA13]

Den REM-Aufnahmen in Abbildung 248 ist zu entnehmen, dass bei einer Haltedauer von 10 s keine vollständige Karbidauflösung stattfindet. Die Grenzen der Einschlüsse sind kontrastreich, was von ihrer niedrigen Kohärenz zeugt. Abbildung 248 b zeigt die Karbide während ihrer Auflösung. Die Karbidgrenzen sind verschwommen, was auf eine Kohärenz der Einschlüsse mit dem Gitter des γ -Eisen hindeutet. An vielen Stellen sind Martensitnadeln zu erkennen, die durch schnelles Abkühlen des Austenits entstanden sind. Sie gehen durch die teilweise aufgelösten Einschlüsse.

Dies zeigt, dass die Diffusion des Kohlenstoffs aus den Karbiden in den Austenit zum Zeitpunkt des Abschreckens fast abgeschlossen war. Eine Haltezeit von 30 s bei 1000 °C muss also knapp unterhalb der Linie der vollständigen Austenitisierung (A_{cc} -Linie) im ZTA-Schaubild (siehe Abbildung 250) liegen.

Bei einer Erhöhung der Haltedauer auf 100 bzw. 300 s (siehe Abbildung 248 c und Abbildung 248 d) sind bei 1000 °C keine Karbide mehr zu erkennen.

Analog zu Abbildung 248 sind in Abbildung 249 Schliffbilder nach einer Haltedauer von 1000 s und Temperaturen von 925 °C, 950 °C, 975 °C und 1000 °C dargestellt.

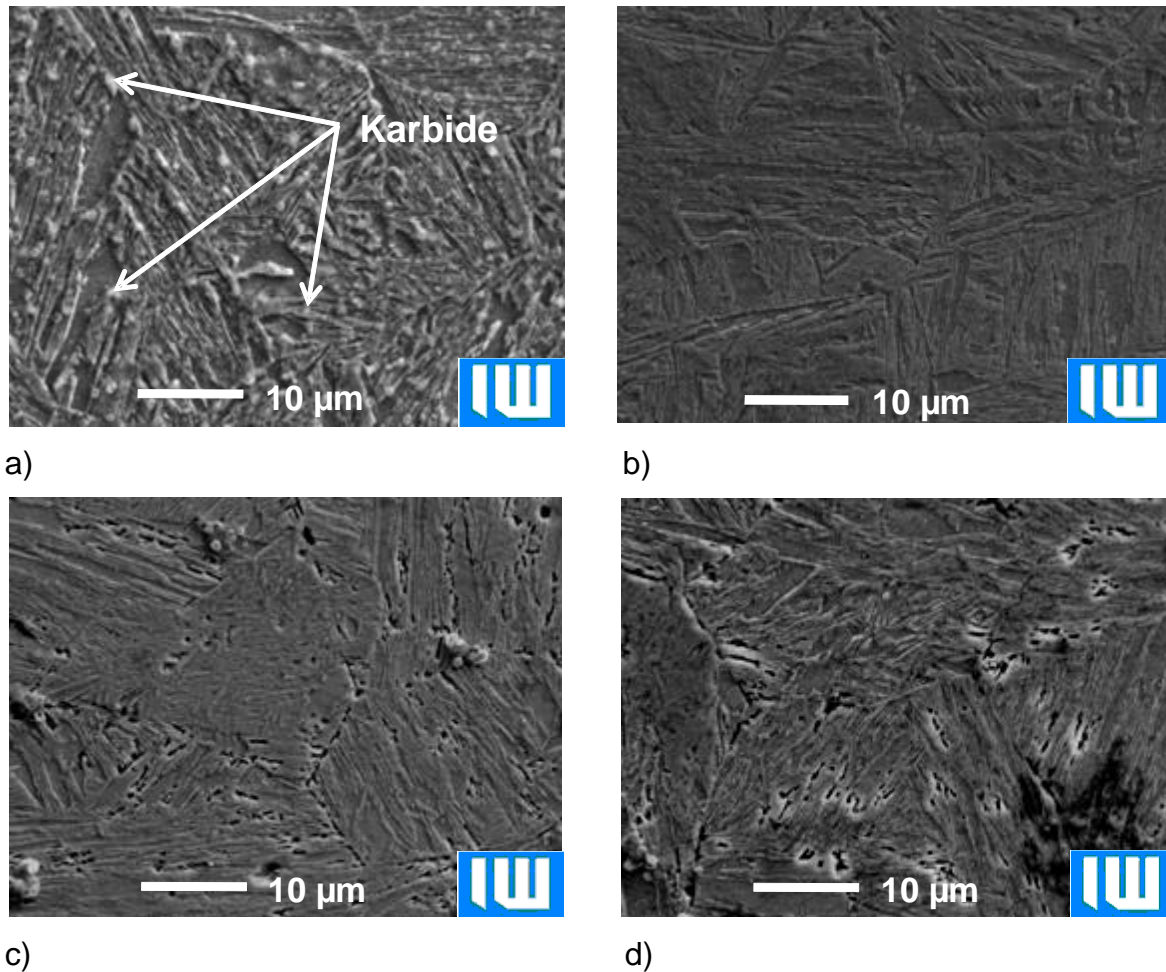


Abbildung 249: REM-Aufnahme der Mikrostruktur des Gefüges von LH800 nach einer Haltezeit von 1000 s bei Temperaturen von 925 °C (a), 950 °C (b), 975 °C (c) und 1000 °C (d) [SCHA13]

Anhand der Aufnahmen in Abbildung 249 ist zu erkennen, dass die Grenze der Karbidauflösung bei einer derart langen Austenitisierungsdauer zwischen den Temperaturen 925 °C und 950 °C liegt. Deshalb kann auf ein wesentliches Wachstum der Austenitkörner bei weiterer Erhöhung der Temperatur geschlossen werden. Aus diesem Grund sind Austenitisierungstemperaturen oberhalb von 950 °C nicht sinnvoll.

Aus den gezeigten Ergebnissen lassen sich ZTA-Schaubilder für das Temperaturintervall von 800 °C bis 1000 °C erstellen (siehe Abbildung 250).

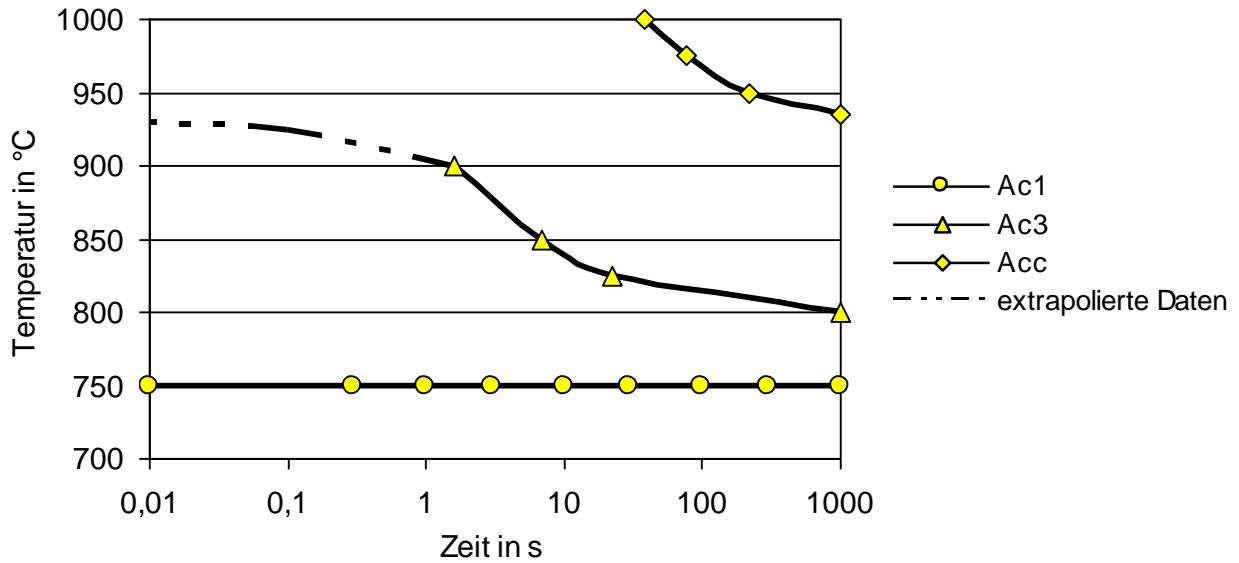


Abbildung 250: Zeit-Temperatur-Austenitisierungs-Schaubild von LH800 [SCHA13]

Die Lage der A_{c1} -Linie in diesem Schaubild wurde unter der Bedingung einer kontinuierlichen Erwärmung hergeleitet. Dies schränkt die Nutzung der Daten für die mathematische Modellierung nicht ein.

7.1.5.2 Härten

Das zur Beschreibung der Umwandlungsvorgänge beim Härten genutzte kontinuierliche ZTU-Schaubild ist in Abbildung 251 dargestellt [WER06]. Wie dem ZTU-Schaubild zu entnehmen ist, wird dieser Stahl seinem Namen gerecht. Er zeigt beim Abkühlen an Luft für eine Blechdicke von weniger als 4 mm eine komplette Martensitbildung.

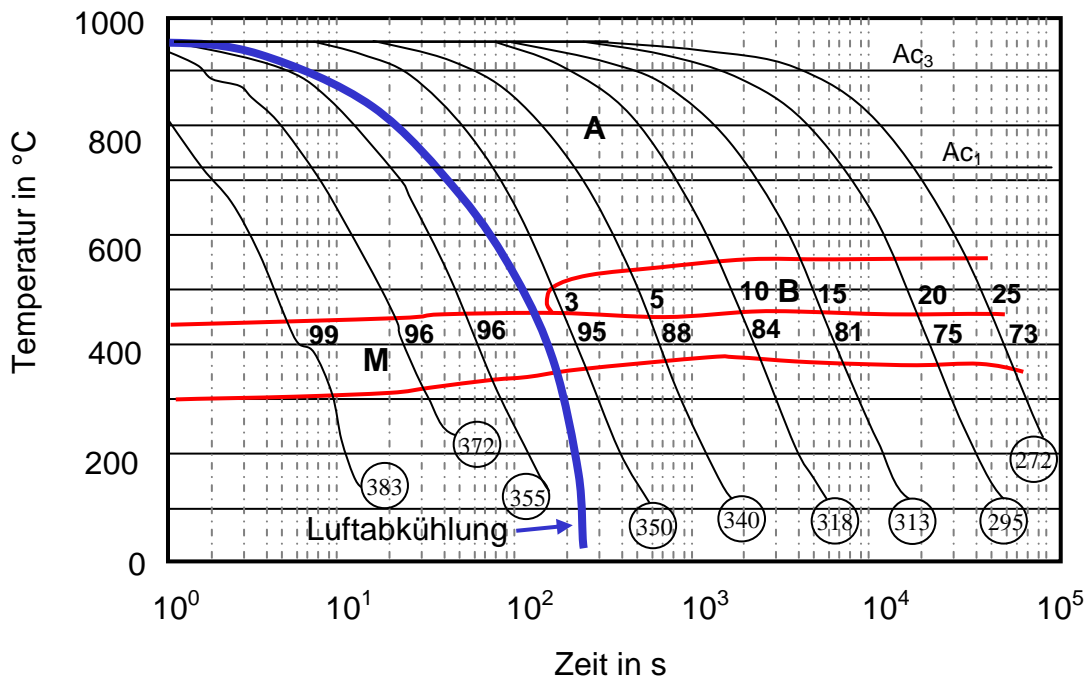


Abbildung 251: Kontinuierliches ZTU-Schaubild von LH800 mit Abkühlkurve für eine Abkühlung an ruhender Luft [WER06]

Um das Gefüge zu untersuchen, das beim Abkühlen an Luft entsteht, wurden insbesondere zur Suche nach Restaustenit TEM-Untersuchungen durchgeführt. Die Temperaturkurve der Wärmebehandlung der im TEM untersuchten Proben ist in Abbildung 252 dargestellt.

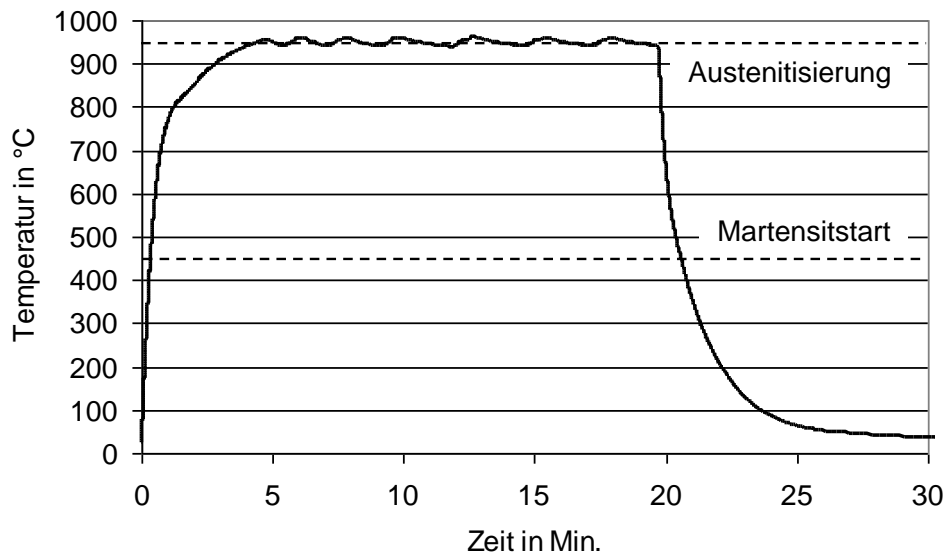


Abbildung 252: Temperaturverlauf der Wärmebehandlung für die LH800-Proben zur TEM-Analyse

Das Beispiel einer TEM-Aufnahme mit charakteristischer Mikrostruktur ist in Abbildung 253 zu sehen.

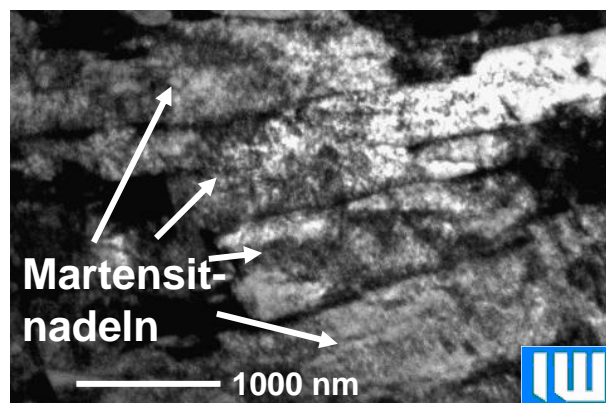


Abbildung 253: TEM-Aufnahme der Mikrostruktur eines LH800 von einer an Luft abgeschreckten Probe

Neben Hellfeld-TEM-Untersuchungen wurden auch einige Aufnahmen mit Dunkelfeld durchgeführt. Des Weiteren wurden Beugungsbilder analysiert. Es konnte so gezeigt werden, dass die Mikrostruktur von LH800 in allen Fällen, in denen eine vollständige Karbidauflösung und Austenitisierung gefolgt von Abkühlung an freier Luft stattgefunden hat, ausschließlich aus Martensit besteht. Spuren von Restaustenit oder von nicht aufgelösten Karbiden wurden in den untersuchten Proben nicht festgestellt.

7.1.5.3 Anlassen

Zur Untersuchung der Anlassbeständigkeit wurden die Proben bei 950 °C 15 Minuten austenitisiert und anschließend an Luft, in Öl oder in Wasser abgeschreckt. Weitere Proben wurden bei 1000 °C austenitisiert und in Wasser gehärtet. Anschließend wurden die Proben bei 200 °C, 300 °C, 400 °C, 500 °C, 600 °C und 650 °C für 15 Minuten angelassen. Die Ergebnisse der Härtemessungen nach dem Vergüten sind in Abbildung 254 dargestellt.

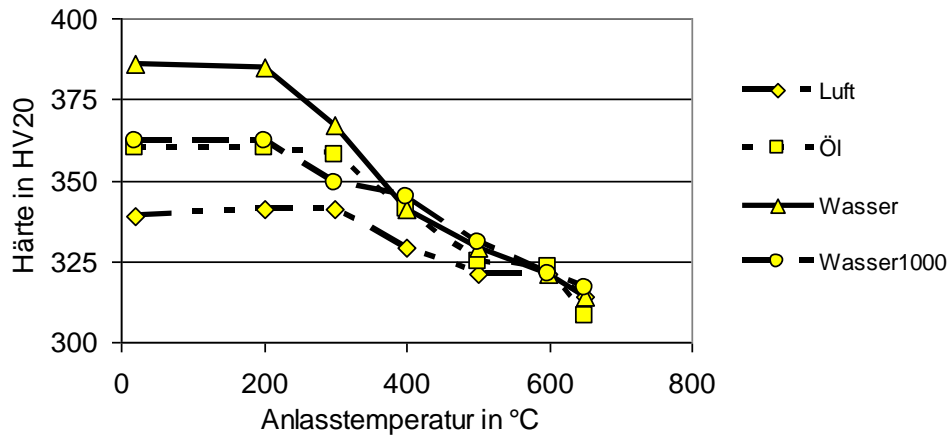


Abbildung 254: Anlassschaubild von LH800 [SCHA13]

Mit Anlasstemperaturen über 200 °C sinkt die Härte. Die Maximalhärte von 386 HV wurde beim Abschrecken in Wasser von 950 °C erreicht. Bei einer Überschreitung der Anlasstemperatur von 400 °C reduziert sich der Einfluss des Abschreckmediums und der Austenitisierungstemperatur.

Der maximale Härtewert bei einer höheren Austenitisierungstemperatur von 1000 °C liegt etwas niedriger, was in den größeren Austenitkornstrukturen begründet ist. REM-Aufnahmen von in Öl abgeschreckten und bei 600°C vergüteten Proben sind in Abbildung 255 und Abbildung 256 dargestellt.

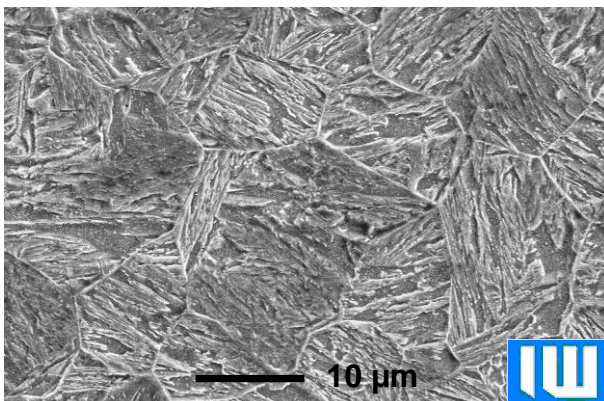


Abbildung 255: REM-Aufnahme der martensitischen Mikrostruktur einer in Öl abgeschreckten Probe aus LH800

Die Korngrenzen des ursprünglichen Austenits sind auf den Bildern nach der konventionellen Ätzung in 2%iger Salzpetersäure gut sichtbar, da sich Chrom- und Molybdänkarbide an den Korngrenzen gebildet haben. Ein Vergleich der Gefüge von an Luft gehärteten Proben (siehe Abbildung 248 und Abbildung 249) mit in Öl abgeschreckten Proben (siehe Abbildung 255) zeigt, dass eine Erhöhung der

Abkühlgeschwindigkeit zu einer feindisperseren Martensitstruktur führt, für die erhöhte mechanische Eigenschaften charakteristisch sind [BER83].

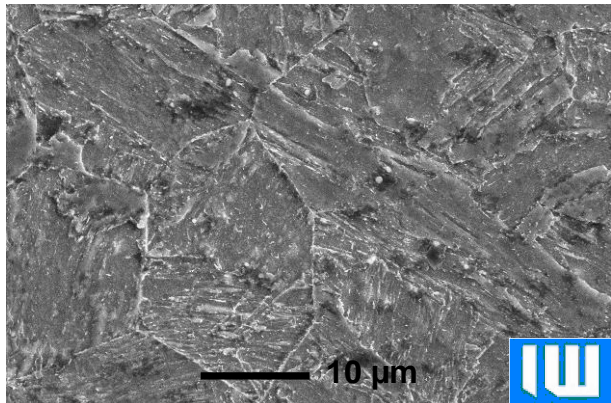


Abbildung 256: REM-Aufnahme der angelassenen Mikrostruktur einer bei 600 °C vergüteten Probe aus LH800

7.1.5.4 Einfluss von Kaltumformung und Wärmebehandlung

Die Härteprüfungen zeigen, dass die Grenzen des ursprünglichen Austenits im gehärteten Material einen wesentlichen Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften ausüben. Dies ist darin begründet, dass die bei der Austenitierung aufgelösten Karbide sich an den Korngrenzen des Austenits ausscheiden und ein „Volumenkarbidnetz“ bilden. Bei mechanischer Belastung sind die Zellen dieses Netzes zusätzliche Hindernisse für die Versetzungsbewegung. Entsprechend muss der gehärtete Stahl mit kleinen Größen des ursprünglichen Austenitkorns über höhere mechanische Eigenschaften verfügen. Das Kornwachstum des Austenits hängt nicht nur von der Austenitierungstemperatur oder der Dauer, sondern auch von der vorliegenden Kaltverfestigung ab [BER83].

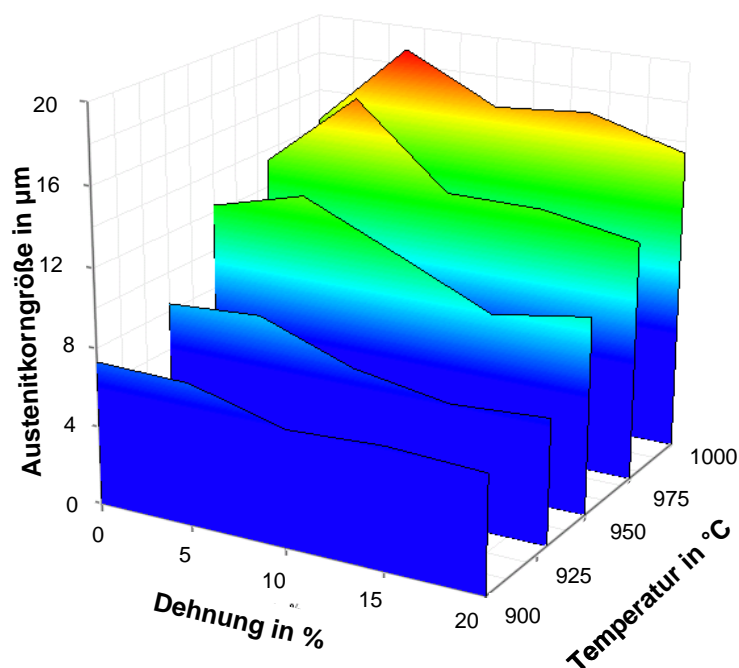


Abbildung 257: Abhängigkeit der Austenitkorngröße von der Dehnung und der Austenitierungstemperatur für LH800

Die Abhängigkeit der Austenitkorngröße von der vorausgegangenen Dehnung und der Austenitisierungstemperatur zeigt Abbildung 257. Die Abhängigkeit der Dehngrenze und der Zugfestigkeit von der Dehnung und der Austenitisierungstemperatur sind in Abbildung 258 und Abbildung 259 dargestellt.

