

Tagungsband zum
1. Pforzheimer Werkstofftag

Band 144
der Publikationsserie
„Focus Werkstoffe“

Norbert Jost, Roman Klink (Hrsg.)

Inhalt

Vorwort der Herausgeber	1
Reiner Müller	
Vorstellung der Cluster-Initiative „Hochform“	5
Tilo Gödecke	
Schadensuntersuchungen an metallischen Werkstoffen - Vorgehensweise, Einteilung nach Schadensursachen und Beispiele	11
Roman Klink	
Möglichkeiten und Grenzen materialkundlicher Untersuchungsverfahren für die Werkstoffcharakterisierung	53
Andreas Zilly, Norbert Jost	
Kupfer-Forschung am Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien	89
Bernd Nonnenmacher	
Microguss – vom Prototyp bis zur Großserie.....	113
Werner Morgenthaler, Stephan Göttlicher	
„Kurzvorstellung der Clusterinitiativen der Region Nordschwarzwald sowie der wichtigsten öffentlichen F+E Zuschussprogramme für KMUs“	117
Daniel Carmine Manocchio	
Aushärtbare korrosionsbeständige Chromstähle.....	127
Daniel Wyn Müller, Alexander Martin Matz, Norbert Jost	
Offenporige Metallschäume – Eigenschaften und mögliche Anwendungen...	145

Prof. Dr.-Ing. Werner Homberg, Dipl.-Ing. Benjamin Lossen

Reib-Drücken – ein innovativer Ansatz zur effizienten Herstellung von funktional
gradierten Bauteilen aus Aluminium- und Stahlwerkstoffen..... 173

Gerd Kientopf

Kostenoptimierung durch geeignete Stahlauswahl für Werkzeuge..... 187

Vorwort der Herausgeber

Der hohe Stellenwert von Werkstoffen wird in einem aktuellen Leitartikel von Daniel Wetzels mit dem Titel „Heißer Herbst voraus“ in der Welt vom 08.08.2012 auf prägnante Weise deutlich gemacht: **„Unsere Maschinenbauer, die Automobilhersteller und die deutsche Elektroindustrie sind weltweit führend, weil die Ingenieure und Fachkräfte in den Betrieben eine außergewöhnlich hohe Kenntnis von den Eigenschaften und Fähigkeiten ihrer Werkstoffe haben.“**

Genau dies hat auch in Pforzheim und der Region Nordschwarzwald eine lange und fachlich tiefgründige Tradition. Heute stellt sich die Region als ein Innovationszentrum der Hochpräzisions-Metallbearbeitung, insbesondere der Stanz- und Räumtechnik in Deutschland dar. Der ausgezeichnete Ruf der Kontaktwerkstoff herstellenden und verarbeitenden Unternehmen sucht seinesgleichen.

Vor diesem Hintergrund gilt die Hochschule Pforzheim mit ihrem Portfolio und ihren Fachlaboren und Instituten als verlässlicher Partner der Unternehmen. Durch zahlreiche Auftragsforschungs- und Kooperationsprojekte (diese mit erfreulich zunehmender Tendenz) konnte bereits ein enges, dauerhaftes und vor allem erfolgreiches Netzwerk mit vielen Unternehmen geknüpft werden.

Diese insgesamt sehr erfreuliche Entwicklung wird nun erstmals mit dem „Pforzheimer Werkstofftag“ noch untermauert. Die vom Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien (IWWT) als eintägige Veranstaltung konzipierte Tagung an der Hochschule Pforzheim begleitet damit ganz bewusst auch die erfolgreichen Netzwerke wie Hochform oder Innonet und möchte so zu ihrer stetigen Optimierung beitragen.

Auch wenn sich die Organisatoren einer Tagung wie dem Pforzheimer Werkstofftag noch so sehr bemühen; der Erfolg einer solchen Veranstaltung wird letztendlich ganz wesentlich durch die Teilnehmer und die Vortragenden bestimmt. Allen sei hiermit herzlich gedankt. In ebensolcher Weise gebührt aber

auch den vielen hier Ungenannten hinter den Kulissen, die an der Vorbereitung und Durchführung des 1. Pforzheimer Werkstofftages so tatkräftig mitgewirkt haben, ein Riesendank.

Die Veranstalter hoffen, dass dieser hier vorliegende Tagungsband nicht nur als persönliche Erinnerung an den 1. Pforzheimer Werkstofftag, sondern auch als wertvoller fachlicher Beitrag zu den in den Vorträgen behandelten Gebieten aufgenommen wird und entsprechende Verbreitung findet. Gleichzeitig möge er zum Besuch der zukünftigen Pforzheimer Werkstofftage, die in einem jährlichen Rhythmus stattfinden sollen, anregen.

Pforzheim, im September 2012

Prof. Dr.-Ing. Norbert Jost
Roman Klink

Die Tagung und die Fertigstellung dieses Tagungsbandes wurde von der Wirtschaft und Stadtmarketing Pforzheim (WSP GmbH) mit der Clusterinitiative „Hochform“ aktiv und finanziell unterstützt. Weitere Kooperationspartner sind die IHK Nordschwarzwald, die Handwerkskammer Karlsruhe, die Wirtschaftsförderung Nordschwarzwald GmbH sowie die Arthur Klink GmbH.

Reiner Müller
Wirtschaft und Stadtmarketing Pforzheim

Vorstellung der Cluster-Initiative „Hochform“

Reiner Müller - Diplom-Verwaltungswirt (FH)

1971 – 1976	Ausbildung / Studium an der Hochschule für öffentliche Verwaltung Kehl Abschluss Diplom-Verwaltungswirt (FH)
1977 – 1997	Beschäftigung in unterschiedlichen Fachbereichen der öffentlichen Verwaltung - u.a. Liegenschaftsverwaltung, Stadtentwicklung, Wirtschaftsförderung
1992 – 1998	Aufbau-Studiengänge an der VWA Karlsruhe – Abschluss Betriebswirt VWA und an der VWA Freiburg - Abschluss Wirtschaftsförderer VWA
1998 – 2006	Stabsstelle Wirtschaftsförderung der Stadt Pforzheim – u.a. Aufbau Technologie- und Gründerzentrum Innotec Pforzheim
2007 – heute	Wirtschaft und Stadtmarketing Pforzheim (WSP) Leiter des Geschäftsbereichs Wirtschaftsförderung und stellv. Leiter des Eigenbetriebs WSP

Inhaltsverzeichnis

1 Grundlagen der Cluster-Initiative „Hochform“	8
2 Zielsetzungen der Cluster-Initiative	8
3 Maßnahmen im Rahmen der Cluster-Initiative	9
4 Prämierung und Förderung des Projekts.....	10

Zusammenfassung

Zur Unterstützung der Unternehmen im Bereich der Präzisionstechnik – Metallverarbeitung, Dentaltechnik, Medizintechnik, etc. hat der städtische Eigenbetrieb Wirtschaft und Stadtmarketing Pforzheim die Cluster-Initiative „Hochform“ auf den Weg gebracht.

Im Rahmen der Initiative „Hochform“ wird den Unternehmen der genannten Branchen eine vielfältige Unterstützung geboten, die darauf abzielt, deren Wettbewerbsfähigkeit zu erhalten und zu stärken.

Die Initiative richtet sich – unter Berücksichtigung der vorhandenen Cluster-Strukturen – an die Unternehmen im Bereich Pforzheim / Enzkreis sowie weiterer Bereiche der Region Nordschwarzwald.

1 Grundlagen der Cluster-Initiative „Hochform“

Konzept und Strategie der Cluster-Initiative „Hochform“ sind auf folgende Analysen für die Region Nordschwarzwald bzw. für den Wirtschaftsraum Pforzheim aufgebaut:

- Cluster-Analyse für die Region Nordschwarzwald / Wirtschaftsraum Pforzheim (bw-i Baden-Württemberg International, Stuttgart, 2005)
- Standortpositionierung „Themenwelt Pforzheim“ (arthesia AG, Zürich, 2008)
- Unternehmensbefragung Stadt Pforzheim (GEFAK Gesellschaft für angewandte Kommunalforschung mbH, Marburg, 2009)
- Weitere detaillierte Analyse der Wirtschaftsregion Pforzheim (WSP)

Als Ergebnis dieser Analysen wurde für den Wirtschaftsraum Pforzheim vor allem die Präzisionstechnik mit ihren Schwerpunkten im Bereich der Metallverarbeitung, Dentaltechnik und Medizintechnik als Cluster- bzw. Kompetenzbranche definiert.

Aufbauend auf den Kenntnissen und Fertigkeiten der früher dominanten Schmuck- und Uhrenindustrie hat sich die Goldstadt Pforzheim und der Wirtschaftsraum Pforzheim / Nordschwarzwald in den zurückliegenden 15 bis 20 Jahren zu einem aufstrebenden Zentrum für hochmoderne und präzise Metallverarbeitung, Dental- und Medizintechnik (Präzisionstechnik) entwickelt.

Unter Berücksichtigung dieser strukturellen Entwicklung im Wirtschaftsraum Pforzheim und Umgebung sowie unter Berücksichtigung der o.g. Analysen hat der städtische Eigenbetrieb Wirtschaft und Stadtmarketing Pforzheim (WSP) in jüngster Vergangenheit die Cluster-Initiative „Hochform“ auf den Weg gebracht.

2 Zielsetzungen der Cluster-Initiative

Mit der Cluster-Initiative „Hochform“ werden insbesondere folgende Ziele verfolgt:

Vernetzung der Cluster-Akteure (Unternehmen, Hochschulen, F&E-Einrichtungen, Kammern und Verbände etc.), Förderung von Unternehmenskooperationen

Erhalt bzw. Stärkung der Wettbewerbsfähigkeit der Unternehmen

Intensivierung der F&E-Aktivitäten, Innovationen, Technologietransfer

Langfristig: Komplettierung der Wertschöpfungskette

Fachkräftesicherung vor dem Hintergrund des demografischen Wandels

Positionierung und Profilierung der Wirtschaftsregion Pforzheim / Nordschwarzwald als innovatives und aufstrebendes Zentrum für hochmoderne und präzise Metallverarbeitung.

3 Maßnahmen im Rahmen der Cluster-Initiative

Zur Unterstützung der Cluster-Unternehmen sowie zur Verfolgung der o.g. Zielsetzungen werden im Rahmen der Cluster-Initiative folgende Maßnahmen durchgeführt:

Unternehmenskooperation / Auf- und Ausbau von Netzwerkstrukturen / Innovation und Technologietransfer

- Arbeitskreis Technologie (konzipiert)
- Veranstaltungsreihe „Hochform vor Ort“
- Gemeinschaftsmessestände bei unterschiedlichen Fachmessen
- Fachveranstaltungen, Workshops, Seminare (konzipiert)
- Unterstützung der Unternehmen beim Zugang zu Hochschul- und Forschungseinrichtungen, Fördermittelberatung

Positionierung der Kompetenzbranchen und der Wirtschaftsregion Pforzheim / Nordschwarzwald

- Arbeitskreis Marketing (konzipiert)
- Konzept Standortmarketing – Präsentation der Kompetenzbranchen Präzisionstechnik – Metallverarbeitung, Dentaltechnik, Medizintechnik

- Messepräsentationen

Fachkräftesicherung

- Unterstützung der Unternehmen bei der Fachkräftesicherung – im Rahmen der Fachkräfte-Allianz Region Pforzheim (WSP-Projekt)

Zur weiteren inhaltlichen Ausrichtung der Cluster-Initiative „Hochform“ wird mit den Cluster-Unternehmen und weiteren relevanten Cluster-Akteuren (Hochschule Pforzheim, Kammern etc.) im Herbst 2012 ein Strategie-Workshop durchgeführt. Ziel dieses Workshops ist die Erarbeitung eines verbindlichen Handlungskonzepts für die künftigen Cluster-Prozesse.

4 Prämierung und Förderung des Projekts

Das Projekt „Hochform“ wurde 2010 im Rahmen des baden-württembergischen Cluster-Wettbewerbs prämiert und hat damit die Voraussetzungen zum Zugang zu EU-Fördermitteln (EFRE-Förderung) erfüllt.

Seit Beginn 2012 sind diese Mittel bewilligt und stehen für die Netzwerkarbeit etc. zur Verfügung.

Tilo Gödecke

(Max-Planck-Institut für Metallforschung i.R.) / Stuttgart

Schadensuntersuchungen an metallischen Werkstoffen

-

**Vorgehensweise, Einteilung nach Schadensursachen und Bei-
spiele**

Tilo Gödecke

1953: Berufsausbildung zum Mechaniker

1961: Technikerausbildung für Stanz-Zieh-und Oberflächentechnik

1961: Technischer Assistent am Max-Planck Institut für Metallforschung

1966: 1. Publikation über das Dreistoffsystem Al-Mn-Cu

1967: Abschlussprüfung Metallographie

1974: Assistent bei der Vorlesung „Heterogene Gleichgewichte“ an der Universität Stuttgart

1980: Lehrer am Berufskolleg für Metallographie: „Konstitution/Schweißen“ und „Löten/Schadensanalysen“

1983: Fortbildungspraktikum "Metallkundliche-technologische Analysen Schweißtechnischer Probleme"

1985: Fortbildung "Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle" Ermatingen/Schweiz.

seit 1990: Dozent an der Technischen Akademie Esslingen. Kurs: Metallographische Untersuchungsmethoden, Teil E; Schadensfalluntersuchungen. Vorträge: "Schäden durch Korrosion". "Untersuchung von Schadensfällen" mit Praktikum.

2000: Werner- Köster-Preis für die Aufsatzreihe „Phase Equilibria of Cu-In-Se₂“, Zeitschrift für Metallkunde 91 (2000) 8, 622-662.

Ehrungen: 1. Preis für das Bild "Multifaceted Void in Icosahedral AlMnPd" beim "Contest of the Quasicrystal and Photo Exhibition" anlässlich der 7. Internationalen Tagung über Quasikristalle von 1966 bis 2001: 87 wissenschaftliche Publikationen.

Schadensuntersuchungen: Wozu ?

- Die Schadensuntersuchung soll dem Auftraggeber, z.B. dem Anlagenbetreiber, -hersteller, Versicherer, Geschädigten, Ordnungsbehörde möglichst rasch und kostengünstig die Schadensursache nennen.

Rasch: Warum?

- Rasch, weil z.B. die Anlage unter Berücksichtigung der Schadensursache repariert werden und wieder produzieren soll. Rasch aber auch, weil aus der Schadensursache im Allgemeinen auf den Verursacher und auf den für die finanzielle Entschädigung Verantwortlichen geschlossen werden.

Kostengünstig:

- Kostengünstig, weil im Allgemeinen das Geld für eine eingehende Schadensuntersuchung nur „ungern“ erübrigt wird. Bleibt die Ursache unbekannt, ist mit einiger Sicherheit anzunehmen, dass sich der Schaden wiederholt.
- Die Ermittlung der Schadensursache ist daher unerlässlich.
- Begonnen hat die Schadenanalyse mit den organoleptischen Verfahren durch Anwendung der fünf Sinne:

Fühlen, Sehen, Riechen, Hören und Schmecken.

Beispiele für die „fünf Sinne“:

- Sichtprüfung auf Deformation, Riss, Korrosion, Bruch, Aufrauhung etc.
- Fühlen z.B. von Riss, Wärme, Feuchte, Lockerung, Schwingungen
- Klangprüfung auf Riss (Porzellan, Gussstück, Glocke) Laufruhe etc.
- Riechen von Brand, Produkt etc.
- Schmecken von Salz, Säure etc.

Aufbauend auf der Schadensuntersuchung entscheidet der Betreiber, der Hersteller oder der Versicherer über die Art der Reparatur, über einen evtl. weitgehenden Neubau bzw. Neukonstruktion, über die Verschrottung, über zukünftige Schadensverhütung, über Regress, Haftpflichtfragen einschließlich Rückruf und evtl. Entschädigungen für Personen-, Sach- oder Umweltschäden (Abb. 1). Schäden stoßen auch wissenschaftliche Untersuchungen an und führen so zu neuen Werkstoffen, Wärmebehandlungen, Konstruktionen, Prüfmethoden.

Abbildung 1

Nutzen der Schadensanalyse

- | | |
|------------------------------|---------------------------------------|
| ➤ Klärt den Schaden | Verbessert das Produkt |
| ➤ Schützt den Menschen | Schont Ressourcen / Umwelt |
| ➤ Verbessert Verfügbarkeit | Mindert volkswirtschaftliche Verluste |
| ➤ Vermindert Imageverlust | Vermeidet Folgeschaden |
| ➤ Verbessert Risikoakzeptanz | Klärt Haftungsfragen |

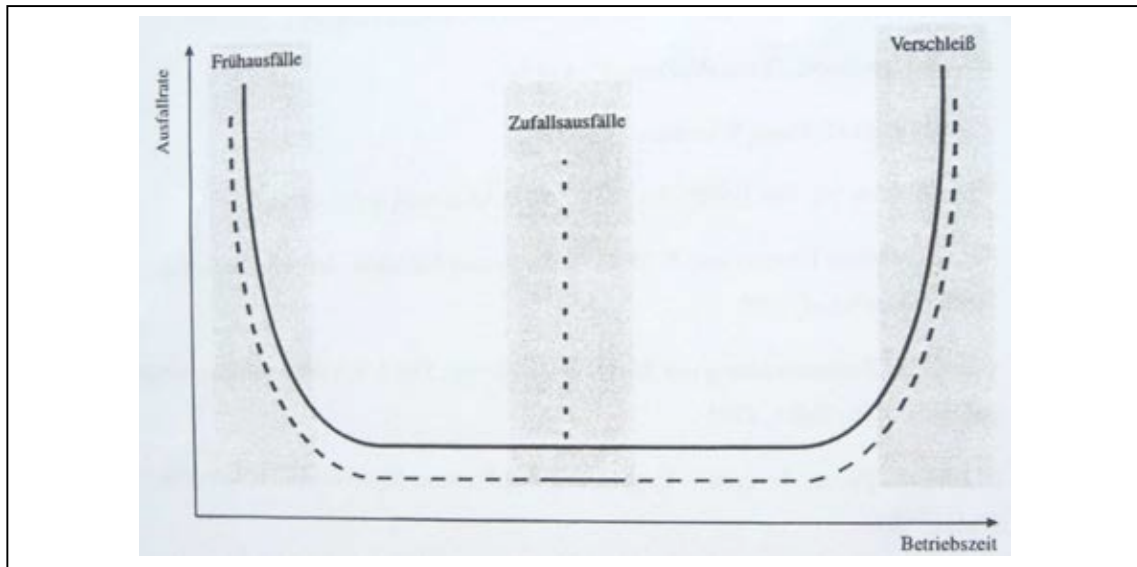
Häufigkeit von Schadensfällen?

Abbildung 2a

Beispiel: Badewanne



Abbildung 2b

Ausfallrate von Bauteilen, Maschinen, Anlagen über die Betriebszeit

Nach diesem Zeitabschnitt der „Kinderkrankheiten“ oder Frühausfällen sinkt die Ausfallrate bei einer durchdachten Konstruktion auf moderate tolerierbare Werte. Es ereignen sich Zufallsausfälle.

Nähert sich das Alter eines Bauteils oder einer Anlage dem Ende der durchschnittlichen Lebenserwartung, nimmt die Zahl der Ausfälle zu.

Warum nehmen die Ausfälle mit zunehmendem Alter der Anlage zu?

Gründe:

- ➡ Verschleiß trägt Oberflächenschichten ab.
- ➡ Folge: Kann Rissbildung einleiten und Schwingbrüche fördern
- ➡ Auch nachlässiger Umgang kann Ausfallrate ansteigen lassen
- ➡ Abhilfe: Gut durchdachte Instandhaltung

Aus Erfahrung und Literatur hat der sachkundige nach längerer Tätigkeit in der Schadensanalytik umfangreiches Wissen und Gespür erworben, welche das Ziel, die Klärung der Schadenursache im Allgemeinen zügig erreichen helfen.

Um erfolgreich Schäden zu klären, ist grundsätzlich eine mehrjährige Tätigkeit in der Konstruktion, Produktion oder Qualitätskontrolle hilfreich. Hier passieren Fehler die zu Schäden führen, hier haben sie teilweise ihren Ursprung.

Einer der wichtigsten Werkstoffe ist das Metall. Der Brückenbauer, der Maschinenbauer, der Autobauer, der Elektrotechniker und andere mehr sind auf den metallischen Werkstoff angewiesen. Welches dieser auseinanderliegenden Gebiete wir auch herausgreifen, der Konstrukteur steht stets vor den gleichen Fragen, die da wie folgt lauten:

Welches ist die für den jeweiligen Zweck geeignete Legierung?
Welches Fertigungsverfahren kann oder muss zur Herstellung eines Konstruktionsteiles verwendet werden und auf welche Eigenheiten der Legierung ist bei der Gestaltung Rücksicht zu nehmen?

Für eine große Anzahl von Legierungen wie z.B. Stähle, Gusseisen, Bronze, Messing, Rotguss, Al-Legierungen oder Lagermetalle sind bestimmte Festigkeitswerte, Wärmebehandlungen oder bestimmte Zusammensetzungen vereinbart worden, damit der Konstrukteur in ihrer Güte erprobte Werkstoffe auswählen kann (z.B. Stahlschlüssel).

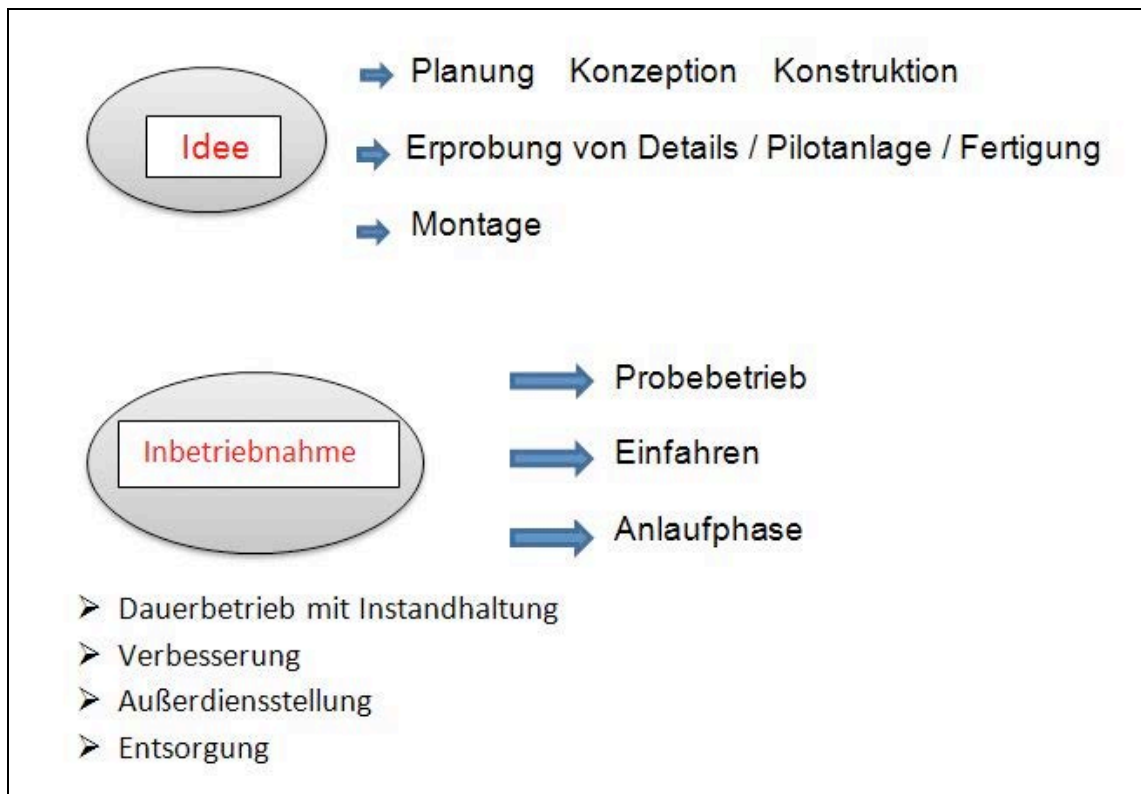
Was ist unbedingt zu beachten:

Jede Bearbeitungsmaßnahme, wie z.B. Schmieden, Pressen, spanlose- und spanabhebende Formgebung, Schweißen oder Löten stellt einen Eingriff in den Zustand des Werkstoffs dar, den man nur vornehmen kann und sollte, wenn man z.B. sein Fließverhalten und die Veränderungen im Gefüge kennt, sonst treten Fehler auf, die sich im Gebrauch verhängnisvoll auswirken können.

Von der Planung bis zur Fertigung und Inbetriebnahme einer Anlage zeigt ein Ablaufschema in Abbildung 3.

Abbildung 3

Ablauf einer Fertigung von der Idee / Zielvorgabe bis zum Projekt im Einsatz und zur Außerdienststellung

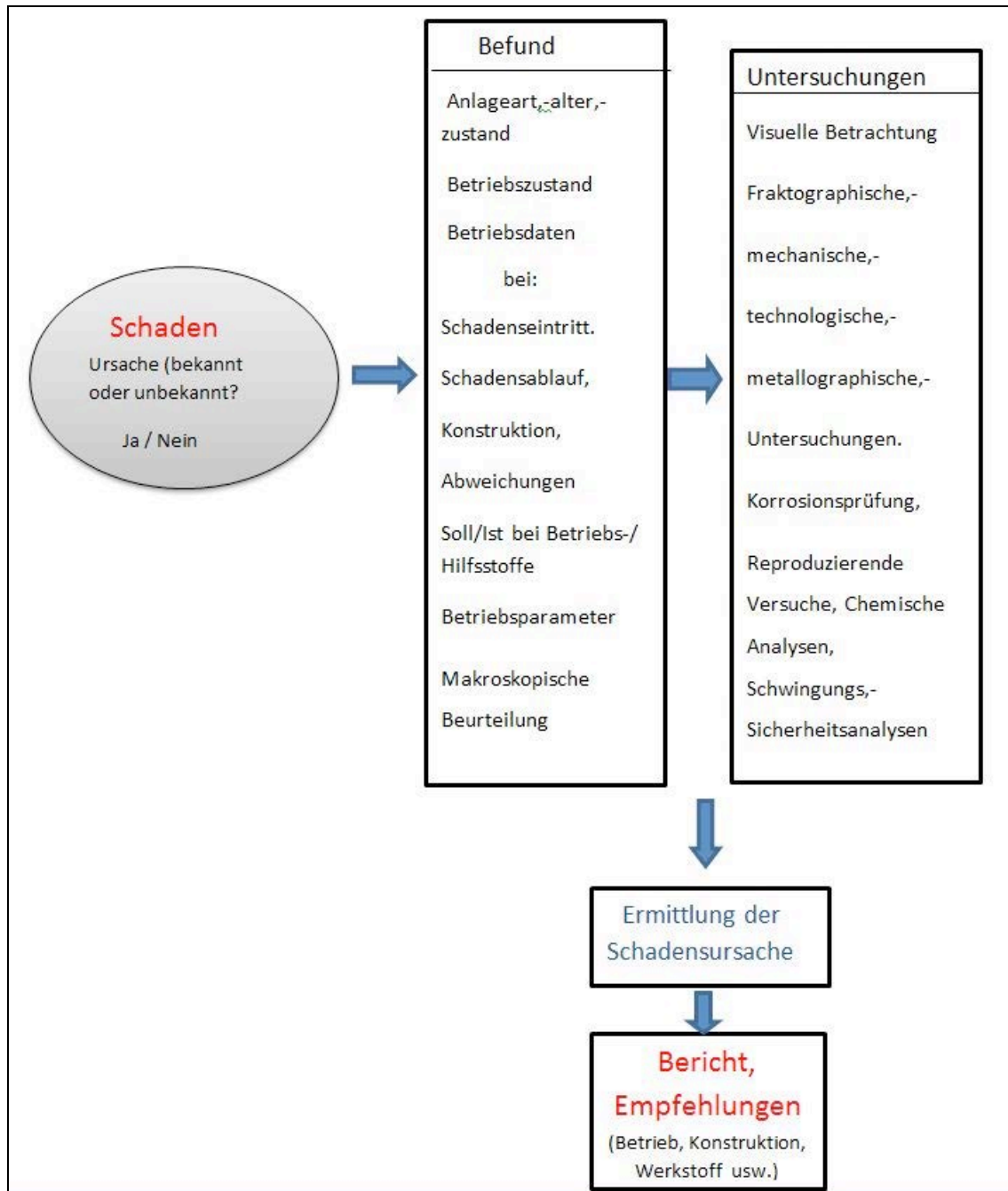


Schadensklärung führt zu Schadensverhütung und vermeidet bei konsequenter Umsetzung den nächsten Schaden.

Es gilt zu optimieren:

- die Produktqualität, die Kosten der Produktion, der sorgsame Umgang mit der Umwelt und den Rohstoffen, die Sicherheit für den Menschen, die Probleme aus Haftungsverpflichtungen und die kontinuierliche Lieferfähigkeit,
- die Lebensdauerkosten sind zu minimieren

Abbildung 4

Ablauf einer Schadensanalyse

Vorgehensweise bei einer Schadensuntersuchung:

- Datenaufnahme und Foto-Dokumentation einschließlich makroskopischer Begutachtung
- Bei Bedarf sind unterschiedliche Verfahren der zerstörungsfreien Prüfungen anzuwenden.
- Schonende Entnahme von Belägen, Flüssigkeiten und Feststoffproben
- Bruchflächen niemals mit den Fingern anfassen. Bruchhälften nicht zusammenfügen
- Entnahmestelle nicht durch Schneidöle, Wasser o. Ä. verändern, Wärmeeinbringen begrenzen
- Möglichst alle Bruchflächen sichern, Proben eindeutig kennzeichnen, Proben sauber und trocken verwahren (Exsikkator, Sprühlack, Beutel mit Trockenmittel)
- Untersuchung von Proben visuell, im Licht- und /oder Rasterelektronenmikroskop [1] (metallographische bzw. materialographische Methoden)
- Bestimmung der Zusammensetzung der beteiligten Werkstoffe, Hilfs- und Betriebsstoffe mit chemischen und physikalischen Verfahren prüfen
- Die zweckdienlichsten Verfahren der Werkstoffprüfung z.B. zur Ermittlung der mechanischen Eigenschaften und des Wärmebehandlungszustands.
- In manchen Fällen erweitert der Bearbeiter der Schadensuntersuchung um Festigkeitsberechnungen (FEM-Verfahren).
- Zusätzlich betrachtet der Bearbeiter im Bedarfsfall chemische Einwirkungen, falls nicht auszuschließen ist, dass bei dem Schadensgeschehen chemische oder korrosive Vorgänge mitwirken. Die richtige Vorgehensweise zeigt die Literatur, z.B. [2] und [3].
- Für die Bezeichnung / Einteilung der Risse und Brüche empfiehlt sich das Stahl-Eisen-Prüfblatt 1100 von 1992 anzuwenden. (Abb. 6)
- Reproduzierende Versuche erhärten das Ergebnis, oder auch nicht: Dann ist eventuell die herausgefundene Ursache falsch.

Die Ergebnisse der Untersuchungen am Schadensteil (Ist-Werte) vergleicht der Experte mit den ursprünglich bei der Konstruktion beabsichtigten Eigenschaften (Soll-Werte, z.B. Werte aus Normen, Regelwerken, Publikationen). Der Katalog der abzuarbeitenden Aufgaben verringert sich je nach Schwierigkeitsgrad bzw.

Bedeutung, wenn z.B. Menschen gefährdet sind oder waren, der Schaden beträchtlich oder die Ursache unter den Beteiligten strittig ist.

Für den Auftraggeber, wie für den Bearbeiter ist es hilfreich, Maßnahmen herauszufinden und zu empfehlen, welche die Wiederholung mit an Sicherheit grenzender Wahrscheinlichkeit verhindern.

Die Schaden- und Untersuchungsberichte sind einmal durch eine spezielle Registriernummer, ihren Titel, Auftraggeber, Bearbeiter und Bearbeitungsdatum gekennzeichnet. Für die Ablage ist die Angabe von Stichworten sinnvoll. Die Stichworte gestatten es dem Sachkundigen abgearbeitete Berichte nach ihrem Inhalt zu kennzeichnen und wieder herauszufinden.

Die Stichworte sortiert der Stichwortgeber sinnvollerweise von allgemeinen, auch dem Amateur bekannten Begriffen fortschreitend zu mehrdetaillierten Begriffen, die häufig bevorzugt dem Fachmann etwas bedeuten.

- Auch soll der Bearbeiter zwischen der eindeutigen Schadensursache und der mehrdeutigen Schadenserscheinung trennen, wie Abb. 5 vorschlägt.

Abbildung 5

Zusammenhang von Schadensursachen und Schadenserscheinung am Beispiel einer gebrochenen Getriebewelle

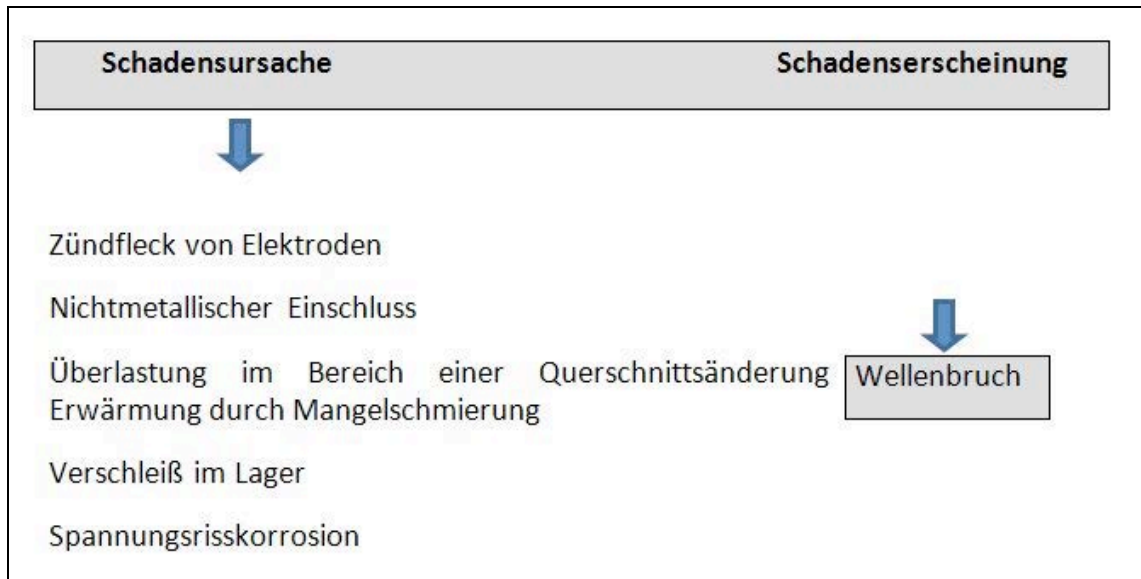
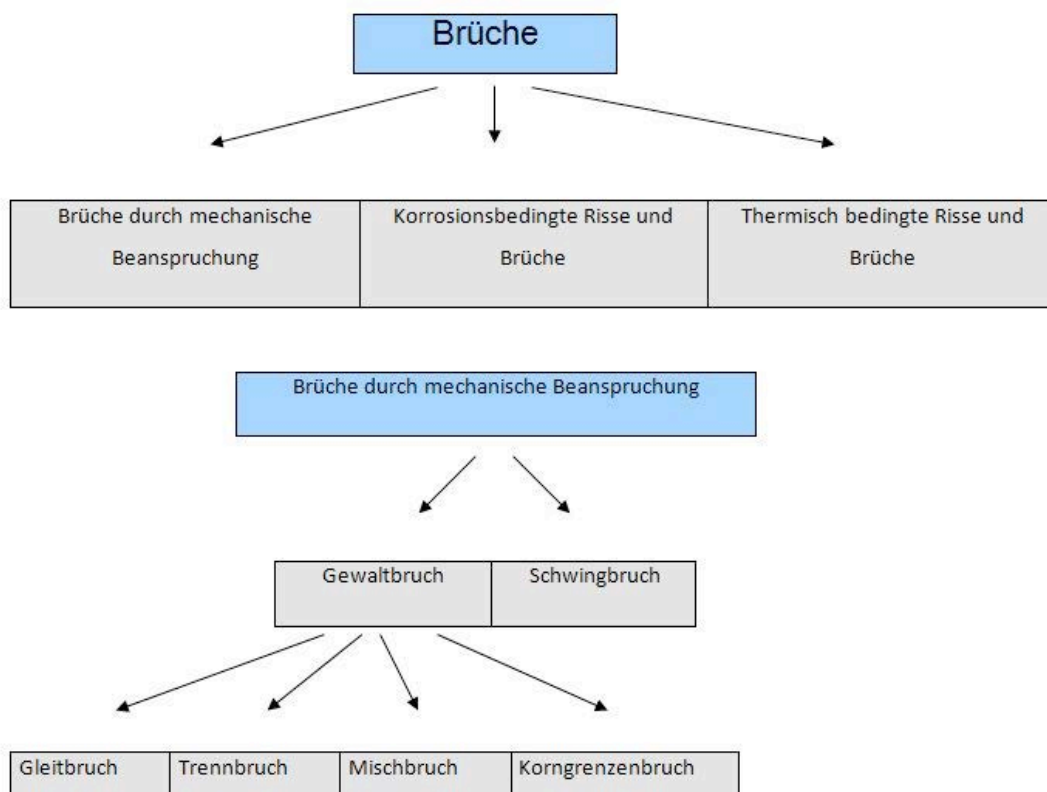


Abbildung 6

Einteilung der Risse /Brüche entsprechend der Belastung (Stahl-Eisen-Prüfblatt 1100 1992; [3]; [4])

Mechanische Belastung	Korrosions-Belastung	Thermische Belastung
- Gewaltbruch	- Interkristalline Korrosion	- Schweißriss
Gleitbruch=Wabenbruch *)	- Spannungsrissskorrosion	- Unterplattierungsrisse
transkristalliner Wabenbruch	- Wasserstoffbedingte Risse/Brüche	- Erstarrungsrisse
interkristalliner Wabenbruch	- Wasserstoffbedingte Spannungsrissskorrosion	- Aufschmelzrisse
Trennbruch (**)	- Schwingungsrissskorrosion	- Rotbruch
transkristalliner Trennbruch	- Dehnungsinduzierte Risskorrosion	- Kaltrisse
- Spaltbruch	- Lötbruch	- Relaxationsrisse
interkristalliner Trennbruch		- Schrumpfrisse
Mischbruch		- Härterisse
- Schwingbruch		- Schleifrisse
		- Kriechrisse
		- Thermoschockrisse

*) mikrosk. duktile Modifikation des Gewaltbruchs
 **) mikrosk. spröde Modifikation des Gewaltbruchs



Gewaltbrüche:

Gewaltbrüche entstehen durch einsinnige, mechanische Überlastung unter mäßig rascher bis schlagartiger Beanspruchung.

Man unterscheidet nach der mikroskopischen Bruchstruktur:

Gleitbruch = Wabenbruch (mikroskopisch duktile Modifikation des Gewaltbruches);

(trans - und interkristalliner (Korngrenzenbruch) möglich).

- Die Waben entstehen durch Vergrößerung und Vereinigung von Mikrohöhlräumen unter starker plastischer Verformung.

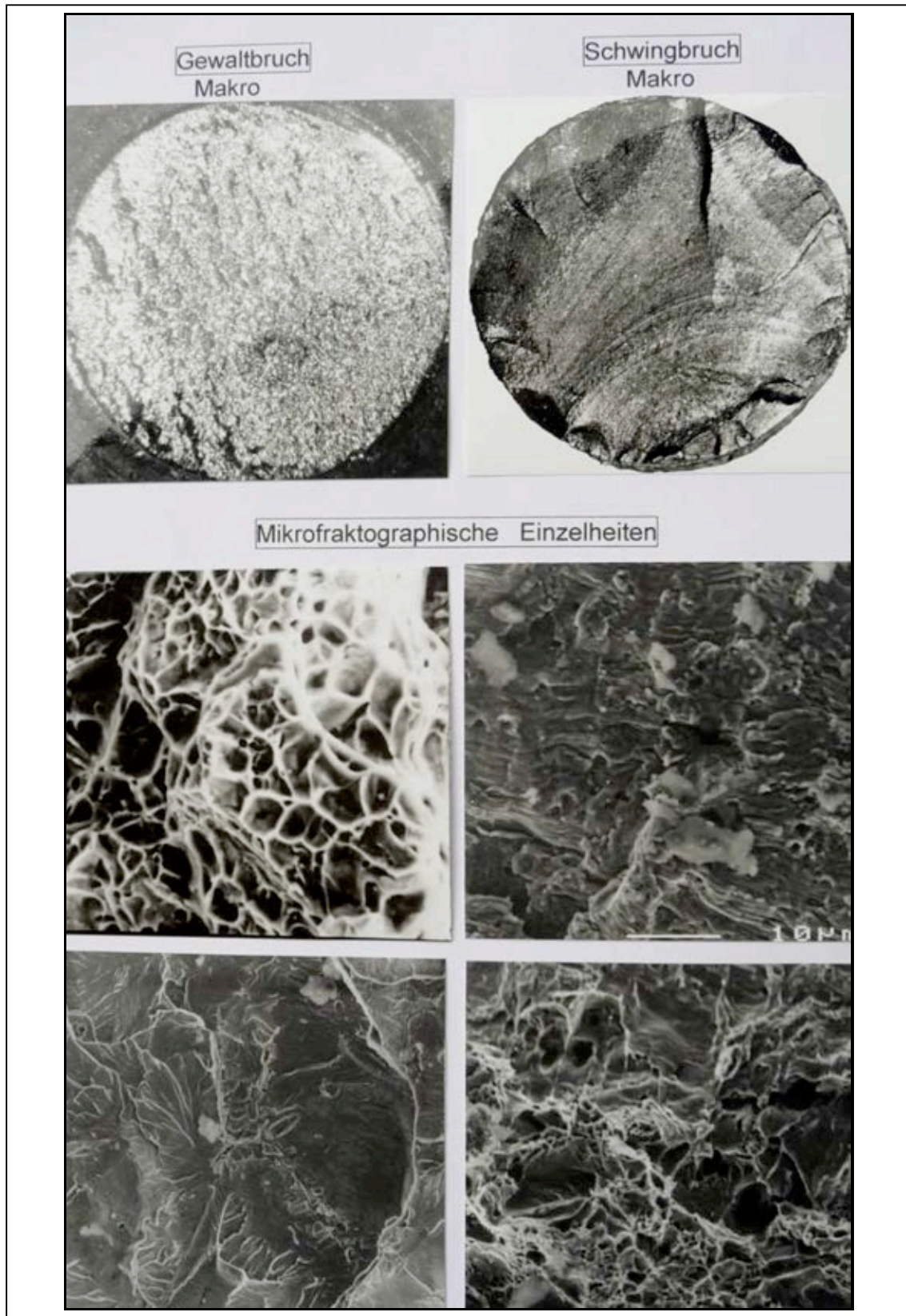
Trennbruch = Spaltbruch (mikroskopisch spröde Modifikation des Gewaltbruches);

- Er ist gekennzeichnet durch das Fehlen einer mikroskopischen plastischen Deformation. Mikroskopisch breitet sich der Spröbruch entlang

von Spaltflächen aus. Es erfolgt eine transkristalline Trennung entlang kristallographischer Ebenen.

- Infolge von Orientierungsunterschiede erreicht eine Spaltfläche maximal die Größe eines Kornes.
- Innerhalb der einzelnen Körner sind die Spaltflächen nicht völlig eben, vielmehr findet man auf den facettenartig angeordneten Spaltflächen feine, fächerartige Linien, die als Flussmarken (rivers patterns) bezeichnet werden. Daraus kann man auf die örtlichen Rissrichtungen schließen.

Beispiel: Unterschiedsmerkmale Gewaltbruch / Schwingbruch



Was ist bei einer Bruchuntersuchung zu beachten?

- Bruchflächen niemals mit den Händen anfassen oder mit den Händen wieder zusammenfügen. (Gefahr einer Oxydation und Zerstörung)
- Die Bruchflächen zuerst visuell betrachten. Wenn möglich beide Bruchflächen untersuchen.
- Erlaubt das makroskopische Bild keine oder nur eine unsichere Bestimmung der Bruchart, so ist eine mikroskopische Bruchbeurteilung durchzuführen.

Beispiel: Gewaltbruch / Scherbruch / einsinnige Überbelastung [5]

Abbildung 7a

Makroaufnahme der beim Ausdrehen gebrochenen Stockschraube

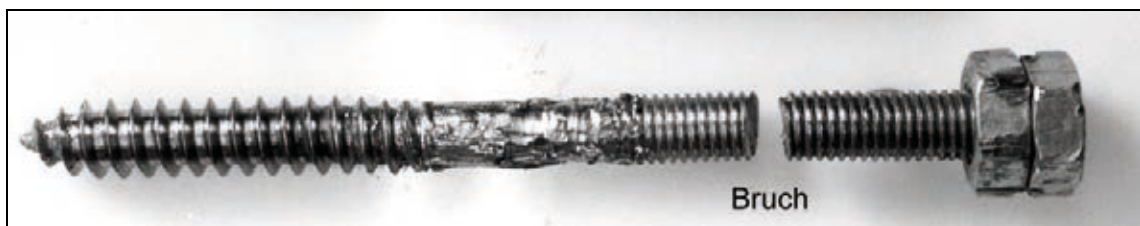


Abbildung 7b und c

b: Bruchflächenübersicht REM-Bild / helle Bruchfläche /Scherwaben

c: REM-Bild / helle Bruchfläche /Scherwaben

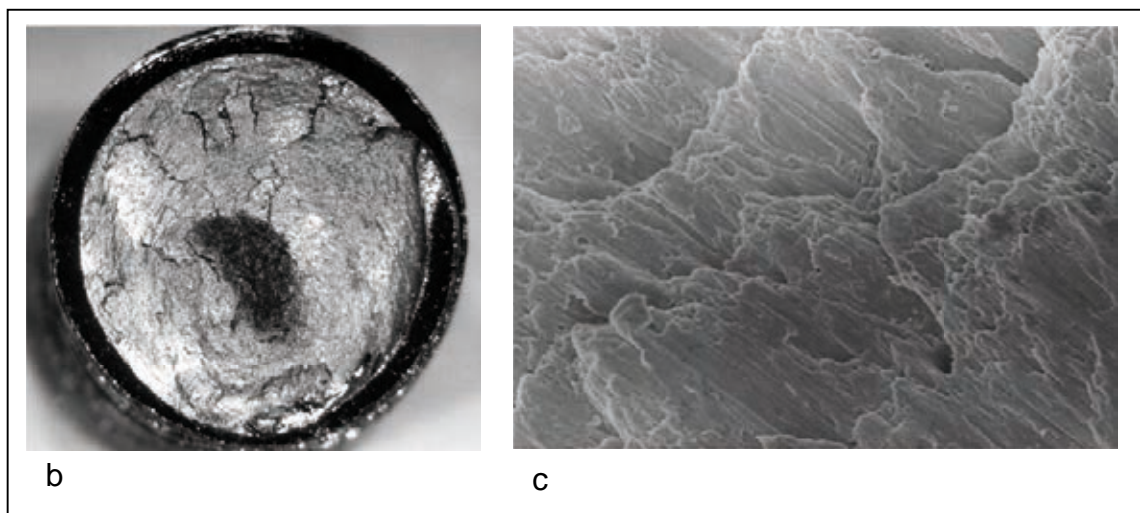


Abbildung 7d

Anschliff am Rand der hellen Bruchfläche; geätzt

Stockschrauben: Stockschrauben besitzen ein metrische Gewinde und ein Holzschraubengewindeteil. Das Holzschraubengewindeteil wird in den Wanddübel eingedreht. In der Mitte der Stockschraube ist ein Sechskantteil eingearbeitet, dort wird ein Schraubenschlüssel zum Eindrehen in den Dübel angesetzt. (Abb. 7e)

Abbildung 7e

Stockschraube unbeschädigt

Beispiele: Makroskopische -und mikroskopisches Bruchaussehen (REM) von Gewaltbrüchen [5]

Abbildung 8a und b

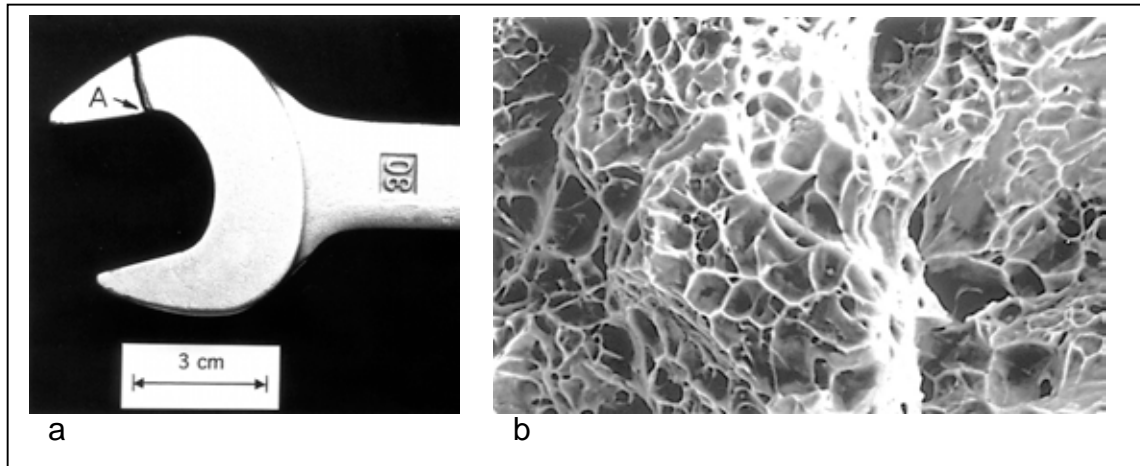
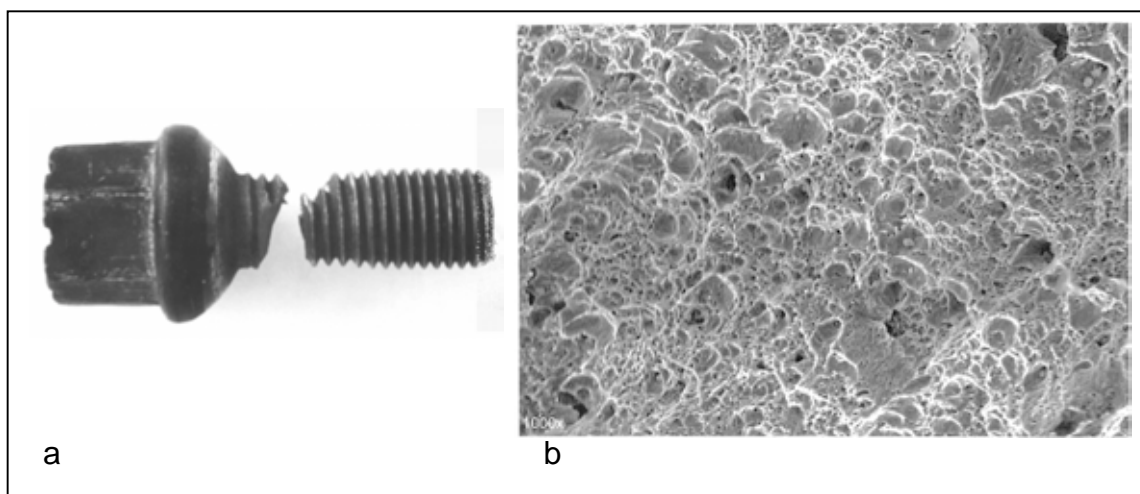
a: Gabelschlüssel gebrochen Bruchstelle (A)**b: Duktiler Gewaltbruch mit Waben $V= 1000 : 1$** 

Abbildung 9a und b

a: Radschraube gebrochen**b: Duktiler Gewaltbruch mit Scherwaben**

Beachte: Einschnürung am Bruch der Radschraube erkennbar.

Beispiele: Spröde Form der Gewaltbrüche [5]

Abbildung 10a und b

a: Lagerzapfen gebrochen (Makro)

b: (REM-Bild) Trenn –oder Spaltbruch; Spaltflächen; V=500:1; Flussmarken (rivers patterns), helle Linien.