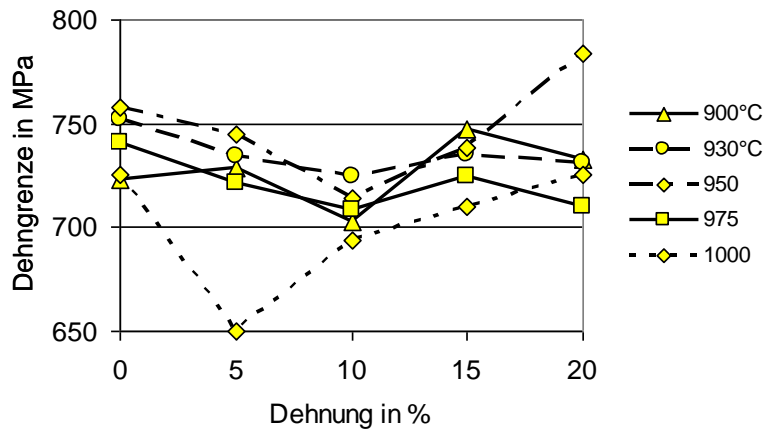


Abbildung 258: Dehngrenze von LH800 in Abhängigkeit der Dehnung vor der Wärmebehandlung (für verschiedene Austenitisierungstemperaturen)

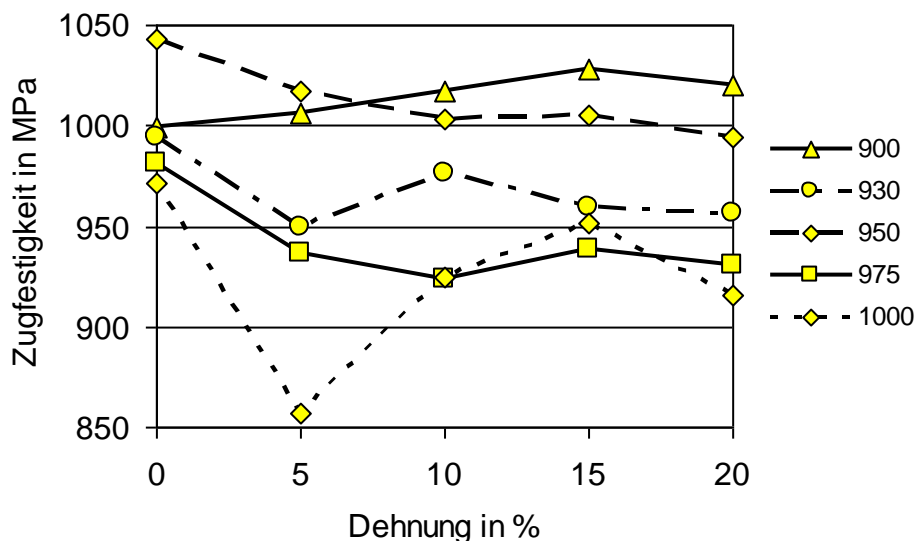


Abbildung 259: Zugfestigkeit von LH800 in Abhängigkeit der Dehnung vor der Wärmebehandlung (für verschiedene Austenitisierungstemperaturen)

Ein Vergleich der Kurvenverläufe von Dehngrenze und Zugfestigkeit mit der Austenitkorngröße zeigt, dass sich die Festigkeitseigenschaften bei einer deutlichen Erhöhung der Korngröße verschlechtern. Ein direkter Zusammenhang zwischen der Austenitkorngröße und den mechanischen Eigenschaften des martensitischen Gefüges konnte allerdings nicht festgestellt werden. In der Literatur [BER83] gibt es Hinweise auf eine Abhängigkeit der Dehngrenze von der gemittelten Dicke der Martensitpakete, die zum Beispiel mittels Hall-Petch-Beziehung beschrieben werden kann.

Die Martensitpaketdicken dieser Proben wurden in den REM-Aufnahmen mittels der Software „analySIS®“ gemessen. Da zur Bestimmung der Martensitpaketdicken nur geordnete, plastische Strukturen geeignet sind, die eine vertikale Ausrichtung zur

Schliffoberfläche haben, wurden für die Analyse nur Pakete mit der minimalen sichtbaren Dicke einzelner Platten ausgewählt. Der Versuch, eine Abhängigkeit zwischen der Dehngrenze oder der Zugfestigkeit und der mittleren Martensitpaketdicke zu ermitteln, hat gezeigt, dass die mechanischen Eigenschaften des Stahls LH800 nicht direkt von diesen Gefügeparametern abhängen. Eine Korrelationsanalyse mit der Software DataFit hat aufgezeigt, dass eine Abhängigkeit der Dehngrenze von der Martensitplattendicke und der Austenitkorngöße besteht, die mit der folgenden Gleichung 35 beschrieben werden kann:

Gleichung 35

$$R_{p0,2} = 1461 + 163,1 \cdot d_M^{-1} - 166,9 \cdot d_A + 12,1 \cdot d_A^2 - 0,3 \cdot d_A^3$$

d_M entspricht der mittleren Martensitpaketdicke in μm ; d_A dem mittleren Austenitkorndurchmesser. Das Bestimmtheitsmaß R^2 dieser Abhängigkeit betrug 0,96, die maximale Abweichung der Rechenergebnisse von den Messdaten war ca. 1,8 %. Die hergeleitete Abhängigkeit ist in Form einer Ebene in Abbildung 260 dargestellt.

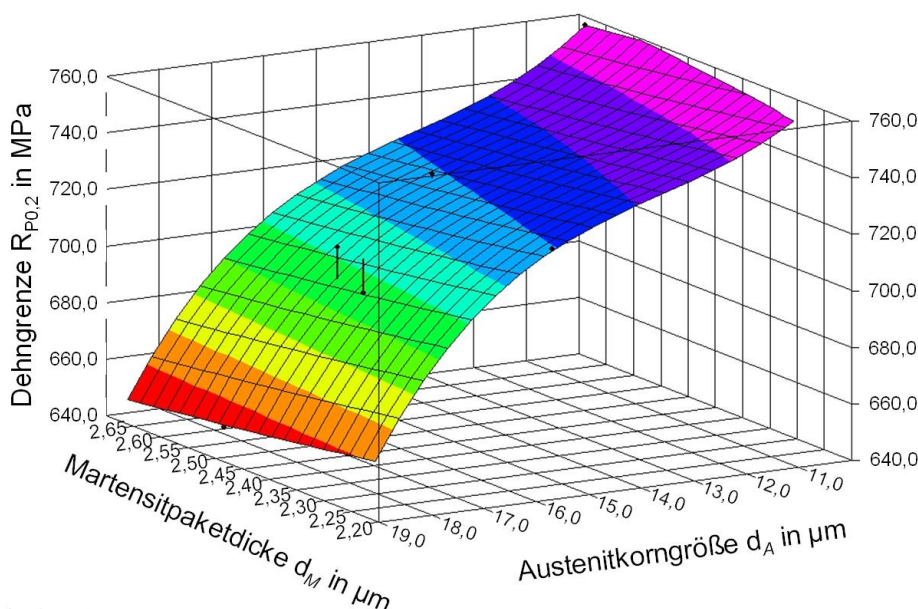


Abbildung 260: Abhängigkeit der Dehngrenze von LH800 (im gehärteten Zustand) von der Martensitplattendicke und der Austenitkorngöße

Zugversuche an vor der Wärmebehandlung umgeformten und nicht umgeformten Proben im vergüteten Zustand zeigen, dass der Einfluss einer vorangegangenen Kaltverformung auf die mechanischen Eigenschaften im vergüteten Zustand zu vernachlässigen ist.

Beim Anlassen kann im Vergleich zum Abschrecken ein Anstieg der Dehngrenze bei konstanter Zugfestigkeit beobachtet werden. Die durchschnittlichen Festigkeiten von Dehngrenze und Zugfestigkeit von vergüteten Proben, die bei einer Temperatur von 930 °C austenitisiert wurden, betragen 938,0 MPa und 997,8 MPa. Bei einer Austenitisierungstemperatur von 975 °C reduzieren sich diese auf 883,3 MPa bzw. 979,9 MPa. Diese Ergebnisse zeigen, dass das Blechmaterial bei Austenitisierungstemperaturen im Temperaturintervall von 900 °C bis 950 °C über die besten mechanischen Eigenschaften verfügt.

7.2 Stähle für das Presshärten

Um das Umformvermögen von schwer verformbaren metallischen Werkstoffen zu steigern, kann der Umformprozess bei erhöhten Temperaturen durchgeführt werden. Bei der Massivumformung ist dies beim Fließpressen und beim Schmieden die gängige Methode. Hier findet die Umformung oberhalb der Rekristallisationstemperatur¹⁵⁷ statt. Dadurch wird die Fließgrenze herabgesetzt und dynamische Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge werden ermöglicht, was zu einer Erweiterung der Formgebungsgrenzen führt. Die Abkühlung dieser Schmiedeteile nach ihrer Umformung erfolgt in der Regel¹⁵⁸ ungesteuert an Luft.

Die Einführung eines ähnlichen Verfahrens für die Umformung von Blechbauteilen hat wesentlich später stattgefunden. Im Jahr 1974 haben Mitarbeiter der schwedischen Firma Gestamp in Luella die ersten Ideen zum Umformen heißer Platinen entwickelt [LEN09]. Hierbei handelt es sich um ein Umformverfahren, das die Wärmebehandlung in den Tiefziehprozess integriert. Anders als beim Schmieden werden die Bleche aber in den Werkzeugen gehärtet [LEC06, LEC09, LEN09]. Während in den ersten Jahren nach der Entwicklung des Verfahrens in erster Linie verschiedene Werkzeuge wie zum Beispiel Spaten oder Messer hergestellt wurden, dauerte es noch bis zum Jahr 1988 bis das erste Bauteil für die Automobilindustrie, ein Seitenaufprallschutz für die Firma Saab, gefertigt wurde [LEN09]. Seit dieser Zeit haben pressgehärtete Bauteile in crashrelevanten Bereichen stetig an Bedeutung gewonnen. Derzeit ist der VW Tiguan mit einem Gewichtsanteil von 17 % pressgehärteter Bauteile in der Karosserie der Vorreiter dieser Technik. Aktuelle Entwicklungen zeigen bei der B-Säule für eine große Breite von Fahrzeugtypen, einen starken Trend zur Verwendung von pressgehärteten Bauteilen, zumindest als Verstärkungselemente.

Der typische Verfahrensablauf des Presshärtens ist in Abbildung 261 dargestellt. (Der anschließende Beschnitt der Bauteile und das Fügen der pressgehärteten Komponenten sind nicht dargestellt.)

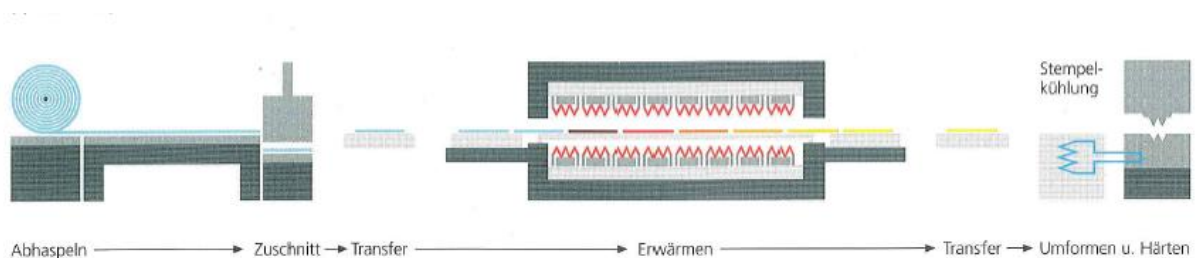


Abbildung 261: Schematischer Verfahrensablauf beim Presshärten (ohne Beschnitt) [DEM09]

¹⁵⁷ In der Regel sogar oberhalb der Austenitisierungstemperatur.

¹⁵⁸ Eine gezielte Abkühlung kann zum einen mittels BY-Wärmebehandlung erfolgen. Hierzu werden mikrolegierte Stähle mit geringen Zusätzen von Vanadin und Niob verwendet, die ihre Festigkeiten während einer relativ langsamen Abkühlung durch Ausscheidungshärtung steigern. Zum anderen kann aus der Schmiedewärme gezielt zum Beispiel mittels Spraykühlung abgeschreckt werden um Martensit zu erzeugen, der ggf. mit der Restwärme der Schmiedeteile angelassen werden kann [BAC05, BAC06a, NUE09].

Zunächst werden die Platinen im Ofen auf Austenitisierungstemperatur gebracht (mit Haltezeiten zwischen 4 und 10 Minuten.) Anschließend erfolgt ein möglichst schnelles Übergeben an das, in der Regel gekühlte, Presswerkzeug, in dem gleichzeitig umgeformt und abgeschreckt wird. Die für eine vollständige martensitische Gefügeumwandlung erforderlichen Abkühlraten liegen oberhalb von 27 K/s [GEI06].

Die Temperaturen, bei denen die Werkstücke aus der Presse entnommen werden, liegen zwischen 150 °C und 250 °C.

Durch die rasche Abkühlung und die resultierende Martensitbildung [BRO07] im Blechwerkstoff werden Festigkeiten bis zu 1600 MPa und Streckgrenzen zwischen 1000 MPa und 1200 MPa erreicht.

Neben der in Abbildung 261 gezeigten Variante (direktes Presshärten) sind noch weitere Verfahrensabläufe möglich. So kann dem beschriebenen Prozess zum Beispiel ein kalter Vorformprozess vorgeschaltet werden (indirektes Presshärten), bei dem dann jedoch die Gefahr des Abplatzens der Korrosionsschutzschichten besteht. Auch die Kombination aus einem klassischen, kalten Umformprozess mit einer anschließenden Wärmebehandlung ist möglich und wird in der Regel wegen des starken Verzuges und der auftretenden Verzunderung nur angewandt, wenn dies bei einem Bauteil mit großen Umformgraden nicht anders möglich ist. Allen Varianten, auch den hier nicht erwähnten, ist aber gemein, dass die Bleche zunächst austenitisiert und anschließend (meist im Werkzeug) rasch abgekühlt werden [LEN06].

Durch das Presshärten in der gängigen Variante (Erwärmen, Transfer, Abschrecken bei der Umformung im gekühlten Werkzeug) können zwei wesentliche Vorteile realisiert werden. Zum einen gibt es praktisch keine Rückfederung der Bauteile nach dem Umformen, zum anderen kann vor allem die gute Verformbarkeit im weichen (heißen) Zustand mit der hohen Festigkeit des Endproduktes kombiniert werden.

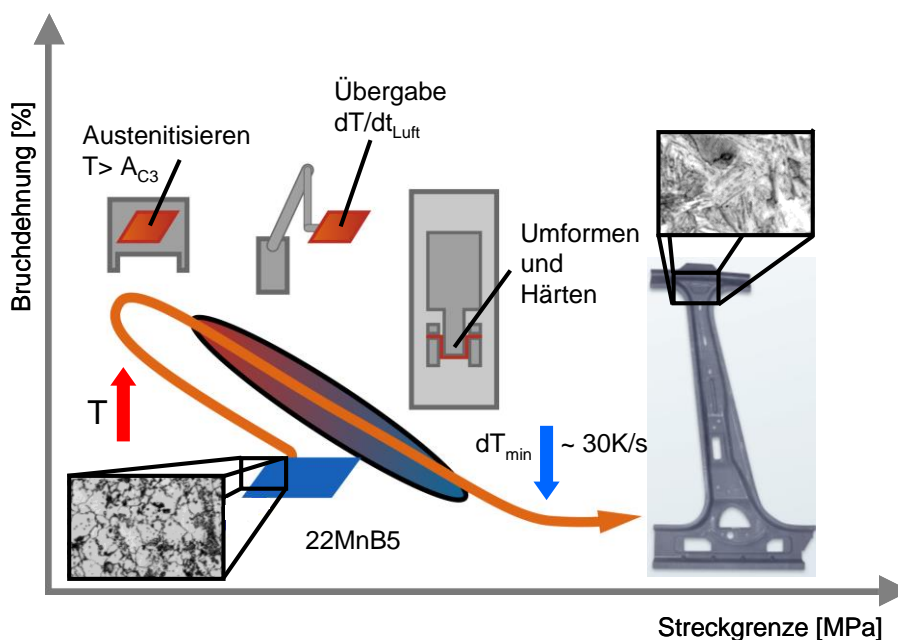


Abbildung 262: Bananendiagramm für 22MnB5; links unten: Schlichtbild (Lichtmikroskop) im Ausgangszustand: Ferritisch-perlitisches Gefüge; oben rechts: Schlichtbild (Lichtmikroskop) im Endzustand: Martensit; unten rechts: Realbauteil (B-Säule) [AHSS06]

Dies ist möglich, da beim Einsatz der Bauteile völlig andere Temperaturen und Gefüge vorliegen als während der Umformung (siehe Abbildung 262). Der sonst übliche Zusammenhang, dass eine steigende Festigkeit mit reduzierter Verformbarkeit verknüpft ist, gilt daher für das Presshärten nicht.

Die derzeitigen Anwendungen beschränken sich fast ausschließlich auf Güten der Sorte 22MnB5 (Werkstoffnummer 1.5528), also einen höchstfesten Vergütungsstahl [LEC06]. Dieser hat die in Tabelle 23 gezeigte chemische Zusammensetzung.

Tabelle 23: Chemische Zusammensetzung von 22MnB5 [WIL06]

C	Mn	Si	Cr	Ti	B	Fe
0,25 %	1,4 %	0,35 %	0,3 %	0,05 %	0,005 %	Rest

Problematisch stellt sich bei diesem Werkstoff der Korrosionsschutz dar, da Zinküberzüge beim Erwärmen fast vollständig verdampfen. Alternativ wird daher eine ca. 30 µm starke Al/Si-Schicht aufgebracht. Diese AlSi-Beschichtung wird während des Erwärmens im Ofen in eine Al-Si-Fe-Legierung umgewandelt, die fest auf den Platinen haftet und einen ausreichenden Korrosionsschutz während der Umformung und der gesamten Lebensdauer bietet. Die Aufheizgeschwindigkeit der Platinen darf für diesen Prozess nicht über 12 K/s bis 15 K/s liegen, da es sonst zu einem Aufschmelzen der Schicht anstatt zu einer Diffusion kommt [LEC09]. Diese Güten werden derzeit unter der Handelsbezeichnung USIBOR 1500 P von der Firma Arcelor vertrieben [WIL06].

Diese Beschichtungen bieten allerdings keinen kathodischen Korrosionsschutz, wie dies beim Verzinken der Fall ist. Darüber hinaus sind die sich ausbildenden intermetallischen Phasen vom Typ FeAlSi sehr hart, was den ohnehin hohen Verschleiß beim Beschnitt dieser höchstfesten Bauteile weiter verstärkt [FAD06]. Es gibt in jüngster Zeit verstärkte Bestrebungen auch zinkbasierte Schutzschichten zu realisieren.

Ein Hemmnis beim verstärkten Einsatz des Presshärtens zur Fertigung von Bauteilen für die Großserie sind die erhöhten Anlagenkosten. Diese resultieren in erster Linie aus den Kosten für die bis zu 25 m langen Rollherdöfen. Aus diesem Grund werden derzeit verschiedene Ansätze verfolgt, deren Ziel es ist die Erwärmung zu beschleunigen. Demir beschreibt die Ergebnisse eines Forschungsvorhabens zur Erwärmung von Platinen mittels Stromdurchflutung. Die beschriebene Anlage ermöglicht es, bei Platinen mit einer Fläche von 0,2 m², eine Temperatur von 950 °C in etwa 20 Sekunden zu erreichen [DEM09]. Diese Erwärmungsdauer kann gut in den Prozess integriert werden, da ein kompletter Produktzyklus (Übergabe, Pressen, Abkühlen) je nach Bauteilgeometrie und Blechstärke zwischen 15 und 20 Sekunden dauert [WIL06]. Die Aufheizraten sind für den Einsatz von Al/Si-Beschichtungen aber deutlich zu schnell.

Von Lenze wird ebenfalls zur Reduzierung der Durchlaufzeiten im Ofen über den Einsatz induktiver Erwärmungsanlagen zur Vorwärmung der Bleche berichtet [LEN07].

7.2.1.1 Flexible Erwärmungs- und Abkühlstrategien

Eine spezielle Variante des Presshärtens ist der Einsatz flexibler Erwärmungsstrategien. Dieses Vorgehen ermöglicht es, Bauteile mit gradierten, den Belastungen angepassten, Eigenschaften zu erzeugen. Ein solches Bauteil ist beispielsweise die häufig als Presshärtbauteil ausgeführte B-Säule. In den Knotenpunkten für die Verbindung mit dem Schweller bzw. der Dachreling (siehe Abbildung 263 A) ist eine erhöhte Energieaufnahme gefordert. Das Verbindungsstück (B) zwischen diesen Punkten soll sich jedoch durch möglichst hohe Festigkeiten auszeichnen, um ein Eindringen in die Fahrgastzelle zu verhindern.

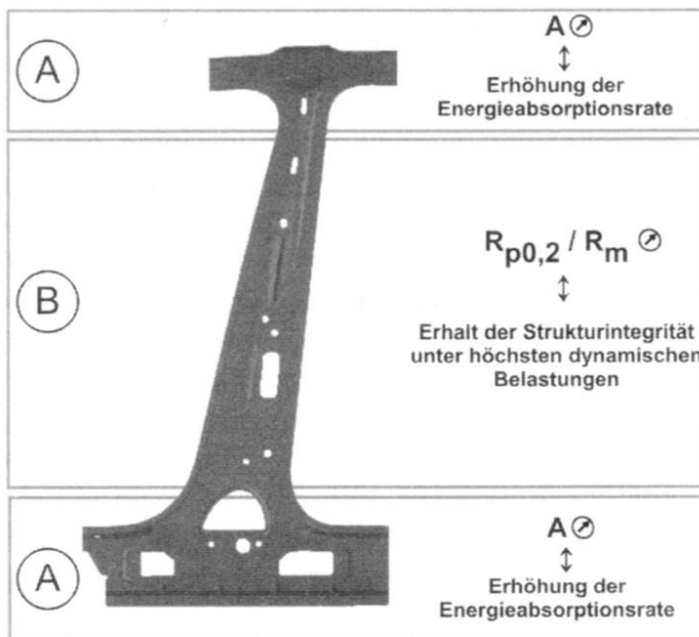


Abbildung 263: Funktional gradiertes Eigenschaftsprofil einer B-Säule: (A) Optimierung der Energieaufnahme durch duktilen Gefüge; (B) maximale Festigkeit durch rein martensitisches Gefüge; (C) Optimierung der Energieaufnahme durch duktilen Gefüge [STE07]

Dieses Eigenschaftsprofil kann entweder durch eine unterschiedlich starke Erwärmung realisiert werden (siehe Abbildung 264) oder durch eine unterschiedlich starke Abkühlung (siehe Abbildung 265).

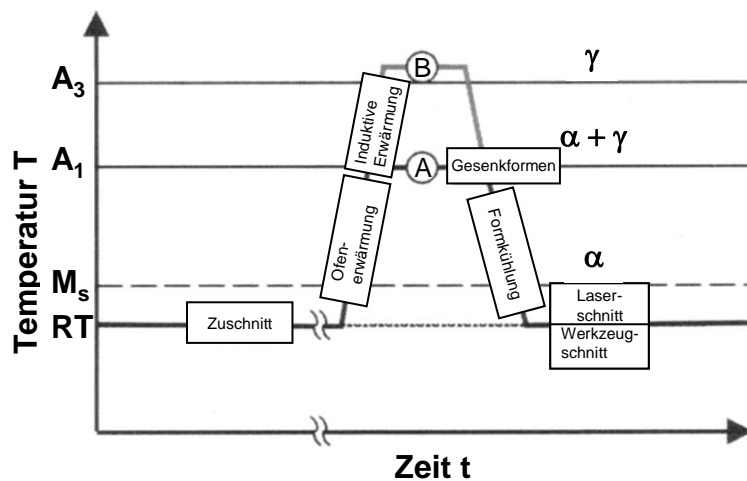


Abbildung 264: Unterschiedliche Erwärmungsstrategien für gradierte Bauteile aus 22MnB5: Ofenerwärmung des gesamten Bauteils bis unter A_{c1} (A) und eine weitere Erwärmung ausgewählter Platinbereiche mittels Induktion (B) über A_{c3} ; Gesenkformen und Formkühlung für die gesamte Platine [STE07]

Bei unterschiedlicher Erwärmung wird zunächst die gesamte Platine bis knapp unterhalb der A_{c1b} -Temperatur erwärmt, um eine ausreichende Umformbarkeit zu gewährleisten und um die für den Korrosionsschutz benötigten Diffusionsvorgänge ablaufen zu lassen. Die Bereiche der Platine, die zu höchstfesten Bauteilbereichen umgeformt werden sollen, werden anschließend induktiv auf Temperaturen oberhalb von A_{c3} erwärmt. Beim gleichzeitigen Abschrecken im Werkzeug findet hier durch die rasche Umwandlung von Austenit zu Ferrit dann eine Martensitbildung statt.

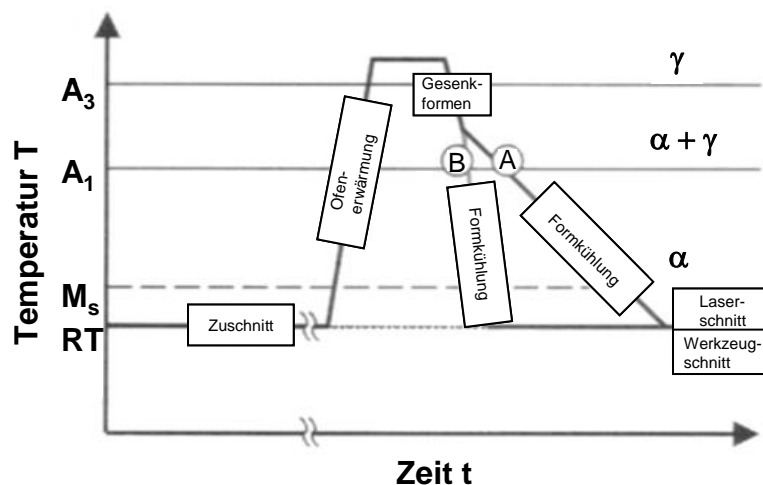


Abbildung 265: Strategie der unterschiedlichen Abkühlung für gradierte Bauteile: Ofenerwärmung des gesamten Bauteils über A_{c3} ; unterschiedlich schnelle Abkühlung verschiedener Platinbereiche (durch Temperierung des Werkzeuges) führt zu unterschiedlichen Gefügen bzw. mech. Eigenschaften [STE07]

Die zweite Variante zur Erzeugung gradiertter Bauteile zeigt Abbildung 265. Nachdem die gesamte Platine austenitisiert wurde, werden durch unterschiedliche Wärmeübergangskoeffizienten im Werkzeug unterschiedlich schnelle Abkühlungsvorgänge realisiert. Dies führt zu duktilen, ferritisch-perlitischen Strukturen in den Bereichen der langsamen Abkühlung und zu höchstfesten, martensitischen Gefügen in den Bereichen der schnellen Abkühlung [STE07].