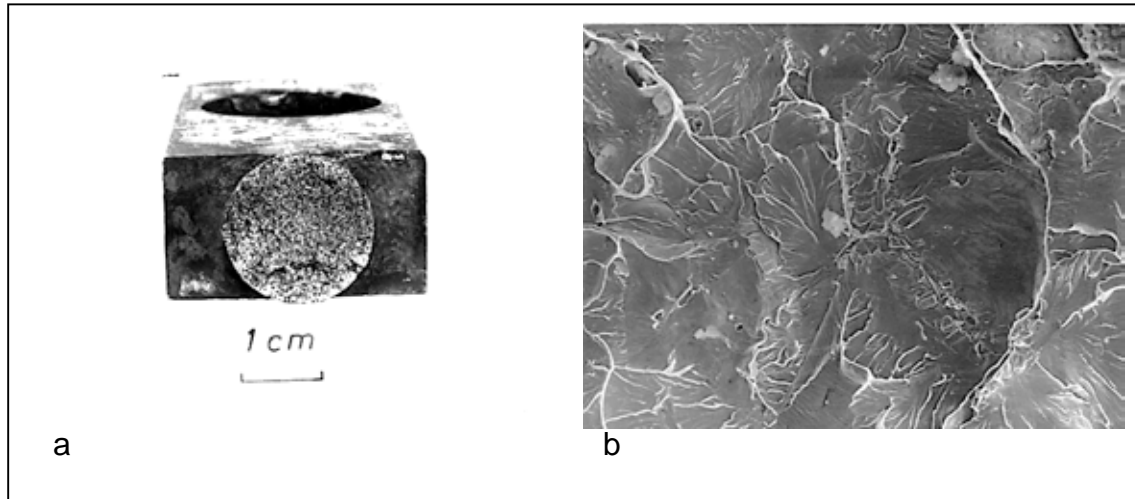
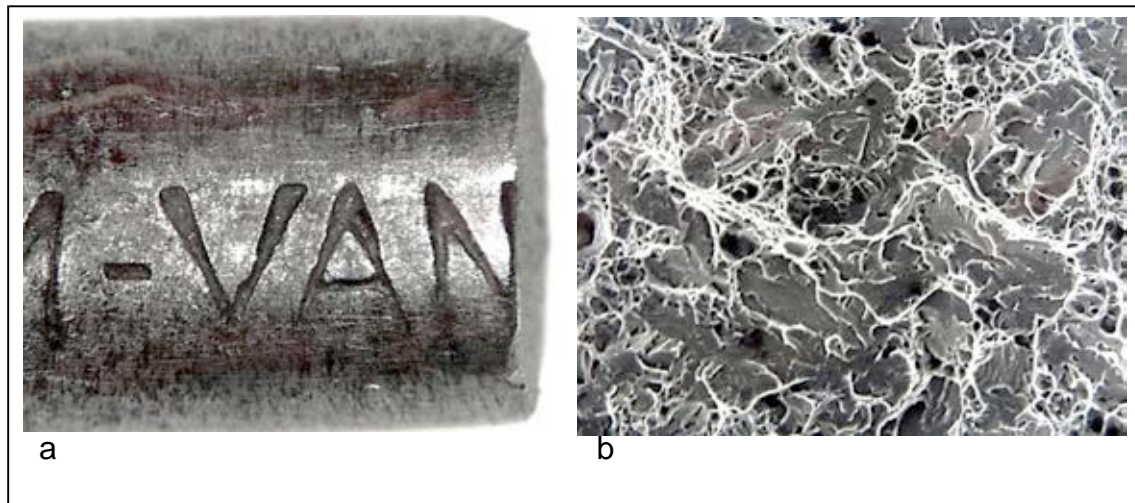


Abbildung 11a und b

a: Schraubendreher gebrochen (Makro)

b: (REM-Bild) Mischbruch. Waben und Spaltflächen; V=1000:1

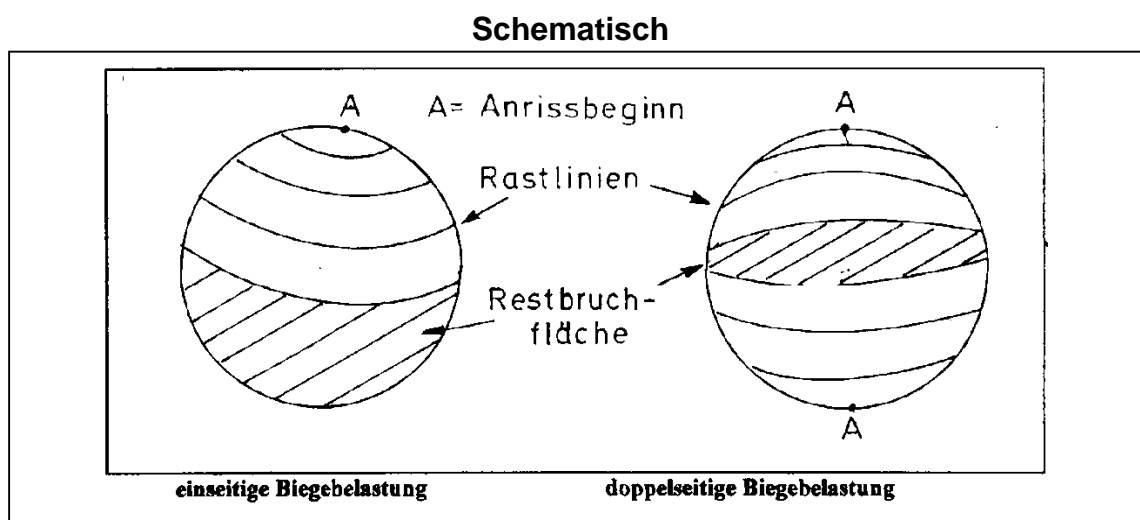


Schwingbruch

Der Schwingbruch entwickelt sich unter mechanischen Beanspruchungen, die nach Betrag oder Richtung wechseln. Dabei wächst ein Schwingriss ausgehend von einem oder mehreren Anrissen allmählich in das Bauteil hinein, bis der noch tragende Restquerschnitt infolge der ständig gestiegenen Spannung durch Gewaltbruch versagt (Restbruch).

- Häufig sind visuell auf der Schwingrissebene Rastlinien zu erkennen (Abb. 12).
- Aus dem Verlauf und Anordnung dieser Linien kann auf die Belastungsart¹ bzw. auf den Rissausgang geschlossen werden.
- Auf der Bruchfläche eines Schwingbruches bilden sich aufgrund der mikroplastischen Verformung senkrecht zur lokalen Ausbreitungsrichtung charakteristische Schwingungstreifen aus (Abb. 14)

Abbildung 12



¹ Belastungsarten: z.B. Einseitige Biegung, doppelseitige Biegung, umlaufende Biegung, Torsionsbelastung (45° wendelförmig); [4]

Abbildung 13

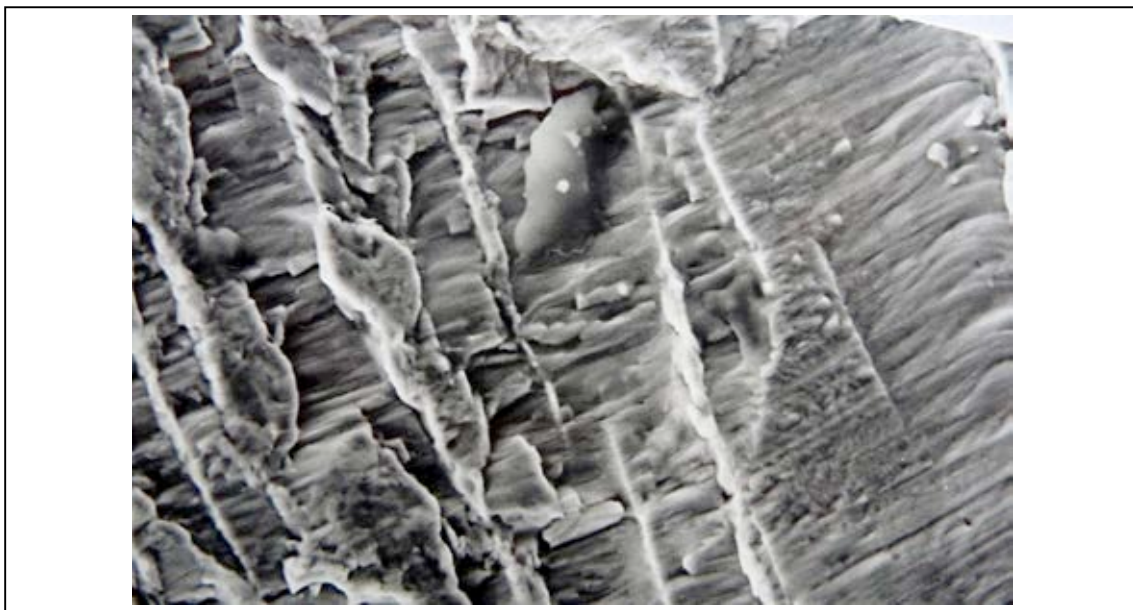
(Real)

Gangschalthebel. (doppelseitige Biegung); Schwingrissebenen mit Rastlinien rechts und links; Restbruch grobstrukturiert in der Mitte; Außen umlaufender Spitzkerb (Gewinde).



Abbildung 14

Schwingungsstreifen innerhalb eines Schwingrisses (REM). V=1000:1



- Beachte: Schwingungsstreifen sind nur im Rasterelektronenmikroskop (REM) zu sehen.
- Dagegen können Rastlinien mit bloßem Auge erkannt werden.

Abbildung 15

Fahrradspeiche durch einseitige Biegebeanspruchung vom Spitzkerb (Gewinde) ausgehend (Bild unten) gebrochen; sehr kleiner Restbruch (oben); Rastlinien (helle Streifen) deutlich erkennbar

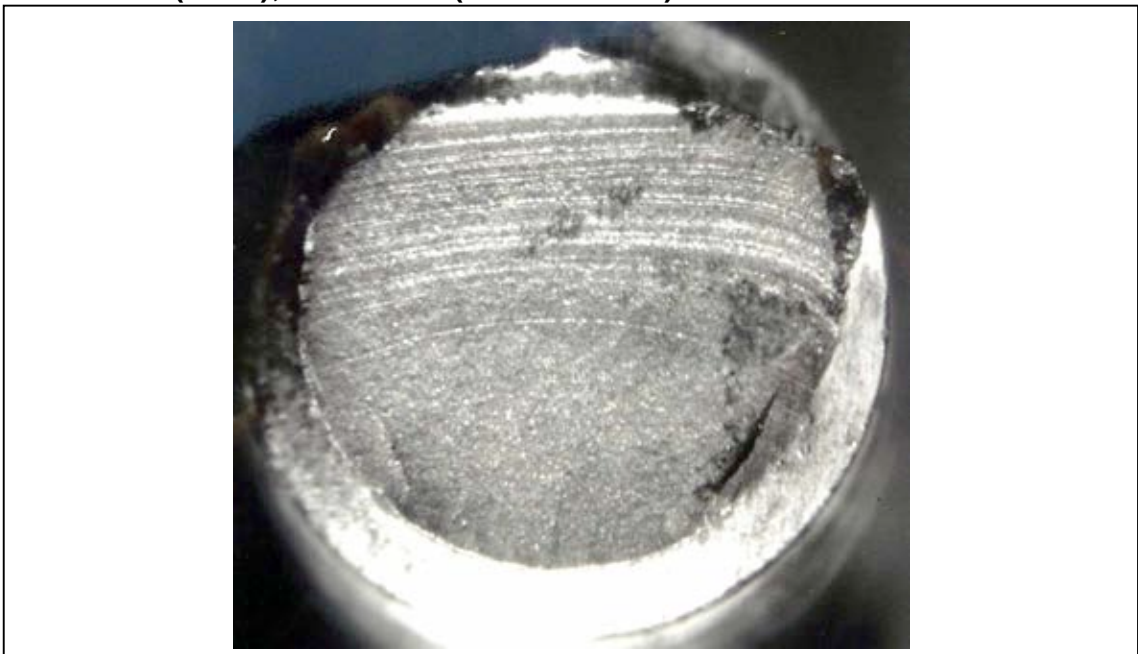
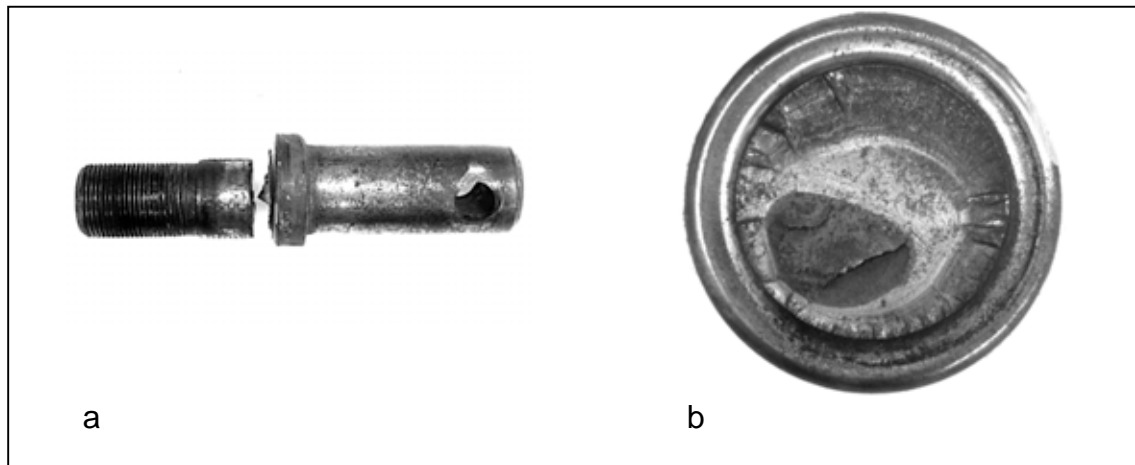


Abbildung 16a und b

- a: Befestigungsschraube eines Bohrhammers gebrochen**
b: Schwingbruch verursacht durch eine umlaufende Biegebeanspruchung an einer Befestigungsschraube. Restbruchfläche (dunkel, unten links) umgeben von Rastlinien



Wie entstehen Schwingrisse?

- Beim Schwingriss beginnt der Anriss häufig an einer oder mehreren Stellen höchster Spannungskonzentration an der Oberfläche.
- Bei Werkstoffinhomogenitäten kann der Anriss auch unterhalb der Oberfläche beginnen.
- Steifigkeitssprünge und Oberflächenfehler sind Ausgangsstellen der Schwingrisse.

Steifigkeitssprünge:

Meist schroffe Querschnittsveränderungen, auch als konstruktive Kerben bezeichnet, wie z.B.:

- Wellenabsätze, Bohrungen, Gewinde, Hohlkehlen, Nuten, Einstiche.

Oberflächenfehler und Beschädigungen: z.B.

- ❖ Drehriefen, Schleifriefen, Schlagstellen, Überwalzungen, Doppelungen, Risse durch fehlerhaftes Sandstrahlen, Einpressungen aller Art, Korrosionsnarben, Walz- und Schmiedezunder, Einschlüsse aller Art, Schweißinhomogenitäten (Poren, Bindefehler, Einbrandkerben), entkohlte Randzonen. Phasen mit geringer Schwingfestigkeit (δ -Ferrit).

Abbildung 17

Schwingriss an einer Kurbelwelle von einer Hohlkehle ausgehend (s. Konstruktion und Flammhärtung von Hohlkehlen [6])



Abbildung 18a bis d

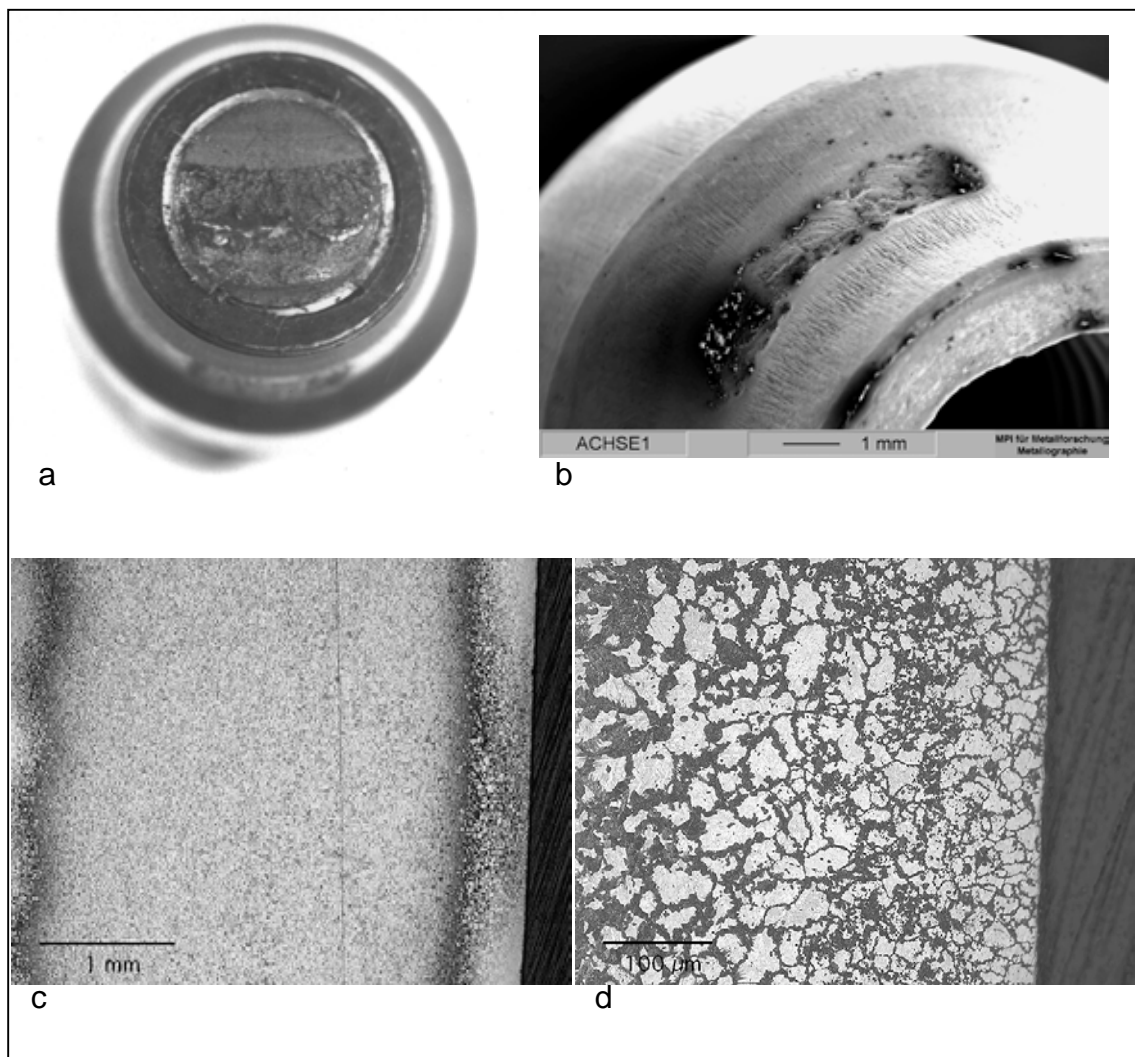
Schwingbruch einer Fahrradachse durch Fehler bei Einsatzhärten² verursacht

a: Makroaufnahme der Achse, Zwei Schwingrissflächen

b: Ausbrüche an der Lagerfläche

c: Lokaler Gefügefehler zu erkennen

d: Vergrößerter Ausschnitt, „Weichhaut“



² Einsatzhärten: Bei Einsatzhärten wird die Randschicht eines kohlenstoffarmen Stahles mit Kohlenstoff angereichert und anschließend gehärtet. Das Aufkohlen erfolgt durch Glühen der Werkstücke in kohlenstoffabgebenden Einsatzmittel (Pulver, Gas, Salze).

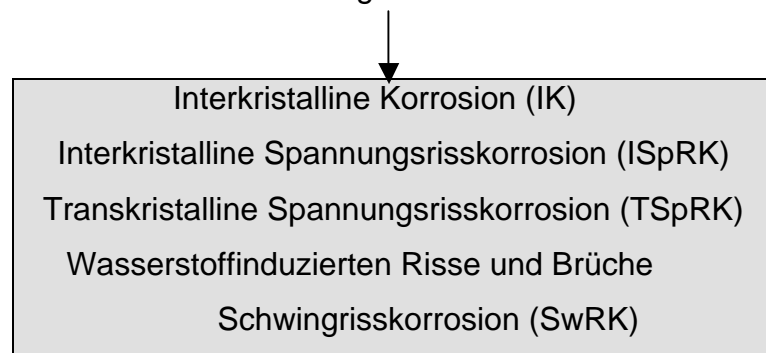
Primär-Fehler:

- ❖ Lokale Weichfleckigkeit an der Lageroberfläche. Kennzeichen im Gefüge Troostit (dunkel) und Härteabfall.

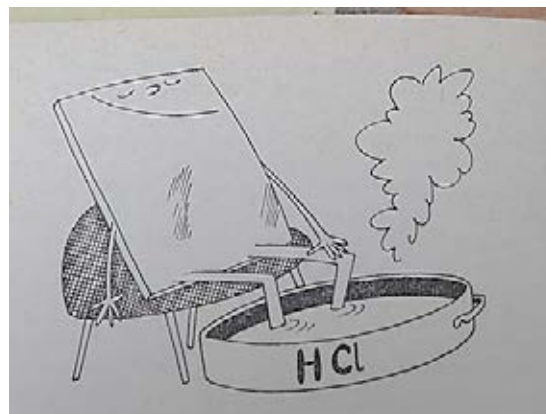
Folge-Fehler

- ❖ Schwingbruch, ausgelöst durch lokale Gefügeinhomogenitäten.
- Ohne Gefügeuntersuchungen hätte die Bruchursache der Fahrradachse nicht erklärt werden können.

Korrosionsbedingte Risse und Brüche



Was ist Korrosion?



Korrosion ist eine von der Oberfläche eines metallischen Bauteils ausgehende, örtlich begrenzte Zerstörung durch chemischen Angriff ohne oder mit mechanischer Beanspruchung.

- ❖ Korrosive Beanspruchungen durch wässrige Medien sind elektrochemischer Natur; d.h. es liegt ein Wechselspiel von anodischen und kathodischen Prozessen vor.

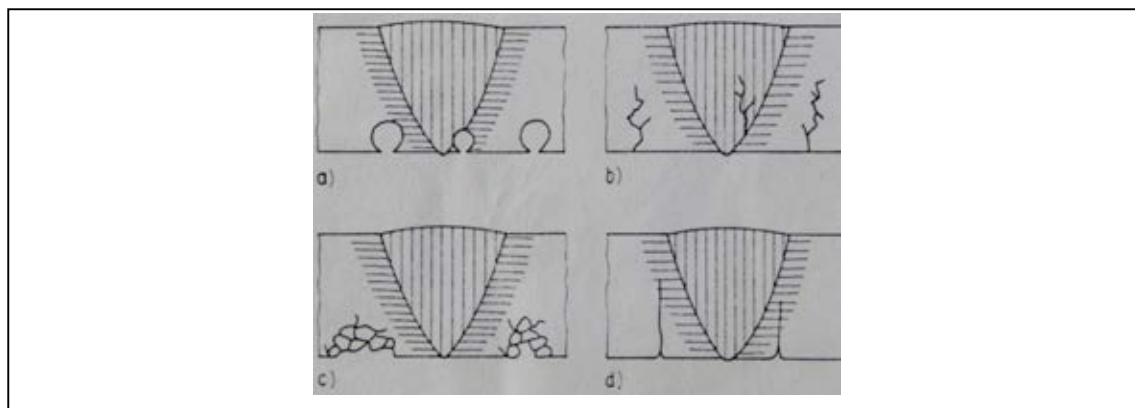
Neben den Eigenschaften des angreifenden Mediums wird der Korrosionsangriff auch durch werkstoffseitige Parameter und durch vorliegende Spannungen bestimmt.

- ❖ Durch den Einsatz thermischen Fügeverfahren und hierdurch bedingten Werkstoffveränderungen ergeben sich weitere Einflussgrößen (Eigenspannungen, Gefügeveränderungen).

Es ist deshalb nicht verwunderlich, dass Werkstoffschädigungen durch Korrosion häufig bevorzugt in Schweißnahtnähe liegen.

Abbildung 19

Erscheinungsbilder verschiedener Korrosionsarten an Schweißverbindungen



Beispiel: Geschweißtes Weinfass (X 5 Cr Ni 18 10) wurde undicht. [5]

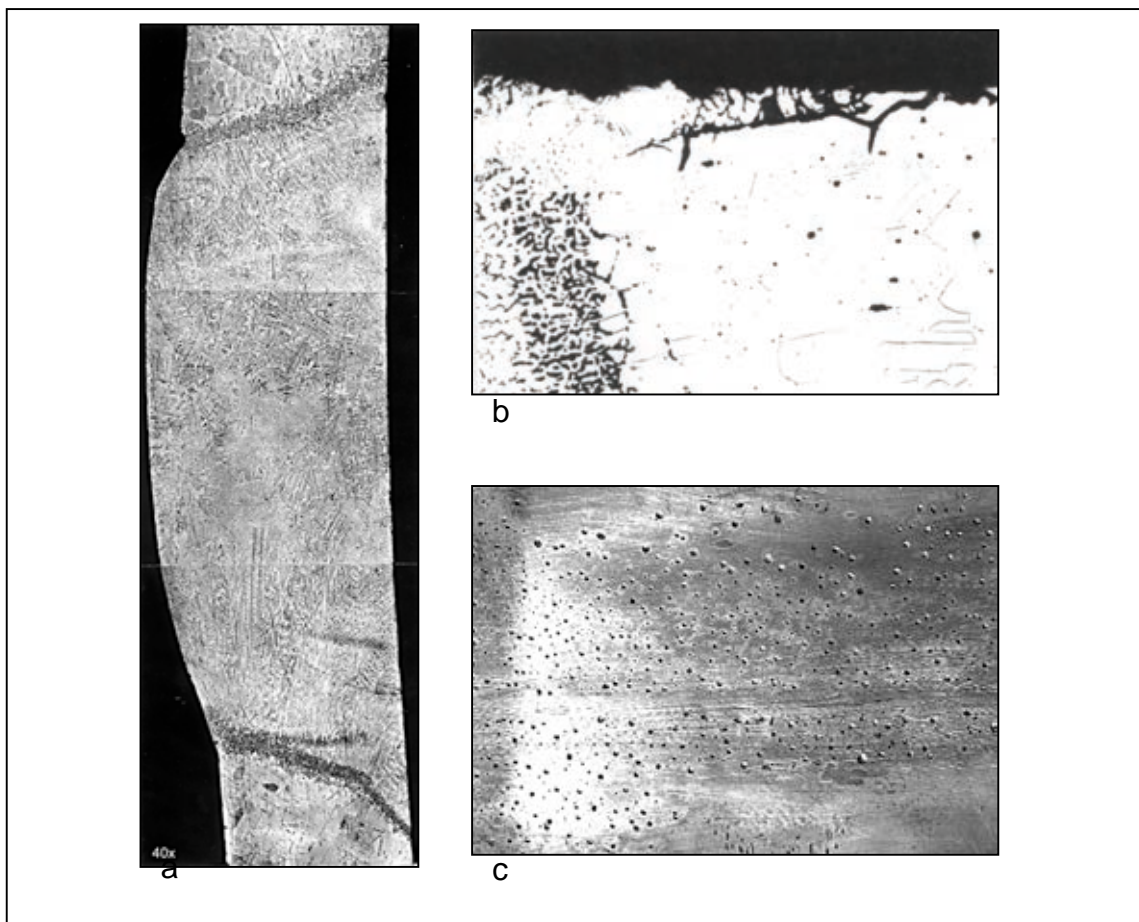
Abbildung 20a bis c

Interkristalline Korrosion (IK) in der Wärmeinflusszone (WEZ) und Lochkorrosion im Innern des Weinfasses:

a: Anschliff im Bereich der Schweißnaht

b: Kornzerfall in der WEZ, Detailvergrößerung

c: Lochkorrosion / Innen im Fass



Schadensursache:

Infolge der Schweißwärme haben sich neben der Schweißnaht Chromkarbide in der Wärmeinflusszone ausgeschieden. Durch die Ausscheidungen verarmen die korngrenzennahen Bereiche an Chrom und können bei Vorliegen kritischer Potentiale selektiv herausgelöst werden (Kornzerfall).

Spaltkorrosion:

Diese Erscheinung beobachtet man in engen Spalten zwischen gleichen und verschiedenen Werkstoffen. Beispiele: Nicht durchgeschweißte Wurzel an Schweißverbindungen, Nietköpfe, Schraubenköpfe und Scheiben (Abb. 21). Als Ursachen der Spaltkorrosion werden chemische und elektrochemische Vorgänge angenommen (Abb. 22).

Abbildung 21

Spaltkorrosion an der Schraubverbindung

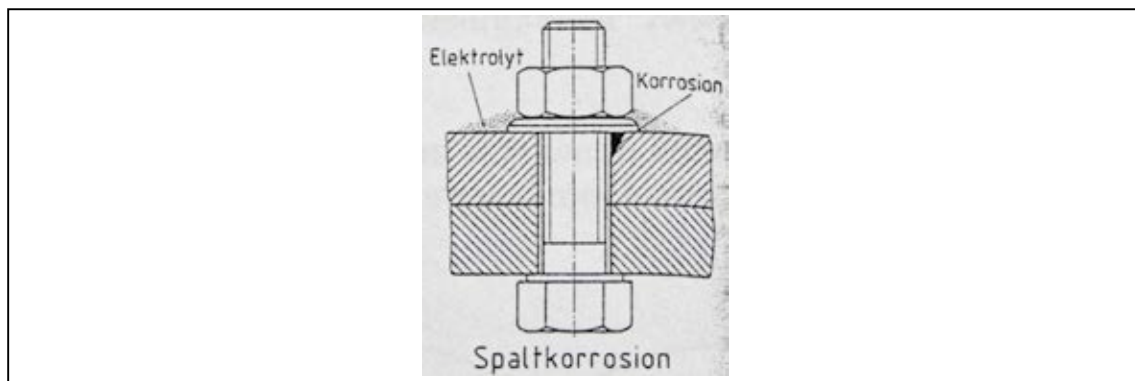
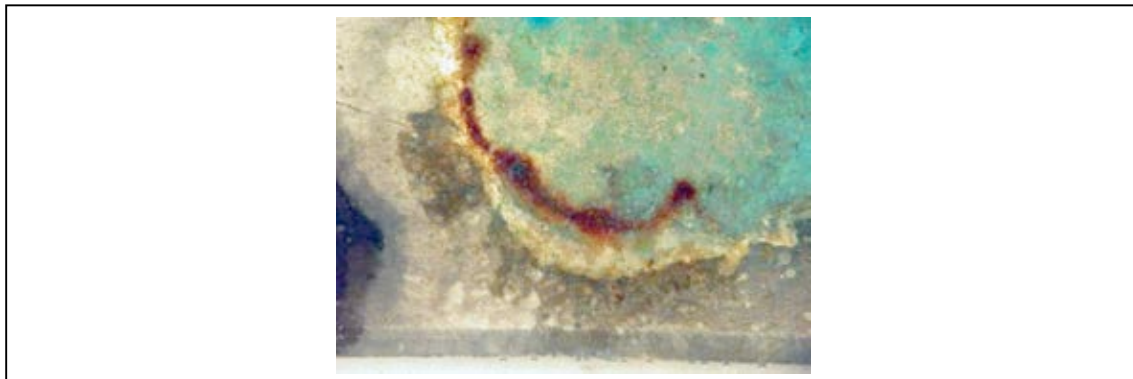


Abbildung 22

Spaltkorrosion an einer Lötung [5]



Selektive Korrosion:

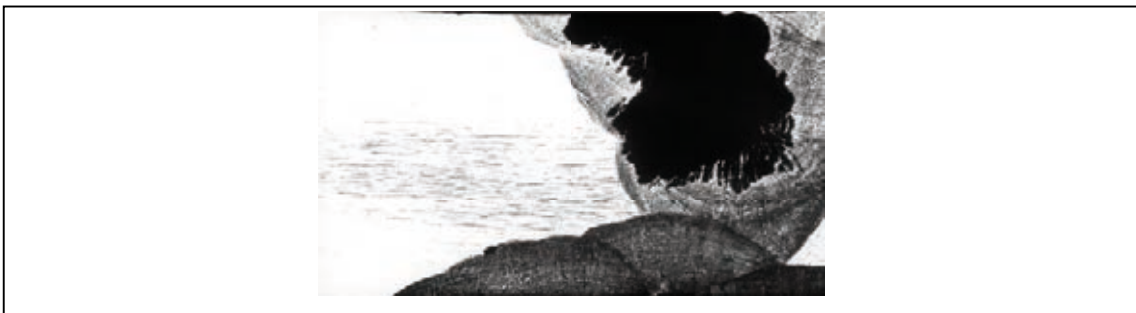
Korrodiert eine Legierung entlang der Korngrenzen oder werden bestimmte Legierungs- oder Gefügebestandteile herausgelöst, die in einem anderen Mengenverhältnis als dem der Legierungszusammensetzung entsprechen, liegt selektive Korrosion vor.

Man unterscheidet bei der selektiven Korrosion zwischen:

- Interkristalline (IK) und transkristalline (TK) Korrosion.
- Bei diesen Korrosionsarten werden bevorzugt (selektiv) nur einzelne Gefügebestandteile im Werkstoff zerstört.
- Bei der transkristallinen Korrosion verläuft die Korrosion durch die Körner hindurch.
- Selektiv können auch Phasen oder Schweißgut herausgelöst werden.
- Beispiel: Falscher Schweißzusatz .

Abbildung 23

Schweißnaht selektiv korrodiert: Links legierter Stahl; rechts unleg. Schweißzusatz (dunkel)



Beispiel einer teuren und unangenehmen selektiven Korrosion: Zahnprothese im Ausland gefertigt und nach ca. 8 Monaten gebrochen: Warum?

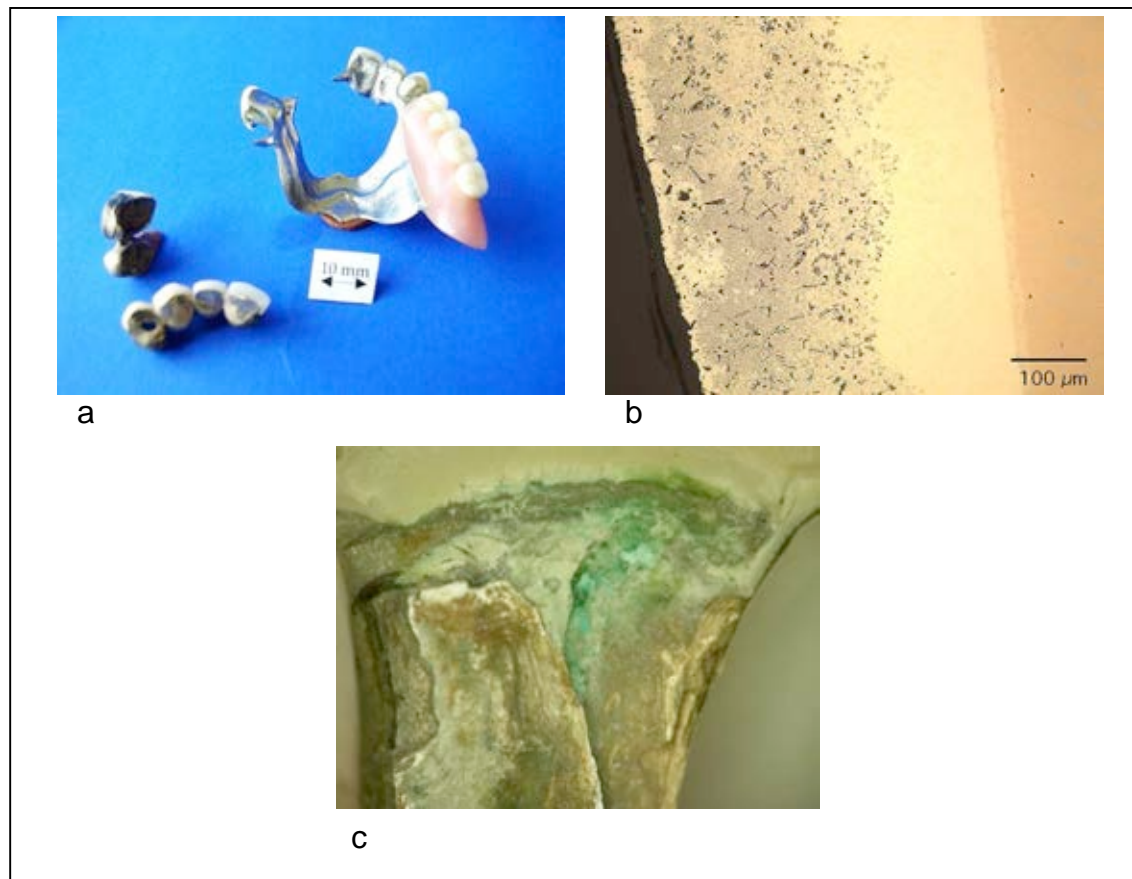
Abbildung 24a bis c

a: Übersicht: Prothese

b. Selektiv primäres Kupfer (dunkel) herausgelöst (Links: Lotgefuge.

Rechts: Gold. Bruchfläche: Links.

c: Grünspan-Niederschlag an der Bruchfläche der Lötstelle.



Schadensursache: Für das Verlöten von Goldkronen mit dem Edelstahlsteg wurde ein Sanitär-Silberlot (!!) verwendet (Cu-Ag-Lot). Das unedlere Element in dieser Metallkombination ist das primäre Kupfer im Lotgefuge. Der Mundspeichel wirkte als Elektrolyt. Mit der Zeit löste sich das primäre Kupfer im Elektrolyten auf und schlug sich als Grünspan an den Zähnen der Prothese nieder (Abb. 24c). Die so entstandenen Löcher (Abb. 24b) im Lot schwächten den gelöteten Querschnitt - bis der immer kleiner werdende Restquerschnitt die Kaubelastung nicht mehr standhalten konnte und in Folge brachen vier angelötete Zähne ab. (Abb. 24a)

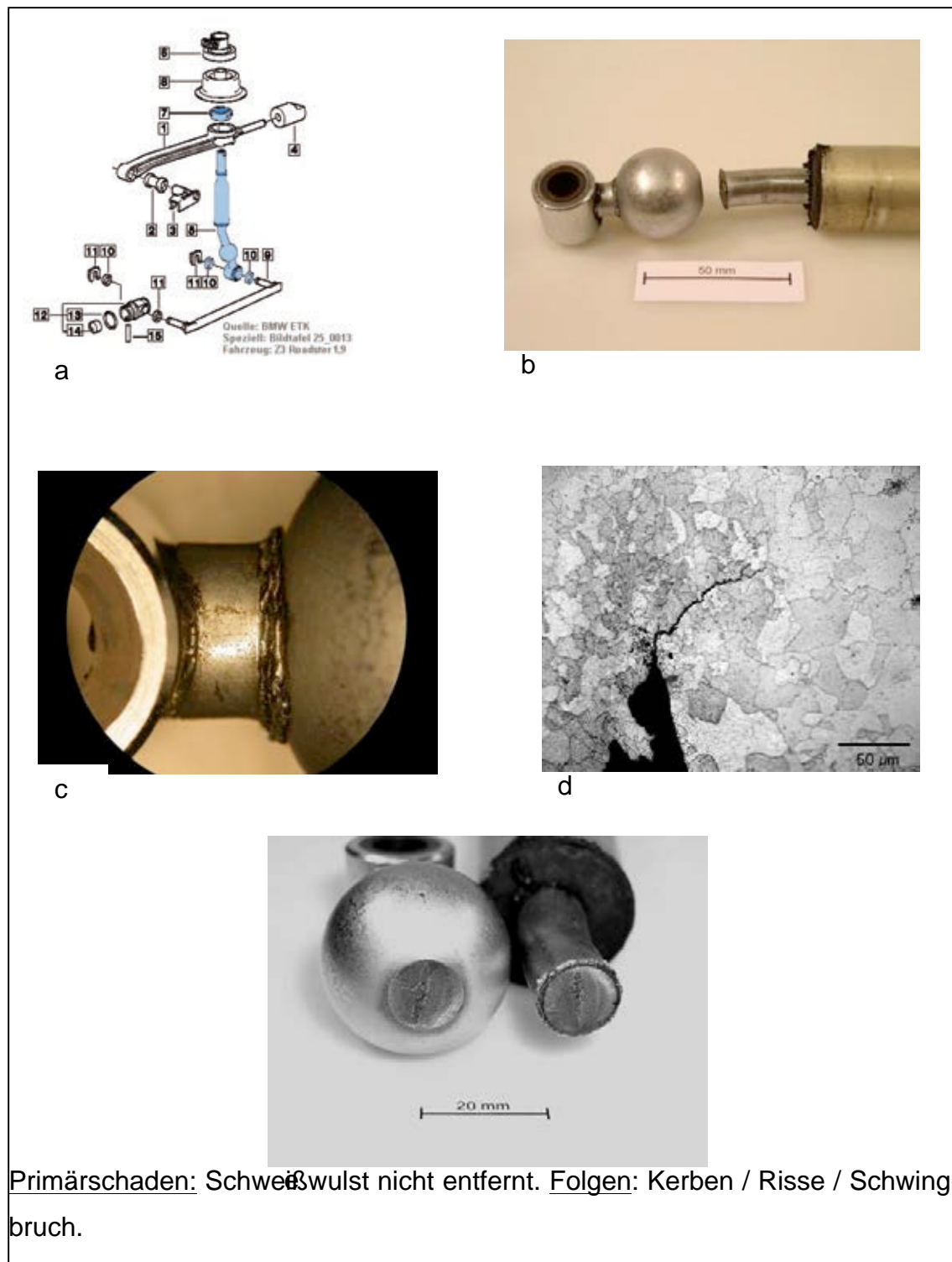
Thermisch bedingte Risse und Brüche



Schweißrisse,	Heißrisse
Schleifrisse,	Wärmeschockrisse
Härterisse,	Kriechbrüche

Beispiel: Ein Gangschalthebel eines Pkws brach beim Einparken ab [5]

Abbildung 25a bis e

a: Explosionszeichnung: Gangschalthebel eines Pkws**b: Bruchstelle****c: Schweißverbindung zwischen Rohrstück (links), Zwischenstück und Schaltkugel (rechts)****d: Gefüge an den Schweißstellen mit Riss.****e: Bruchflächen**

Primärschaden: Schweißwulst nicht entfernt. Folgen: Kerben / Risse / Schwingbruch.

Beispiel einer Oberflächenschädigung durch Elektroschreiber [5]:

In einem Ausbildungsbetrieb für Mechaniker wurden an Lehrlinge Bohrer, Fräser und Werkzeuge in eigener Verantwortung verteilt. Bei einem Auszubildenden brachen ungewöhnlich viele Fräser während der Fräsarbeit ab. Meister und Lehrling glaubten zuerst an mangelnde Werkzeugqualität, bis sich herausstellte, dass der Auszubildende namens „Otto“ an sämtliche Schaftflächen der Fräser und Bohrer seinen Vornamen mit einem Elektroschreiber einschrieb und so seine Fräser sichern wollte.

- Eine metallographische Untersuchung sollte klären, ob der kleine Lichtbogen eines Elektroschreibers auf der Werkzeugoberfläche Gefügeveränderungen verursacht, die eventuell bruchfördernd wirken können.
- Ein Fräser wurde so deshalb so getrennt, dass der Trennschnitt senkrecht durch ein „O“ verlief. Abb. 26 zeigt das Ergebnis der Untersuchung:

Trennung beim O

↓
O T T O

Abbildung 26

Einfluss eines Elektroschreibers auf das Gefüge an Oberflächen von Werkzeugen. V=150:1; geätzt. [5]



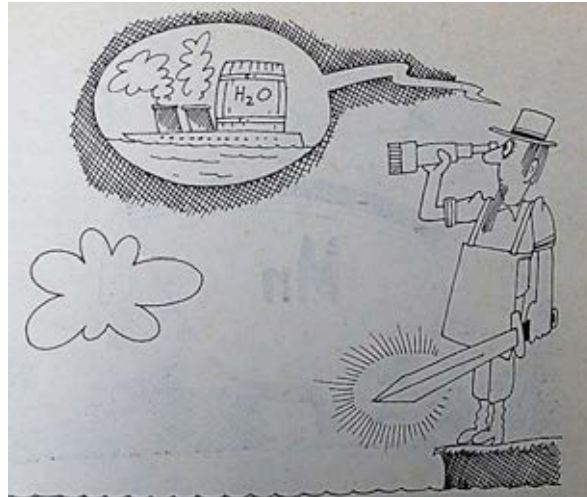
Schadensursache:

Wie aus Abb. 26 hervorgeht, erfolgt an der Oberfläche infolge der Erwärmung durch den Lichtbogen des Elektroschreibers eine lokale Anschmelzung mit Lunkerbildung sowie eine Neuhärtung (hell).

- Solche „Zündstellen“ bedingen Gefügeveränderungen und sind Sollbruchstellen und Ausgangsstellen für Schwingbrüche.

Härteverzug und Härterisse:

Schroff abgeschreckte Werkstücke weisen Maß- und Formänderungen, den sogenannten Härteverzug, oder gar Härterisse auf.

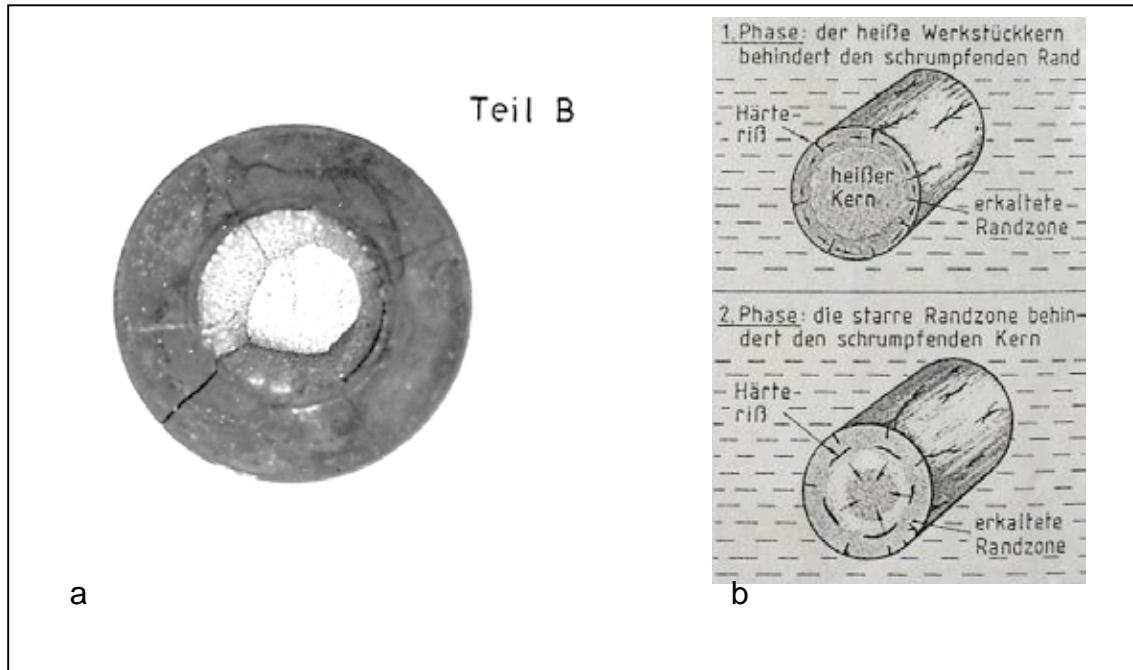


(Bem. Außer Wasser gibt es noch andere Abschreckmedien.)

Der Härteverzug und Rissbildung geschieht in 2 Phasen: (Abb. 27 b)

- Beim Eintauchen in das Abschreckmittel erkaltet die Randzone sehr schnell und verkürzt sich dadurch (1.Phase)
- Der noch heiße Kern hat noch seine ursprüngliche Größe und behindert das Schrumpfen der Randzone).
- Es kommt zu Verspannungen und Risse am Umfang.
- Im weiteren Verlauf kühlt dann auch der Kern ab und will ebenfalls schrumpfen (2. Phase).
- Jetzt wird er von der starren vorher erkalteten Randzone an der Schrumpfung behindert.
- Es entstehen Verspannungen und Risse zwischen Kern und Randzone.
- Zusätzlich kommt es zu Verspannungen, weil die Martensitbildung ein um 1% größeres Volumen als der Ferrit hat.

Abbildung 27a und b

Lage und Entstehung von Härteverzug und Härterisse:**a: Real, b: Schematisch**

Beispiele von Mikro- und Makrohärterisse [5]:

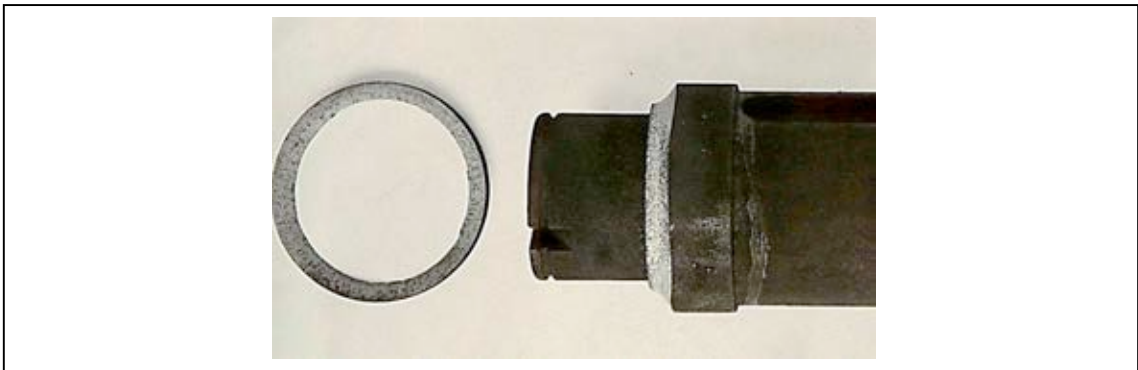
Abbildung 28

Härtemikrorisse. V=500:1.

Abbildung 29

Makrorisse an einer Rundwelle. $V= 1:2$ 

Abbildung 30

Abplatzen einer Randzone nach dem Härten. Verursacht durch Spannungsspitzen bei der Schrumpfung am Übergang vom dünnen zum dickeren Teil [5]**Lötbruch:**

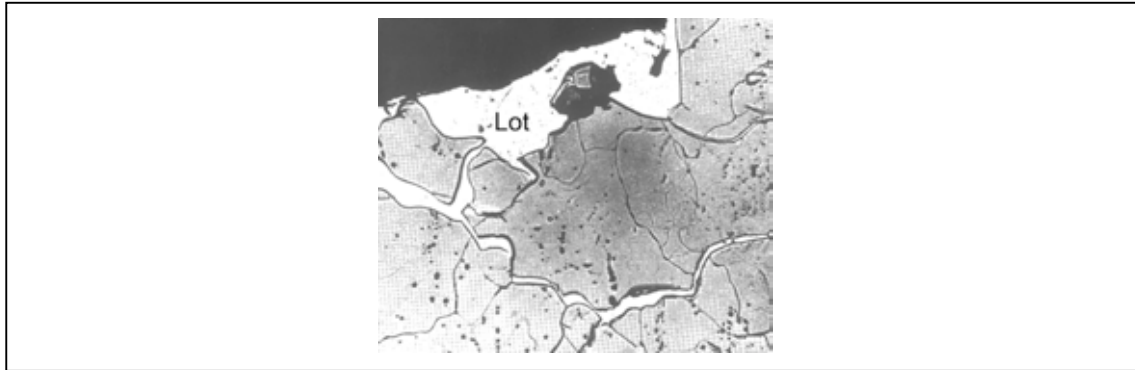
Lötbruch ist die interkristalline Trennung zugbeanspruchter oder zugeigen-spannungsbehafteter Werkstoffe durch eindiffundierende flüssige Metalle oder Legierungen.

Diffusion der flüssigen Metalllegierungen erfolgt entlang den Korngrenzen.

Z.B. Wellen in heißlaufende Lagerschalen können auch durch „Lötrissigkeit“ (Lötbruch) geschädigt werden. [8]

Abbildung 31

Lötbrüchigkeit. (Flüssiges Lot zerstört von der Oberfläche ausgehend interkristallin den Grundwerkstoff entlang der Korngrenzen, wenn dieser nicht frei von Zugspannungen ist [7] / [8])



Goldene Regeln“ der Schadensfalluntersuchungen

Die einfachste Lösung ist oft die Beste

1. Es ist viel schlechter und gefährlicher eine falsche Erklärung anzubieten als überhaupt keine zu haben.
2. Kleine, oft zu unwichtig erscheinende Details führen vielfach zu wesentlichen Erkenntnissen.
3. Die eleganteste Theorie nützt zur Erklärung des Schadens wenig, wenn sie nicht mit den beobachteten Details in allen Punkten übereinstimmen.
4. Risse werden weder kleiner noch verschwinden sie.
5. Nicht selten liegen mehrere Schadensursachen vor. Meistens treffen mehrere ungünstige Faktoren zusammen, deshalb ist man gut beraten, nicht den ersten gefundenen Fehler als schadensauslösende Ursache anzusehen.