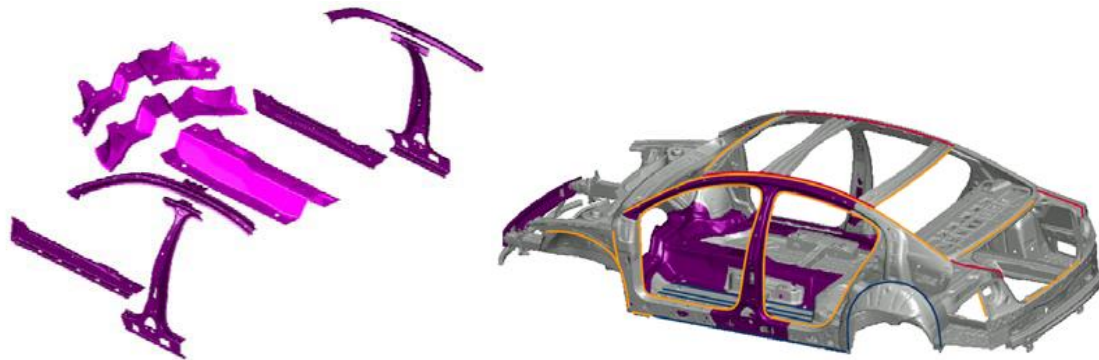


Abbildung 266: Formgehärtete Bauteile im Passat (Quelle: Trumpf)

Die aktuell im Kastenrohbau der Passat-Limousine verbauten Komponenten aus pressgehärtetem Stahl zeigt Abbildung 266. Dies sind der Fußraumquerträger, der Tunnel, die Seitenteile innen-oben, die B-Säule innen, der Schweller innen und der Stoßfängerquerträger. Auch im neuen Audi A4 werden verschiedene Bauteile aus 22MnB5 eingesetzt. Längsträger, Schweller und Tunnelbrücke sind aus Mono Blanks, die Verstärkung des Tunnels aus einem artgleichen Tailor Welded Blank (0,8 mm/1,0 mm) der Längsträger hinten und die B-Säule (siehe Abbildung 267) sind aus Tailor Welded Blanks (22MnB5/H340LAD) [STO07]. Auch im A5 Coupé werden Tailored Welded Blanks aus unterschiedlichen Stahlgüten verarbeitet [OVE08].



Abbildung 267: B-Säule aus 22MnB5 (Quelle: Arcelor)

7.2.2 Werkstoffverhalten

7.2.2.1 Grenzformänderungskurven

Das makroskopische Werkstoffverhalten von 22MnB5 wird in [LEC06] beschrieben. Zur Aufnahme der Grenzformänderungsschaubilder wird am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie der Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg ein eigens entwickelter Versuchstand eingesetzt, der Untersuchungen bei verschiedenen Stempelgeschwindigkeiten und erhöhten Temperaturen bis 650 °C ermöglicht. Die Ergebnisse für Raumtemperatur und 550 °C sind in Abbildung 268 dargestellt.

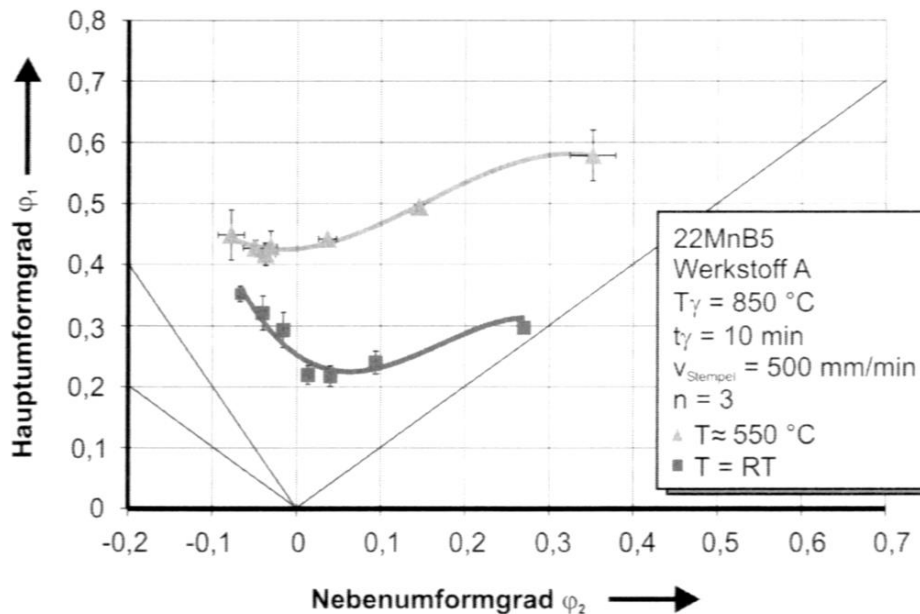


Abbildung 268: Grenzformänderungsdiagramm für 22MnB5 bei prozessnahen Bedingungen für Raumtemperatur (untere Kurve) und für eine Umformtemperatur von 550 °C (obere Kurve) [LEC09]

Bei Raumtemperatur können unter Zug-Zug-Belastung Hauptumformgrade bis $\varphi_1=0,3$ erreicht werden, für Zug-Druck-Belastungen sind diese Werte mit $\varphi_1=0,35$ nicht wesentlich höher. Ein Vergleich dieser Werte mit denen von gut umformbaren Stahlgüten wie DC04 oder DC06 [PRA01] zeigt, dass letztere praktisch über den gesamten Messbereich etwa doppelt so hohe Umformgrade erreichen. Selbst ein festerer TRIP 800 schneidet im Vergleich [DOE07] zumindest um 50 % besser ab. Letztlich ist dies aber nur für das indirekte Presshärten von Interesse, da beim direkten Presshärten die Umformung bei höheren Temperaturen stattfindet. Im austenitisierten Zustand ist die Verformbarkeit wesentlich besser. Für die ebene Dehnung werden Werte von $\varphi_1=0,42$ erreicht und im Bereich des biaxialen Streckziehens (Zug-Zug) Werte bis $\varphi_1=0,6$ [LEC09]. Innerhalb des Messbereichs dieser Untersuchungen liegen die möglichen Hauptumformgrade von 22MnB5 bei 550 °C damit für alle Spannungszustände deutlich über denen aller anderen Blechwerkstoffe (bei Raumtemperatur).

Andere Untersuchungen, die ebenfalls am Lehrstuhl für Fertigungstechnologie in Erlangen durchgeführt wurden, zeigen, dass die Deformationsgeschwindigkeit keinen Einfluss auf die Formgebungsgrenzen hat.

7.2.2.2 Fließkurven

Insbesondere für die numerische Auslegung von Tiefziehteilen ist die Kenntnis der Fließkurven und für diesen Werkstoff insbesondere der temperaturabhängigen Fließkurven relevant. Die Abhängigkeit der Fließspannung über dem Umformgrad ist in Abbildung 269 für verschiedene Temperaturen bei Abkühlraten von 80 K/s (für den Bereich zwischen 950 °C und der Prüftemperatur) und Dehnraten von $0,1 \text{ s}^{-1}$ dargestellt.

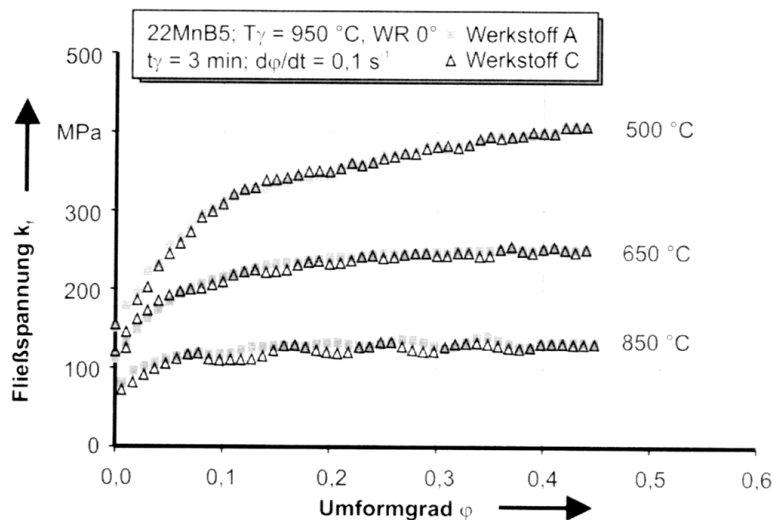


Abbildung 269: Einfluss der Temperatur auf das Fließverhalten von 22MnB5; WR= Walzrichtung; T_γ = Austenitisierungstemperatur; t_γ =Austenitisierungszeit; Dehnrates 0,1 1/s; 2 Chargen (A und C) [LECO6]

Die Kurvenverläufe zeigen deutlich, dass es mit steigender Umformtemperatur zu einer Abnahme der Fließspannungen und zu einer deutlich reduzierten Verfestigung kommt.

Bei den vorliegenden Temperaturen, die zum Teil oberhalb der Rekristallisationstemperatur liegen, findet eine beschleunigte Selbstdiffusion statt. Dieser Vorgang ermöglicht nach Illscher, ein verstärktes Klettern der Stufenkomponenten von Versetzungsnetzwerken. So können Segmente, die auf ihren Gleitsystemen blockiert sind, andere Gleitebenen erreichen und sich dort wieder bewegen. Der gleiche Effekt ermöglicht die nicht konservative Bewegung von Kinken in Schraubenversetzungen [GOT07]. Da diese Vorgänge diffusionsgesteuert ablaufen, sind sie zeitabhängig und die Reduktion der Fließspannungen nimmt mit sinkenden Dehnraten zu.

Ein Abgleiten der Korngrenzen findet oberhalb von $\frac{2}{3}T_s[K]$ statt, das entspricht bei Stählen Temperaturen oberhalb 800 °C, wie sie zu Beginn der Umformung vorliegen. Da diese Korngrenzen nicht entlang von Graden durch das Gefüge verlaufen, sondern eher eine zackige Geometrie aufweisen, ist zu ihrem Abgleiten wiederum ein Materialtransport durch Diffusion nötig [HAA94].

Bei Temperaturen oberhalb der Austenitisierungstemperatur liegt 22MnB5 im kfz-Gitter vor. Das bleibt bei rascher Abkühlung für alle in Abbildung 269 gezeigten Probenzustände so, da keine Temperaturen unterhalb der Martensitstarttemperatur von 400 °C (siehe Abbildung 271) erreicht werden und daher keine Umwandlungsvorgänge stattfinden.

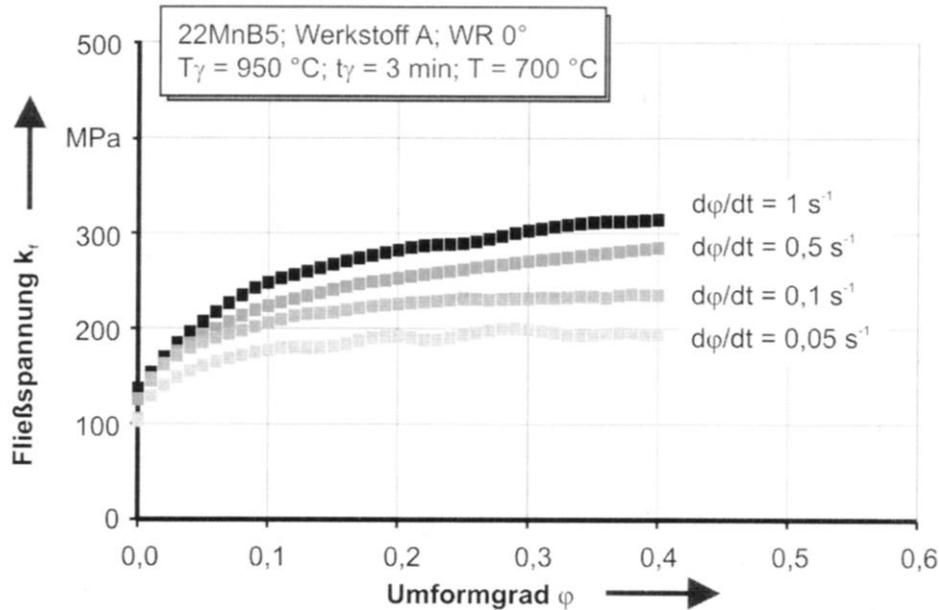


Abbildung 270: Einfluss der Dehnrates auf das Fließverhalten von 22MnB5; WR= Walzrichtung; T_γ = Austenitisierungstemperatur; t_γ =Austenitisierungszeit; T=Umformtemperatur 700 °C [LEC09]

Da die zuvor beschriebenen Erholungsvorgänge sowie das Korngrenzgleiten diffusionsgesteuerte Abläufe sind, ist zu erwarten, dass die durch diese Vorgänge hervorgerufene Entfestigung bei langsam ablaufenden Prozessen (insbesondere beim Kriechen) am stärksten ausfällt.

Tatsächlich zeigt Abbildung 270 auch für eine Umformtemperatur von 700 °C, dass die Verfestigung bei kleineren Dehnraten deutlich geringer ausfällt.

7.2.2.3 Abkühlkurven – ZTU-Schaubilder

Der wichtigste Parameter für die Vorhersage des sich ausbildenden Gefüges und der aus ihm resultierenden mechanischen Eigenschaften der pressgehärteten Bauteile ist die Abkühlgeschwindigkeit bzw. Abkühlkurve im ZTU-Diagramm des Werkstoffs. Diese Abkühlgeschwindigkeiten werden beim Presshärten durch den Wärmeübergangskoeffizienten zwischen der Platine und dem Werkzeug bestimmt.

Das ZTU-Schaubild für 22MnB5 zeigt Abbildung 271. Ihm lässt sich entnehmen, dass ab einer Abkühlgeschwindigkeit von ca. 27 K/s reiner Martensit zu erwarten sein sollte. Später präsentierte Ergebnisse von umfangreichen Analysen mittels TEM zeigen jedoch, dass bei diesen Abkühlgeschwindigkeiten neben Martensit auch noch andere Gefügebestandteile vorliegen.

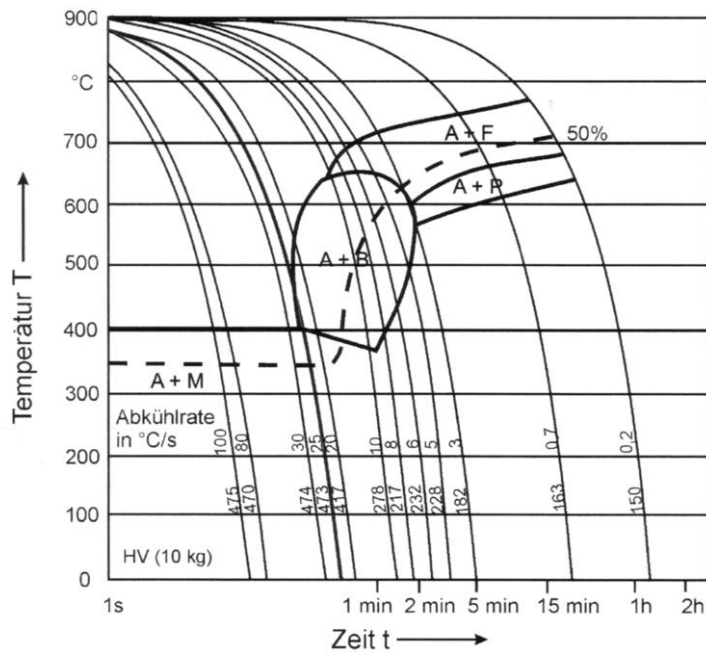


Abbildung 271: ZTU-Schaubild von 22MnB5 für Austenitisierung bei 950 °C [GEI06]

Wie bereits erwähnt, hängt die Abkühlgeschwindigkeit in der Form stark von der Flächenpressung ab. Dieser Zusammenhang wird in Abbildung 272 für Flächenpressungen zwischen 0 MPa und 40 MPa gezeigt [BRO07].

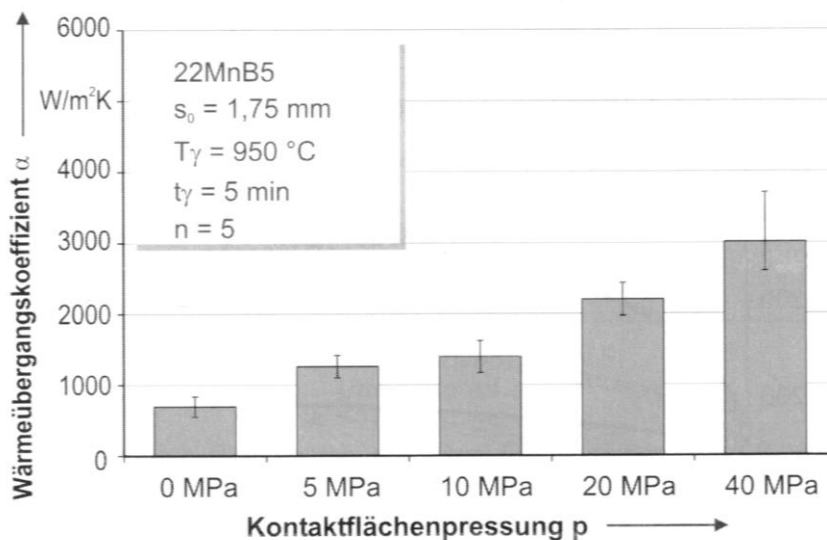


Abbildung 272: Durchschnittliche Wärmeübergangskoeffizienten zwischen 700 °C und 200 °C als Funktion der Flächenpressung; T_γ = Austenitisierungstemperatur; t_γ = Austenitisierungszeit; S_0 = Blechstärke; n = Anzahl der Proben [BRO07]

Es zeigt sich über den Messbereich ein praktisch linearer Zusammenhang zwischen der Anpresskraft und dem Wärmeübergangskoeffizienten. Der größte gemessene Wärmeübergangskoeffizient liegt bei ca. 3000 W/m²K. Dies ist ein Wert, der etwas höher liegt als die Werte beim konvektiven Wärmeübergang oder dem Filmsieden

der Tauchkühlung¹⁵⁹, wenn Stähle in Wasser abgeschreckt werden. Die realisierbaren Wärmeübertragungskoeffizienten liegen aber etwa eine Größenordnung unter den Bedingungen im Burnoutpunkt (Blasensieden) bei der Tauchkühlung oder den Wärmeübergangskoeffizienten, die beim Einsatz der Spraykühlung erreicht werden können [NUE09a, NUE09b, NUE08, KRA06].

In Abbildung 273 sind die Abkühlkurven von zwei pressgehärteten Bauteilen (links ohne und rechts mit Gegenstempel) zusammengestellt. Die Abkühlkurven bei Umformung mit Gegenstempel zeigen eine homogene Abkühlung über die gesamte Bauteilfläche. Weiterhin ist zu erkennen, dass an allen Stellen des Bauteils ausreichende große Abkühlgeschwindigkeiten für eine vollständige Martensitbildung erreicht werden [SPR08].

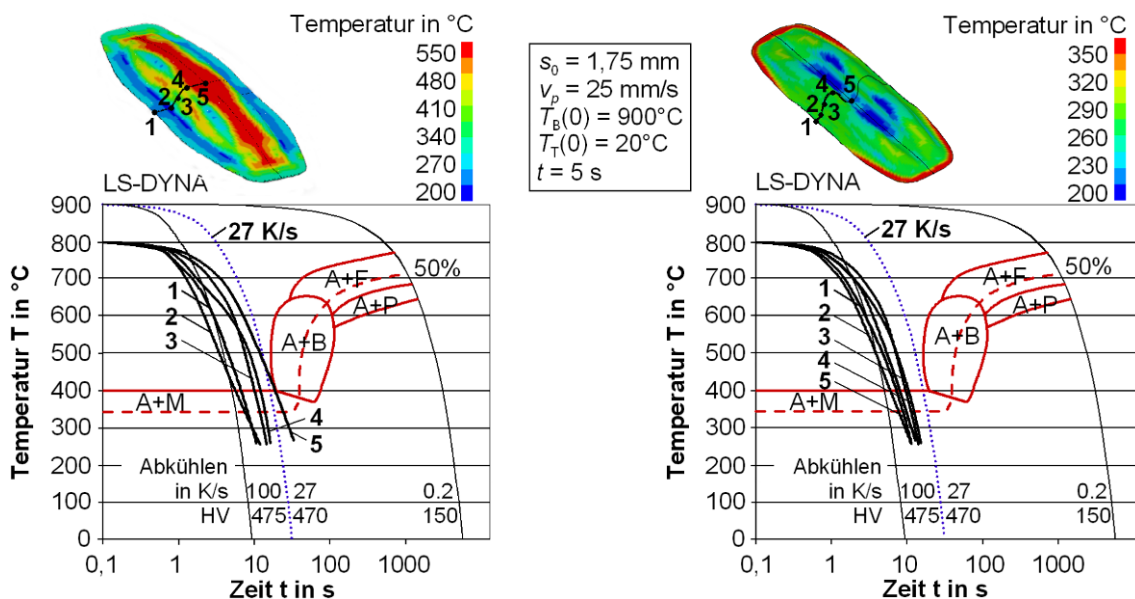


Abbildung 273: Abkühlkurven der pressgehärteten Bauteile ohne und mit Gegenstempel im ZTU-Diagramm; oben: Simulationsergebnisse und Lage der betrachteten Punkte (1-5) im Bauteil; unten: ZTU-Diagramm mit Kurve für kritische Abkühlgeschwindigkeit (blau-gepunktet) und den 5 Temperaturverläufen; s_0 =Blechstärke; v_p =Stempelgeschwindigkeit; T_B =Blechtemperatur zum Beginn der Simulation; T_T =Umgebungs und Werkzeugtemperatur; t =Haltezeit bei geschlossenem Werkzeug [SPR08]

Zur vollständigen Umwandlung des Austenits muss das Werkstück einen ausreichenden Zeitraum lang in der Form gehalten werden, um die Martensitbildung komplett abzuschließen. Abbildung 274 zeigt die Härtewerte für fünf Referenzpunkte entlang des Schnittes A-A nach unterschiedlichen Haltezeiten zwischen 0 Sekunden und 20 Sekunden. Für alle Referenzpunkte ist ein deutlicher Anstieg der Härte oberhalb von 5 Sekunden Haltezeit zu erkennen.

¹⁵⁹ Wenn sehr heiße Körper in Flüssigkeiten getaucht werden, geschieht der Wärmeübergang in drei Phasen: 1. Filmsieden, hierbei bildet sich ein geschlossener Dampffilm um den Körper, der isolierend wirkt*. 2. Blasensieden, wenn die Temperaturdifferenz nicht mehr ausreicht, um einen geschlossenen Film aufrechtzuerhalten, kommt es zu einem partiellen Kontakt zwischen Flüssigkeit und Körper, an dessen Außenhaut Dampfblasen aufsteigen; die Wärmeübertragung steigt sehr stark an. Bei noch weiter sinkenden Temperaturen wird keine Flüssigkeit mehr verdampft und es kommt zu einem konvektiven Wärmeübergang, der in etwa auf dem Niveau des Blasensiedens liegt**.

* Dies ist der Grund, warum Wassertropfen so lange auf heißen Herdplatten hüpfen können.

** Dieser Effekt ist nach dem deutschen Mediziner und Theologen Johann Gottlob Leidenfrost (1715-1794) benannt worden.

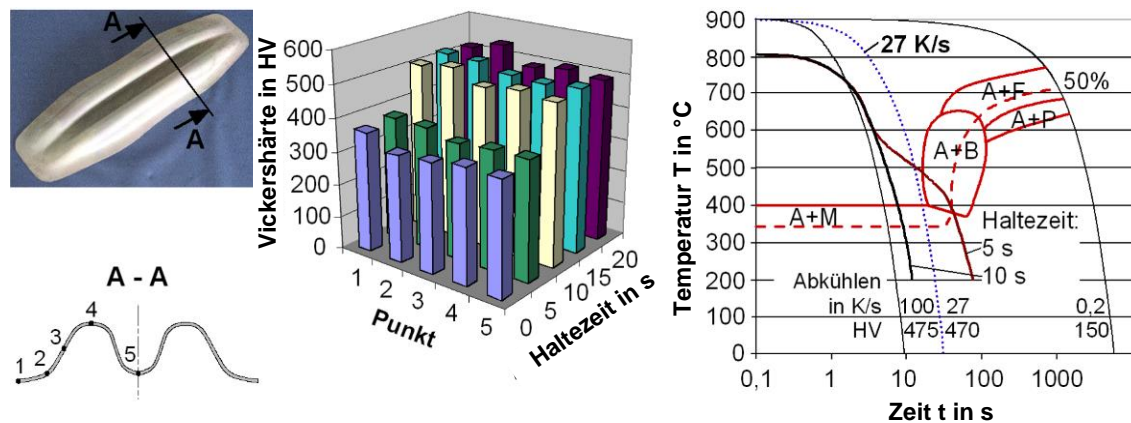


Abbildung 274: Härteverteilung bei unterschiedlichen Haltezeiten und die Abkühlkurven im ZTU-Diagramm (pressgehärtete Bauteile mit Gegenstempel); links: Bauteil mit Schnittebene und Lage der ausgewählten Punkte; Mitte: Härtewerte in Abhängigkeit der Haltezeit im Werkzeug nach der Umformung; rechts: ZTU-Schaubild mit den Abkühlkurven für 5 s und 10 s Haltezeit [SPR08]

Im ZTU-Diagramm (Abbildung 274 rechts) sind die Abkühlverläufe für eine Haltezeit von 5 s und für eine Haltezeit von 10 s eingetragen. Der Abkühlverlauf für die kurze Haltezeit verläuft durch das Bainit-Gebiet, was die niedrigeren Härtewerte erklärt. Weitere Untersuchungen haben gezeigt, dass die Mindesthaltezeit für dieses Bauteil mit dem vorhandenen Werkzeugsystem bei ca. 6 s bis 7 s liegt [SPR08].

7.2.3 Mikrostrukturelle Analyse

Bei pressgehärteten Bauteilen aus 22MnB5, die mit einer ausreichenden Abkühlrate abgeschreckt worden sind, ist ein vollständig martensitisches Gefüge zu erwarten. Eine Untersuchung des Gefüges der Demonstratorbauteile (sowie deren mechanische Eigenschaften) zeigt aber, dass dies nicht der Fall ist. In den Proben konnten neben den primär vorhandenen martensitischen und bainitischen Bereichen auch ferritische Gefügebestandteile nachgewiesen werden. Darüber hinaus existieren zahlreiche Karbide sowohl an den Korngrenzen als auch innerhalb der Körner.

Zur Charakterisierung des Werkstoffs ist daher eine Beschreibung seines Gefüges in Abhängigkeit der Wärmebehandlungsparameter und der vorausgegangenen Umformung nötig.

7.2.3.1 Untersuchungen am Heitzschmikroskop

Mit dem Ziel die Mikrostrukturentwicklung vom ferritisch-perlitischen Ausgangszustand über die Austenitisierung bis zur Martensitbildung zu verfolgen wurden Untersuchungen am Heitzschmikroskop vorgenommen [BAC06b]. Die maximale Aufheizrate des verwendeten Mikroskops beträgt 70 K/s. Die Austenitisierung der Proben erfolgte bei 950 °C. Die Abkühlrate betrug ca. 5 K/s, was für eine Martensitbildung zu gering war. Um eine Abkühlung von mindestens 27K/s für eine Martensitbildung zu erhalten, wurden die Proben nach der Austenitisierung dem Mikroskop entnommen und direkt in Wasser abgekühlt. Für die Charakterisierung der Mikrostruktur wurden verschiedene Methoden verwendet, um die unterschiedlichen Gefügeanteile sichtbar zu machen. Zunächst

wurde die Probenoberfläche chemisch geätzt, um die Korngrenzen des ferritisch-perlitischen Grundgefüges von 22MnB5 sichtbar zu machen. In Abbildung 275 (a und b) erkennt man die Korngrenzen des Grundgefüges an den perlenschnurartig aufgereihten schwarzen Kreisen. Hierbei handelt es sich um Vertiefungen die beim Ätzen der Probe mit HNO_3 vor dem Einbringen in das Heitzschmikroskop auf den Korngrenzen entstanden sind.

Da das Vakuum im Ofen des Heitzschmikroskops nicht kleiner ist als 10^{-3} mbar, kommt es beim Austenitisieren der Proben zu einer Oxidation bzw. einem thermischen Ätzen. Hierbei entsteht eine dünne Oxidschicht, die ein Replikat der Oberfläche im austenitischen Zustand ist. Diese Struktur zeigt auch nach dem Abkühlen noch die Korngrenzen der ehemaligen Austenitkörner. Eine vollständige Bildung von Martensit ist auf Grund der eingeschränkten Abkühlbedingungen im Heitzschmikroskop leider nicht möglich [BAC06b].

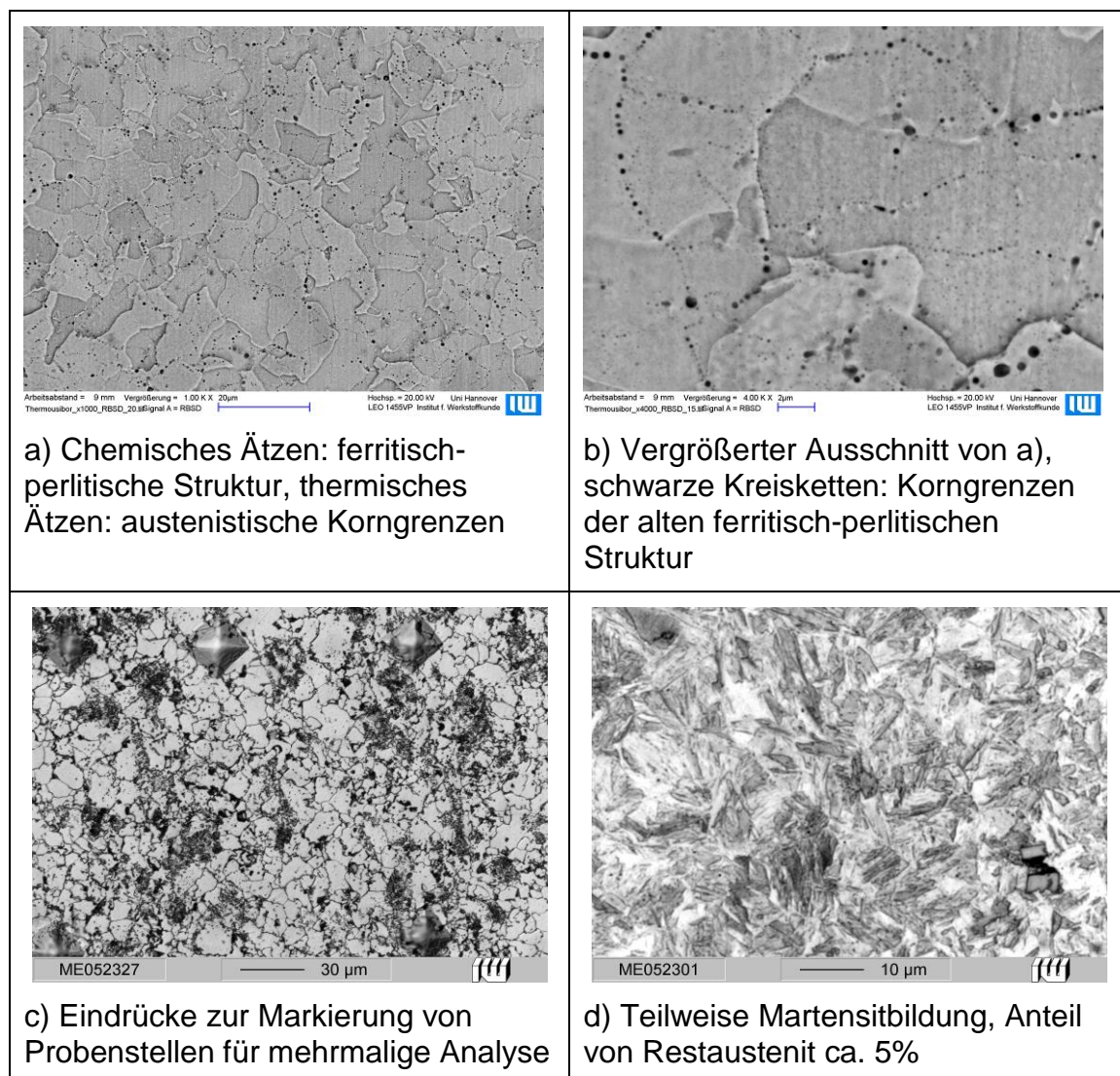


Abbildung 275: Mikrostrukturelle Untersuchungen metallographischer Schläffe von 22MnB5 nach der Wärmebehandlung; oben REM-Aufnahmen; Die schwarzen Perlenketten sind beim Ätzen vor dem Einbringen in das Mikroskop entstanden und zeigen die Ferritkorngrenzen. Im Heitzschmikroskop entsteht eine Oxidschicht, als Replikat der Struktur im austenitisierten Zustand; unten: Lichtmikroskop, Ätzung 5% HNO_3 ; links mit Härteeindruck (zum Positionieren der Probe) [BAC06b]

Der Ausgangszustand des Blechs aus 22MnB5, ein ferritisch-perlitisches Gefüge, ist in Abbildung 275 c) gezeigt. Das Gefüge einer gehärteten Probe ist in Abbildung 275 d) dargestellt. Es ist praktisch vollständig martensitisch mit einem Anteil von Restaustenit, der ca. 5% beträgt. Zur Markierung von bestimmten Probenbereichen wurden an ausgewählten Positionen mittels eines Mikrohärtemessgeräts Eindrücke in die Oberfläche der Proben gesetzt.

7.2.3.2 Charakterisierung des Martensits

Eine Auswahl rasterelektronenmikroskopischer Aufnahmen von martensitischen Gefügen bei unterschiedlichen Vergrößerungen zeigt Abbildung 276.

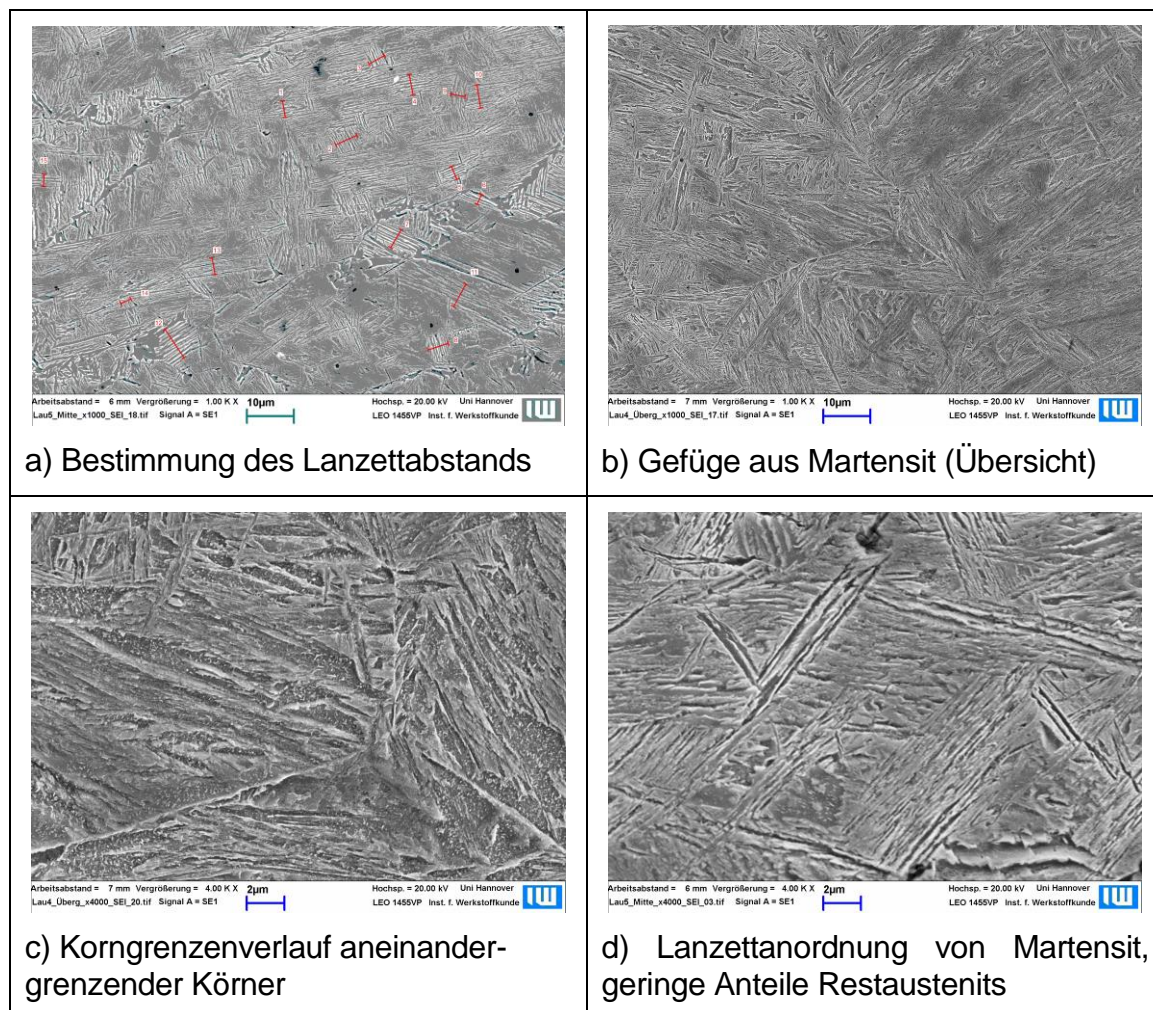


Abbildung 276: REM-Aufnahmen zur mikrostrukturellen Untersuchung des martensitischen Gefüges von 22MnB5; oben links: Strecken zur Messung des Lanzettabstands rot gekennzeichnet [BAC06b]

Für 22MnB5 mit einem Kohlenstoffgehalt von ca. 0,22 % ist wie für alle Stähle mit einem Kohlenstoffgehalt unterhalb von 0,4 % ausschließlich Lanzettenmartensit zu erwarten. Geringe Anteile von Plattenmartensit können allerdings im Gefüge vorhanden sein [DAH981]. Infolge der Gitterdeformation durch Gleitung entstehen abgeflachte Lanzetten aus Martensit, die dicht nebeneinander zu Schichten und dann schichtweise zu massiven Blöcken gepackt sind.

Die Auswertung der rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen erfolgte in Bezug auf die Lanzettenblockbreite und den Lanzettenabstand. Zur Bestimmung der Korngrößen wurden die längsten Lanzetten vermessen. Die Bildauswertung (siehe Abbildung 276 a) ergab für die mittlere Lanzettenblockbreite einen Wert von $(4,5 \pm 1,6) \mu\text{m}$ und für den mittleren Lanzettenabstand einen Wert von $(0,45 \pm 0,08) \mu\text{m}$. Die größten Lanzetten hatten eine Länge von $44 \mu\text{m}$. Die Orientierung der Lanzettenblöcke erfolgen, wie im allgemeinen bei Martensit typisch, in drei sich unter 120° schneidenden Richtungen zu, wie es aus Abbildung 276 (c) zu entnehmen ist [BAC06b].

7.2.4 Mechanische Werkstoffprüfung

Das Gefüge pressgehärteter Werkstoffe wird entscheidend durch die Abkühlbedingungen und die vorausgegangene Umformung bestimmt. Um repräsentative Ergebnisse zu erhalten, wurden die im Folgenden vorgestellten Ergebnisse an Proben ermittelt, die aus tiefgezogenen, direkt pressgehärteten Blechen entnommen wurden. Die Umformung erfolgte am Institut für Umformtechnik und Leichtbau der Universität Dortmund, wo auch die entsprechenden FEM-Simulationen durchgeführt wurden, die zur Bestimmung der unterschiedlichen Umformgrade und Temperaturverläufe geführt haben (siehe Abbildung 277).

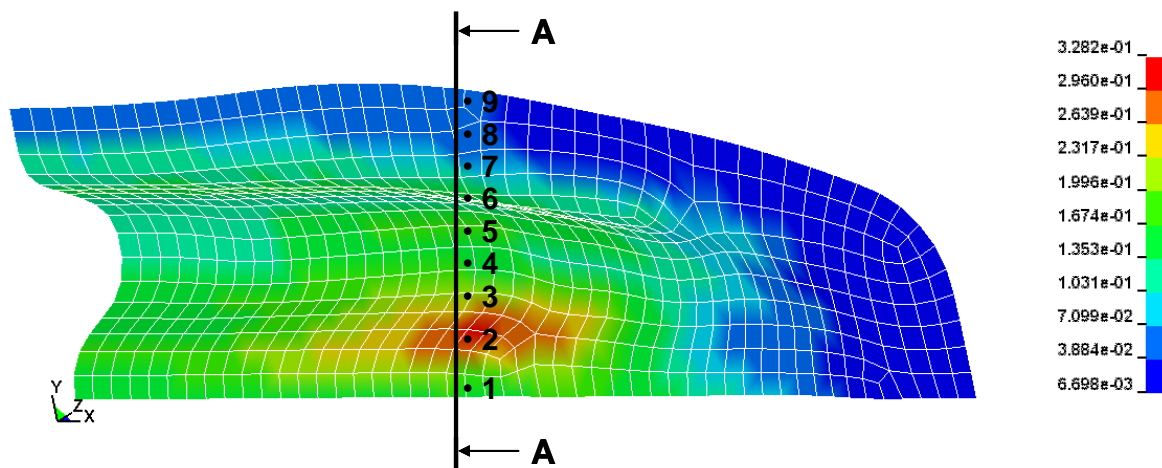


Abbildung 277: FEM-Berechnung des Umformgrades am Demonstratorbauteil der FOR 552 mit Schnittebenen und Kennzeichnung der im Folgenden genauer betrachteten Punkte 1-9 [SPR09]

Die Ergebnisse der numerischen Simulation des Presshärtprozesses sind in Abbildung 277 dargestellt. Der maximale Umformgrad φ_{max} beträgt 0,33 und liegt im Bereich zwischen den Positionen 2 und 3 in Abbildung 278 rechts [SPR09].

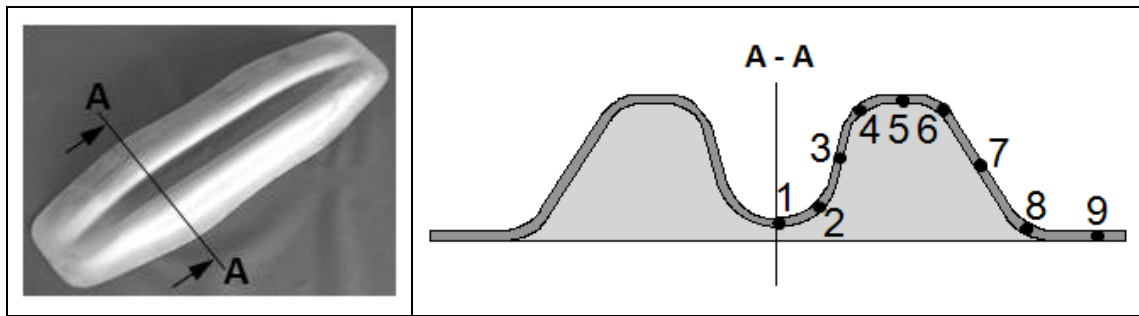


Abbildung 278: Übersichtsaufnahme eines pressgehärteten Blechs mit Schnittebene (links); schematische Darstellung des Bauteilquerschnitts mit Lage der ausgewählten Punkte für weitere Untersuchungen (rechts) [SPR09]

7.2.4.1 Mikrohärtemessungen

Die Mikrohärtmessungen wurden mit dem Mikrohärt-Messsystem Duramin-2 der Firma Struers durchgeführt, wobei die Blechstreifen in Kunststoff eingebettet und anschließend geschliffen wurden. Entlang der Blechdicke wurde dann an den jeweils gekennzeichneten Probenstellen die Mikrohärt HV 0,1 gemessen. In einem Abstand von 80 µm wurden insgesamt 22 Eindrücke äquidistant über die Blechdicke gesetzt und anschließend manuell ausgewertet. Aus den einzelnen Messungen wurden Mittelwerte berechnet und die Standardabweichung bestimmt. Die Ergebnisse dieser Messungen sind in Abbildung 279 dargestellt, wobei die Standardabweichung als Fehlermaß verwendet wurde [SPR09].

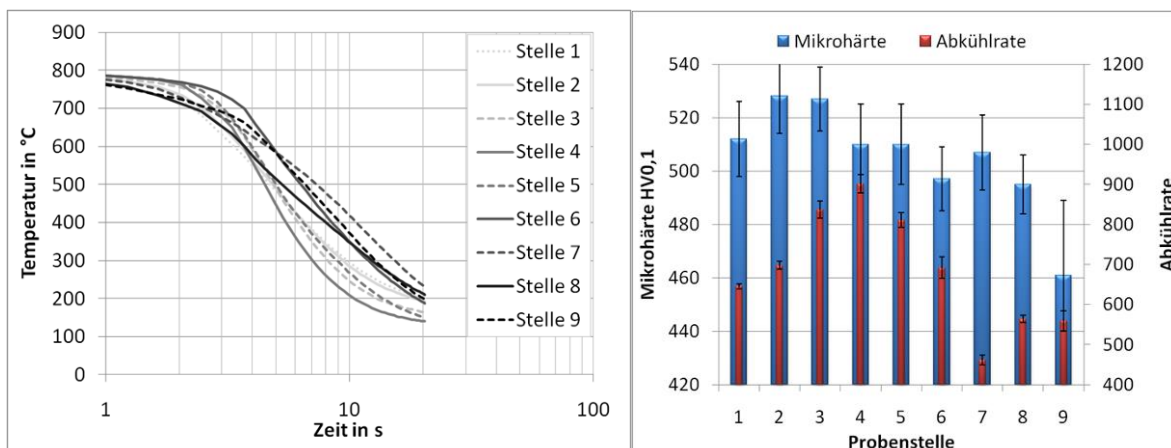


Abbildung 279: Berechnete Abkühlkurven (links) der ausgewählten Punkte im Demonstratorbauteil (22MnB5) und Korrelation zwischen Mikrohärt und Abkühlrate (rechts) [SPR09]

Im linken Teil des Bildes sind die einzelnen Abkühlkurven im Zeitbereich ab einer Sekunde Abkühldauer abgebildet. Um einen einfachen Vergleichswert für die Abkühlrate zu erhalten, wurde eine lineare Regression mittels der Funktion $f(x) = a \cdot \log(x) + b$ im Zeitintervall $x = [2 \text{ s bis } 10 \text{ s}]$ vorgenommen, wobei \log den dekadischen Logarithmus bezeichnet. Der Koeffizient a stellt dabei ein Maß für die Abkühlrate dar, wobei für die graphische Darstellung der absolute Betrag des Wertes verwendet wurde. Ein höherer Wert der Abkühlrate bedeutet ein schnelleres Abkühlen. Im rechten Teil von Abbildung 279 werden die Messwerte der Mikrohärt mit den berechneten Abkühlraten verglichen. An den Kontaktstellen, welche vom Pressstempel zuerst berührt werden, zeigen sich die höchsten Abkühlraten. Eine konkrete Korrelation zwischen der Mikrohärt und der Abkühlrate lässt sich nicht ableiten. Dies liegt zunächst darin begründet, dass alle Abkühlgeschwindigkeiten

ausreichend hoch sind, um Martensit zu bilden. Dies bedarf im Folgenden aber einer eingehenden Untersuchung [SPR09].

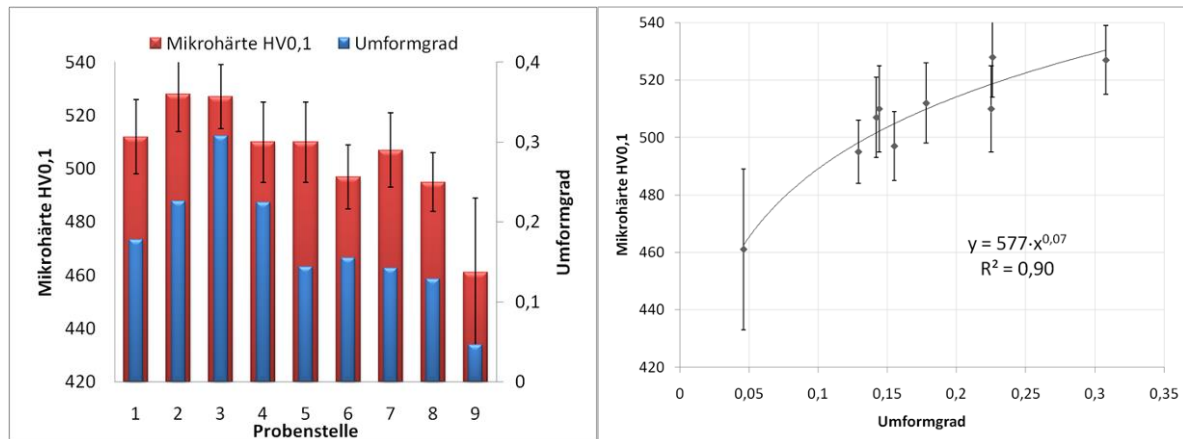


Abbildung 280: Mikrohärte (gemessen) und Umformgrad (berechnet) der ausgewählten Punkte des Demonstratorbauteils (links); Korrelation von Härte und Umformgrad (rechts) ; Y=Funktion; R²=Bestimmtheitsmaß bzw. Determinationskoeffizient [SPR09]

Im linken Teil von Abbildung 280 wurde die Mikrohärte zusammen mit den berechneten Umformgraden der entsprechenden Probenstellen aufgetragen. Im Vergleich zeigt sich, dass der innere Blechbereich (Probenstellen 1 bis 4) höhere Mikrohärten (und Umformgrade) aufweist als der äußere Blechbereich (Probenstellen 6 bis 8). Tendenziell kann ein Anstieg der Mikrohärte mit zunehmendem Umformgrad nachgewiesen werden.