Schlussbemerkung

- Die Werkzeuge der Schadenanalyse im Maschinenbau auf der Grundlage der Werkstoffwissenschaften sind vielweinig: Aus der Vielzahl der Möglichkeiten sind die in ausreichender Zahl auszuwählen, welche am Ende ein eindeutiges Ergebnis liefern
- Ist ein Großschaden eingetreten, alle Fakten in die Öffentlichkeit kommunizieren.
- Verknappung von Ressourcen, Zwang zu hoher Anlagenverfügbarkeit, Minimierung der Lebensdauerkosten und wachsendes Sicherheitsbedürfnis fördern die Notwendigkeit von Schadensforschung und -vorbeugung. Größtmögliche Publizität für Ergebnisse von Schadenuntersuchungen und daraus abgeleitete Verhütungsmaßnahmen und Verbesserungen tragen dem Rechnung.

Schadensfördernd hat sich bei technischen Anlagen herausgestellt, dass vermehrt aus Kostengründen seitens der Hersteller und Besteller der Sprung vom Reißbrett unmittelbar in die Großanlage erfolgt unter Umgehung der Pilotanlage. Auch Vergabe von Aufträgen an ungeeignete Firmen im Ausland kann Schäden begünstigen.

Ziel ist die Nutzung der Technik bei größtmöglicher Sicherheit für das Individuum, die Gesellschaft und die Umwelt. Dass dieses Ziel unerreichbar bleibt, dafür sorgt fast ausschließlich die Unzulänglichkeit des Menschen.

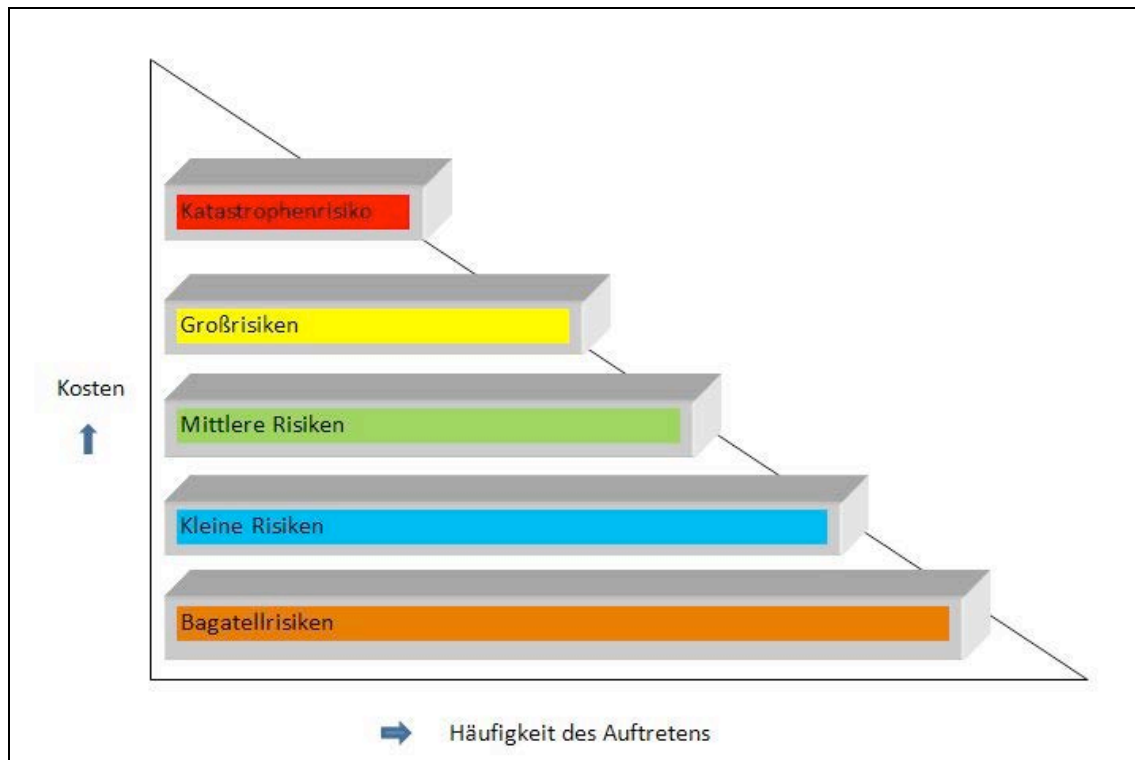
In der Hand des weniger Verantwortungsbewussten kann auch die gute Idee zu einer gefährlichen Waffe werden, siehe Tschernobyl 1986 und Fukushima 2011.

Ursache der meisten Schäden sind Fehler bei der Werkstoffwahl, Konstruktion oder dem Betrieb. Nur in einer Minderzahl von Schäden ist eine Kombination von Fehlerursachen festzustellen.

Zusammenhang von Kosten und Risiken zeigt Abb. 32.

Abbildung 32

Zusammenhang von Kosten und Schadenhäufigkeit



Schadensfalllösung in Zukunft



Formgedächtnislegierungen

Literatur

- [1] H. Trenkler: Anwendung des Rasterelektronenmikroskopes bei Eisen- und Stahlwerkstoffen; Radex-Rundschau (1978) 575 /875.
- [2] L. Engel und H. Klingele: Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen von Metallschäden; Carl Hanser Verlag München Wien 2. Aufl. 1982.
- [3] VDI-Richtlinie 3822, Teile 1 bis 6 vom Verein Deutscher Ingenieure; VDI-Gesellschaft Werkstofftechnik, Ausschuss Schadenanalyse.
- [4] G. Lange: Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle; DGM-Informationsgesellschaft Verlag; 4. Auflage (2001).
- [5] T. Gödecke: Metallographische Untersuchungsmethoden, Teil E; Schadensfalluntersuchungen - Tendenzen in der Entwicklung und Untersuchungen von Werkstoffen / Praktikum zur Schadensfalluntersuchung. Technische Akademie Esslingen; Ostfildern – Nellingen; An der Akademie 5.
- [5] H.-W. Grönegress : Einfluss der Werkstückform auf die Wahl des Härteverfahrens bei Flamm-und Induktionshärten; Härtereitechn. Mitt.; 18 (1963) Heft 2; S 91.
- [6] F.K. Naumann: Das Buch der Schadensfälle; Dr. Riederer Verlag (1967).
- [7] E. Kauczor: Schäden in Fertigung und Betrieb; Band 10; Metallographie in der Schadensuntersuchung; Springer Verlag Berlin-Heidelberg - New York (1979)

Roman Klink
Arthur Klink GmbH

Möglichkeiten und Grenzen materialkundlicher Untersuchungsverfahren für die Werkstoffcharakterisierung

Roman Klink

geb. 25.01.1979 in Pforzheim

2003 Abschluss der Metallographie Ausbildung am Max-Planck-Institut in Stuttgart

2003-2005 Metallograph bei der GWP in Zorneding

Seit 2006 Leiter des Werkstofflabors der Arthur Klink GmbH

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	56
2	Die mechanisch technologischen Prüfverfahren und ihre Größen	58
2.1	Die Härteprüfung.....	58
2.1.1	Härteprüfung nach Vickers	59
2.1.2	Härteprüfung nach Brinell	61
2.1.3	Härteprüfung nach Rockwell.....	62
2.1.4	Instrumentierte Härtemessung	62
2.1.5	Mobile Härtemessung.....	64
2.1.6	UCI Verfahren.....	64
2.1.7	Rückprallhärte/ Leeb Verfahren.....	65
2.2	Bestimmung der Oberflächenrauigkeit.....	66
2.3	Zugversuche	68
2.4	Kerbschlagbiegeversuch.....	68
2.5	Eigenspannungsmessung.....	69
2.5.1	Röntgenographischer Nachweis	69
2.5.2	Magnetischer Nachweis mittels Barkhausenrauschen	70
2.5.3	Nachweis mittels Bohrlochmethode.....	70
2.5.4	Nachweis mittels Ultraschall	71
2.6	Dilatometrie	71
3	Direkte und indirekte Struktur beschreibende Verfahren.....	72
3.1	Makroskopie.....	72
3.2	Lichtmikroskopie	73
3.3	Rasterelektronenmikroskopie	74
3.4	Transmissionselektronenmikroskopie.....	77
3.5	Röntgenstrukturanalyse	79
4	Chemische Analyseverfahren für Festkörper	81
4.1	Funkenemissionsspektalanalyse	81
4.2	Glimmentladungsspektroskopie GDOS	82
4.3	Energie und Wellendispersive Röntgenanalyse (EDX/WDX) am REM .	83
4.4	Klassische Laboranalyse	86

1 Einleitung

Die Möglichkeiten zur Werkstoffcharakterisierung sind nahezu unbegrenzt. So reichen sie von den mechanisch-technologischen Prüfverfahren von der Großbauteilprüfung bis zur Eigenschaftsprüfung im atomaren Wirkungsbereich, die Möglichkeiten der strukturbeschreibenden Verfahren von der Makroskopie bis zur atomar auflösenden Mikroskopie und die chemischen Analysemethoden von den integralen Bulkanalysen bis hin zu nur einzelne Atome auflösenden Atomsondenmessungen. Die Natur der Dinge bietet also für jede Prüfaufgabe das geeignete Verfahren. Die rasante Entwicklung der modernen Analysemethoden verspricht also immer neuere und bessere Verfahren, einfachere und sicherere Anwendungen, sowie wirtschaftlichere Geräte und besten Service. So die Verkaufsargumente, die alltägliche Prüfarbeit verschafft da zuweilen oftmals Ernüchterung. Zum einen kann weder die beste Messausrüstung das immer knapper werdende qualifizierte Personal ersetzen, zum anderen sind manche Investitionen nicht nur zu weit gegriffen sondern auch mit sehr hohen Folgekosten verbunden und halten nicht immer, was sie einst versprochen haben. Der zuständige QS oder Laborleiter steht also im Falle einer Neuanschaffung immer auch vor einer Gretchenfrage. Im Detail lassen sich viele Fragen klären, wenn aber eine Prüfmethode keinen wahren Bezug mehr zum Makroskopischen aufweist, ist die Gefahr gegeben mit Hausnummern zu hantieren, statt auf einfache Mittel zurückzugreifen. Aus der Struktur eines Staubkorns auf dem Bahnhofplatz lässt sich eben nicht direkt ableiten wo der nächste Einkaufsmarkt ist, wohl aber von dem Ausblick auf einer Anhöhe. Die vorliegende Arbeit möchte also nicht im Detail außergewöhnliche Verfahren mit Ihren Möglichkeiten und Grenzen charakterisieren sondern vielmehr die gängigen Geräte und Verfahren vorstellen, die in vielen Betrieben sowieso vorhanden sind und die in vielen Untersuchungslaboren als standardisierte Untersuchungsverfahren verfügbar sind. Es ist für das Know-how und damit den wirtschaftlichen Überlebenschancen eines Unternehmens sehr wichtig, dass qualifizierte Aussagen zum Leistungsstand des Produktes getroffen werden können und in Problemfällen die richtigen Instrumente vorhanden sind um geeignete Abhilfemaßnahmen einzuleiten. Das Wissen um die Werkstoffe und die Erfahrung in den Verarbeitungsverfahren ist unersetzlich und muss in jedem Betrieb gepflegt werden. Externe Tech-

nologieberater können nie einen über Jahre und Jahrzehnte gewachsenen Erfahrungsschatz ersetzen. Die modernen Methoden der Arbeitsorganisation und Qualitätssicherung können auch hier nur als Anleitung dienen und nicht selbst Abhilfe leisten. Diese eigentlich sehr guten, normierten Regularien für Betriebsabläufe werden aber oftmals nur dazu gebraucht Verantwortung zu verlagern. Im Streitfall trägt oft das schwächere Glied die Regressforderungen. Gerade in solch einem Zusammenhang hat der die besseren Chancen, der mit eindeutigen Ergebnissen zeigen kann, was das Problem ist und wie man es lösen kann. Eine geeignete Prüfausrüstung und gut geschultes Personal sind daher unersetzlich. Im Folgenden werden also kurz die gängigsten Prüfverfahren mit dem Fokus auf den metallischen Kenngrößen sowie artverwandten Anwendungsfeldern und die der Prüfung zugrunde liegenden physikalischen Wirkungsprinzipien vorgestellt. Diese Arbeit erhebt nicht den Anspruch der Vollständigkeit sondern dient dem interessierten Leser als kleine Übersichtsmöglichkeit über ein sehr weites Anwendungsfeld.

Pforzheim August 2012

Roman Klink

2 Die mechanisch technologischen Prüfverfahren und ihre Größen

Grundsätzlich verstehen wir unter den mechanisch technologischen Prüfverfahren all diejenigen Verfahren, die direkte mechanische Kenngrößen und technologische Aussagen liefern, die z. B. für die Bauteilberechnung gebraucht werden. Diese Größen wie Härte, Einhärtungstiefe, Zugfestigkeit, Dehnung, Schwingfestigkeit, Kerbschlagzähigkeit, Oberflächenrauigkeit, thermische Ausdehnung, Haftfestigkeit etc. resultieren letztendlich aus den Eigenschaften der verwendeten Komponenten und Verarbeitungsverfahren. Zu ihrer Ermittlung kommen sowohl zerstörende wie nicht zerstörende Prüfungen zum Einsatz. Im folgenden soll über ausgewählte Verfahren ein kleiner Überblick verschafft werden.

2.1 Die Härteprüfung

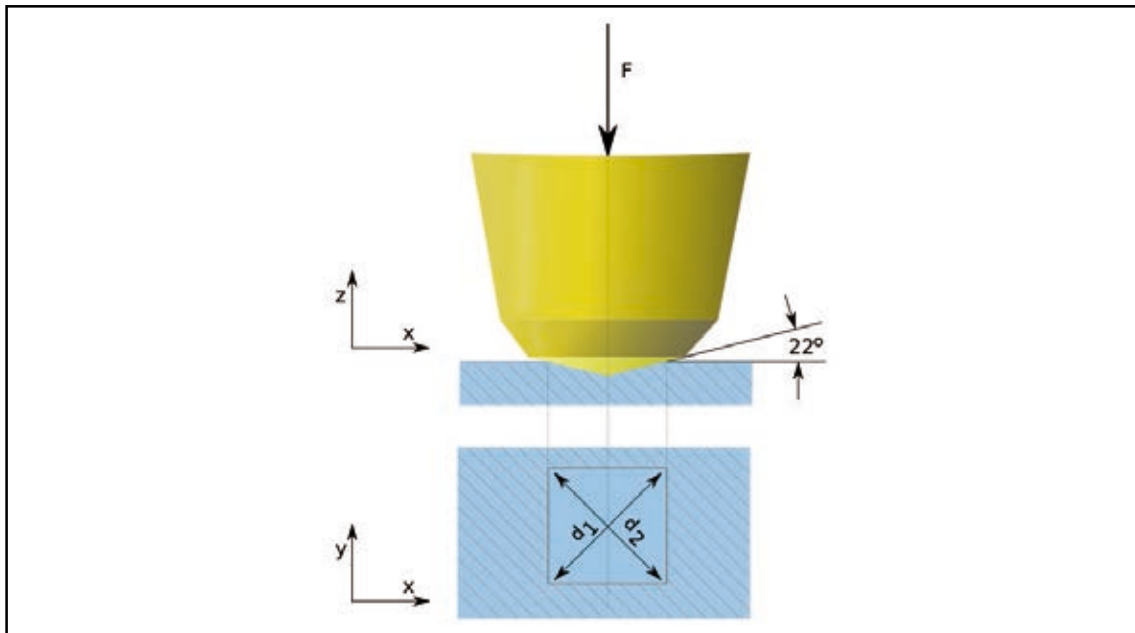
Die Härteprüfung ist eines der weit Verbreitetsten und bekanntesten Messverfahren, das eine metallkundliche Werkstoffkenngröße liefert. Mit ihrer Hilfe lassen sich von fast allen Werkstoffen eben die Härte und teilweise sogar mit den instrumentierten Messverfahren die Dehnung und der E-Modul bestimmen. Man unterscheidet zwischen Makro (< 10 Kg Prüflast), Kleinlast (10-1 Kg Prüflast), Mikro (1Kg – 25g Prüflast) und Nanohärtemessung (> 25 g Prüflast). Die Werte in Klammern geben nur den ungefähren Lastbereich an. Die Härte wird grundsätzlich definiert, als eine Größe des Widerstandes gegen das Eindringen eines härteren Körpers in den Prüfkörper. Zu den mechanischen Prüfmöglichkeiten zählen: das Ritzen der Oberfläche mit unterschiedlich harten Nadeln (Ritzhärteprüfung), das Eindringen eines harten Prüfkörpers unter statischer Belastung (Vickers, Brinell, Rockwell Verfahren), die Messung der elastischen Rückfederung unter dynamischer Belastung (Rückprallverfahren wie Leeb) und die instrumentierte Härteprüfung, eine simultane Messung der Eindringtiefe und der Eindruckkraft (Martenshärte, Eindringhärte). Ob ein großes Bauteil oder nur ein wenige Nanometer dickes Schichtsystem charakterisiert werden soll, hängt maßgeblich von der aufzuwendenden Prüfkraft ab. Die Prüfkraft wird direkt über Totgewichte oder Federmechanismen erzeugt. Neuerdings v.a. bei der

instrumentierten Härteprüfung werden die Prüfkräfte elektronisch geregelt. Für alle Härteprüfverfahren gilt je kleiner die Prüflast, desto sauberer und verformungsfreier muss die Oberfläche sein. Grundsätzlich ist bei jedem Prüfverfahren eine Oberflächenvorbehandlung nötig, die mindestens in der jeweils geltenden Norm beschrieben ist.

2.1.1 Härteprüfung nach Vickers

Die Härteprüfung nach Vickers ist das gebräuchlichste und universellste Prüfverfahren. Mit ihr werden die meisten Prüfaufgaben von sehr weichen Materialien wie Blei und sehr harten wie den Hartmetallen abgedeckt. Unter Angabe der Prüfkraft wird hier die Diagonale eines Vickershärteeindrucks vermessen und aus der daraus resultierenden Fläche die Eindringtiefe bzw. direkt nach der Formel $HV = 0,102 \cdot F/A = 0,189 \cdot F/d^2$ der HV Wert ermittelt. Als Eindringkörper dient eine gleichseitige Diamantpyramide mit 136° Öffnungswinkel, Abbildung 1. Am gängigsten sind bei der Vickerprüfung die Verfahren HV30, HV10, HV1 und HV0,1 wobei HV 1 und 0,1 Mikrohärtmessungen meist nur im Labor bei der Härteprüfung an metallographischen Anschliffen, wie beispielsweise der Härteverlaufsprüfung an wärmebehandelten Teilen oder Härteprüfung an sehr sauberen und dünnen Oberflächenschichten zum Einsatz kommen. Neben der Härteprüfung mit der Vickerspyramide wird in Sonderfällen, v.a. bei dünnen Schichten, wie Nitrierschichten die Knoophärteprüfung verwendet. Es handelt sich hierbei um ein abgewandeltes Vickersverfahren mit einer spitzwinkligen, rhombischen Diamantspitze mit einem $172,5^\circ$ Winkel an der langen und einem 130° Winkel an der kurzen Diagonale. Bei diesem Verfahren wird nur die lange Diagonalenstrecke zur Auswertung verwendet. Dadurch können sehr schmale Bereiche geprüft werden. Abbildung 2 zeigt einen vollautomatischen Kleinlasthärteprüfer mit 8-Fach Schlifffprobenhalter für vollautomatisierte Härtemessungen.

Abbildung 1

Prinzip der Vickershärteprüfung

(Quelle : Wikipedia)

Abbildung 2

Vollautomatischer Kleinlasthärteprüfautomat

(Mit freundlicher Genehmigung der Fa. Qness)

2.1.2 Härteprüfung nach Brinell

Die Brinellprüfung funktioniert im Prinzip ähnlich wie die Vickersprüfung, nur dass hier statt einer Diamantspitze als Eindringkörper eine Hartmetallkugel (HBW) oder eine Stahlkugel (HBS) zu Einsatz kommt. Auch hier wird anhand einer optischen Durchmesserbestimmung des Härteeindrucks der Härtewert errechnet. Die Brinellhärte wird hauptsächlich für weichere Werkstoffe wie ungehärtete Stähle, Nichteisenmetalle und deren Legierungen eingesetzt. Sie zeichnet sich meist durch eine höhere Prüflast bzw. größere Belastungsfläche aus und wird teilweise mit bis zu 3 to Prüflast ermittelt. Dadurch reduziert sich der Einfluss des Ablesefehlers und von Gefügeinhomogenitäten auf den Härtewert. Das gebräuchlichste Verfahren für Stahl ist das Verfahren HBW2,5 / 187,5 und für Al- und Cu-Legierungen das HBW 2,5 / 62,5.

Abbildung 3

Brinellprüfmaschine



Automatische Brinellprüfmaschine EBRF 3000 von ESI mit integrierter Probenfräse und bis zu 3to Prüfkraft (mit freundlicher Genehmigung der Fa. ESI)

2.1.3 Härteprüfung nach Rockwell

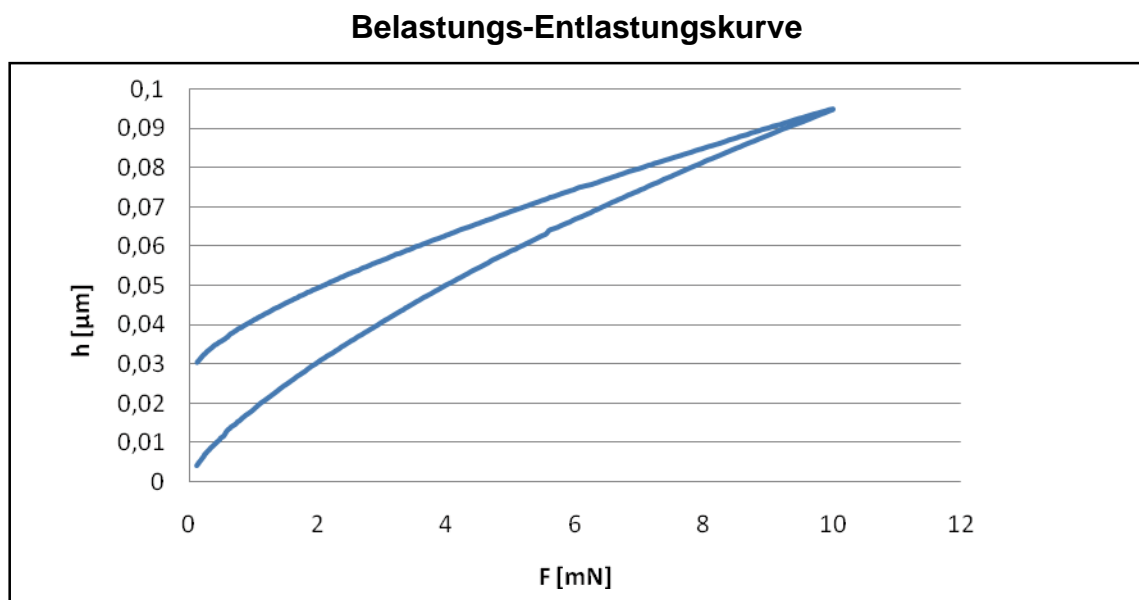
Das Rockwellverfahren ist im Gegensatz zur HV und HB Prüfung kein optisches Verfahren, sondern hier wird die Eindringtiefe anhand eines Messtasters oder einer Prüfuhr ermittelt und direkt als Härtewert angezeigt. Als Eindringkörper dient ein Diamantkegel mit 120° Kegelwinkel (HRC) oder eine Stahlkugel (HRB) Verfahren. Bei beiden Verfahren wird eine Vorkraft von 10 Kg auf den Eindringkörper aufgebracht um Oberflächeneffekte zu minimieren und einen guten Kontakt zur Probe zu gewährleisten, dann wird die eigentliche Prüfkraft aufgebracht. Nach Rückentlastung auf die Vorkraftstufe wird die bleibende Tiefenänderung gemessen und direkt als Härtewert ausgedrückt. Das Rockwell-C Verfahren ist eines der verbreitetsten Härteprüfverfahren für gehärtete Stähle und ist in nahezu jedem metallverarbeitenden Betrieb zu finden. Die Härteskala reicht hier von 20-70 HRC. Aufgrund der hohen Prüflast von 150 Kg und der daraus resultierenden starken Eindringtiefe findet für einsatzgehärtete Bauteile das HRA Verfahren mit 60 Kg Hauptprüflast Anwendung. HRB wird für weichere, unlegierte Stähle und Buntmetalle im Bereich von 35-100 HRB eingesetzt. Die Rockwellverfahren zeichnen sich durch eine schnelle Anwendbarkeit aus, allerdings ist die Präzision der Messungen nicht so gut wie z.B. bei HV oder HB.