Durch eine Regressionsanalyse mit Hilfe des Levenberg-Marquardt-Algorithmus [LEV44, MAR63] wurde die Funktion $f(x) = a \cdot x^b$ in den Datensatz des rechten Teils von Abbildung 280 optimal eingepasst. Die beiden Koeffizienten ergeben die (rein mathematischen) Werte $a = 577 \pm 11$ (Fehler: 1,8 %) und $b = 0,07 \pm 0,01$ (Fehler: 13 %). Desweiteren deuten die starken Schwankungen der gemessenen Mikrohärten bereits auf stark unterschiedliche Mikrostrukturen hin, wenngleich eine Abkühlrate größer als 27 K/s für die Bildung eines rein martensitischen Gefüges ausreichen sollte. Aus diesem Grund wurden an ausgewählten Probenstellen des inneren Blechbereichs (Probenstellen 1 und 2) und im äußeren Randbereich (Probenstelle 9) Proben für die transmissionselektronenmikroskopischen Analysen entnommen. Dieser Zusammenhang von steigenden Festigkeiten mit größerem Umformgrad lässt sich natürlich nicht mit ähnlichen Mechanismen erklären wie sie bei der Kaltverfestigung ablaufen [SPR09].

Bei den beim Presshärten vorliegenden Umformtemperaturen kommt es während der Umformung zwar auch zur Entstehung von Versetzungen, dieser Prozess wird aber von einer sofort ablaufenden Erhöhung beziehungsweise einer dynamischen Rekristallisation begleitet. Eine Erhöhung der Festigkeit wird also nicht durch zusätzliche Versetzungen erreicht, sondern durch die hieraus indirekt resultierenden Gefügeänderungen. Hier steht die Anzahl der Keime für die Bildung von Martensit im Vordergrund. Stehen mehr (Austenit-)Korngrenzen oder Versetzungsknäuel zur Verfügung, werden mehr und feinere Lanzetten gebildet und diese haben eine größere Härte bzw. Festigkeit [SPR09].

7.2.5 Transmissionselektronenmikroskopische Untersuchungen

Für die durchzuführenden Mikrostrukturanalysen wurden an ausgewählten Blechstellen Proben entnommen und für die notwendige Elektronentransparenz präpariert. Diese Proben wurden an Hand von Simulationsrechnungen zur Ermittlung des Umformgrades (siehe Abbildung 277 und Abbildung 278) bestimmt. Die Untersuchungen wurden bei einer Beschleunigungsspannung von 200 kV in einem Transmissionselektronenmikroskop JEOL JEM-2010 durchgeführt. Um jeweils ein größeres Probengebiet für die Phasenanalyse abdecken zu können, wurden verschiedene, dicht beieinander liegende Gefügebereiche aufgenommen und anschließend mittels digitaler Bildanalyse passend zu einem einzigen Gesamtbild zusammengesetzt [SPR09].

Die primär nach dem Presshärten zu erwartende Phase ist natürlich Martensit. Im Elektronenmikroskop erscheint der Lanzettmartensit in Form von parallel nebeneinander liegenden Lanzetten, welche hohe Versetzungsdichten im Bereich zwischen 10^{11} cm^{-2} und 10^{13} cm^{-2} aufweisen [DAH981]. Weiterhin ist der Martensit frei von Ausscheidungen. Aus kristallographischer Sicht handelt es sich um ein tetragonal raumzentriertes Gitter, welches dem verspannten bzw. verzerrten kubisch raumzentrierten Gitter äquivalent ist. Die Gitterkonstanten sind vom Kohlenstoffgehalt abhängig [XIA95]. Bei ausreichend großer Beweglichkeit der Kohlenstoffatome im Gitter kann es zur Bildung von feinst verteilten Karbiden in Form von Fe_2C (ϵ -Karbide) oder Fe_3C (Zementit) kommen [BAR07]. Infolge der im Stahl vorhandenen Legierungselemente können auch andere Karbidtypen gebildet werden (z.B. M_7C_3 , M_{23}C_6 mit $\text{M}=(\text{Fe}, \text{Cr}, \text{Mn})$) [BAH01, BAH80, BAL07, OHM02]. Sofern die Lanzettenform erhalten bleibt, liegt dann angelassener Martensit vor. Als weitere Phase kann Bainit gebildet werden, wenn die Abkühlraten kleiner als 27 K/s sind. Im Elektronenmikroskop erscheint diese Phase relativ homogen mit zahlreichen Karbiden im Matrixmaterial. Möglich sind auch Reste von Austenit im Gefüge, die allerdings nur sporadisch in geringsten Mengen auftreten und im vorliegenden Fall nicht nachgewiesen werden konnten.

Die folgenden drei Abschnitte befassen sich mit den Ergebnissen einzelner, ausgewählter Probenstellen.

7.2.5.1 Bereich minimaler Umformung

Bei dieser Probenstelle handelt es sich um den äußeren Blechbereich, unter dem Niederhalter, der quasi nicht an der Umformung beteiligt war. In Abbildung 282 ist eine transmissionselektronenmikroskopische Übersichtsaufnahme dargestellt, die aus 20 Einzelaufnahmen zusammengesetzt wurde. Das Probengebiet hat ein einhüllendes Rechteck mit den Kantenlängen von $53,7 \mu\text{m}$ und $46,7 \mu\text{m}$ und deckt insgesamt eine Fläche von ca. $1450 \mu\text{m}^2$ ab, wobei fehlende Probenbereiche bei der Abschätzung berücksichtigt wurden [SPR09].

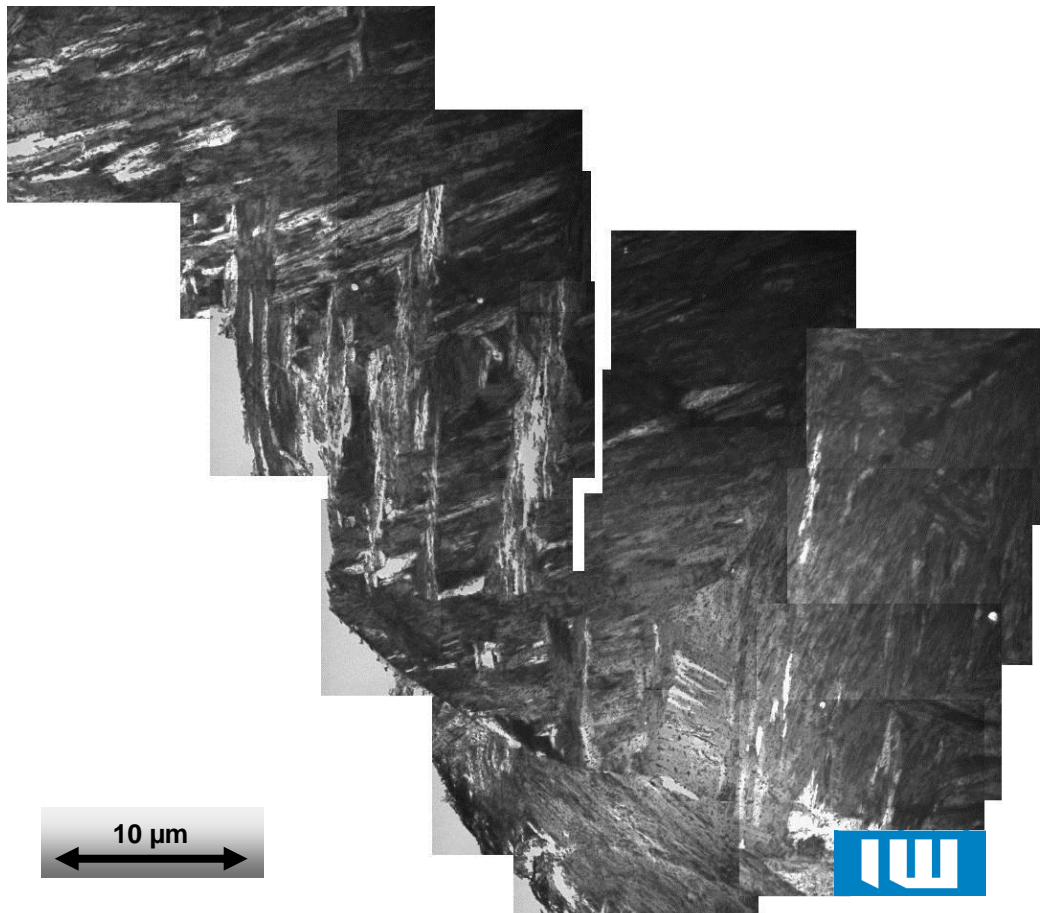


Abbildung 281: Transmissionselektronenmikroskopische Übersichtsaufnahme (zusammengesetzte Einzelbilder) des gehärteten Demonstratorbauteils aus 22MnB5 (Probenstelle 9) [SPR09]

Eine Unterteilung des untersuchten Bereichs in einzelne Phasen ergibt folgendes Ergebnis:

- Bainit: 16 %
- angelassener Martensit: 58 %
- Martensit 26 %

Weiterhin wurde mit Hilfe digitaler Bildverarbeitung die Karbidverteilung untersucht. Zunächst wurde mit den Programmen ImageJ und ImageMagick eine Hintergrundkorrektur durchgeführt, um Beleuchtungsunterschiede im Bild auszugleichen. Anschließend wurde das so gewonnene Bild in ein reines Schwarz-Weiß-Bild umgewandelt. Für die Karbidanalyse wurde die Partikelmessung von ImageJ verwendet, wobei nur solche Objekte (Karbide) für die Verteilung zugelassen wurden, deren Kreisförmigkeit¹⁶⁰ 0,2 aufwies und deren Größen zwischen $0,001 \mu\text{m}^2$ (mindestens 12 Pixel) und $0,04 \mu\text{m}^2$ (höchstens 500 Pixel) lagen. Mit diesen Grenzen sollten Artefakte von der Verteilungsbestimmung ausgeschlossen werden. Gemessen wurden neben der Objektfläche, welche als Häufigkeitsverteilung in Abbildung 282 dargestellt ist, auch der Objektumfang, Kreisförmigkeit und der Feret-Durchmesser (maximale Länge im Objekt).

¹⁶⁰ Verhältnis der Fläche zum Quadrat des Umfangs

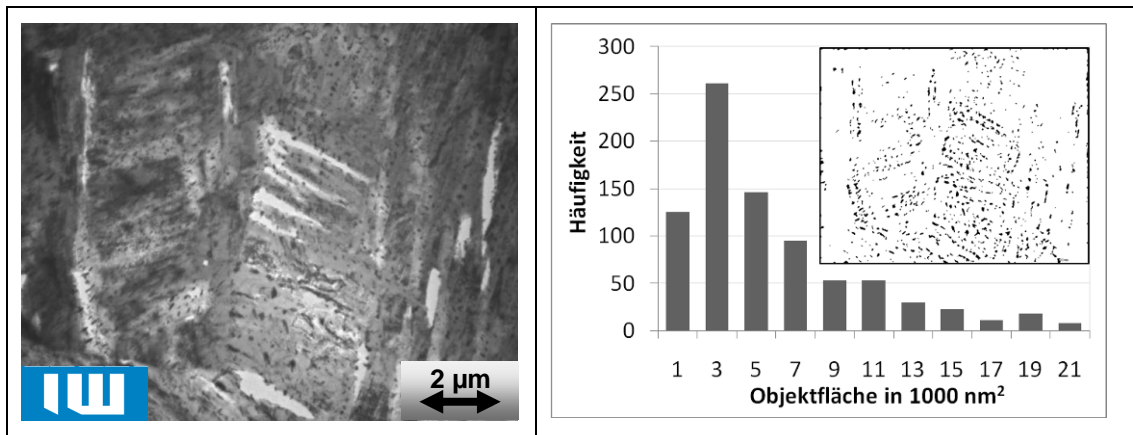


Abbildung 282: Links: vergrößerter Probenausschnitt (Probenstelle 9, 22MnB5, gehärtet) für die Untersuchung der Karbidverteilung; rechts: Karbidflächenverteilung mit binarisiertem Bild [SPR09]

Anhand der Gesamtfläche der Karbide kann auf deren prozentualen Anteil im Gefüge geschlossen werden. Für den betrachteten Fall aus Abbildung 282 ergibt sich ein prozentualer Flächenanteil zwischen 4 % und 5 % [SPR09].

7.2.5.2 Blechmitte

In Abbildung 284 ist die Übersichtsaufnahme der Probenstelle 1 zu sehen.

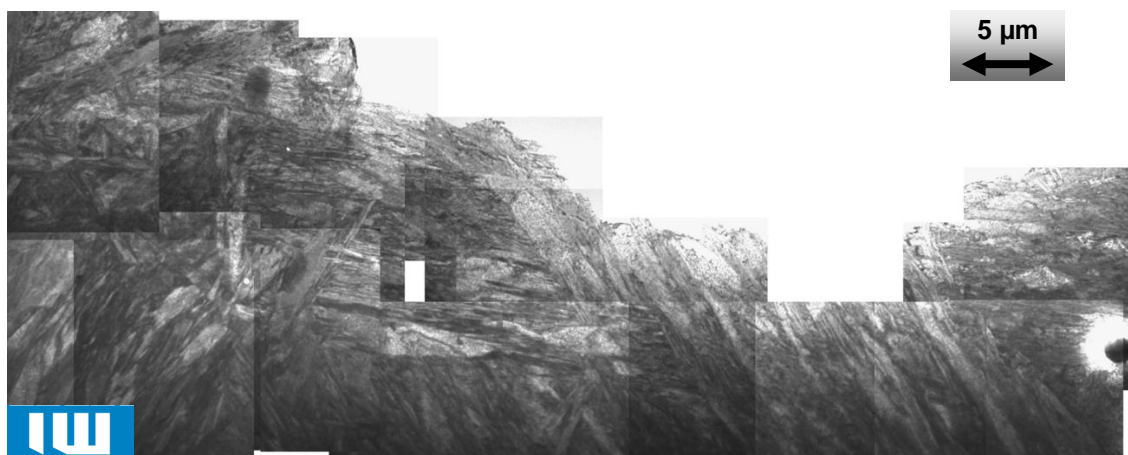


Abbildung 283: Transmissionselektronenmikroskopische Übersichtsaufnahme (zusammengesetzte Einzelbilder) des gehärteten Demonstratorbauteils aus 22MnB5 (Probenstelle 1) [SPR09]

Das Bild deckt mit Kantenlängen von 61,4 µm und 24,2 µm einen Probenbereich von ca. 1120 µm² ab. Die Gefügeanalyse zeigte das folgende Resultat:

- Bainit: 11 %
- angelassener Martensit: 55 %
- Martensit: 34 %

In Abbildung 284 ist weiterführend eine Detailaufnahme der zugehörigen Phasen dargestellt. Das Elektronenbeugungsbild des angelassenen Martensits zeigt neben der martensitischen Matrix deutlich Beugungsreflexe verschiedener Karbide.

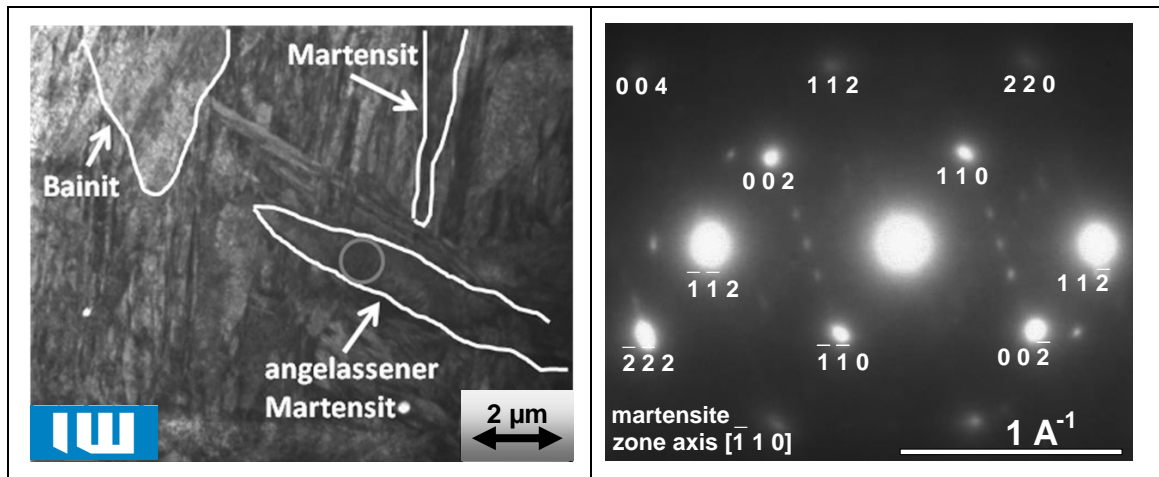


Abbildung 284: Links: Detailaufnahme aus Probenstelle 1 (22MnB5, gehärtet) mit allen drei Phasen; rechts: Elektronenbeugungsbild des grau eingekreisten Bereichs [SPR09]

Die Auswertung des Beugungsbildes liefert für die Matrix wie erwartet Martensit. Dagegen gibt es für die Beugungsreflexe der Karbide keine eindeutige Zuordnung. Mögliche Karbide sind vom Fe_3C , M_7C_3 oder auch $\text{Fe}_{2,7}\text{Mn}_{0,3}\text{C}$ [SPR09].

7.2.5.3 Bereich mit größter Härte

Einen Überblick über das untersuchte Probengebiet höchster Härte, welches im Bild der Größe $53,6 \mu\text{m}$ mal $16,6 \mu\text{m}$ entspricht und eine Fläche von ca. $450 \mu\text{m}^2$ abdeckt gibt Abbildung 286. Bei diesem Bild kommt die stark schwankende Probendicke zum Tragen, die nicht durchstrahlbare Bereiche aufweist, welche sich im Bild schwarz zeigen. Dies schränkt den auszuwertenden Probenbereich weiter ein, so dass effektiv nur eine Gesamtfläche von ca. $165 \mu\text{m}^2$ vermessen werden konnte [SPR09].



Abbildung 285: Transmissionselektronenmikroskopische Übersichtsaufnahme (zusammengesetzte Einzelbilder) des gehärteten Demonstratorbauteils aus 22MnB5 (Probenstelle 2) [SPR09]

Als Ergebnis der Gefügeanalyse erhält man folgende Werte:

- Bainit: 4 %
- angelassener Martensit: 24 %
- Martensit: 72 %

Auch der Probenbereich mit der größten Härte weist kein rein martensitisches Gefüge auf. Neben einem beträchtlichen Anteil an angelassenem Martensit gibt es noch

geringe Anteile von Bainit. Die Detailaufnahme des Bainitbereichs in Bild 9 zeigt nadelförmige Karbide mit Längen von ca. 200 nm.

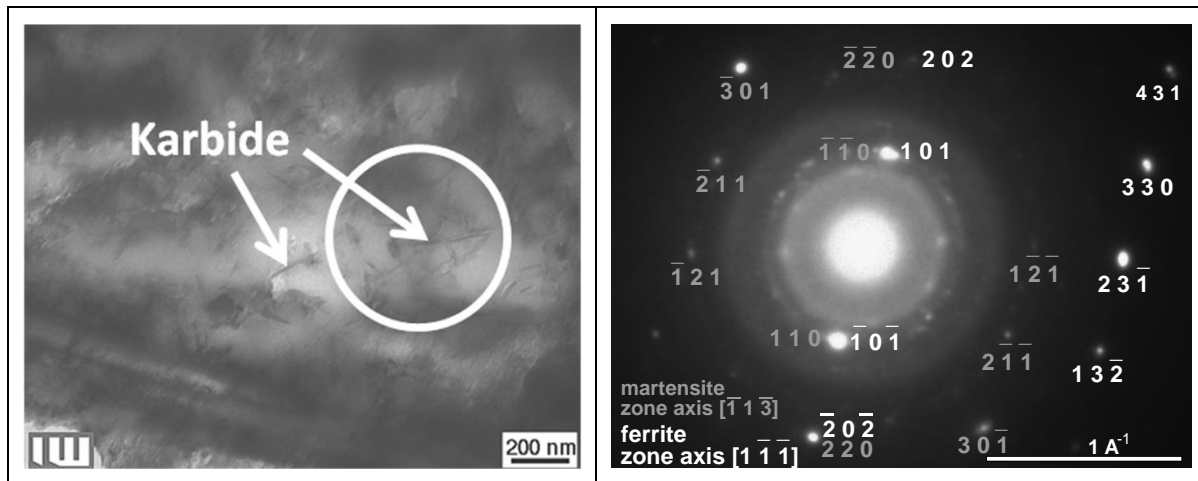


Abbildung 286: Links: Transmissionselektronenmikroskopische Detailaufnahme von Probenstelle 2 (22MnB5, gehärtet) mit Karbiden; rechts: Elektronenbeugungsbild des weiß eingekreisten Bereichs; Martensit und Karbide [SPR09]

Die Auswertung des Beugungsbildes im rechten Teil von Abbildung 286 ergibt für die Matrix einen martensitischen und einen ferritischen Anteil. Die Gitterkonstanten beider Strukturen sind sehr ähnlich, so dass die Gitter vergleichbar sind. Für die Auswertung der Beugungsreflexe der Karbide im Bereich der diffusen Beugungsringe ergeben sich keine eindeutigen Ergebnisse. Mögliche Typen sind M_7C_3 , $(Fe,Si)C_x$ (μ -Karbid, nach [BAH01]) und $C_{0,12}Fe_{0,79}Si_{0,09}$ [SPR09].

7.2.6 Bruchverhalten

Zur Charakterisierung des Bruchverhaltens wurden Zugversuche nach DIN 10002 durchgeführt. Die anschließende Untersuchung der Bruchflächen wurde im Rasterelektronenmikroskop LEO 1455 VP vorgenommen. Abbildung 287 zeigt die Bruchflächen in unterschiedlichen Vergrößerungen [BAC06b].

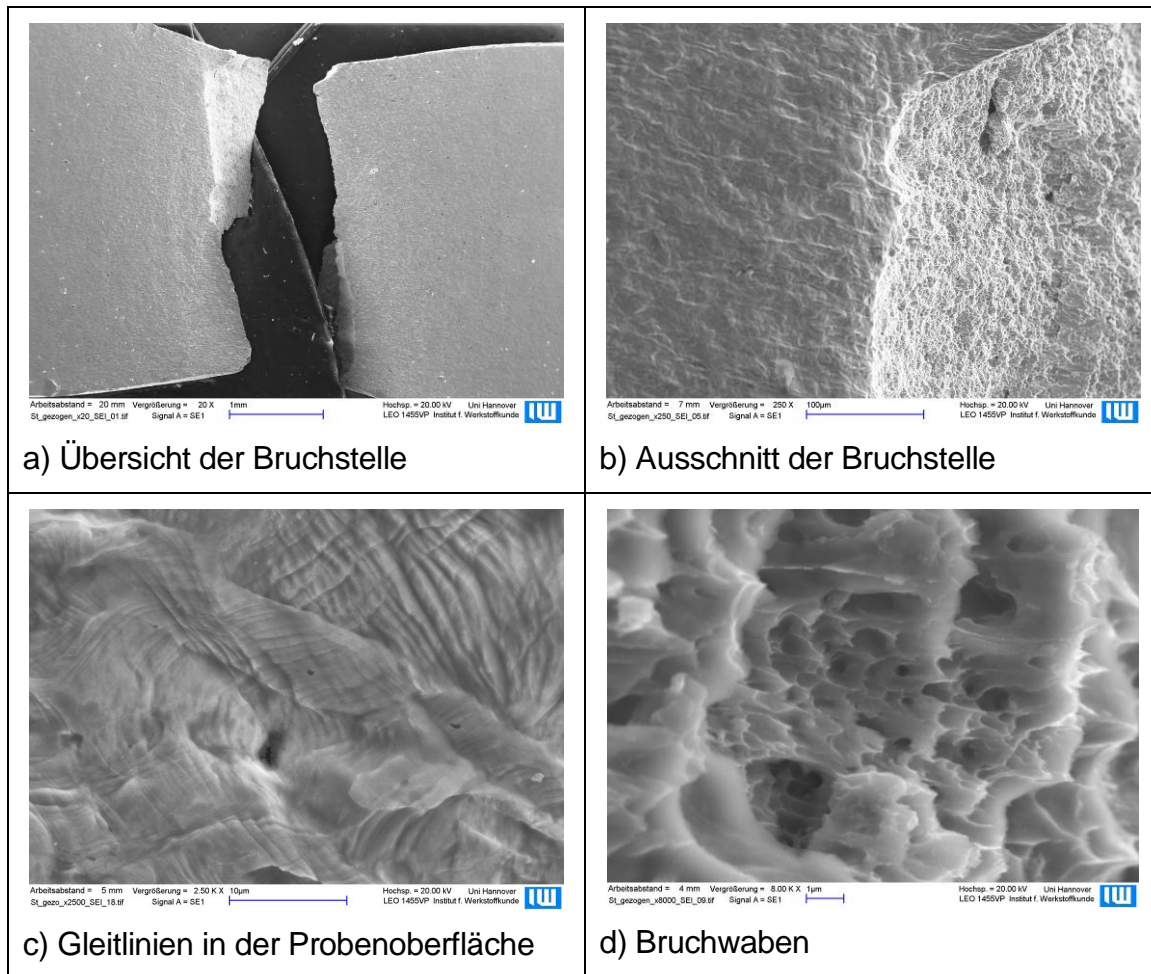


Abbildung 287: Mikrostrukturelle Untersuchung im REM des Bruchverhaltens von 22MnB5 [BAC06b]

Die Analyse der Oberfläche der Zugprobe in der Nähe des Bruchs (Abbildung 287 c) zeigt eine ausgeprägte Gleitbandbildung bei plastischer Umformung. Vereinzelt bilden sich Poren, deren Anzahl pro untersuchte Fläche sehr gering ist und mit einer Pore auf ca. $5000 \mu\text{m}^2$ abgeschätzt werden kann. Die Ausrichtung der Gleitbänder in den einzelnen Gleitpaketen sieht der Struktur der Martensitlamellen in deren Ausrichtung sehr ähnlich und liegt im gleichen Größenmaßstab.