2.1.4 Instrumentierte Härtemessung

Die instrumentierte Härtemessung ist eine Messung die nach auf dem von Martens entwickelten Prinzip der simultanen Kraft und Wegmessung beruht. Sie ist zwischenzeitlich in unterschiedlichen Lastbereichen als standardisiertes Universalmessverfahren beheimatet. Die gängigen Systeme reichen von 2000 N bei Makrohärtesystemen bis zu wenigen nN Lastaufbringung für Nanoindentorsysteme wobei für diese bisher die meisten Anwendungen existieren. Die Aufnahme der Wegänderung des Diamanten wird über ein integriertes Wirbelstrom Messmodul mit einer Auflösung von bis zu wenigen pm realisiert. Die Kraftmessung geschieht über eine Kraftmessdose. Dieses Messverfahren bietet eine sehr gute Präzision und Reproduzierbarkeit in allen Lastbereichen. Normalerweise wird eine Belastungs-Entlastungs-Kurve gefahren, woraus zusätzliche Kenngrößen wie E-Modul bzw. der elastische Eindringmodul bestimmt werden können. Neben der Martenshärte HM ist für solche Systeme die Eindringhärte

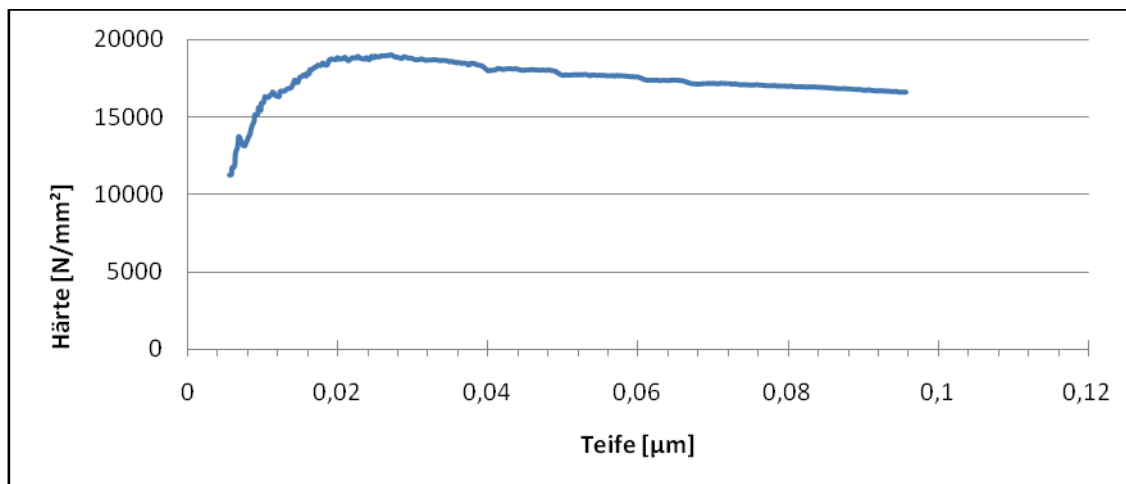
H_{IT} gebräuchlich, wobei H_{IT} direkt mit Vickers verglichen werden darf, da hier der elastische Anteil herausgerechnet wird, welcher bei der HM integriert ist. Diese Art der Härteprüfung wird v.a. für dünne und ultradünne Schichtsysteme und zur Härtebestimmung von einzelnen Gefügebestandteilen und kleinen Partikeln benutzt. Als Eindringkörper wird meist ein Vickers oder ein Berkovich Indentor (dreiseitige Pyramide) verwendet. Für die instrumentierten Makrohärtemesssysteme sind prinzipiell alle gängigen Eindringkörper adaptierbar. Sie ist zwischenzeitlich auch in der DIN EN ISO 14577 genormt.

Abbildung 4



Belastungs-Entlastungskurve mit 10mN Maximalprüfkraft einer 1 µm dicken TiCN Beschichtung auf Hartmetallsubstrat. Der Kurvenversatz zeigt die bleibende Eindringtiefe von 0,03µm

Abbildung 5

Härte- Eindringtiefenverlaufskurve

Härte [HM]-Eindringtiefenverlauf einer TiCN Schicht: nach Erreichen der Elastizitätsgrenze zeigt sich die Tiefenabhängigkeit der Härtewerte wobei auch hier nach Erreichen der Elastizitätsgrenze gilt, je kleiner die Prüfkraft, desto höher der Härtewert.

2.1.5 Mobile Härtemessung

Um vor Ort möglichst einfach und schnell eine verlässliche Härteprüfung an schwer zugänglichen Stellen durchzuführen, finden unterschiedliche Gerätschaften Anwendung. In der Vergangenheit waren dies hauptsächlich Härtefeilen oder Ritzhärtebesteck. Für das HRC und HB Verfahren existieren mobile Prüfzwingen die meist an bestimmte, wiederkehrende Messaufgaben gekoppelt sind. Ein relativ frei einsetzbares Vickersprüfverfahren bietet ein ursprünglich von Reicherter entwickelter Vickersprüfkopf mit Federbelastung in einem integrierten Messmikroskop mit Haltemagneten.

2.1.6 UCI Verfahren

Ein weiteres, sehr frei einsetzbares Verfahren ist das UCI (Ultrasonic Contact Impedance) Verfahren. Hier wird ein Vickersdiamant mit einer definierten, mittels einer Feder aufgebracht Last über eine Handsonde in die Prüffläche eingebracht. Die Handprüfsonde erlaubt hierbei eine hohe Prüfungsflexibilität. Der Diamant wird über einen angeregten Piezokristall in Schwingung versetzt. Je

nach Eindringtiefe wird die Resonanzfrequenz verändert. Diese Resonanzänderung ist proportional zur Materialhärte und ermöglicht hierdurch eine Härteprüfung. Das UCI Verfahren deckt den gesamten Vickersbereich ab. Die Methode ist aber vor allem bei Freihandmessung starken Messwertschwankungen unterlegen und sollte wenn möglich mit einem geführten Ständer durchgeführt und im Zweifelsfall immer mit einer klassischen Vickersprüfung abgesichert werden.

2.1.7 Rückprallhärte/ Leeb Verfahren

Vor allem für schnelle Messungen vor Ort finden Rückprallhandgeräte Anwendung. Moderne Leeb Handgeräte messen die Aufprall und die Rückprallgeschwindigkeit einer beschleunigten Kugel. Je härter das Material ist, desto schneller ist die Rückprallgeschwindigkeit, aus der dann der Härtewert ermittelt wird. Die klassischen Rückprallhärtemessverfahren, wie der Baumann-Hammer finden nur noch vereinzelt Anwendung. Die Messung beruht auf einer Messung des Kugeleindrucks der durch eine mit einem Schlagbolzen beschleunigte Kugel auf der Probenoberfläche verursacht und dann ausgemessen wird.

Abbildung 6

Mobiler Vickershärteprüfer

Mobiler HV 5 und HV 10 Vickershärteprüfer mit Federbelastung vertikal an Führungsleiste einer Räummaschine angebracht

2.2 Bestimmung der Oberflächenrauigkeit

Die Bestimmung der Oberflächenrauigkeit ist in der Vergangenheit hauptsächlich mit taktilen Messgeräten erfolgt. Die klassischen Werte R_a , R_z und R_{max} wurden meist aus einer Messtrecke ermittelt und sind ggf. durch mehrere Messungen statistisch verbessert worden. Messungen an Krümmungen sind immer noch problematisch, ebenso die optimale Positionierung der Proben zum Tastkopf. Durch die rasante Entwicklung der Konfokalmikroskopie haben die optischen Verfahren einen deutlichen Vorsprung erreicht. Nun ist es problemlos möglich, auch größere Flächen 3D zu Vermessen und dies an gekrümmten, wie ebenen Flächen. Eine Vergleichbarkeit der Ergebnisse zu taktilen Messungen ist hierbei gegeben. Das eigentliche Bild entsteht hierbei aus vielen Einzelaufnahmen mit einer Digitalkamera im Computer. Die laterale Auflösungsgrenze ist hier wie bei den Lichtmikroskopen üblich, abhängig von der numerischen Apertur des verwendeten Objektivs und der Wellenlänge des verwendeten Lichts. Theoretisch sind so ca. $0,3 \mu\text{m}$ erreichbar, allerdings verschlechtert sich

die Auflösung nachträglich durch die digitale Nachbearbeitung der Bilddaten, so dass es in der Praxis etwas weniger wird. Die vertikale Auflösung ist dagegen durch das Ausfiltern der Bildunschärfe durch Lochblenden um den Fokuspunkt bei manchen Objektiven nur 5 nm. So können hochpräzise Topographiebilder erstellt werden.

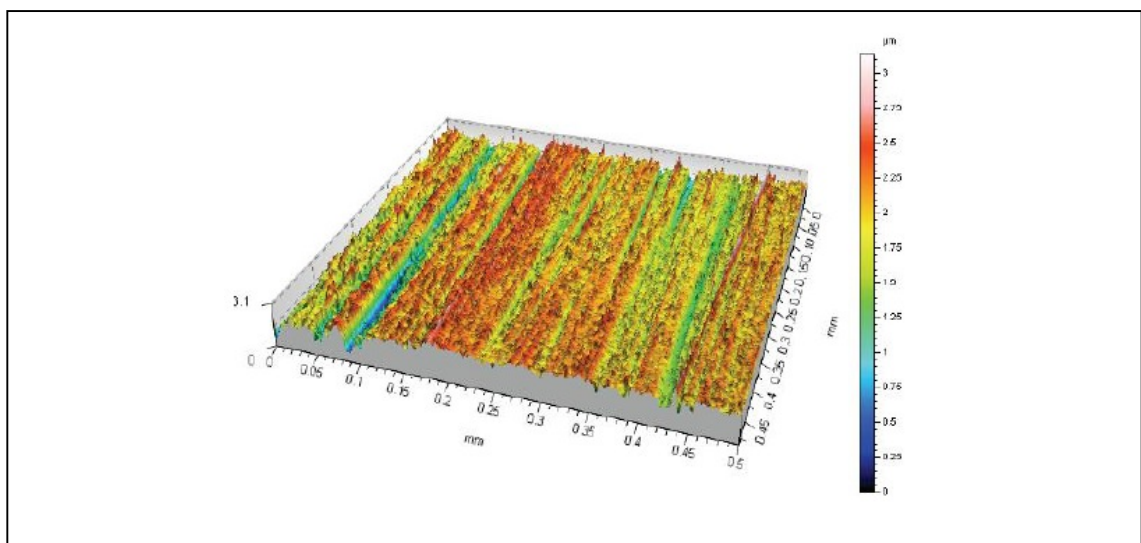
Abbildung 7

Konvokalmikroskop



Abbildung 8

3D Topographie Darstellung



3D Oberfläche einer Kugellagerlaufbahn. Die Krümmung der Lauffläche wurde per Algorithmus korrigiert. Aufnahme zeigt ein Schleifbild mit $R_z = 2,27$ und $R_a = 0,330$

2.3 Zugversuche

Mit Hilfe der Zugprüfung lassen sich die meisten Kennwerte des Bruchverhaltens einer Werkstoffprobe unter statischer Belastung ermitteln. Die wichtigsten, hier ermittelten Kennwerte sind die Elastizitätsgrenze ($R_{p0,2}$), die Zugfestigkeit (R_m) und die Bruchdehnung (A). Die Kraftmessung geschieht üblicherweise mit einer Kraftmessdose, die Längenänderung über den Verfahrweg der Traverse oder wesentlich genauer mit einem instrumentierten Feindehnungsmesser oder einem Laserlängenmesssystem. Die Bandbreite für Zugversuche reicht von mehreren MN bis zu wenigen nN Zugkraft und findet quasi überall in allen Verbindungs- und Werkstoffgruppen als standardisiertes Prüfverfahren Anwendung.

2.4 Kerbschlagbiegeversuch

Der Kerbschlagbiegeversuch dient der Ermittlung der Schlagarbeit die für das Brechen einer gekerbten Normprobe mit einer definierten Energie nötig ist. Die Schlagarbeit K ist somit ein qualitativer Ausdruck für die Bruchzähigkeit eines Werkstoffes. Er wird hauptsächlich für Metalle und Kunststoffe eingesetzt. Die Prüfung wird in einem Pendelschlagwerk durchgeführt. Hierbei wird für Metalle nach DIN EN ISO 148-1 von einem Schlaghammer mit 300J Arbeitsvermögen ausgegangen. Als Probenform sind v.a. die ISO V (für duktile Materialien) und U Kerbproben (für sprödere Materialien) gebräuchlich. Die Schlagarbeit ist der Teil der Pendelenergie, der für den Bruch der Probe verbraucht wird und kann an alten Geräten direkt am Schleppzeiger abgelesen werden. Neuere instrumentierte Geräte messen während des Schlagvorganges einen Kraft-Verformungsverlauf, wo zusätzliche Aussagen über die Rißausbreitung getroffen werden können. Ist eine solche Möglichkeit nicht gegeben kann diese Aussage auch anhand von Bruchflächenuntersuchungen getätigt werden.

2.5 Eigenspannungsmessung

Die Wirkung von Eigenspannungszuständen v.a. in metallischen Werkstoffen ist oftmals störend bzw. kann auch drastischen Einfluss auf die Lebensdauer eines Bauteils nehmen. Bei quasi allen Herstellungs- und Verarbeitungsschritten, wo thermische und mechanische Kräfte einwirken, entstehen im Werkstück Eigenspannungen bzw. werden unter Temperatureinwirkung abgebaut. Eigenspannungen entstehen vor allem beim Kaltverformen wie dem Kaltziehen von Stangenmaterial, beim schnellen Abkühlen von hoher Temperatur z. B. Abschreckspannungen vom Härten (Härteverzug) und beim mechanischen Bearbeiten von Oberflächen wie Fräsen, Schleifen, Kugelstrahlen. Beim Richten von gehärtetem Gut kann es zweckmäßig sein den Härteverzug durch das Einbringen neuer Eigenspannungen auszugleichen. Der Härteverzug an sich hat zwei Gründe: Eigenspannungen die beim Wärmebehandeln entweichen und diese die beim Abschrecken von der Austenitisierungstemperatur neu entstehen. Schleifrisse entstehen, wenn der Eigenspannungszustand die Zugfestigkeit des Materials überschreitet. Allgemein sind Druckspannungen in der Bauteiloberfläche weniger störend als Zugspannungen. Gerichtetes Material, das sich nach der Bearbeitung verzieht kann sowohl mit Druck als auch mit Zugspannungen behaftet sein. In vielen Anwendungen ist es daher zweckmäßig spannungsarmgeglühtes Material einzusetzen. Eigenspannungen können im Wesentlichen mit 4 Methoden gemessen werden

2.5.1 Röntgenographischer Nachweis

Bekannteste Methode ist der röntgenographische Nachweis. Eigenspannungen verschieben Ebenen im Kristallgitter und ändern damit die Reflexionsbedingungen für Röntgenstrahlen auf der Oberfläche, wodurch sie ermittelt werden können. Dieses Verfahren ermittelt die Eigenspannungen aber nur in den äußeren Kristallgitterlagen und setzt eine elektrolytische Politur voraus. Je nach verwendetem Röntgenlicht kann die Eindringtiefe max. 10 µm betragen.

2.5.2 Magnetischer Nachweis mittels Barkhausenrauschen

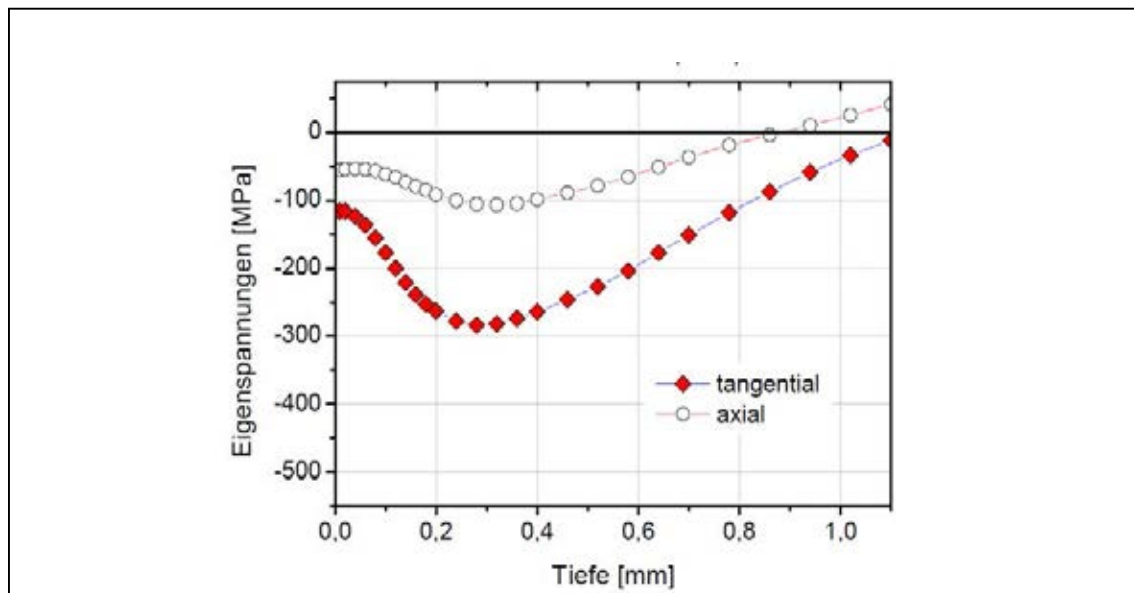
Eine weitere zerstörungsfreie Nachweismethode bietet das sog. Barkhausenrauschen über die Änderung des magnetischen Flusses in eigenspannungsbehaftetem Material. Diese Methode erlaubt einen Eigenspannungsnachweis in bis zu 1mm Tiefe.

2.5.3 Nachweis mittels Bohrlochmethode

Eine halbzerstörende Methode aber auch zum Spannungsnachweis in die Tiefe geeignet ist die Bohrlochmethode. Hierbei werden Dehnungsmesstreifen um ein Bohrloch angebracht, und während des Bohrens in die Tiefe, die Dehnungsauslösungen bzw. der entstehende Verzug, der durch die Eigenspannungen verursacht wird, um das Bohrloch gemessen.

Abbildung 9

Eigenspannungstiefenverlauf



Eigenspannungsverlauf eines kaltgezogenen Materials mit der Bohrlochmethode in die Tiefe ermittelt.

2.5.4 Nachweis mittels Ultraschall

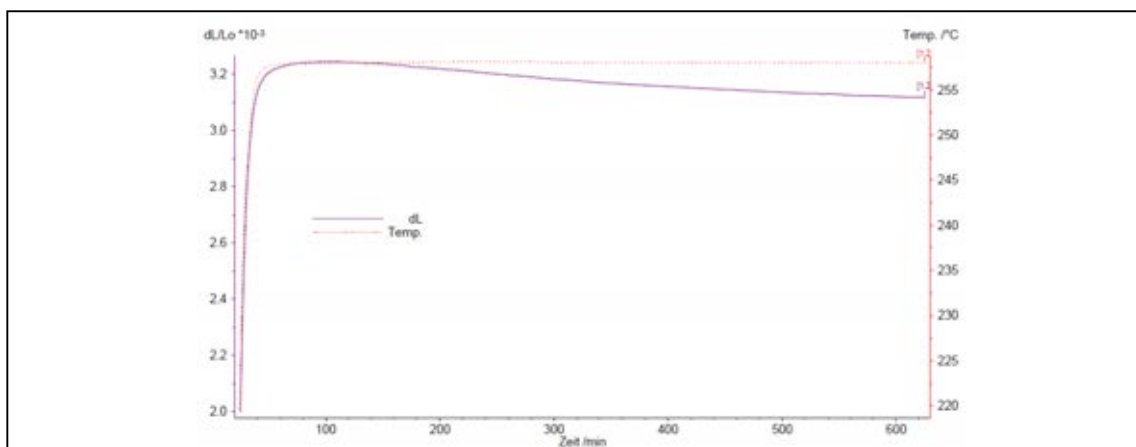
Zerstörungsfrei und mit größter Tiefenwirkung geschieht die Ermittlung der Eigenspannungen über eine Ultraschallmessung. Bestimmte Ultraschallfrequenzen werden durch Eigenspannungen verändert und machen diese dadurch detektierbar. Dieses relativ neue Verfahren wird in einigen Routineprüfungen z.B. an Eisenbahnradreifen bereits erfolgreich eingesetzt.

2.6 Dilatometrie

Mit dem Dilatometer lassen sich Längenänderungen unter Temperatureinfluss sehr exakt bestimmen. Es besteht in der Regel aus einem Schutzgasofen, einem hoch sensiblen Längenmesssystem für die eigentliche Probe und einem sehr präzisen Thermofühler. Neben der Wärmeausdehnung misst das Dilatometer alle im Material ablaufenden Phasenumwandlungen wie bei Anlassvorgängen, Ausscheidungen und polymorphen Umwandlungen, wenn sie eine Längenänderung verursachen. Vor allem bei der Erstellung von ZTU Diagrammen für Stähle, werden die Gefügeumwandlungstemperaturen in Abhängigkeit zur Abkühlrate im Dilatometer gemessen. Ebenso zur Langzeitstabilität eines Materials unter Temperatureinwirkung kann eine Aussage getroffen werden. Öfters werden Stähle nicht richtig angelassen und erfahren eine nachträgliche Maßänderung die auf nicht abgeschlossene Umwandlungsvorgänge zurückzuführen ist. Diese Vorgänge lassen sich im Dilatometer sicher nachweisen.

Abbildung 10

dL/Lo Kurve



dL/Lo Kurve eines unsauber angelassenen Werkzeugstahles zeigt eine Volumenabnahme durch noch ablaufende Anlassvorgänge bei einer Langzeitglühung

3 Direkte und indirekte Struktur beschreibende Verfahren

Unter direkten Struktur beschreibenden Verfahren versteht man alle bildgebenden Verfahren, die keine direkte Messgröße liefern bzw. deren Interpretation über die tatsächlich vorhandenen makroskopischen und mikroskopischen Phänomene geschieht. Hierzu zählen der aktuelle, makroskopische Bauteilzustand, sowie die kleineren, mit dem Auge nicht mehr sichtbaren Strukturen. Ein weiteres breites Feld ist die Gefügeinterpretation, die sich hauptsächlich mikroskopischer und elektronenmikroskopischer Abbildungsverfahren bedient. Die indirekte Strukturbeschreibung geschieht über Beugungsverfahren wie der Röntgenfeinstrukturanalyse, womit die periodische Anordnung der einzelnen Atome im Kristallgitter beschrieben wird. Unter Gefüge verstehen wir in diesem Zusammenhang die periodische Anordnung von Atomen im Kristallgitter, die wiederum eine Anordnung von einzelnen Kristalliten bilden, die aneinandergereiht das Kristallitgefüge bilden. Im Gefüge werden also alle 0, 1, 2, und 3 Dimensionalen Strukturdefekte und die eigentliche Kristallstruktur der vorhandenen Phasen beschrieben.

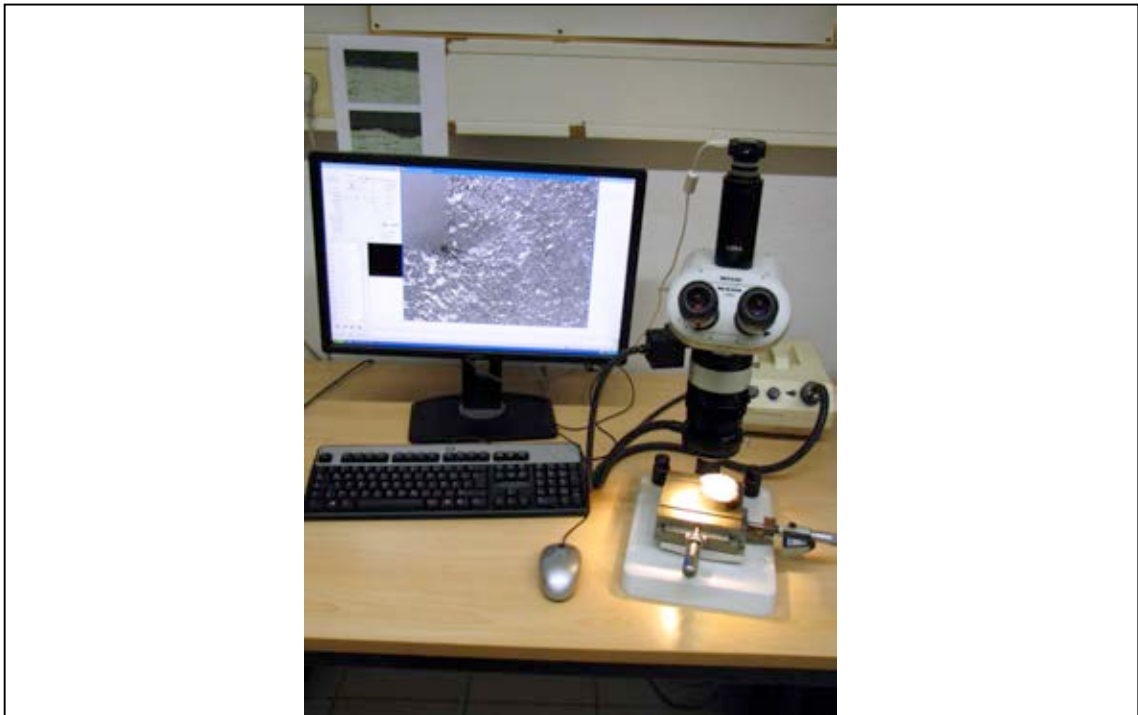
3.1 Makroskopie

Unter Makroskopie verstehen wir all diejenigen 3-Dimensionalen Abbildungsverfahren die das dokumentieren, was mit dem unbewaffneten Auge noch sichtbar ist. Hier wird also der für jeden ersichtliche Zustand, höchstens unter Zuhilfenahme geringer Vergrößerungen dokumentiert. Hierzu zählt die Bauteilphotographie, die Stereomikroskopie und die Makroskopie. Zwischen Stereomikroskop und Makroskop besteht nur ein prinzipieller Unterschied in der Führung des optischen Strahlenganges. Bei Stereomikroskopen und Makroskopen ist in der Regel bei einer Vergrößerung von ca. 64:1 Schluss, da keine vernünftige Abbildung mit ausreichender Tiefenschärfe mehr erzielt wird. Neuere mit

Bildstapelsoftware arbeitende digitale Videomikroskope ergänzen das 3D Abbildungsspektrum zu höheren optischen Vergrößerungen.