Die Struktur der Bruchfläche weist auf einen duktilen Gewaltbruch der Zugprobe hin (Abbildung 287 1d). Die einzelnen sichtbaren Waben der Bruchfläche haben eine Größe von ca. $1 \mu\text{m}$. Die Struktur der Bruchfläche ist sehr homogen und zeigt selbst im Randbereich keine Unterschiede in der Erscheinung der Bruchfläche [BAC06b].

7.2.7 Schweißbeignung

Das gängige Verfahren zum Fügen von Karosserieteilen ist das Widerstandspunktschweißen. Die Schweißbeignung ist in der Regel zunächst von der Konzentration des Kohlenstoffs abhängig, da es beim Schweißen durch die Wärmeabfuhr in das Bauteil zwangsläufig zu einer Abschreckung und somit gegebenenfalls zu einem starken Anstieg der Härte kommt.

Die Überprüfung der Schweißbeignung von pressgehärteten Bauteilen wird sowohl an artgleichen wie vor allem auch an artfremden Verbindungen vorgenommen. In Anlehnung an die typische Einbausituation müssen sowohl 2-Blech als auch 3-Blech-

Verbindungen prozesssicher schweißbar sein. Untersuchungen von Lenze [LEN09a] zeigen, dass für die gängigen Kombinationen von pressgehärteten Stählen mit DP-Stählen oder mikrolegierten Güten ausreichend große Kennfelder gefunden werden können.

Rein optisch ist die Ausprägung der Schweißzone ohne Beanstandung. Da 22MnB5 aber im gehärteten Zustand geschweißt wird, kommt es in der Wärmeeinflusszone (WEZ) zwangsläufig zu einem Anlassen des Gefüges mit der entsprechenden Abnahme der Festigkeit.

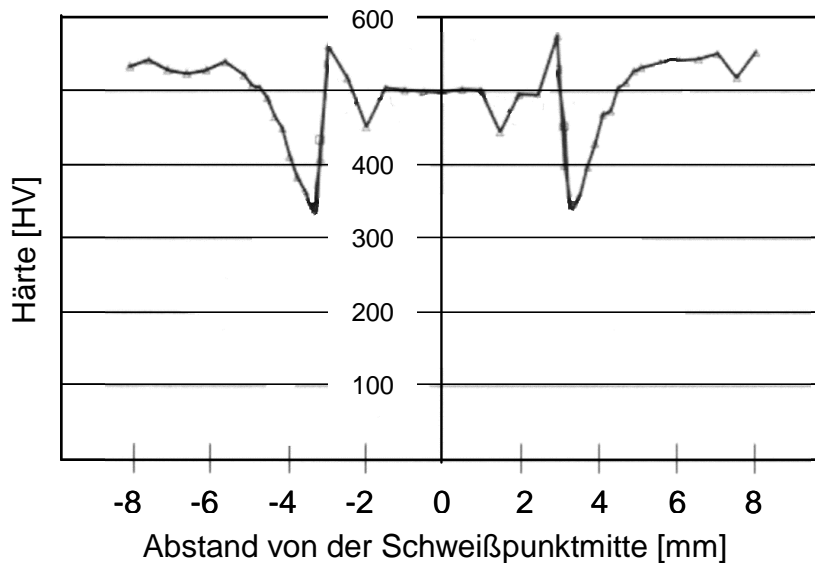


Abbildung 288: Härteabfall in der Wärmeeinflusszone beim Punktschweißen von 22MnB5 [BER09]

Den Härteverlauf durch einen Schweißpunkt zeigt Abbildung 288. Von der Härte des Grundgefüges von etwas über 500 HV kommt es zunächst in der WEZ durch das Anlassen des Martensits zu einem Abfall der Härte bis auf etwa 320 HV. Je höher die Temperatur ist, um so niedriger wird die Härte. Wenn die Temperatur in der WEZ aber hoch genug war um den Werkstoff zu austenitisieren, kam es nach dem Schweißen zu einem Härten und direkt am Rand der WEZ, dort wo die schnellste Abkühlung stattfindet, wurde die Härte des Grundwerkstoffes erreicht. Im Bereich der Schweißlinse selbst ist die Abkühlgeschwindigkeit etwas geringer und die Härte lag leicht unter der des Grundwerkstoffes [BER09].

Die beim Zerreißen der geschweißten Blechpakete auftretenden Risse in der WEZ werden bei der Qualitätskontrolle teilweise als kritisch betrachtet. Ein Ausweg könnte hier sein prinzipiell Tailored Tempered Parts zu verwenden. Diese Bauteile würden im Bereich des Flansches, also da wo die Schweißpunkte liegen, nicht vollständig gehärtet. Beim Schweißen tritt dann in der WEZ kein so starker Abfall der Härte auf. Bei Opel wird zur Vermeidung von Rissen in der WEZ zusätzlich ein anderer Weg beschritten [EBE09]. Der Beschnitt des Flansches wird mit leichter Wellenform ausgeführt, so dass die Schweißpunkte in Bereichen mit größerer Materialstärke liegen.

8 Zusammenfassung

Die Geschichte des Automobilbaus hat vor über 120 Jahren begonnen, als Carl Benz¹⁶¹ mit seinem Motorwagen das erste Auto vorstellte. Es war eine dreirädrige Konstruktion (siehe Abbildung 289), gefertigt aus Stahl, Gusseisen, Kupfer, Holz und Leder, also den damals für Kutschen gebräuchlichen Werkstoffen, aufgebaut auf einem Rohrrahmen.



Abbildung 289: Benz Motorwagen von 1886 (Quelle: Deutsches Museum¹⁶²)

Sicherlich war das erste Auto von seinem Erfinder nicht für Ausfahrten bei Regen konzipiert worden, wie der konsequente Verzicht auf eine Außenhülle zeigt. Auch um die Frage, wie das Fahrzeug reagiert, wenn es mit einem anderen Wagen zusammenstößt, musste sich Carl Benz als einziger Autofahrer der Welt vorerst keine konkreten Gedanken machen. Karosserie und Werkstoffe hat er daher von den damals gebräuchlichen Kutschen und stationären Motoren übernommen.

Heutigen Konzepten bedeutend ähnlicher war das erste in Serie gefertigte Fahrzeug, das Modell T von Ford (siehe Abbildung 290). Es wurde von 1908 bis 1927 gebaut und war mit 15 Mio. Exemplaren lange Zeit das meistgebaute Auto, bis ihm dieser Rang 1972 vom VW Käfer abgelassen wurde.¹⁶³

¹⁶¹ Carl Friedrich Benz (Karl Friedrich Michael Benz) (* 25. November 1844 in Mühlburg (Karlsruhe); † 4. April 1929 in Ladenburg).

¹⁶² Das Originalfahrzeug ist bei einem Brand im Deutschen Museum in München zerstört worden.

¹⁶³ Gebaut wurden vom Käfer von 1938 bis 2003 über 21,5 Millionen Exemplare. Derzeit ist der Toyota Corolla der meistverkaufte PKW.



Abbildung 290: Ford Modell T (Quelle: Wikimedia Commons)

Das auf Basis einer Holzgerippekarosserie gefertigte Model T sah einer Kutsche zwar immer noch ähnlich, ist aber das erste Automobil, das (ab 1914) mittels einer Fließbandproduktion gefertigt wurde, wodurch der Preis um mehr als die Hälfte gesenkt werden konnte. Bis zum Ende seiner Bauzeit blieb es aber bei der Karosserie aus Holz. Erst mit dem Aufkommen von leistungsstärkeren Pressen in den 20er und 30er Jahren und den gleichzeitig auf den Markt kommenden Tiefziehblechen konnten Karosserieteile in größeren Stückzahlen automatisch gefertigt werden.

In dieser Zeit entstanden die ersten Konzepte, die sich vom Leiterraum abwandten und zumindest teilweise selbsttragende Karosserien nutzten¹⁶⁴.

Die Weiterentwicklung dieser Konzepte ist der Space Frame, der heute eine gängige Karosserievariante ist. Das aus Blechteilen gebildete Gerippe (beim in Abbildung 291 gezeigten Space Frame des Audi A2 übrigens aus Aluminium) ist die tragende Struktur, an die nichttragende Karosserieteile angebaut werden. Dies Konzept wurde von Audi 1994 erstmals in den Markt eingeführt.

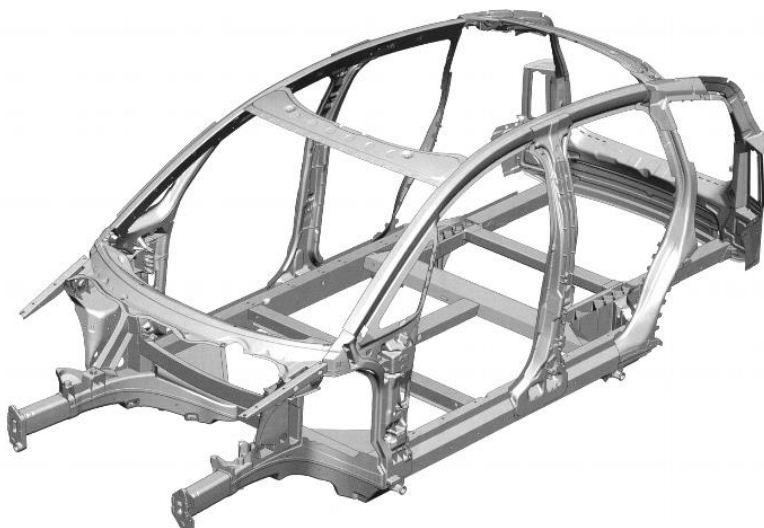


Abbildung 291: Audi A2 Space Frame (Quelle: audia2museum)

¹⁶⁴ Der erster Vertreter dieser Klasse war das Lancia Modell Lambda von 1922 [FRI08].

Bei der heute am weitesten verbreiteten Schalenbauweise werden umgeformte Stahlbleche durch Schweißen, Nieten oder Kleben zu einer selbsttragenden Karosserie gefügt.

Die beschriebene Entwicklung zeigt, dass den in der Karosserie verwendeten Werkstoffen eine immer wichtigere Rolle zukommt. Gleichzeitig steigt der Anspruch an die Sicherheit von Fahrzeugen permanent. Die Bleche in neuen Fahrzeugkonzepten müssen also nicht nur die Struktur des Autos selbst tragen, sie müssen auch noch die Insassen in immer besserem Maße vor einer Verformung der Fahrgastzelle und den damit einhergehende Verletzungen schützen. Zusätzlich soll das Gewicht des gesamten Fahrzeugs aber vor allem auch des Body in White¹⁶⁵ reduziert werden. Um diese gegenläufigen Ziele zu erreichen, wird derzeit auf zwei unterschiedliche Materialkonzepte gesetzt. Ein verstärkter Leichtbau kann durch einen Materialmix erreicht werden. Ein Beispiel hierfür ist die Entwicklung beim 3er BMW (siehe Abbildung 292).

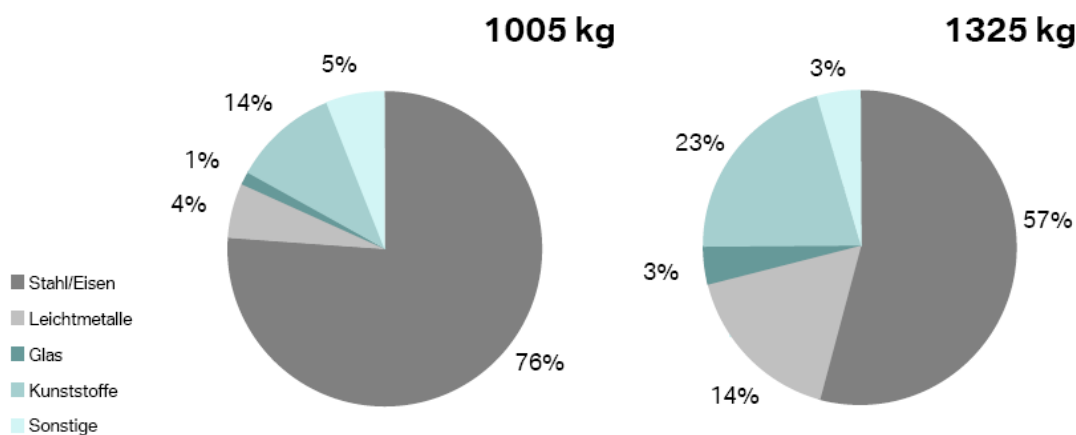


Abbildung 292: Materialmix im 3er BMW Baujahr 1975 (links) im Vergleich zu Bj. 2005 (rechts) (Quelle: BMW)

Den zunehmenden Einsatz von Kunststoffen und Leichtmetallen zu Lasten der Stahlwerkstoffe zeigt Abbildung 292 am Beispiel des 3er BMW. Der Anteil der höherfesten Bleche nimmt aber in etwa im gleichen Maße zu wie der Anteil der Kunststoffe und Leichtmetalle. Aus dem Auto verdrängt wurden bei den Blechen in erster Linie die weichen Tiefziehgüten der Karosserie.

Im betrachteten Zeitraum ist das Gesamtgewicht des Fahrzeugs um 30 % gestiegen, von einem erfolgreichen Leichtbau kann daher trotz aller Bemühungen nicht wirklich die Rede sein.

Da weder Polymere noch Leichtmetalle, abgesehen von ihren Schäumen, eine ausreichende Festigkeit und Energieaufnahmefähigkeit besitzen, kann die angestrebte höhere Sicherheit der Fahrzeuginsassen nur mit der Hilfe von festeren Werkstoffen erreicht werden. Hier eröffnen die Stähle ein weites Feld möglicher Materialien. Während die weichen Tiefziehstähle im Bereich der Festigkeiten der Leichtmetalle rangieren, lassen sich mit den höher und höchstfesten Güten Bauteile realisieren, deren Festigkeiten (bei der Warmumformung) mit bis zu 1600 MPa vier

¹⁶⁵ Begriff für den Fahrzeugrohbau, also die geschweißten Blechkomponenten, die den Aufbau eines Fahrzeugs bilden, mit dem bei der Montage die anderen Komponenten verheiratet werden.

bis fünffach höher sind als bei den zuvor genannten Werkstoffgruppen. Kalt umgeformte Werkstoffe können Festigkeiten bis 1000 MPa erreichen.

Da innerhalb jeder einzelnen Werkstoffgruppe bei steigender Festigkeit die Umformbarkeit abnimmt, hängt die Wahl des Werkstoffs nicht nur von den mechanischen Anforderungen an das zu fertigende Bauteil ab, sondern auch von dessen Geometrie. Dies führt zu einer Aufweitung des Spektrums der eingesetzten Werkstoffe. Exemplarisch ist dies in Abbildung 293 wiederum am Beispiel des 3er BMW gezeigt.

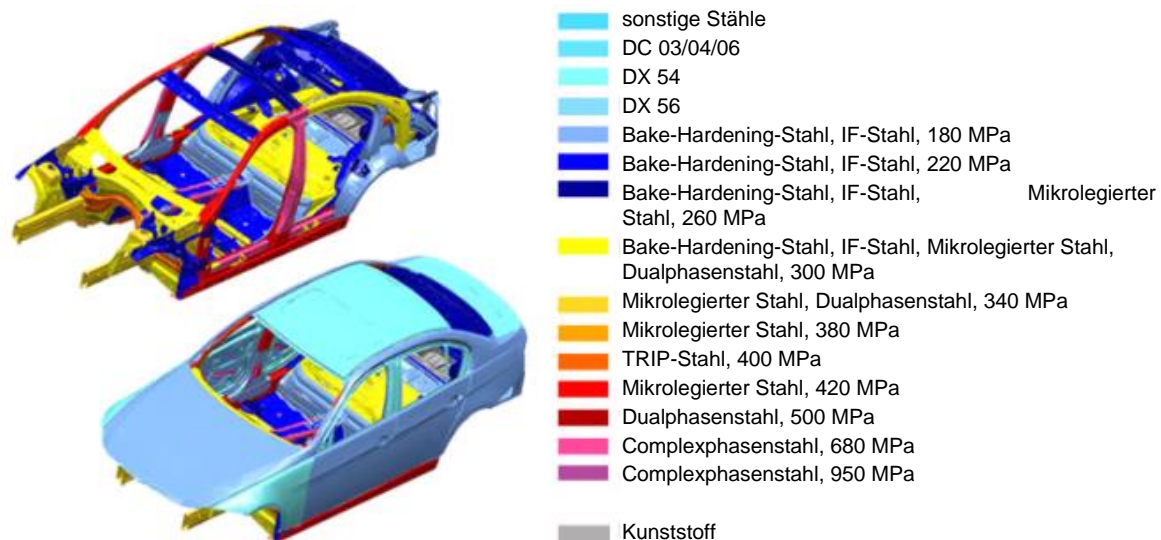


Abbildung 293: Verwendete Stahlwerkstoffe im 3er BMW (Quelle: BMW)

Das Ziel bei der Entwicklung neuer Stahlwerkstoffe ist es, die Verformbarkeit dadurch zu steigern, dass die geometrische, vom Einschnüren der Probe hervorgerufene Entfestigung, möglichst lange durch eine metallurgische Verfestigung kompensiert werden kann.

Zu diesem Zweck werden alle zur Verfügung stehenden Verfestigungsmechanismen ausgenutzt, von der Mischkristallbildung über die (verstärkte) Kaltverfestigung, Feinkornbildung, Ausscheidungshärtung, Zwillingsbildung und Restaustenitumwandlung bis zum Ausbilden feiner Gleitbänder.

Besonders interessant sind die Verformungsmechanismen, die eine verbesserte Umformbarkeit mit einer verstärkten Verfestigung kombinieren wie zum Beispiel bei der Umwandlung des weichen Restaustenit zum sehr festen Martensit.

Auch eine Erhöhung der Festigkeit im Anschluss an die Umformung, wie sie beim Bake-Hardening-Effekt auftritt, wird genutzt. Wichtig ist aber, dass für alle crashrelevanten Bauteile nach dem Umformen noch eine ausreichende Restverformbarkeit für den Crashfall vorhanden ist.

Zusätzlich zu den bisher beschriebenen Werkstoffen sind auch die Vergütungsstähle in das Blickfeld der Entwickler gerückt. Zum Einsatz kommen derzeit Güten, die im austenitisierten Zustand warm umgeformt werden und hierbei härten oder lufthärtende Stähle. Letztere können nach der Umformung einer Wärmebehandlung unterzogen werden. Neben den höheren Festigkeiten können so noch andere Vorteile genutzt werden, wie zum Beispiel das Ausbleiben einer Rückfederung (beim Presshärten).

Der Erfolg dieser Maßnahmen ist offensichtlich. Die Anzahl der bei einem Verkehrsunfall ums Leben gekommenen Fahrzeuginsassen konnte laut statistischem Bundesamt seit 2001 kontinuierlich von 4023 auf 2110 im Jahr 2009 gesenkt werden. Letztlich eine immer noch zu hohe Zahl, deren Reduktion natürlich auch nicht nur auf die Verbesserung der Karosseriewerkstoffe zurückzuführen ist. Auch in allen anderen Bereichen hat es zahlreiche andere Weiterentwicklungen gegeben, sonst würden unsere Traumautos heute so aussehen wie in Abbildung 294 links und nicht wie auf der rechten Seite.



Abbildung 294: Traumwagen; links: fiktives Modell; rechts: Mercedes SLS AMG Baujahr 2009 (Quelle: Daimler)

Obwohl die neuen höchstfesten Stähle auf Grund der geringeren Dichte ihrer Legierungselemente und deren gitteraufweitender Wirkung bis zu 15 % leichter sind als konventionelle Stähle und trotz des verstärkten Einsatzes von Kunststoffen und Leichtmetallen, ist aber eine generelle Gewichtsreduzierung der Fahrzeuge in den vergangenen 100 Jahren nicht zu beobachten.

Die aktuelle Herausforderung bei der Entwicklung neuer hoch manganhaltiger Stahlwerkstoffe ist die Entwicklung einer neuen Fertigungsroute. Auf Grund der hohen Aluminium- und Siliziumgehalte sowie des sehr hohen Mangananteils lässt sich diese sehr interessante Gruppe neuer Werkstoffe nicht mittels Strangguss fertigen. Die derzeit in der Erprobung befindlichen Bandgusstechniken können aber nicht nur dieses Problem beseitigen, sondern erlauben auch eine signifikante Reduzierung der zur Blechherstellung benötigten Energiemenge bzw. des CO₂-Ausstoßes.

Wenn es gelingt, die hieraus resultierende Kostenersparnis bei der Herstellung auf die Bleche umzulegen und letzte Fragen bezüglich ihrer Verarbeitung und Füge-technik zu klären, wird es zukünftig einen noch weitaus stärkeren Einsatz höchstfester Stahlblechwerkstoffe in der Fahrzeugindustrie geben.