Abbildung 11

Makroskop



Wild Makroskop mit Ringlicht und Koaxialauflicht

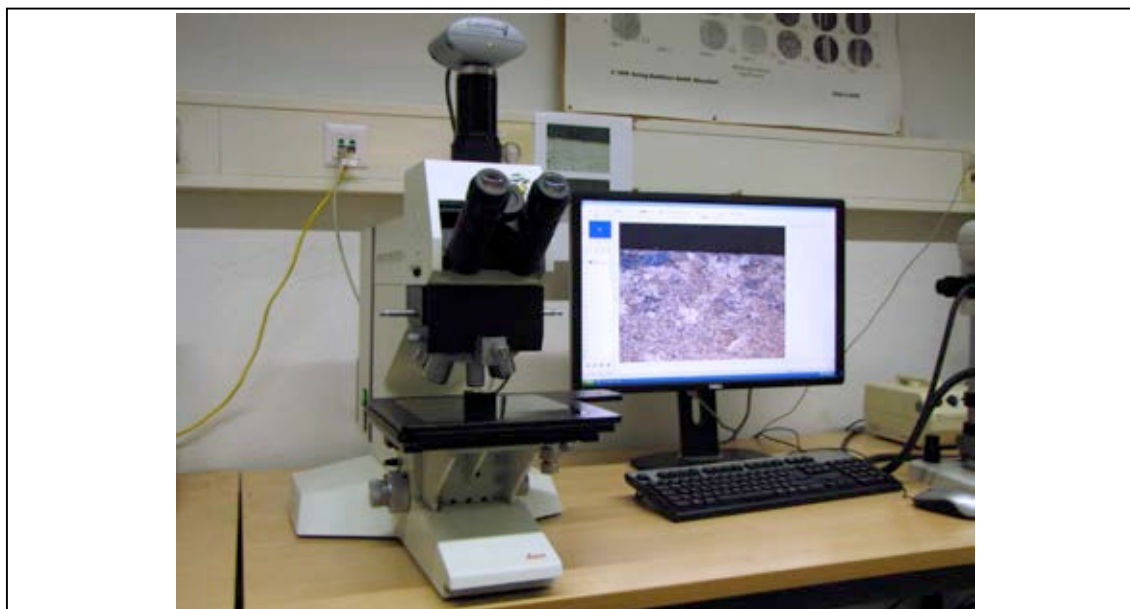
3.2 Lichtmikroskopie

Unter Lichtmikroskopie versteht man in erster Linie alle 2-Dimensionalen mikroskopischen Abbildungsverfahren, die das Spektrum des sichtbaren Lichtes nutzen. Man unterscheidet die Auflicht und die Durchlichtmikroskopie. Für die meisten Werkstoffe wird die Auflichtmikroskopie, der der köhlersch'e Strahlengang zugrunde liegt verwendet, da die Proben meist nicht durchstrahlbar sind. Das von der Probe mit der Bildinformation reflektierte Licht wird in das Objektiv zurückgespiegelt und über einen halbdurchlässigen Spiegel oder einen Lochspiegel in den Okularstrahlengang abgelenkt. Die klassische Lichtmikroskopie unter Verwendung von sichtbarem Licht erreicht eine Auflösungsgrenze von ca. 350 nm bei einer wahren Vergrößerung von ca. 1000:1. Systeme die eine höhe-

re Vergrößerung mit sichtbarem Licht versprechen blähen das Bild mit der Software nur künstlich auf, wodurch kein Mehrgewinn an optischer Information entstehen kann. Mikroskope die im UV Bereich arbeiten erreichen eine etwas höhere Auflösung, sind aber eher selten anzutreffen. Normalerweise wird in der Metallmikroskopie im Hellfeld (HF), manchmal auch mit dem Dunkelfeldverfahren (DF), der Polarisierung (POL) und dem Differentialinterferenzkontrast (DIC) gearbeitet.

Abbildung 12

Auflichtmikroskop



Auflichtmikroskop Reichert Polylite 88 mit HF, DF, DIC für die Betrachtung von Schliffproben

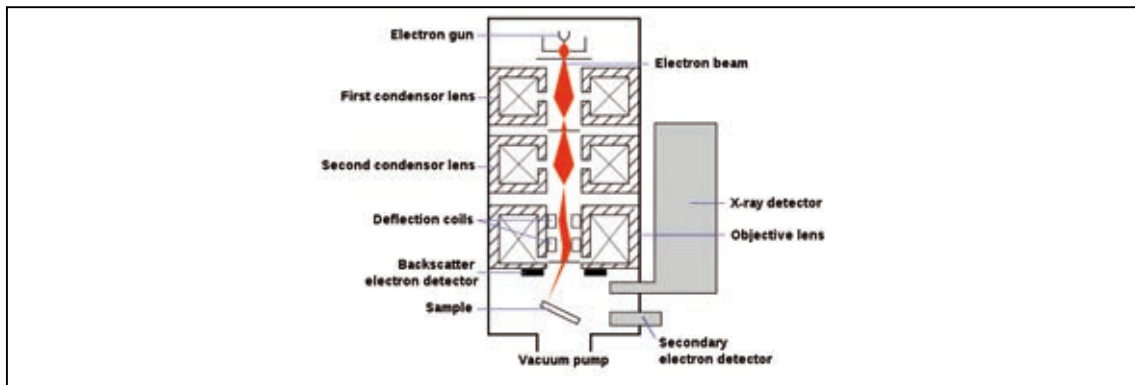
3.3 Rasterelektronenmikroskopie

Die Rasterelektronenmikroskopie (REM) ist das verbreiteteste Bildgebungsverfahren das über die Auflösungsgrenze des sichtbaren Lichtes hinausgeht. Mit Hilfe moderner REM's sind Auflösungen von wenigen nm möglich. Das REM zeichnet sich neben der deutlich höheren Auflösung auch durch eine wesentlich höhere Tiefenschärfe aus, die auch bei höchsten Vergrößerungen räumliche Bilder liefert. Im REM wird unter Vakuum ein fein fokussierter Elektronenstrahl zur Bildgebung verwendet, der mit Hilfe von Ablenkspulen die Probenoberfläche abrastert. Bei der Interaktion des Primärelektronenstrahls mit der Probe entste-

hen v.a. Sekundärelektronen, Rückstreuelektronen und etwas Röntgenstrahlung. Die Sekundär (SE Kontrast) und Rückstreuelektronen (BE Kontrast) werden für die Bildgebung detektiert. Die entstehende Röntgenstrahlung kann zur Elementanalyse in EDX und WDX Spektrometern verwendet werden. REM-Proben müssen leitfähig sein (Ausnahme bei ausschließlicher Verwendung des BE Kontrastes). Nicht leitfähige Proben müssen vor der Untersuchung mit geeigneten Leitern bedampft werden. Die Auflösung am REM ist maßgeblich von dem Durchmesser des verwendeten Elektronenstrahls abhängig. Bei hohen Vergrößerungen wird mit einem möglichst feinen Strahl gearbeitet. Die Erzeugung des Elektronenstrahls geschieht in der Kathode die entweder aus einem gebogenen Wolframdraht (konventionelle Systeme), einem LaB_6 Kristall, einer gedünnten Wolframeinkristallspitze oder einer gedünnte ZrO_2 Kristallspitze besteht. Die konventionellen W-Kathoden sind am billigsten und benötigen kein besonders hohes Vakuum (5×10^{-4} mBar), erzeugen aber nur einen rel. dicken Strahl, der wiederum für EDX und v.a. WDX Messungen gut ist. Die LaB_6 Kathode erzeugt einen wesentlich feineren Strahl benötigt aber auch ein Vakuum von 1×10^{-7} mBar, was den Einsatz von Ionengetterpumpen verlangt. W und ZrO_2 Spitzenkathoden gehören zu den Feldemitterkathoden die einen wesentlich feineren Strahl erzeugen können und in Highend Geräten Verwendung finden. Sie benötigen aber auch ein Ultrahochvakuum von 1×10^{-10} mBar an der Kathode. Konventionelle REM liegen in der Abbildungsleistung bei bis zu 60000:1 oftmals aber nur bei 20000:1. Die LaB_6 Systeme reichen meist bis 80000:1 und die besten Feldemittergeräte schaffen Vergrößerungen bis zu 600000:1 sind aber in der Anschaffung wesentlich teurer als die W und LaB_6 Geräte. Die Beschleunigungsspannungen der REM liegen zwischen 5 und max. 35 kV. REM's sind Störstrahler, beim Strahlenschutzamt nicht meldepflichtig und erfordern keine Strahlenschutzbeauftragten im Betrieb.

Abbildung 13

Schema Rasterelektronenmikroskop



Schema des Rasterelektronenmikroskops (Quelle Wikipedia)

Abbildung 14

FE-REM mit Analytikdetektoren

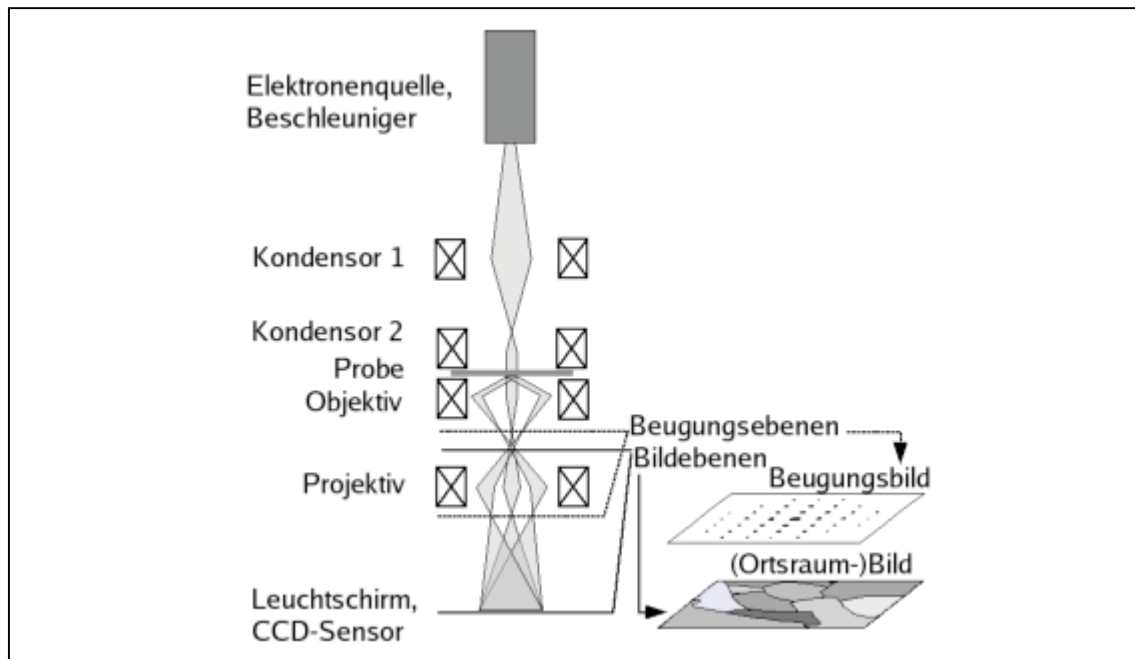


FE-REM von Zeiss mit angeflanschten Analytikdetektoren, EDX, WDX, und EDSD von Oxford (mit freundlicher Genehmigung der Karl Zeiss SMT AG)

3.4 Transmissionselektronenmikroskopie

Die Transmissionselektronenmikroskopie stellt den High-End Bereich der Elektronenmikroskopie dar. Sie ist aber auch gleichzeitig die Urform der Elektronenmikroskopie und wurde 1931 von Ernst Ruska entwickelt. Im Gegensatz zu den REM's arbeiten TEM's mit wesentlich höheren Beschleunigungsspannungen und erzielen sehr hohe Auflösungen bis in den atomaren Bereich. Hier wird ein feinfokussierter Elektronenstrahl durch ein elektromagnetisches Linsensystem geleitet und durchstrahlt die Probe. Die Bildgebung erfolgt auf einem ZnS Leuchtschirm oder über eine CCD Kamera. Momentan liegt die Auflösungsgrenze für HR-TEM's bei 0,12 nm. Die meisten konventionellen >120kV Geräte haben eine Auflösungsgrenze von ca. 0,3 nm, womit eine Vergrößerung von ca. 1000000:1 erreichbar ist. Prinzipiell lassen sich im TEM organische und anorganische Proben untersuchen, wobei bei der Interaktion mit dem hochenergetischen Elektronenstrahl v.a. biologische Proben stark angegriffen werden. Die TEM Proben sind auf 3 mm Scheibchen im Durchmesser beschränkt. Vor der eigentlichen mikroskopischen Arbeit müssen die Proben aufwendig gedünnt werden, bis ein mit dem Elektronenstrahl durchstrahlbarer Bereich entsteht. Durchstrahlbare Nanopartikel müssen auf kleinen Siebchen mit einem Spezialkleber fixiert werden. Mit Hilfe der konventionellen TEM's lassen sich feinste Strukturen wie Versetzungslinien und Ausscheidungen in Legierungen charakterisieren. In der atomaren Auflösung an HR-TEM's können 0 und 1 Dimensionale Fehler, wie einzelne Versetzungen und Grenzflächenreaktionen im atomistischen Maßstab verfolgt werden. Zusätzlich gibt es spezielle TEM Probenhaltern für Heiz/Kühl oder Verformungsexperimente wo in situ Untersuchungen von Festkörperreaktionen möglich sind. Mit Hilfe der Elektronenbeugung können Informationen über das vorliegende Kristallgitter gewonnen werden. Oftmals ist an TEM's ein EELS Spektrometer und/oder ein EDX Detektor vorhanden, der die Untersuchung der chemischen Zusammensetzung erlaubt.

Abbildung 15

Schema Transmissionselektronenmikroskop

Schematischer Aufbau eines TEM (Quelle: Wikipedia)

Abbildung 16

TEM Abbildung von Versetzungen

Versetzungen in Edelstahl (Quelle: Wikipedia)

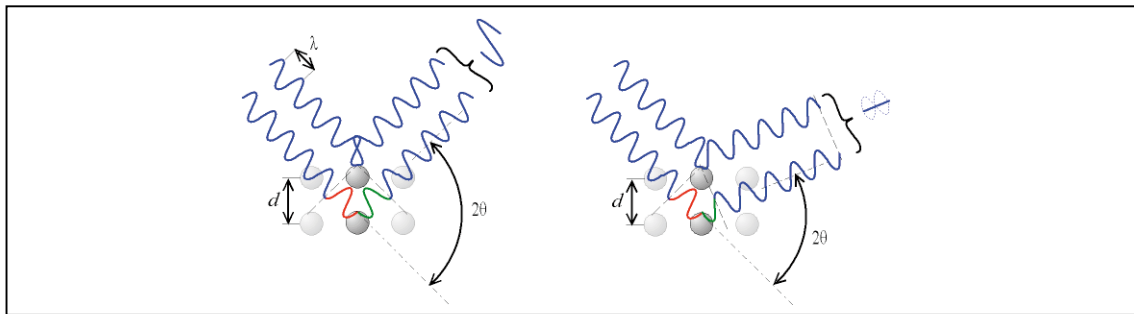
3.5 Röntgenstrukturanalyse

Die Röntgenstrukturanalyse wird wie der Name schon sagt zur kristallographischen Strukturbestimmung gebraucht. Bei der Wechselwirkung von Röntgenstrahlung mit kondensierter Materie werden aufgrund ihrer Kurzwelligkeit, die im Bereich der Atomabstände von ca. 1 Å liegt und ihrer Eigenschaft mit Elektronen zu wechselwirken, Beugungseffekte erzielt, die sich periodisch verhalten und messbar sind. Trifft ein Röntgenstrahl auf ein Atom regt er dieses bzw. die Elektronen zu zusätzlicher Schwingung in ihren Orbitalen an. Die Elektronen eines Atoms geben die überschüssige Energie ebenfalls als Röntgenstrahlung wieder ab. Diese wiederum interferiert mit der Röntgenstrahlung des Nachbaratoms und es entstehen Beugungspunkte die direkt mit der periodischen Anordnung der Atome im wahren Kristallgitter korrelieren. So entstehen je nach Atomart, Atombindung und Atomanordnung charakteristische Beugungsmuster. Treffen die Röntgenstrahlen unter einem speziellen Winkel (Bragg-Bedingung) ein, entstehen sog. konstruktive Interferenzpunkte, die mit Hilfe von Detektoren erfasst werden und so die eigentliche Kristallstruktur mit ihren Eigenheiten wie Textur und Spannungszustand offenbaren. Wie bei den meisten spektroskopischen Verfahren werden zur Quantifizierung unterschiedlicher Anteile die Intensitäten der jeweils zur Analyse gebrauchten Linien zueinander in Verhältnis gesetzt. Liegen unbekannte Phasen vor lassen sich aus den Diffraktogrammen die Kristallstrukturen errechnen, die schnellere Methode ist der Abgleich mit Kristalldatenbanken. Die häufigste Anwendungen in der Materialuntersuchung ist hier die allgemeine Phasenanalysen in Materialien mit unbekannter Phasenzusammensetzung, Phasenanteilbestimmungen wie z.B. die Restaustenitbestimmung in gehärteten Proben, die bereits erwähnte Eigenspannungsmessung und Texturbestimmungen. Gängigstes Verfahren ist hierbei die Röntgendiffraktometrie unter Verwendung von monochromatischem Röntgenlicht. Zur Charakterisierung von sehr kleinen Bereichen in Proben stehen μ XRD Anlagen zur Verfügung die Punktanalysen im Bereich von wenigen μm erlauben. Die Nachweisgrenze für eine Phase einer anderen liegt bei ca. 0,5% Gesamt mengenanteil. Im REM und TEM stehen ebenso Möglichkeiten zur Strukturanalyse zu Verfügung, allerdings handelt es sich hierbei um Elektronenbeugungsverfahren. Vor allem die EBSD Analyse an REM's mittels Analyse von Kikutchi-Linien fin-

det immer weitere Verbreitung, allerdings ist dieses Verfahren kein Ersatz für eine klassische Röntgenfeinstrukturanalyse.

Abbildung 17

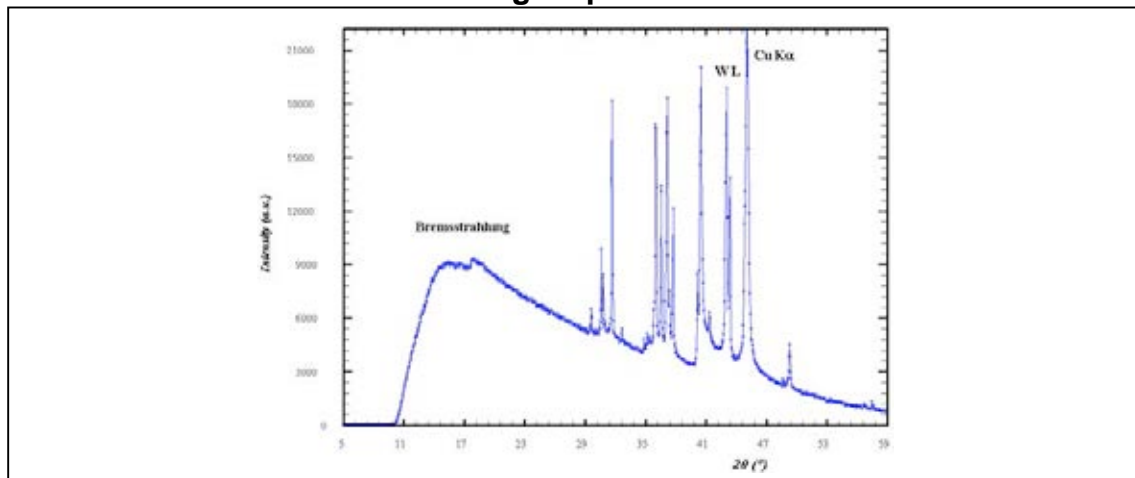
Schema konstruktive und destruktive Interferenz



Beugungsgeometrie bei konstruktiver Interferenz (links) und destruktiver Interferenz (rechts) (Quelle Wikipedia)

Abbildung 18

Röntgenspektrum



Röntgenspektrum einer Kupferanode (Quelle Wikipedia)

4 Chemische Analyseverfahren für Festkörper

Das Wissen um die chemische Zusammensetzung eines Materials erlaubt eine Vielzahl von Interpretationen um den eigentlichen Gebrauchszustand bzw. die zu erwartenden Eigenschaften. Liegt in einen einsatzgehärteten Stahl zu wenig Kohlenstoff in der Randschicht vor, lässt er sich nicht richtig härten, enthält ein rostfreier Stahl zu wenig Nickel, droht er zu rosten. All dies sind sehr praktische Fragestellungen die mit recht einfachen Analysemethoden beantwortet werden können. Die Anforderungen und Möglichkeiten sind hierbei sehr unterschiedlich, weshalb oftmals mehrere Verfahren zum Einsatz kommen, wenn z.B. zuerst eine grobe Identifikation mit einem universellen Verfahren vorgenommen wird, um dann im zweiten Schritt die exakte Konzentration mit einem anderen zu bestimmen. Im folgenden werden gängige Analysemethoden für die Feststoffcharakterisierung vorgestellt.

4.1 Funkenemissionsspektralanalyse

Die Funkenemissionsspektralanalyse (EOS) ist eines der gängigsten Analyseverfahren in der Metallanalytik für viele Standardlegierungen. Fasst allen Stählen und auch die meisten Nichteisenlegierungen, sofern die entsprechende Konfiguration im Gerät vorhanden ist, können sehr präzise analysiert werden. Hierzu wird in einem Lichtbogenschauer Material verdampft das entsprechend seiner Zusammensetzung ein charakteristisches Licht aussendet. Dieses Licht wird über eine Art Prisma zerlegt wobei jedes Element ein charakteristisches Linienspektrum aufweist, das mit Photomultiplerröhren oder CCD-Chips analysiert wird. Je nach enthaltenem Elementanteil variieren die unterschiedlichen Intensitäten und lassen sich quantifizieren. Prinzipiell lassen sich hiermit alle Elemente bis auf Wasserstoff und die Edelgase bestimmen. Die Analyse ist aber immer nur so gut, wie der verwendeten Standard. Liegt für ein bestimmtes Element kein geeigneter Standard in der jeweiligen Konzentration vor, misst die EOS nur eine Hausnummer oder kann den Gehalt gar nicht angeben, wenn die Auswertesoftware den Bereich nicht vorgegeben hat. Bei idealen Prüfbedingungen ist das Ergebnis eines guten Laborspektrometers mit dem von Aufwendigen Nasschemischen und Verbrennungsverfahren der klassischen Elemen-

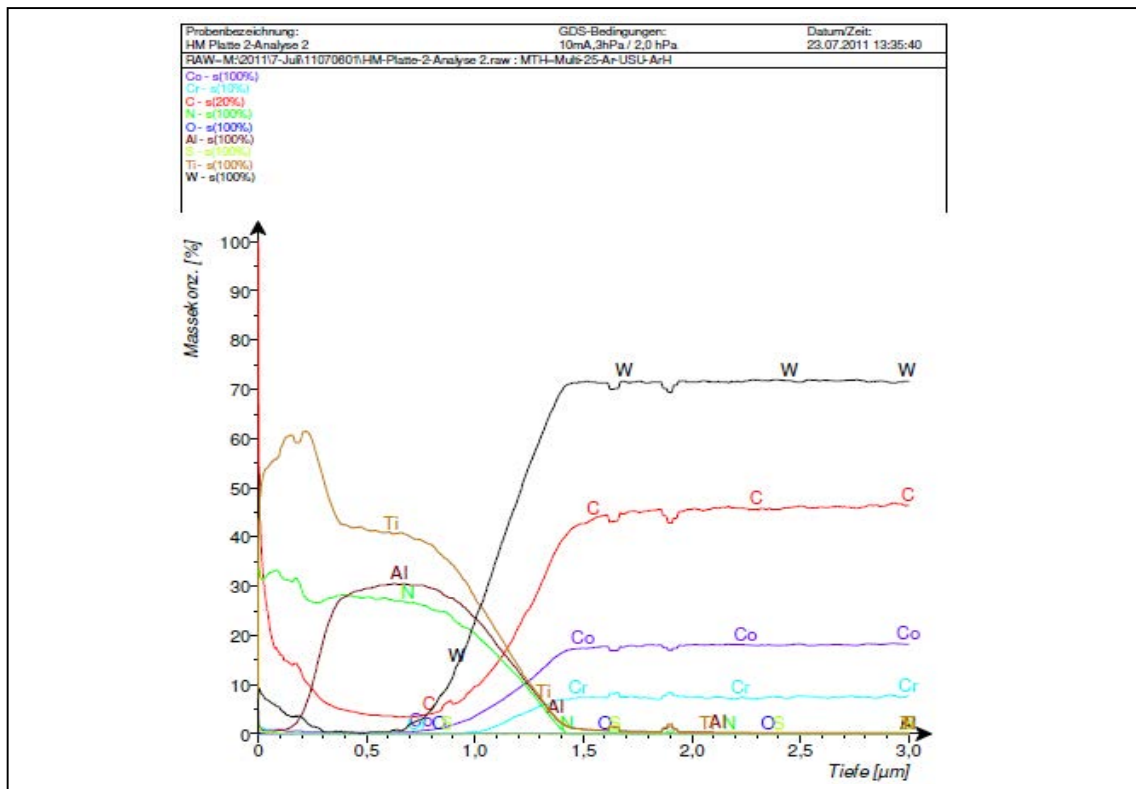
analytik gleich. Für die meisten Elemente liegen die Nachweisgrenzen im ppm Bereich. Ein Weiterer Vorteil für die EOS ist die einfache Probenvorbereitung (etwas anschleifen genügt meist) und die schnelle Durchführung der Analyse. Für viele Analysenprogramme sind meist alle wichtigen Begleitelemente hinterlegt. So können teilweise in einer Analyse bis zu 30 Elemente angegeben werden. Nachteil ist v.a. dass die Elementauswahl nicht frei wählbar ist.

4.2 Glimmentladungsspektroskopie GDOS

Bei der GDOS Analyse wird in einem Argonplasma die Probe abgesputtert und die abgesputterten Atome im Plasma zum Leuchten angeregt. Das hierbei entstehende Licht wird wie bei der EOS Analyse in einem Spektrometer analysiert und im Computer quantifiziert. Dies geschieht kontinuierlich, unter Angabe der Zeit, wodurch ein Elementtiefenverlauf gemessen wird. Die eigentliche Tiefenaufklärung erfolgt über die jeweilige Sputterrate des vorliegenden Materials. Hauptvorteil dieser Methode ist die Erstellung von Konzentrationstiefenprofilen. So lassen sich sehr exakte Elementverläufe z.B. für Kohlenstoff in einsatzgehärteten Bauteilen ermitteln, Beschichtungen charakterisieren, Kontaminationen nachweisen etc.. Die Methode ist schnell, wirtschaftlich und präzise (Nachweisgrenzen wie EOS) und erlaubt eine Tiefenaufklärung von wenigen nm und Gesamttiefenprofile von bis zu 800 μm .