9 Literaturverzeichnis

- [AGN06] Agneli, J.; Kneissl, A. C.; Füreder, E.: Ätztechniken für die Phasencharakteristik von niedriglegierten, hochfesten Mehrphasenstählen Praktische Metallographie 43, Nr. 10, S. 489-504, 2006
- [AHR00] Ahrens, U.; Besserdich, G.; Maier, H.-J.: Spannungsabhängiges bainitisches und martensitisches Umwandlungsverhalten eines niedrig legierten Stahls. HTM 55 2000 6, Carl Hanser Verlag München, S. 329-338
- [AHSS06] Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines. International Iron and Steel Institute. 2006 www.worldautosteel.org
- [ASH72] Ashby, M.F.: A first Report on deformation-mechanism maps. Acta Metallurgica 20, Vol. 7, S. 887-889, 1972
- [ASK96] Askeland, D. R.: Materialwissenschaften. Spektrum Akademischer Verlag, Heidelberg, Berlin, 1996
- [AWI07] Awiszus, B. (Hrsg.): Grundlagen der Fertigungstechnik, 3. Auflage, Carl Hanser Verlag München, 2007
- [BAC02] Bach, Fr.-W.; Haferkamp, H.; Doege, E.; Rodman, M.; Schaper, M.; Kurz, G.; Jaschik, C.: Feinblech aus Magnesiumlegierungen für das Tiefziehen. In: Wissenschaftliche Nachrichten: Aktuelle Probleme von Metallurgie 5 (2002), S. 301-304 - The 6 International Scientific and Technical Conference "Plastic Deformation of metals", Dnepropetrovsk, Ukraine, 16-19.09.2002
- [BAC03] Bach, Fr.-W.; Schaper, M.; Jaschik, C.: Influence of Lithium on Hexagonal Closed Packed Magnesium Alloys. In: Kojima, Y.; Aizawa, T.; Higashi, K.; Kamado, S. (Hrsg.): Workshop on Magnesium Platform Science and Engineering 2003, Osaka, Japan, 27.-30.01.03. - zugl. in: Materials Science Forum V. 419-422 (2003), S.1037-1042
- [Bac04] Bach, Fr.-W.: Werkstoffkunde II, Vorlesungsskript Institut für Werkstoffkunde, Leibniz Universität Hannover, 2004
- [BAC05] Bach, Fr.-W.; Nürnberger, F.; Krause, Chr.; Schaper, M.; Grydin, O.: Simulation von Gefügeumwandlungen beim Abschreckhärten aus der Schmiedewärme mittels Zweiphasenströmung. 8. Werkstofftechnisches Kolloquium, Chemnitz, 29. und 30. September 2005
- [BAC06] Bach, Fr.-W.; Schaper, M.; Rodman, M.; Hepke, M. und Roßberg, A.: Optimierter Walzprozess für Magnesiumbleche mit Tiefziehqualität. In: MEFORM 2006: Herstellungs- und Verarbeitungstechnologien für Magnesium- und Aluminiumknetwerkstoffe, 29.-31. März 2006, S. 144-150 ISBN 3-86012-273-8
- [BAC06a] Bach, Fr.-W.; Schaper, M.; Nürnberger, F.; Krause, Chr.; Broer, Chr.: Simulation des Abschreckhärtens mittels Spraykühlung – Wärmeübergang, Gefüge und Härte. HTM 61 (2006) 3, S. 142 - 147
- [BAC06b] Bach, F.-W.; Springer, R.; Gershteyn, G.: Modellierung des Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Vergütungsstähle durch Simulation mikrostruktureller Vorgänge. In: Geiger, M.; Merklein, M.: Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2006, Meisenbach Verlag, Bamberg, 2006

- [BAC08] Bach, Fr.-W.; Schaper, M.; Grydin, O.; Tekkaya, A. E.; Brosius, A.; Cwiekala, T.; Svendsen, B.; Barthel, C.: Efficient modeling and calculation of sheet metal forming using steel LH800, Steel Research. Special Edition to 12th International Conference „Metal Forming 2008“. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2008, S. 99 - 105
- [BAH01] Bhadeshia, H. K. D. H.: Bainite in Steels – Transformation, Microstructures and Properties, 2nd Edition, IOM Communication Ltd. London, 2001
- [BAH79] Bhadeshia, H. K. D. H.; Edmonds, D. V.: Tempered Martensite Embrittlement: Role of Retained Austenite and Cementite. Metal Science, 1979, 325-334
- [BAL07] Bala, P.; Pacyna, J.; Krawczyk, J.: Continuous heating from as-quenched state in a new hot-work steel. In: Archives of Materials Science and Engineering, Vol. 28, No. 9, Sept. 2007, 517-524
- [BAN64] Bandel, G.; Haumer, G. B.: Beitrag zur rechnerischen Ermittlung der Durchvergütbarkeit schwerer Schmiedestücke. Stahl und Eisen 84, 1964, No. 15, 932-946
- [BAR02] Barenbrock, D.: Einfluss verformungsinduzierter Martensitumwandlung auf das Rissfortschrittsverhalten austenitischer Stähle. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2002
- [BAR07] Bargel, H.-J.; Schulze, G.: Werkstoffkunde. 9. Aufl.; Springer-Verlag, Berlin Heidelberg, 2007
- [BAR90] Barna, A.; Barna, P. B.: Analysis of the development of large area surface topography during ion etching. Vacuum 40/1990, Nr. 1/2, S. 115/120.
- [BRA92] Brandes E.A.; Brook, G. B.: Smithells Metals Reference Book, 7. Aufl., 1. Metals, Butterworth-Heinemann Ltd, Oxford 1992
- [BAS99] Bassler, H.-J.: Wechselverformungsverhalten und verformungsinduzierte Martensitbildung bei dem metastabilen austenitischen Stahl X6CrNiTi1810, Dissertation, Universität Kaiserslautern, 1999
- [BEN08] Bender, W.: Resource efficiency in steel industry in Germany -status 2008 Part I: Potentials in steel production. Eisen und Stahl, 2008, (128) Nr. 12
- [BER02] Bergmann, W.: Werkstofftechnik 2.; 3. Auflage, Carl Hanser Verlag, München 2002
- [BER06] Berns, H.; Theisen, W.: Eisenwerkstoffe – Stahl und Gusseisen. 3. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2006
- [BER09] Berglund, D.; Stahl, D.: Pressgehärtete Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaftsprofilen. In: Merklein, M. (Hrsg.): Warmformgebung von höchstfesten Vergütungsstählen. 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Bamberg, Meisenbach, 2009
- [BER83] Bernstein, M. L.; Rahshtadt, A.G.: Werkstoffkunde und Wärmebehandlung von Stahl. Band 2. Grundlagen der Wärmebehandlung. Metallurgiya, Moskau, 1983
- [BES09] Beste, D.: Stahl – Champion im Wettbewerb. Stahl und Eisen 129 (2009) Nr. 5, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf
- [BHA80] Bhadeshia, H. K. D. H.: The lower bainite transformation and the significance of carbide precipitation. In: Acta Metallurgica, Vol. 28, 1103-1114, 1980
- [BLE00] Bleck, W.; Schael, I.: Effect of Temperature and Strain Rate on Dynamic Properties of Low Silicon TRIP Steel. Steel Research 71 (2000) No. 5, S. 173-178

- [BLE02] Bleck, W.: Using the TRIP effect – the dawn of a promising group of cold formable steels. In: De Cooman, B. C. (Hrsg.) International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous Alloys. Proceedings Gent, 2002
- [BLE04] Bleck, W.: Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis. 2. Auflage, Verlag Mainz, Wissenschaftsverlag, Aachen, 2004
- [BLE08] W. Bleck, W.; Imlau, J.; Phiu-on, K.: Neue Methoden für das Design kaltumformbarer Stähle. 20 Jahre Werkstoff-Forum, 07. November 2008, Aachen.
- [BOD00] Bode, R.; Hartmann, G.; Imlau, K. - P.: Stahlfeinbleche für den Automobilbau, Verlag moderne Industrie, Landsberg, 2000
- [BRE09] Brendecke, T.; Götz, O.; Dziemballa, H.: Leichtbau im Fahrwerk durch innovative Werkstoffe und Prozesse. ThyssenKrupp Techforum, 01/2009, ThyssenKrupp AG, Düsseldorf, 2009, ISSN 1612-2763
- Breuer, H.: dtv-Atlas zur Chemie, 3. Aufl. Deutscher Taschenbuchverlag, München 1985
- [BRO07] Brosius, A.; Schaper, M. et al.: Modellierung und Simulation der Warmblechumformung: Aktueller Stand und zukünftiger Forschungsbedarf. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Warmformgebung von höchstfesten Vergütungsstählen. 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Bamberg: Meisenbach, 2007
- [BRO62] Brown, N.; Ekvall, R. A.: Temperatur Dependence of the Yield Points in Iron. Acta Metallurgica 10/1962, S. 1101/1107
- [BUN65] Bundy, F. P.: Pressure Temperature Diagram of Iron to 200 kbar, 900 °C Journal of Applied Physics Vol. 36 Number 2 Feb. 1965
- [CAO93] Cao, J.; Boyce, M. C.: Drawbead Penetration as a control element of material flow. Sheet Metal and Stamping Symposium, Detroit, 1993
- [CAR80] Carstensen, R.: Griechische Sagen. Deutscher Taschenbuchverlag, München, 3. Aufl.; 1980
- [COH77] Cohen, M.: Deformation Induced Nucleation of Martensitic Transformations. Int. Conf. on Martensitic Transformations ICOMAT 77 Kiev, UDSSR (1977) 69-74
- [CON61] Conrat, H.: On the Mechanism of Yielding and Flow in Iron. J. Iron Steel Inst. 198/1961, S. 364/375
- [CRA54] Crafts, W.; Lamont, J. L.: Härbarkeit und Auswahl von Stählen, Springer Verlag, 1954
- [CWI08] Cwiekala, T.; Brosius, A.; Tekkaya, A. E.; Grydin, O.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.; Barthe, C.; Svendsen, B.: Efficient Modelling and Simulation of Process Chains in Sheet Metal Forming and Processing, Steel Research, Aachen: Verlag Stahleisen GmbH, 2008 №10(79), S. 731-737
- [DAH84] Jähnich, W.; Dahl, W.; Klärner, H.-F.; Pitsch, W.; Schauwinhold, D.; Schlüter, W.; Schmitz, H.: Werkstoffkunde Stahl. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1984
- [DAH981] Dahl, W.: Eigenschaften und Anwendung von Stählen – Band 1: Grundlagen, 5. Aufl.; Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen 1998
- [DAH982] Dahl, W.: Eigenschaften und Anwendung von Stählen – Band 2: Stahlkunde, 5. Aufl.; Verlag der Augustinus Buchhandlung, Aachen 1998
- [DEM09] Demir, M.: Hot Stuff – Untersuchung zur schnellen und günstigen Blecherwärmung für die Warmumformung. Produce 06, PZH-GmbH, Garbsen, 2/2009
- [DIN03] DIN 8582: Fertigungsverfahren Umformen – Einordnung, Unterteilung, Begriffe, Alphabetische Übersicht. Berlin, Beuth Verlag, 2003

- [DIN71] DIN 8584: Fertigungsverfahren Zug- Druckumformen: Einordnung, Unterteilung, Begriffe. Berlin, Beuth Verlag, 1971
- [DOE07] Doege, E.; Behrens, B.-A.: Handbuch Umformtechnik - Grundlagen, Technologien, Maschinen. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2007
- [DUM07] A. Dumaya, A.; Chateaua, J-P.; Allainb, S.; Migota, S.; Bouaziz, O.: Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe–Mn–C steel. *Mater. Sci. Eng. A* (2007), doi: 10.1016/j.msea.2006.12.170
- [EBE09] Eberlein, W.: Vergleich verschiedener Stahl- und Designkonzepte für Verstärkung B-Säule. In: M. Merklein (Hrsg.): Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2009, Meisenbach, Bamberg
- [EBE91] Eberhart, J. P.: Structural and chemical analysis of materials. Wiley, 1991
- [ECK69] Eckstein H.-J.: Wärmebehandlung von Stahl, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1969
- [EDM98] Edmonds, D.V.: Innovation in the processing of tonnage materials: examples from the steel and aluminium industries. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998. 83(1-3), S. 1 – 3
- [ENG07] Engels, G.; Wübbenhorts, H.: 5000 Jahre Gießen von Metallen, Gießereiverlag GmbH, Düsseldorf, 2007
- [EUR92] Europa Lehrmittel: Fachkunde Metall. 51. Aufl. Europa-Lehrmittel, Haan-Gruiten, 1992
- [FAD06] Faderl, J.; Radlmayr, K. M.: Ultraform und ultraform PHS – Innovation made by voestalpine. In: Geiger, M.; Merklein, M.: Tagungsband zum 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach, Bamberg, 2006
- [FIS07] Fischer, H.: Stahl allein reicht nicht – vom Werkstoffdesign zum Bauteil. In: Palkowski, H.: Tagungsband 6. Industriekolloquium „Hochfeste Strukturen“ SFB 675, Pipersche Druckerei & Verlag GmbH, Clausthal-Zellerfeld, 2007
- [FLA07] Flaxa, V.; Schoettler, J.: Entwicklung: Produktion und Eigenschaften hochfester Stähle für den Automobilbau. Proceeding of 14th Saxony's Metal Forming Meeting "Werkstoffe und Komponenten für den Fahrzeugbau", Freiberg, Germany, 4-5 December 2007, S. 127 – 136
- [FLO09] Floßdorf, Fr.-J.; Geisler, S.; Wieland, H.-J.: Die Bedeutung des Werkstoffes Stahl für die Kunden der Stahlindustrie. *Stahl und Eisen* 129, Nr. 5, 2009
- [FRI08] Friedrich, H. E.; Treffinger, P.; Kopp, G.; Knäbel, H.: Werkstoffe und Bauweisen ermöglichen neue Fahrzeugkonzepte. In: *Forschung für das Auto von Morgen*, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 74 S., 2008
- [FRO07] Frommeyer, G.: Die Singularitäten des Eisens bestimmen die universellen Eigenschaften der Stähle (Teil 1). *Stahl und Eisen* 127, Nr. 10, 2007
- [FRO07a] Frommeyer, G.: Die Singularitäten des Eisens bestimmen die universellen Eigenschaften der Stähle (Teil 2). *Stahl und Eisen* 127, Nr. 11, 2007
- [FRO07b] Frommeyer, G.: Die Singularitäten des Eisens bestimmen die universellen Eigenschaften der Stähle (Teil 3). *Stahl und Eisen* 127, Nr. 12, 2007
- [FUL08] Fultz, B.; Howe, J.: *Transmission Electron Microscopy and Diffractometry of Materials*. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008
- [GEI06] Geiger, M.; Merklein, M.; Hoff, C.; Roll, K.; Lorenz, D.: Auslegung des Prozessfensters für die Blechumformung höchstfester Vergütungsstähle bei erhöhten Temperaturen. *Forschung für die Praxis P 644*, Forschungsvereinigung Stahlanwendung, Verlags- und Vertriebsgesellschaft mbH, Düsseldorf, 2006

- [GIG04] Gigacher, G.; Bernhard, C.; Kriegner, D. I. W.: Eigenschaften hochmanganhaltiger Stähle unter strangießähnlichen Bedingungen. Berg- und Hüttenmännische Monatshefte, Vol. 149, No. 3, S. 112 – 117, 2004
- [GLÖ84] Glöckner, W.: Das Abiturwissen Chemie. 9. Aufl.; Fischer Taschenbuch Verlag, Frankfurt a. Main, 1984
- [GOO70] Goodchild, L.; Roberts, W. T.; Wilson, D. V.: Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel. In: Acta Metallurgica 18, 1970, S. 1137 - 1145.
- [GOO84] Goodhew, P. J.: Specimen preparation for transmission electron microscopy of materials. Oxford University Press, 1984
- [GOO91] Goodhew, P. J.; Humphreys, F. J.: Elektronenmikroskopie: Grundlagen und Anwendung. London: McGraw-Hill Book Company (UK) Limited, 1991
- [GOT07] Gottstein, G.: Physikalische Grundlagen der Materialkunde. 3. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2007
- [GRA00] Graat, P. C. J.; Predel, B.: Hörerskript zur Vorlesung Werkstoffwissenschaft I, Max Planck Institut für Metallforschung, Stuttgart, 2000
- [GRÄ93] Gräfen, H.: VDI-Lexikon Werkstofftechnik. VDI Verlag, Düsseldorf, 1993
- [GRAE00] Grässel, O.: Entwicklung und Charakterisierung neuer TRIP/TWIP-Leichtbaustähle auf der Basis Fe-Mn-Al-Si. Dissertation, Technische Universität Clausthal, 2000
- [GRE00] Grell, K.-L.: Bauteil, insbesondere Wälzlager- und Motorenbauteil. Patent DE19834361A1 03.02.2000
- [GRI66] Griffiths, D.; Riley, J. N.: Dislocation arrangements in deformed polycrystalline 3 % silicon-iron. Acta Metallurgica 14/1966, Nr. 6, S. 755 – 773
- [GRO06] Grobrecht, J.: Werkstofftechnik – Metalle. 2. Aufl.; Oldenburg Verlag, München, Wien, 2006
- [GRU09] Gruchot, D.: Baosteel errichtet neues Kaltwalzwerk für Hochleistungswerkstoffe. Stahl und Eisen 129, Nr. 8, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf, S. 39 - 46, 2009
- [GRY09] Grydin, O.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.: Analysis of microstructure evolution during cold deformation of air-hardening steel LH800. Proc. of the EPD Congress of TMS2009, San Francisco, 15th-19th February 2009, p. 91-100
- [HAA94] Haasen, P.: Physikalische Metallkunde. 3. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1994
- [HAF01] Haferkamp, H.; Doege, E.; Kurz, G.; Schaper, M.; Rodman, M.; Jaschik, C.: Einfluss der Walzparameter auf das Umformverhalten von Magnesiumblechen. Beitrag auf dem Kolloquium Wirkmedien-Blechumformung, Dortmund, 11.12.2001, S.17-24, ISBN 3-00-008740-0
- [HAF02] Haferkamp, H.; Doege, E.; Schaper, M.; Jaschik, C.; Rodman, M. und Kurz, G.: Einfluss der Walzparameter auf das Umformverhalten von Magnesiumblechen. In: Metall 56, Nr. 12, S. 712 – 716, 2002
- [HAI89] Haidemenopoulos, G. N.; Grujicic, M.; Olson, G. B.; Cohen, M.: Transformation Microyielding of Retained Austenite. Acta Metallurgica A Vol. 37A/6 (1989), S. 1677-1682
- [HAS08] Hasse, S.: Gefüge der Gusseisenlegierungen. Schiel und Schön, Berlin, 2008
- [HEM08] Hemker, K. J.; Nix, W. D.: Seeing is believing. Nature Materials, Vol. 7. Feb. 2008, Nature Publishing Group, 2008

- [HER04] Hering, E.; Martin, R.; Stohrer, M.: Physik für Ingenieure. 9. Auflage, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2004
- [HIL48] Hill, R.: A theory of the yielding and plastic flow of anisotropic metals. In: Proceedings of the Royal society, London A193, 1948, S. 281-297
- [HOR08] Hornbogen, E.; Eggeler, G.; Werner, E.: Werkstoffe. 9. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 2008
- [HOR78] Horn, R. M.; Ritchie, R. O.: Mechanisms of Tempered Martensite Embrittlement in Low Alloy Steels Metallurgical Transactions. Vol. 9A (1978) 1039-1053
- [HOR92] Horstmann, D.: Das Zustandsschaubild Eisen-Kohlenstoff. 5. Aufl.; Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1992
- [HOR93] Hornbogen, E.; Strotzki, B.: Werkstoff-Mikroskopie; Direkte Durchstrahlung mit Elektronen zur Analyse der Mikrostruktur. 2. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, 1993
- [HOU90] Hougardy, H. P.: Umwandlung und Gefüge unlegierter Stähle. 2. Auflage, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1990
- [HUL07] Hull, D.; Bacon, D. J.: Introduction to Dislocations. 4. Aufl.; Butterworth & Heinemann, Oxford, 2007
- [HUL84] Hull, D.; Bacon, D.: Introduction to Dislocations. 3rd ed.; Butterworth & Heinemann, 1984
- [ISO04] International Standard ISO 12004: Metallic materials – guidelines for the determination of forming-limit diagrams.
- [JAR07] Jaroni, U.; Grüneklee, A.: Die Herausforderung neuer Werkstoffe für die Umformtechnik. In: H. Palkowski: Tagungsband 6. Industriekolloquium „Hochfeste Strukturen“ SFB 675, Pipersche Druckerei & Verlag GmbH, Clausthal-Zellerfeld, 2007
- [JOH62] Johnson, P. C.; Stein, B. A.; Davis, R. S.: Temperature Dependence of Shock-Induced Phase Transformation in Iron. Journal of Applied Physics, Vol 33 Number 2 Feb. S. 557 – 561, 1962
- [JOH92] John, V.: Introduction to Engineering Materials. 3rd ed.; MacMillan Press, 1992
- [JOS87] Jost, N.; Hornbogen, E.: Martensitic transformations after precipitation and work-hardening of austenite in Fe-Ni-Co-Ti alloys. Phase Transformations '87, July 6th to 10th, 1987, Cambridge, 405
- [KAL09] Kalpakjian, S.; Schmid, S.; Werner, E.: Werkstofftechnik, Pearson, 2009
- [KAM06] Kamrath & Weiss GmbH, Handbuch Zug-Druckmodul 10000 N, 2006.
- [KAM08] Kamp, M.: Nutzung der spannungs- und verformungsinduzierten Martensitbildung zum Nachweis mechanischer Belastungen an lokal umgeformtem metastabilen austenitischen Stahl X5CrNi 18-10. Dissertation, Leibniz Universität Hannover, 2008
- [KÄM09] Kämpfer, S.: Forschungsinnovation für den Kunden. Stahl und Eisen, 129, Nr. 6
- [KAS94] Kaspar, R.; Lotter, U.; Biegus, C.: Steel Research 65 (1994), No. 6, 242
- [KEH63] Keh, A. S.; Weissmann, S.: Deformation Substructure in Body-centered Cubic Metals. Electron Microscopy and Strength of Crystals Interscience Publishers, New York, 1963, S. 231/300
- [KEL73] Kelly, A.: Strong Solids. Clarendon Press, Oxford, 1973
- [KLA92] Klaar, H. J.; et al.: Ringversuch zur quantitativen Ermittlung der Versetzungsdichte im Elektronenmikroskop. Praktische Metallographie, Hanser Verlag, München, 29/1992, Nr. 1, S. 3/25

- [KLI09] Klinkenberg, C.; Bilgen, C.; Klein, C.; Schlüter, J.: 20 Years of CDP Technology – Developments and Advanced Concepts. Meform 2009, Metal Forming: Production and Subsequent Processing of Flat Products. Freiberg 2009
- [KON96] Koneva, N. A.: Classification, evolution and self-organization of dislocation structures in metals and alloys, Physika. No. 6, S. 99-107, 1996
- [KON97] Koneva, N. A.; Kozlov, E. V.; Trishkina, L. I.; Perkarskaya, E. E.: Thermodynamics of substructure transformations under plastic deformation of metals and alloys. Materials Science and Engineering A234-236, 1997, 614-616
- [KRA00] Kraus, V.: Tepelné zpracování a slinování, ZCU Plzen, 2000
- [KRA03] Kramer, C.; von Starck, A. (Hrsg.): Praxishandbuch Thermoprozess-Technik 2, Band II: Prozesse - Komponenten – Sicherheit. Oldenburg Industrieverlag, München, 2003, ISBN 978-3-8027-2923-2
- [KRA06] Krause, C.; Gretzki, T.; Nürnberger, F.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.: Messung der Spraycharakteristik zur Bestimmung des Wärmeübergangskoeffizienten bei der Spraykühlung. Forschung im Ingenieurwesen 70, 2006, 4, S. 237-242
- [KRA08] Krause, C.: Randschichtvergüten verzahnter Bauteile mittels einer Wasser-Luft-Spraykühlung. Berichte aus dem IW ; 2008, Garbsen : PZH, Produktionstechn. Zentrum, Dissertation, Leibniz Universität Hannover
- [KRA09] Krause, C.; Springer, R.; Gershteyn, G.; Dudzinski, W.; Bach, Fr.-W.: In-situ high temperature microstructural analysis during tempering of 42CrMo4 using transmission electron microscopy. International Journal of Materials Research 2009/07, S. 991-1000, 2009
- [KRA99] Kranz, S. W.: Mechanisch-technologische Eigenschaften metastabiler austenitischer Edelstähle und deren Beeinflussung durch den TRIP-Effekt. Dissertation, Rheinisch Westfälische Technische Hochschule, Aachen, 1999
- [KRE85] Kreitner, F.; Apfelmaier, K.: Einfluss von Spurenelementen auf die Warmformbarkeit von Stählen und Nickelbasislegierungen. In: Spurenelemente in Stählen, Stahleisenberichte, Verlag Stahl Eisen, Düsseldorf, 1985
- [KRÖ07] Kröff, A.; Büscher, M.: ScaLight - die Basis für zukünftige Rohbauarchitekturen. in: H. Palkowski: Tagungsband 6. Industriekolloquium „Hochfeste Strukturen“ SFB 675, Pipersche Druckerei & Verlag GmbH. Clausthal-Zellerfeld, 2007
- [KRU07] Kruglova, A.; Orlov, V.; Khlusova, E.: Metall Science and Heat Treatment 49 (2007), No. 11-12, 556
- [KUB82] Kubaschewski, O.: Iron, binary phase diagrams.: Springer Verlag [u.a.], Berlin, 1982
- [KUH03] Kuhlmeier, A.: Simulation der Entstehung von Versetzungsstrukturen am Beispiel von AlMg5Mn. Dissertation, Hannover, 2003
- [KUN07] Kuntz, M.; Lempenauer, K.; Staufner, W.; Roos, E.: Verformungsmechanismen hoch manganhaltiger austenitischer TWIP-Stähle. Stahl und Eisen 127, Nr. 12, 2007
- [KUS09] Kustra, P.; Milenin, A.; Schaper, M.; Gridin, A.: Multi Scale Modelling and Interpretation of Tensile Test of Magnesium Alloys in Micro chamber for the SEM. Computer Methods in Materials Science, Vol. 9, No. 2, S. 207 – 214, 2009

- [LAE06] Läßle, V.: Wärmebehandlung des Stahls, Verlag Europa Lehrmittel, Haan-Gruiten, 6. Aufl.; 2006
- [LAN08] Lange, E.: Stahl im Automobilbau: Leichtbau setzt sich im Fahrzeugbau durch: Sicher auf Achse. Stahl und Eisen, 128 (2008) Nr. 5
- [LAN84] Lange, K.: Lehrbuch der Umformtechnik: Handbuch für Industrie und Wissenschaft. Band 1: Grundlagen. 2. Aufl.; Springer Verlag, Berlin, 1984
- [LAN92] Lan, Y.: Verfestigungsverhalten und Versetzungsstruktur von Eisen und Aluminium bei niedriger Temperatur. Dissertation, RWTH Aachen, Düsseldorf: VDI, Reihe 5, Nr. 249, 1992
- [LAN97] Lange, G.: Einteilung, Ursachen und Kennzeichen der Brüche. In: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle, 4. Aufl.; Deutsche Gesellschaft für Metallkunde e.V.; Oberursel, 1997
- [LEC06] Lechler, J.; Merklein, M.; Geiger, M.: Beschreibung des mechanischen Werkstoffverhaltens beim Warmumformen höchstfester Vergütungsstähle. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Robuste verkürzte Prozesskette für flächige Leichtbauteile. 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 13-30, 2006
- [LEC09] Lechler, J.: Beschreibung und Modellierung des Werkstoffverhaltens von presshärtbaren Bor-Manganstählen. Meisenbach Verlag, Bamberg, 2009
- [LEI69] Leimbach, H. G.: Anlaßuntersuchungen am gehärteten Stahl 100 Cr 6 unter Berücksichtigung einer Tiefkühlbehandlung. Dissertation, Universität Karlsruhe, 1969
- [LEN06] Lenze, F.-J.; Sikora, S.: Herstellung von Karosseriebauteilen aus warmgeformten höchstfesten Stahlwerkstoffen. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Robuste verkürzte Prozesskette für flächige Leichtbauteile. 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Bamberg: Meisenbach Verlag, S. 1-12, 2006
- [LEN07] Lenze, F.-J.; Bian, J.; Sikora, S.: Einsatz pressgehärteter Stähle im Karosseriebau: Stand und Trends der Entwicklung. In Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen. 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 13-21, 2007
- [LEN09] Lenze, Fr.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Meurer, M.: Warmformung – Innovatives Fertigungsverfahren für den Leichtbau im Stahl. ThyssenKrupp Techforum, 01/2009, ThyssenKrupp AG, Düsseldorf, 2009, ISSN 1612-2763
- [LEN09a] Lenze, Fr. J.; Prange, W.: Umformverhalten höher- und höchstfester Mehrphasenstähle. ThyssenKrupp AG, Duisburg, 2009
- [LEN09b] Lenze, Fr.-J.; Sikora, S.; Banik, J.; Gerber, T.; Laurenz, R.: Herstellung von gewichtsoptimierten Strukturbauteilen durch den Einsatz presshärtbarer Stähle. In: M. Merklein (Hrsg.): Tagungsband zum 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 1-16, 2009
- [LEV44] Levenberg, K.: A Method for the Solution of Certain Non-linear Problems in Least Squares. In: Quarterly of Applied Mathematics, 2(2): 164-168, July 1944
- [LIN75] Lin-Gun, L.; Bassett, W. A.: J. Geophysik Res. 80 (1975), S. 3777
- [LIT95] Litvinov, V. S.: Interatomic Interaction in Iron-Manganese Alloys and their Stability and Properties. Metal Science and Heat Treatment, Vol. 37 No. 9-10, 1995, Plenum Publishing Cooperation
- [LUD09] Ludwig, P.: Elemente der technologischen Mechanik, Verlag J. Springer, Berlin, 1909

- [LYR90] Lyra, A.; Dahl, W.: Einfluss verschiedener Dehnungszustände auf das Umwandlungsverhalten von Stahl. *Steel research* 61 (1990), No. 2, S.72-76
- [MAH08] Mahapatra, R.; Blejde, W.; Fisher, F.; Campbell, P.; McQuillis, G.: The cast strip process – the current status of commercial low-carbon steel strip casting. *Stahl und Eisen* 128, (2008) Nr. 11, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf.
- [MAL05] Malachevsky, M. T.; D'Ovidio, C. A.: SEM investigation of the critical current degradation onset in BSCCO-2223 multifilamentary tapes submitted to bending. *Superconductor Science and Technology*, 18, 2005, S. 289-293
- [MAL76] Malinov, L. S.; Kharlanova, E. Ya.; Golubovich, L. A.: Phase Transformation during Deformation of High-Manganese Alloy G22. *Zhadanov Metallurgical Institute. Translated from Metallovedenie I Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 2, Plenum Publishing Cooperation, Feb. 1796
- [MAN70] Mangonon, P.; Thomas, G.: The martensite Phases in 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions* 1, 1970, S. 577-586.
- [MER03] Mertens, A.: *Tailored Blanks, Stahlprodukte für den Fahrzeug-Leichtbau*. Bibliothek der Technik, Band 250, Verlag Moderne Industrie, Landsberg, 2003
- [MAR63] Marquardt, D. W.: An Algorithm for the Least-Squares Estimation of Nonlinear Parameters. *SIAM Journal of Applied Mathematics*, 11(2), 431-441, June 1963
- [MAS96] Massler, O.; Langner, W.; Sockel, H. G.: *Optimierung von Strahlparametern, Ätzzraten und Lochdimensionen*. Anwendertreffen Ionenätzen mit der RES 010, BAL-TEC, Erlangen 1996
- [MCD96] McDonough, W. F.; Sun, S.: *Chemical Geology* 120, S. 223, 1996
- [MCE72] Mc Elroy, R. J.; Szkopiak, Z.: C.Dislocation-Substructure-Strengthening and Mechanical-Thermal Treatment of Metals. *International Metallurgical Reviews, The Institute of Metals*, Band 17, Review 167, 1972, S. 175/202
- [MER06] Merklein, M.: *Charakterisierung von Blechwerkstoffen für den Leichtbau*. Meisenbach Verlag, Bamberg, 2006, ISBN 987-3-87525-244-6
- [MEY05] Meyer, L.: *Stahl im Automobilbau*, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2005
- [NEU69] Neumann, P.: *Acta Metallurgica*. 17 (1969) 1219
- [NN61] *Stahl-Eisen-Prüfblatt 1510-61: Mikroskopische Prüfung von Korngröße mit Bildreihen*. 1. Ausgabe, Dez. 1961
- [NOC76] Nocke, G.; Jänsch, E.; Lenk, P.: Untersuchungen zum Spannungseinfluss auf das isothermische Umwandlungsverhalten des übereutektoiden Stahls UR38CrMoV21.14, *Neue Hütte* 21, S. 468-473, 1976
- [NUE08] Nürnberger, F.; Yu, Z.; Wilkening, L.; Grydin, O.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.: Simulation der Eigenspannungsentwicklung beim Abschrecken von Zylindern aus 42CrMo4 mittels Spraykühlung. *Conf. Proc.: ANSYS Conference & 26th CADFEM Users' Meeting 2008*, October 22-24, Darmstadt, 2008
- [NUE09] Nürnberger, F.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.; Mozgova, I.; Kuznetsov, K.; Halikova, A.; Perederieieva, O.: Prediction of continuous cooling diagrams for the precision forged tempering steel 50CrMo4 by means of artificial neural networks. *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2009, Article ID 582739, 10 pages, 2009. doi:10.1155/2009/582739

- [NUE09a] Nürnberger, F.; Grydin, O.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.; Evertz, Th.; Kluge, U.: Isothermal microstructural transformations of the heat-treatable steel 42CrMo4 during heat-treatment following hot-forming. Steel Research international, Vol. 80, 12/2009, S. 899 - 905, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf
- [NUE09b] Nürnberger, F.; Grydin, O.; Yu, Z.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.: Simulation of integrated heat-treatment of precision forged components using a gear wheel of hardening and tempering steel 42CrMo4 as an example. Steel Research 12/2009, S. 991 -1000, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf
- [OES92] Österle, W.: Zur Problematik der elektronenmikroskopischen Ermittlung der Versetzungsdichte in kaltverformten kohlenstoffarmen Stählen. Praktische Metallographie, Hanser Verlag, München 29/1992, Nr. 8, S. 400/413
- [OHM02] Ohmori, Y.: Crystallographic aspects of bainite transformation in steels. Scripta Materialia 47 (2002), S. 201-206
- [ORL73] Orlich, J.; Rose, A.; Wiest P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Band 3. Zeit-Temperatur-Austenitisierung-Schaubilder. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1973, S. 264
- [ORO34] Orowan, E.: Plasticity of crystals. Zeitschrift für Physik, 89, (1934) S. 605-659
- [OVE08] Overmaat, B.; Ratzek, U.: ThyssenKrupp Steel als Entwicklungshelfer der Automobilindustrie. Stahl und Eisen 128 (2008) Nr. 5, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf
- [OVE09] Overmaat, B.: Vom Werkstofflieferanten zum Entwicklungspartner. Konstruktion, Zeitschrift für Produktentwicklung und Ingenieurwerkstoffe. (61) 7/8 2009, Springer-VDI-Verlag, Düsseldorf
- [PAL07] Palkowski, H.; Brück. A.: Nutzung des Bake-Hardening-Effektes zur lokalen Eigenschaftsänderung von Strukturbauteilen. In: H. Palkowski: Tagungsband 6. Industriekolloquium „Hochfeste Strukturen“ SFB 675, Pipersche Druckerei & Verlag GmbH. Clausthal-Zellerfeld, 2007
- [PAN05] Panfilov, P.E.: Plastische Verformung und Bruch in Metallen mit kubisch flächenzentriertem Gitter. Habilitationsschrift, Ekaterinburg, Staatliche Universität des Urals, 2005
- [PAU05] Paul, S.; Volker, Flaxa, V.; Fritzsche, Ch.; Koll, T.; Otto, M.; Georgiew, A.: Hot Dip Galvanised Dual Phase Steels for Automotive Applications. Presentation Conference Steels in Cars and Trucks, 10, 2005, Wiesbaden, Germany, June 05-10, 2005
- [PET06] Petzow, G.: Metallographisches, Keramographisches, Plastografisches Ätzen, 6. Aufl., Gebrüder Bornträger Berlin, Stuttgart 2006
- [PRA01] Prahl, U.; Kaluza, W.; Kim, I.; Bleck, W.: Ermittlung von Grenzformspannungsdiagrammen (FLSD) zur Werkstoffcharakterisierung für die Blechumformung. 2. Kolloquium zum DFG-Schwerpunktprogramm SPP-1098 Wirkmedienblechumformung, Dortmund, 2001
- [PUD04] Pude, F.; Bach, Fr.-W.; Louis, H.; Schaper, M.; Wilk, P.: Welding of metal foils by means of single high velocity water droplets. Beitrag auf der 7th International Conference on WATER JETTING, Advances and Future Needs, Mainz, Germany, 7 - 9 Sept. 2004
- [RAB07] Rabelbauer, R.; Brück, U.; Frommeyer, G.: Entwicklung und Eigenschaften ultrahochfester und supraduktiler TRIPLEX-Stähle für den Fahrzeugbau. In: H. Palkowski: Tagungsband 6. Industriekolloquium „Hochfeste Strukturen“ SFB 675, S. 153 -162, Pipersche Druckerei & Verlag GmbH, Clausthal-Zellerfeld, 2007

- [RAC95] Rackers, K. G.; Thomas, B. G.: Clogging in Continuous Casting Nozzles. 78. Steel Making Conference, Proceedings, Iron and Steel Society, Warrendale, PA, Vol. 78, 1995, S. 723-734
- [RAD80] Rademacher, L.: Fachbericht Hüttenpraxis Metallweiterverarbeitung. Nr. 18, S. 662/78, 1980
- [RED07] Redeker C.; F.; et al.: Metallurgical methods for the production of steels with high manganese contents in the range of 12 to 25% wt. In: CSM-VDEh-Seminar on Metallurgical Fundamentals. S. 12, 2007
- [RIE00] Riehle, M.; Simmchen, E.: Grundlagen der Werkstofftechnik. 2. Aufl.; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 2000
- [RIV83] Rivlin, V. G.: Phase equilibria in iron ternary alloys. XII: Critical review of constitution of aluminium-iron-manganese and iron-manganese-silicon systems. International metals reviews, 1983, 28(6), S. 309-337
- [ROE06] Rösler, J.; Harders, H.; Bäker, M.: Mechanisches Verhalten der Werkstoffe. 2. Auflage, B.G. Teubner Verlag / GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden 2006
- [ROH09] Rohde-Brandenburger, K.; Obernolte, J.: CO₂-Potential durch Leichtbau im PKW. MP Materials Testing, 51, 1-2, Carl Hanser Verlag, München, 2009
- [SAL08] Anlagen und Verfahren Technische Dokumentation der Salzgitter Flachstahl GmbH. Salzgitter Flachstahl GmbH, Salzgitter, 2008
- [SAN01] Sanders, R. E.; Technology innovation in aluminum products. Jom-Journal of the Minerals Metals & Materials Society, 2001. 53(2), S. 21-25
- [SCHÄ04] Schäperkötter, M.: Werkstoffverhalten und Spanbildung bei der Hochgeschwindigkeitszerspannung von C45E. Dissertation, Leibniz Universität Hannover
- [SCHÄ05] Schäperkötter, M.; Eichholz, H.; Kroos, J.; Niemeyer, M.; Schmidt-Jürgensen, R.; Spitzer, K.-H.: Direct Strip Casting (DSC) – an option for the production of HSD steel grades. 1st International Conference Super-high Strength Steels, 2005, Rom
- [SCHA06] Schaper, M.: Alles wirklich Wissenswerte über Metalle in nur 20 Minuten. In: 1. Aachener Oberflächentechnik Kolloquium 2006, Schriftenreihe Oberflächentechnik, Band 4, Hrsg.: Prof. Dr.-Ing. K. Bobzin, 2006, Aachen
- [SCHA09] Schaper, M.; Grydin, O.: Experimentelle Untersuchungen der Mikrostrukturentwicklung und mechanischen Eigenschaften von Metallen mittels Zug/Druck/Biegemodul im Rasterelektronenmikroskop. DGM-Tagung „Metallographie 2009“, S. 139-144, in: Fortschritte in der Metallographie, Sonderbänder der Praktischen Metallographie 41, Werkstoffinformationsgesellschaft, Frankfurt
- [SCHA08a] Schamari, U.: Stahlhersteller und Automobilbauer suchen gemeinsame Lösungen. Stahl und Eisen 128, 2008, Nr. 8
- [SCHA08b] Schamari, U.: Stahl im Automobilbau: Umformung hoch- und höherfester Stähle: Stahl in Bestform. Stahl und Eisen 128, 2008, Nr. 5
- [SCHA09a] Schamari, U.: Innovative Werkstoffkonzepte für die Fahrzeugtechnik der Zukunft. Stahl und Eisen 129, 2009, Nr. 3
- [SCHA13] Schaper, M.; Grydin, O.; Nürnberger, F.: Microstructure evolution of the air-hardening steel LH800 due to heat treatment, In: Journal of Heat Treatment and Materials 68 (1), S.(2013) 42–48
- [SCHA96] Schatt, W.; Worch, H.: Werkstoffwissenschaft. 8. Aufl.; Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1996
- [SCHÖ80] Schönfeld, K.-H.; Krumpholz, R.: Härtereitechnische Mitteilungen Nr. 35, 1980, S. 215/19

- [SCHR95] Schrinivas, V.; Varma, S. K.; Murr, L. E.: Deformation-induced characteristics in 304 and 316 stainless steels during room-temperature rolling. *Metallurgical and Materials Transactions* 26A , 1995, S. 661-671
- [SCHU03] Schultz, L.; Freudenberg, J.: *Physikalische Werkstoffeigenschaften*. Skript zur Vorlesung, Leibniz Institut für Festkörper und Werkstofforschung Dresden, Institut für metallische Werkstoffe, 2003
- [SCHU07] Schumann, H.; Oettel, H.: *Metallografie*. 14. Aufl.; Wiley-VCH Verlag GmbH & Co, Weinheim, 2007
- [SEE65] Seeger, A.: *Moderne Probleme der Metallphysik*. Springer Verlag, Berlin 1965
- [SHE09] Sheiki, S.; Angerbauer, A.; Wuppermann, C.-D.: Entwicklungen auf dem Gebiet der Flachstahlprodukte. *Stahl und Eisen* 129, 2009, Nr. 8, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf
- [SHI91] Shibuya, K.; Ozawa, M.: Strip Casting Techniques for Steel. *Isij International*, 1991, 31(7), S. 661-668
- [SIM07] Zug-, Druckversuche. http://www.simbau.de/kennwerte/zug_druck.html, 04.12.2007
- [SIM89] Simon, H.: *Rechnergestützte Ziehteilauslegung mit elementaren Berechnungsmethoden*. Universität Hannover, Dissertation, 1989
- [SIZ09] N. N.: *Stahlinnovationen zünden Feuerwerk*. *Stahl und Eisen* 129, 2009, Nr. 8, Verlag Stahl und Eisen, Düsseldorf
- [SMI71] Smith, Y. E.; Sivert, C. A.: *Metall. Trans.* 2, 1971, 25
- [SPE72] Speich, G. R.; Leslie, W. C.: Tempering of Steel *Metallurgical Transactions* 3, (1972) 1043-1054
- [SPR08] Springer, R.; Lechler, J.; Stöhr, T.; Karbasian, H.; Schaper, M.; Merklein, M.; Brosius, A.; Tekkaya, A. E.: Prognose der mechanischen Bauteileigenschaften bei Presshärt-Prozessen anhand mikrostruktureller und umformtechnischer Zusammenhänge. In: M. Merklein (Hrsg.): *Tagungsband zum 3. Erlanger Workshop Warmblechumformung 2008*, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 87-106, 2008
- [SPR09] Springer, R.; Gershteyn, G.; Schaper, M.: Transmissionselektronenmikroskopische Bestimmung der Phasenanteile von pressgehärtetem Vergütungsstahl 22MnB5 zur Verwendung in der numerischen Prozessanalyse. In: Merklein, M.; Lechler, J. (Hrsg.): *Warmformgebung von höchstfesten Vergütungsstählen*. 4. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 33-44, 2009
- [STA08] Stanková, H.: Einfluss der inkrementellen Deformationen bei der thermomechanischen Behandlung auf die Eigenschaften von TRIP-Stählen. *Schriftenreihe: Werkstoffverhalten Band 003*, Dissertation, Technische Universität Chemnitz, 2008
- [STA09] *Stahlinstitut VDEh: Stahlfibel*, Verlag Stahleisen, 2009
- [STE06] *Steel Manual*. Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2007
- [STE07] Steinhoff, K.; Maikranz-Valentin, M.; Weidig, U.; Paar, U.; Gücker, E.: Bauteile mit maßgeschneiderten Eigenschaften durch neuartige thermomechanische Prozessstrategien in der Warmblechumformung. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): *Warmformgebung von höchstfesten Vergütungsstählen*. 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 1-12, 2007

- [STO07] Stopp, R.; Schaller, L.; Lamprecht, K.; Keupp, E.; Deinzer, G.: Warmblechumformen in der Automobil-Serienfertigung, Status, Trends, Potentiale. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): Warmumformung von höchstfesten Vergütungsstählen, 2. Erlanger Workshop Warmblechumformung, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 23-36, 2007
- [SWA63] Swann, P. R.: Dislocation Arrangements in Face-Centered Cubic Metals and Alloys, *Electron Microscopy and Strength of Crystals*. (Hrsg) Thomas, G.; Washburn, J.; Interscience, New York, 1963, S. 131-181
- [TAH82] Taha, M. A.; et al.: Dendrite morphology of several steady state unidirectionally solidified iron base alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 1982, 13(12), S. 2131-2141
- [TAM82] Tamura, I.: Deformation Induced Martensitic Transformation and Transformation Induced Plasticity. *Steels Metal Science* 16, 1982, 245-252
- [TEK08] Tekkaya, A. E.; Brosius, A. T.; Cwiekala, T.; Bach, Fr.-W.; Grydin, O.; Schaper, M.; Svendsen, B.; Barthel, C.: Zeiteffiziente Prozesskettenmodellierung und –berechnung in der Blechumformung und -verarbeitung. Tagungsband zur MEFORM 2008. Simulation von Umformprozessen. Freiberg, Technische Universität Bergakademie Freiberg, 2008, S. 262-274
- [TEL88] Telle, R.: Boride - eine neue Hartstoffgeneration?, *Chemie in unserer Zeit*, 22. Jahrg. 1988, Nr. 3, S. 93 - 99
- [TEP09] Teplyakova, L.; Gershteyn, G.; popova, N.; Kozlov, E.; Igantenko, L.; Springer, R.; Schaper, M.; Bach, Fr.-W.: Scale-dependent hierarchy of structural elements in the microstructure of thermomechanical treated ferritic steels with residual austenite. *Mat.-wiss. u. Werkstofftechnik*. 2009, 40, No. 9, Wiley-VCH Verlag, Weinheim; DOI: 10.1002/mawe.200900503
- [THY00] ThyssenKrupp: Stahlfeinbleche für den Automobilbau: Herstellung, Verarbeitung und Einsatzbereiche. *Bibliothek der Technik* 202, Verlag Moderne Industrie, Landsberg/Lech, 2000
- [THY08] Produktinformation Mehrphasenstähle – Stand September 08. ThyssenKrupp Steel AG, Duisburg, 2008
- [THY09] ThyssenKrupp Magazin 1, Januar, F.A.Z.-Institut für Management-, Markt- und Medieninformation GmbH, Frankfurt/Main, 2009
- [TKS08] ThyssenKrupp Steel DP-W and DP-K Dual Phase Steels - For the manufacture of complex high-strength structural elements. Product information Dual-phase steels, ThyssenKrupp Steel AG, Duisburg, 2008
- [TKS08a] ThyssenKrupp Steel Complex-phase steels CP-W and CP-K For the Production of low weight high-strength crash-relevant structural components and reinforcement. Product information Dual-phase steels, ThyssenKrupp Steel AG, Duisburg, 2008
- [VAR94] Varma, S. K.; Kalyanam, J.; Murr, L. E.; Schrinivas, V.: Effect on grain size on deformation-induced martensite formation in 304 and 316 stainless steel during room temperature tensile testing. *Journal of materials science letters*, 13, 1994, S. 107-111
- [VDE08] Erscheinungsformen von Rissen und Brüchen metallischer Werkstoffe, 2. Auflage, Verein Deutscher Eisenhüttenleute, Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 2008
- [VDE851] Verein deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.): *Werkstoffkunde Stahl. Band 1 Grundlagen*. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1985
- [VDE852] Verein deutscher Eisenhüttenleute (Hrsg.): *Werkstoffkunde Stahl. Band 2 Anwendung*. Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, 1985

- [VOL72] Volosevich, P.; Gridnev, N.; Petrov, Y. N.: Investigation of the structural changes of austenite during the martensitic transformation in steels with higher stacking fault energy. *The Physics of Metals and Metallography* 34, 1972, S. 108-113
- [VOL89] Vollertsen, F.; Vogler, S.: *Werkstoffeigenschaften und Mikrostruktur*. Hanser Verlag, München, 1989
- [WAL99] Walter, S.: Beitrag zu den Werkstoffversagensmechanismen beim Gesenkschmieden. Dissertation, Universität Hannover, Düsseldorf: VDI, Reihe 5, Nr. 549, 1999
- [WAS37] Wassermann, G.: Untersuchung an einer Eisen-Nickel-Legierung über die Verformbarkeit während der α - γ -Umwandlung. *Arch. Eisenhüttenwes.* 10, 1937, No. 7. S. 321-325
- [WEB68] Webster, D.: Increasing the Toughness of the Martensitic Stainless Steel AFC 77 by Control of Retained Austenite Content, Ausforming and Strain Aging. *Trans. ASM Quart* 61, 1968, S. 816-828
- [WEC83] Weck E.; Leistner E.: *Metallographische Anleitung zum Farbaetzen nach dem Tauchverfahren. Teil 2. Farbätzmittel nach Beraha und ihre Abwandlungen*. Dt. Verl. für Schweisstechnik, Düsseldorf, 1983, S. 86
- [WEE92] Weertman, J.; Weertmann, J. R.: *Elementary Dislocation Theory*. Oxford University Press, New York, 1992
- [WEI98] Weise, A.: Entwicklung von Gefüge und Eigenspannungen bei der thermomechanischen Behandlung des Stahls 42CrMo4. *FLUX*, Chemnitz, 1998, S. 1-155
- [WER06] Werkstoffblatt Lufthärtbarer Vergütungsstahl, in warm- und kaltgewalzter Ausführung. Salzgitter Flachstahl GmbH, November 2006, S. 9
- [WEV61] Wever, F.; Rose, A.: *Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Bd. 1*. Verlag Stahleisen M. B. H., Düsseldorf, 1961
- [WIL06] Wilsius, J.; Hein, P.; Kefferstein, R.: Status and future trends of hot stamping of USIBOR 1500. P. In: Geiger, M.; Merklein, M. (Hrsg.): *Robuste verkürzte Prozesskette für flächige Leichtbauteile. 1. Erlanger Workshop Warmblechumformung*, Meisenbach Verlag, Bamberg, S. 82-101, 2006
- [WIT77] Wittkamp, I.; Hornbogen, E.: Martensitische Umwandlung an der Riss Spitze. *Praktische Metallographie* 14, 1977, S. 237-250
- [WOH09] Wohlfarth, C.: *Viscosity of Pure Organic Liquids and Binary Liquid Mixtures. Series: Landolt-Börnstein: Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology - New Series, Group 4 : Physical Chemistry* , Vol. 25, Springer Verlag, 2009
- [XIA95] Xiao, L.; Fan, Z.; Jinxiu, Z.: Lattice-parameter variation with carbon content of martensite. I. X-ray-diffraction experimental study. In: *Physical Review B*, Vol. 52, No. 14, Oct. 1995, 9970-9978
- [YOS05] Yoshidaand, M.; Akiyama, M.: The strain analysis of microstructure by direct measurement on flat surface of metal. *Proceeding of the Conference COMPLAS VIII; Barcelona, Spain, 5-7 September, 2005*
- [ZAC67] Zackay, V. F.; Parker, E. R.; Busch, R.: The Enhancement of Ductility in High Strength Steels. *Trans ASM* 60, 1967, S. 252-259
- [ZHA09] Zhang, S.; Li, L.; Kumar, A.: *Materials Characterisation Techniques*, CRC Press, 2009