Abbildung 19

GDOS Tiefenprofil



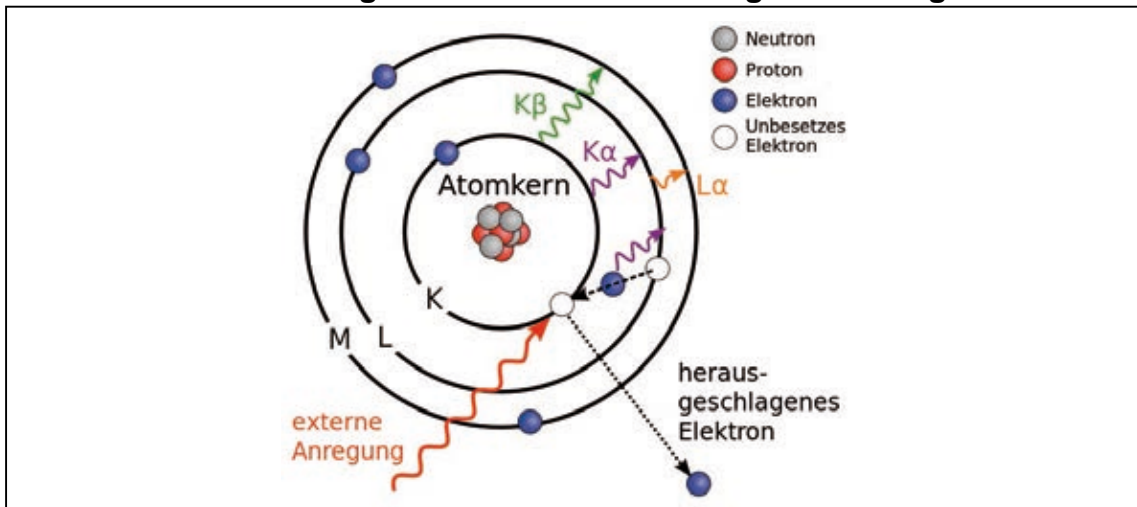
GDOS Tiefenprofil einer TiN-TiAlN Beschichtung auf Hartmetallsubstrat

4.3 Energie und Wellendispersive Röntgenanalyse (EDX/WDX) am REM

Bei EDX und WDX handelt es sich um Analysemethoden, die hauptsächlich an Rasterelektronenmikroskopen Anwendung finden, siehe Abb. 14, wobei die EDX Geräte deutlich häufiger anzutreffen sind, als WDX Geräte. Bei der EDX Analyse wird das charakteristische Röntgenspektrum der in einer Probe vorhandenen Atome aufgenommen, das dann entsteht, wenn die Atome durch den Primärelektronenstrahl des REM angeregt werden. Die Primärelektronen erzeugen dabei einen instabilen, an Elektronen übersättigten Zustand in den jeweiligen Elektronenschalen. Beim Zurückfallen der Elektronen in ihren ursprünglichen Zustand wird Röntgenstrahlung frei, die die Information der Energieniveaus der jeweiligen Schalen der Atome enthält, aus denen sie emittiert wurden. Im EDX Spektrometer treffen die Röntgenquanten auf einen lithiumgedrifteten Si Kristall oder in den neueren Systemen auf einen speziellen Si-Wafer. Dort hinterlassen sie beim Auftreffen je nach ihrer spezifischen Energie Ladungslücken die von anderen Elektronen wieder aufgefüllt werden. Hieraus

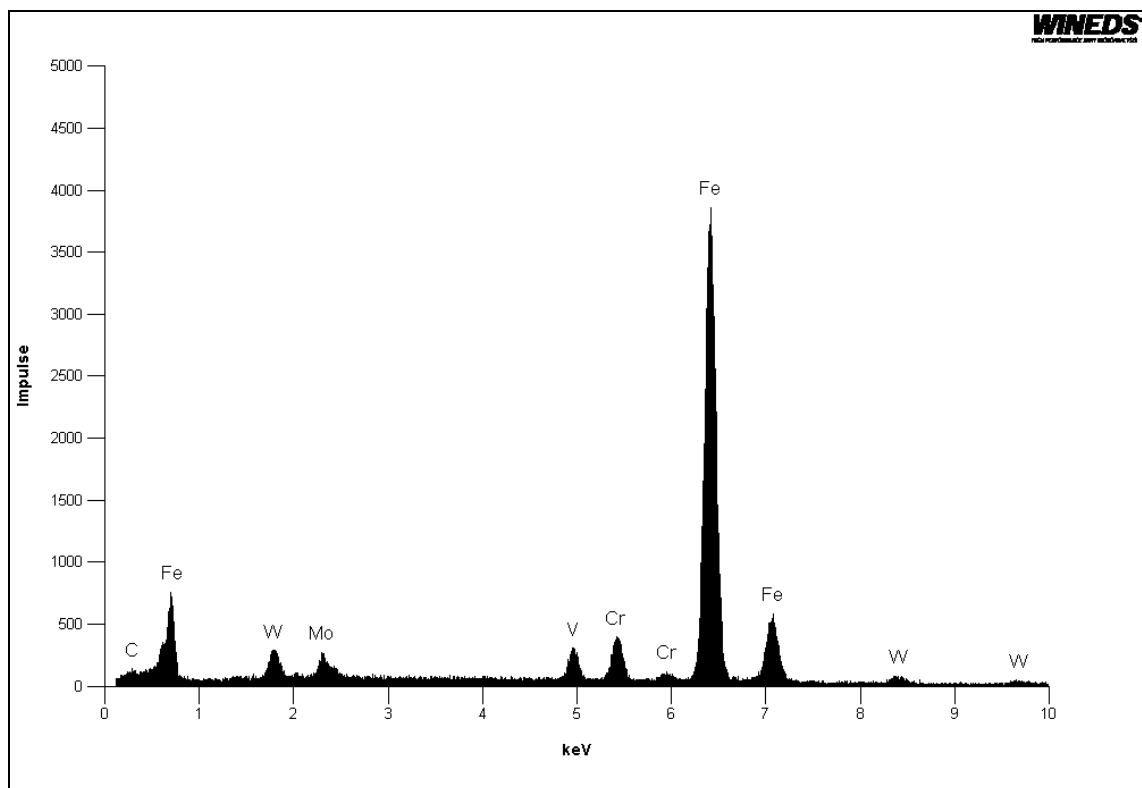
lässt sich die Energie des eingetroffenen Röntgenquants spezifizieren, die wiederum ein Ausdruck der jeweiligen Elektronenschale ist, woraus das Röntgenquant emittiert wurde und somit die Elementinformation trägt. Diese Energien werden kontinuierlich detektiert und führen zu den bekannten Linienspektren, die die wahre Zusammensetzung widerspiegeln und anhand derer Höhenverhältnisse halbquantitative Aussagen zu den vorhandenen Elementen zu treffen sind. Vorteile von EDX sind die Schnelligkeit, die Möglichkeit Elementverteilungsbilder und Linescans aufzunehmen sowie die kleinen Anregungsbereiche für Analysen von kleinsten Partikeln. Nachteil ist die geringe Sensitivität für leichte Elemente wie B, Be, C, und N und die allgemein geringere Präzision von ca. 0,2-0,5 % (Elementabhängig) für schwerere Elemente. Ein weiterer Nachteil ist, dass die Energiespektren mit den einzelnen Linien nicht immer sauber getrennt werden können, da die elektrische Energieausfilterung nicht so präzise ist. So ergeben sich für einige Peaks Überlagerungen die eine genaue Elementidentifikation manchmal unmöglich machen. Hier hat die WDX Analyse einen deutlichen Vorteil, da hier in einem richtigen optischen Spektrometer die Röntgenintensitäten der jeweiligen Linien mit einem Zählrohr auf dem Rowlandkreis detektiert werden. Die Energieauflösung ist wesentlich besser als bei EDX, ebenso ist das Grundrauschen wesentlich geringer, was für geringe Elementkonzentrationen sehr wichtig ist. Die Analyse ist hier mindestens um einen Faktor 2 hinter dem Komma besser, als bei EDX. Nachteile sind die relativ hohen Anschaffungskosten gegenüber EDX, die Notwendigkeit Standards zu verwenden und die Dauer der Messungen, wenn nicht simultan mit mehreren Spektrometern gemessen werden kann.

Abbildung 19

Entstehung charakteristischer Röntgenstrahlung

Schematische Entstehung von charakteristischer Röntgenstrahlung durch Elektronenbeschuss (Quelle: Wikipedia)

Abbildung 20

EDX Spektrum eines 1.3345

EDX Spektrum eines 1.3345 mit ca. 4% Cr, 5% Mo, 3% V u. 6% W. die enthaltenen 0,5 % Si können nicht mehr sicher nachgewiesen werden.

4.4 Klassische Laboranalyse

Unter klassischer Laboranalyse versteht man immer mehrere Analysemethoden die je nach analytischer Fragestellung Anwendung finden. Manchmal reichen die bisher vorgestellten analytischen Methoden nicht aus, weil für eine EOS beispielsweise kein geeigneter Standard vorhanden ist. Unter genauer Angabe der zu untersuchenden Elemente und deren vermuteten Gehalten beginnt der Chemiker unter verschiedenen Verfahren die geeigneten auszuwählen. Meistens handelt es sich hierbei speziell in der Metallanalytik um die ICP Analyse, wobei hier ein Aufschluss des Probenmaterials durchgeführt werden muss. Mittels ihr ist die Analyse der meisten metallischen Elemente im $< \text{ppm}$ Bereich möglich. Für C und S wird meist die IR Verbrennungsanalyse und für N und O die sog. Heißextraktion verwandt. Es handelt sich hierbei um spezielle Analysatoren die Nachweisgrenzen von 1 ppm und weniger erlauben. In analytischen Fragestellungen wo höchste Präzision gefordert wird kann eine verlässliche Untersuchung nur mittels klassischer Labormethoden erfolgen, zumal die Menge des analysierten Probenmaterials immer größer ist als bei den bisher erwähnten Verfahren und dadurch ein belastbarer Wert entsteht.

Weiterführende Literatur:

Physik für Ingenieure (Springer-Lehrbuch) von Hering, Martin, Stohrer

Werkstoffkunde (Springer Lehrbuch) von Bargel Schulze

Physikalische Grundlagen der Materialkunde von Gottstein (Springer-Lehrbuch)

Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis (Springer USA) Goldstein, Newbury, Joy, Lyman, Echlin, Lifshin, Sawyer u. Michael

Metallografie von Hermann Schumann und Heinrich Oettel von Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA

Kristallographie (Springer) D. Schwarzenbach

Zerstörungsfreie Werkstück- und Werkstoffprüfung: Die gebräuchlichsten Verfahren im Überblick von Streeb (TAE Verlag)

Metals Handbook Volume 1-20 ASM Verlag (hervorragende Nachschlagewerke auch als CD erhältlich)

Instrumentelle Analytische Chemie: Verfahren, Anwendungen, Qualitätssicherung von Camann (Spektrum Lehrbuch)

Korrespondenz:

roman.klink@werkstofflabor.com

Andreas Zilly, Norbert Jost
Hochschule Pforzheim

**Kupfer-Forschung am Institut für Werkstoffe und Werkstoff-
technologien**

Prof. Dr.-Ing. Norbert Jost

Prof. Dr.-Ing. Norbert Jost ist seit 1996 Professor für Werkstoffkunde, Werkstoffprüfung sowie Schadenskunde an der Hochschule Pforzheim.

Von 1984 bis 1991 war er als wissenschaftlicher Mitarbeiter und Oberingenieur am Institut für Werkstoffe der Ruhr-Universität Bochum tätig. Danach folgte die Tätigkeit als Abteilungsleiter bei der DEKRA AG, Stuttgart und Leiter der Materialprüfanstalt der DEKRA-ETS GmbH, Saarbrücken sowie stellv. Geschäftsführer der DEKRA-ETS ebenfalls in Saarbrücken. Neben der Tätigkeit als Professor an der Hochschule ist er Mitglied im DIN-Arbeitsausschuss "Implantatwerkstoffe" und leitet das von ihm gegründete Steinbeis-Transferzentrum für Werkstoffentwicklung und Prüfung. Seit 2012 ist er zudem Leiter von dem an der Hochschule Pforzheim neu gegründeten Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien (IWWT).

M. Sc. Andreas Zilly

Andreas Zilly ist seit 2006 an der Hochschule Pforzheim an der Fakultät für Technik als Laboringenieur für Werkstoffkunde angestellt. Nach seinem Maschinenbaustudium an der Hochschule Karlsruhe im Jahre 2000 leitete er die Konstruktionsabteilung in einem Unternehmen der Umformtechnik. Danach absolvierte er ein Masterstudium an der Hochschule Karlsruhe und war parallel dazu als Projektingenieur in einem Forschungsprojekt tätig.

Er ist Mitbetreuer mehrerer Forschungsvorhaben über Kupferlegierungen und promoviert zu dieser Thematik an der Technischen Universität Bergakademie Freiberg.

Inhaltsverzeichnis:

1	Entwicklungen auf dem Kupfermarkt.....	92
2	Verwendung von CuMg-Legierungen als Bahnleitmaterial	93
3	Bruchflächenanalyse an Hängerseilen	96
4	Ausscheidungsfähige CuMg-Legierungen.....	100
4.1	Herstellung des Probenmaterials	100
4.2	Homogenisierungsbehandlungen	100
4.3	Ausscheidungsverhalten	101
4.4	Erhöhung der Härte	103
4.5	Erhöhung der Leitfähigkeit	104
4.6	Zugfestigkeit und Duktilität.....	105
4.7	Kombination verschiedener Verfestigungsmechanismen	106
5	Substitution von Legierungselementen	109
6	Ausblick	110
	Literatur.....	111

Zusammenfassung

Am Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien der Hochschule Pforzheim liegt seit einigen Jahren ein Forschungsschwerpunkt auf dem Gebiet der Optimierung von Kupferbasislegierungen. Während man zunächst hauptsächlich mit der Untersuchung von konventionellen Legierungen für Bahnanwendungen begann, so stehen mittlerweile neuartige ausscheidungsfähige Kupfer-Magnesium-Legierungen im Fokus. Neben der Herstellung von Probegüssen und thermomechanischen Behandlungen finden dabei umfangreiche Messungen mechanischer und physikalischer Werkstoffkennwerte statt, die durch Kombinationen verschiedener Verfahrensschritte erzielt wurden. Durch den Einsatz neuer Legierungen lassen sich zum einen herkömmliche Anwendungsfälle erweitern, aber auch Kupferwerkstoffe ersetzen, deren Legierungselemente teuer, toxisch oder längerfristig schwer verfügbar sind.

1 Entwicklungen auf dem Kupfermarkt

Die Verwendung von Kupfer als technischer Werkstoff hat schon eine sehr lange Geschichte. Es ist das erste und damit älteste Gebrauchsmetall des Menschen und wird aufgrund seiner leichten Verarbeitbarkeit bereits seit über 10.000 Jahren eingesetzt. Daher könnte man zunächst erwarten, dass die Entwicklung auf dem Gebiet der Kupferforschung längst abgeschlossen sei. In den Jahren um 1970 konnte man diesen Eindruck auch durchaus gewinnen, da die fortschreitende Miniaturisierung in der Elektrotechnik und Elektronik einen Rückgang des Verbrauchs von Kupfer zur Folge hatte. Seit 1976 hat sich dieser jedoch von 7,8 Mio. t auf einen aktuellen Stand von 18,5 Mio. t mehr als verdoppelt. In jüngerer Zeit hat vor allem die fortschreitende Industrialisierung im asiatischen Raum maßgeblich dazu beigetragen. Im Vergleich zu den Stahlanwendungen erscheinen diese Zahlen immer noch vergleichsweise gering, jedoch machen Preisentwicklungen von zeitweise über 10.000 US\$/t den Werkstoff Kupfer mehr denn je zu einem sehr begehrten Metall. Während beispielsweise im Bereich Stahl in den letzten Jahrzehnten sehr viel in die Forschung investiert wurde, war dies aufgrund verfügbarer Kupferwerkstoffe, welche den Anforderungen weitestgehend genügten, nur bedingt erforderlich. Diese Anforderungen haben sich jedoch in mancherlei Hinsicht verändert und die Kupferforschung hat eine neue Dynamik bekommen. Während in der Vergangenheit bei der Werkstoffauswahl fast ausschließlich die mechanischen und technologischen Eigenschaften im Fokus standen, so hat inzwischen der Metallwert an Bedeutung stark zugenommen [HOJ 08], [ZEI 86]. Begriffe wie Nachhaltigkeit und Ressourceneffizienz prägen daher auch bei Kupfer die Forschungsaktivitäten in einem hohen Maße. Beim Einsatz von Leitmaterialien gilt es dabei Zielkonflikte zwischen einer möglichst hohen Leitfähigkeit bei einer gleichzeitig ausreichenden Festigkeit zu lösen. Eine weitere Herausforderung in der aktuellen Kupferforschung liegt in der Substitution von Legierungselementen wie z.B. Beryllium, welches aufgrund seiner toxischen Eigenschaften schon seit langem als physiologisch sehr bedenklich eingestuft wird. Am Institut für Werkstoffe und Werkstofftechnologien (IWWT) an der Hochschule Pforzheim hat man sich in

den letzten Jahren bewusst dieser Thematik angenommen und daraus einen wichtigen Forschungsschwerpunkt des Institutes aufgebaut und etabliert.

2 Verwendung von CuMg-Legierungen als Bahnleitmaterial

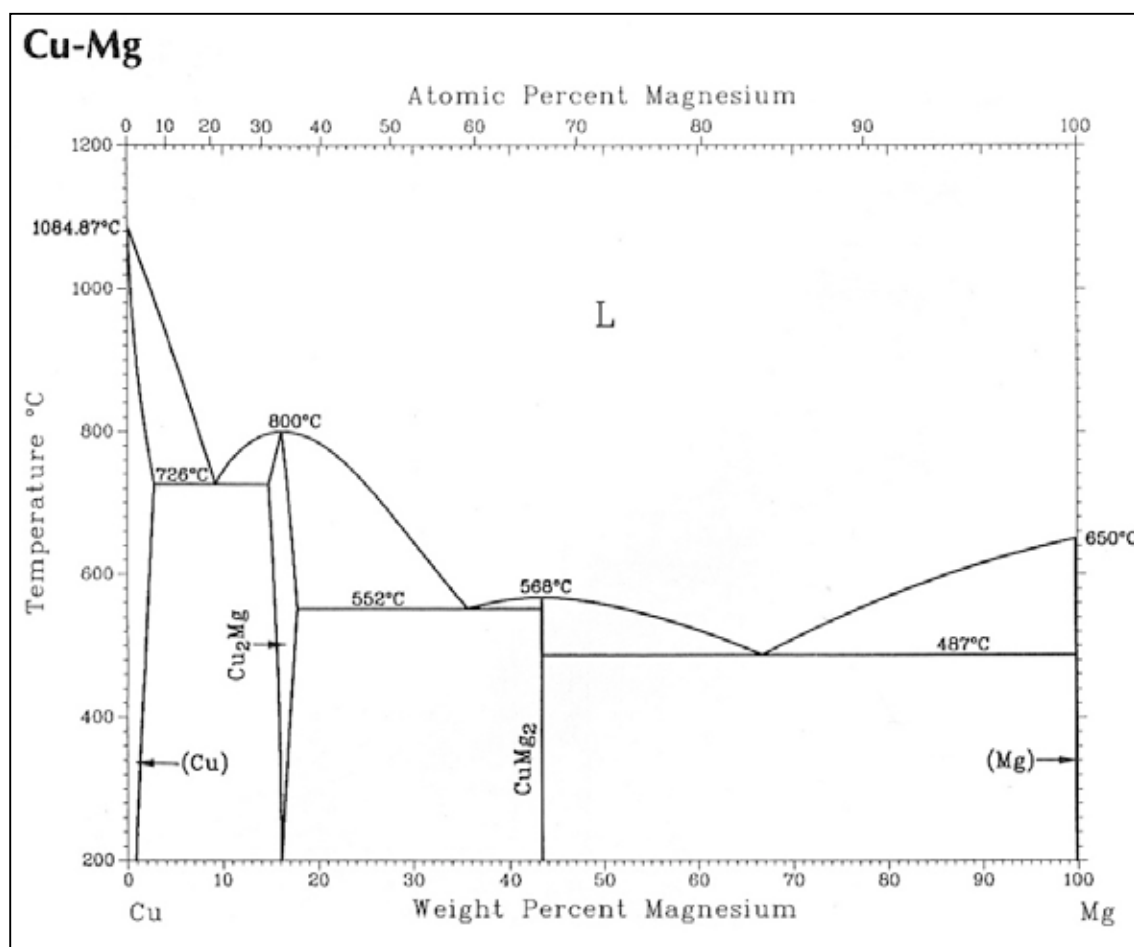
Ein konkretes Einsatzgebiet von Kupferbasislegierungen, welches im Rahmen der Forschung am IWWT im Fokus steht, ist das Leitmaterial von elektrischen Bahnen. Die Legierung Kupfer-Magnesium wird dabei bereits seit den siebziger Jahren als Substitut für das umweltschädliche Kupfer-Cadmium verwendet und ist mittlerweile international auf Bahnstrecken mit höheren Geschwindigkeiten im Einsatz. Durch die kontinuierlich gestiegenen Geschwindigkeiten der Züge haben sich die Anforderungen an diese Werkstoffe ständig erhöht. Da aufgrund des komplexen physikalischen Verhaltens des Systems Stromabnehmer/Fahrleitung mit einer Erhöhung der Geschwindigkeit gleichzeitig die Vorspannung der Fahrleitungen erhöht werden muss, stößt man aufgrund der begrenzten Festigkeiten von Kupferlegierungen immer wieder an eine physikalische Grenze, die als die so genannte „catenary barrier“, als „Oberleitungsgrenze“, bezeichnet wird, und eine ständige Herausforderung bei weiteren Geschwindigkeitserhöhungen ist [BAR 07]. Eine erforderliche Verbesserung der mechanischen Eigenschaften wie Zugfestigkeit und geringere Kriechneigung mit den bisherigen Herstelltechnologien in der Regel immer mit einer Verringerung der elektrischen Leitfähigkeit einher.

Die aktuell für Bahnleitmaterial eingesetzten CuMg-Legierungen mit ihrem Magnesiumgehalt von 0,3 - 0,7 Gew.-% werden im horizontalen Stranggussverfahren hergestellt und befinden sich innerhalb des homogenen α -Bereiches, in dem ein einphasiger, gleichmäßig zusammengesetzter Mischkristall vorliegt [ULL 91]. Daher lassen sich bei diesen Konzentrationen Festigkeitserhöhungen i.d.R. nur durch Mischkristallverfestigung sowie durch eine Kaltverfestigung in den weiteren Umformungsschritten erzielen. Der Nachteil ist dabei jedoch eine deutliche Leitfähigkeitsverringern. Eine Erhöhung der Magnesiumzugabe hin zu einem ausscheidungsfähigen System stellt daher einen plausiblen Ansatz

zur Verbesserung der Eigenschaften dar. Die maximale Löslichkeitsgrenze von Magnesium liegt, wie in dem Zustandsschaubild in **Abbildung 1** zu sehen ist, bei einer Temperatur von 726 °C bei 2,77 Gew.-%. Diese Löslichkeit sinkt mit einer Abkühlung auf 200 °C auf ca. 0,8 Gew.-% ab [BAK 97], wodurch die notwendige Bedingung für eine Ausscheidungsverfestigung erfüllt wird.

Abbildung 1

Zustandsschaubild CuMg [BAK 97]

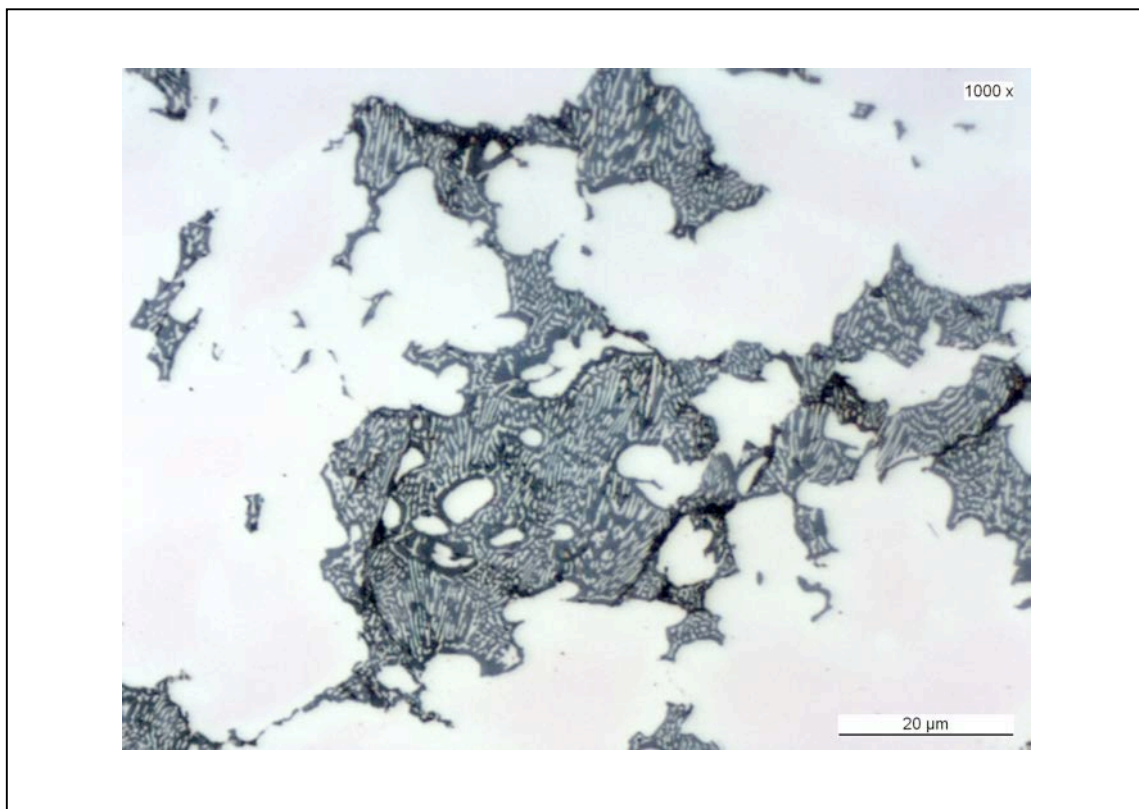


In den konventionell eingesetzten Legierungen treten Ausscheidungen mit einem kreisförmigen bis elliptischen Querschnitt auf, die über den gesamten Querschnitt verteilt sind und aus der Restschmelze entstehen, welche infolge von Mischkristallseigerung in den interdendritischen Räumen erstarrt ist [ULL 91]. Diese Konzentrationsunterschiede sind auf die schnelle Abkühlung beim Gießen zurückzuführen. Das große Erstarrungsintervall dieser Legierung begünstigt zudem die Bildung von Kristallseigerungen. Aufgrund ihrer geringen

Anzahl und ihrer Größe führen diese Ausscheidungen jedoch zu keiner nennenswerten Ausscheidungsverfestigung und führen eher zu einer unerwünschten Inhomogenität des Gefüges. Damit bleibt festzuhalten, dass das festigkeitssteigernde Potential einer Ausscheidungshärtung bei der Verwendung von CuMg als Bahnleitmaterial bisher noch nicht ausgenutzt wurde. Ein weiteres Merkmal dieser Gießdrähte sind flächige Bereiche an oder direkt unterhalb der Oberfläche mit einem eutektischen Gefüge (**Abbildung 2**) welche durch eine umgekehrte Blockseigerung verursacht werden. Diese tritt bevorzugt bei Cu-Legierungen mit einem großen Erstarrungsintervall wie CuMg auf.

Abbildung 2

Eutektikum im Randbereich, CuMg_{0,3}; 1.000 fach



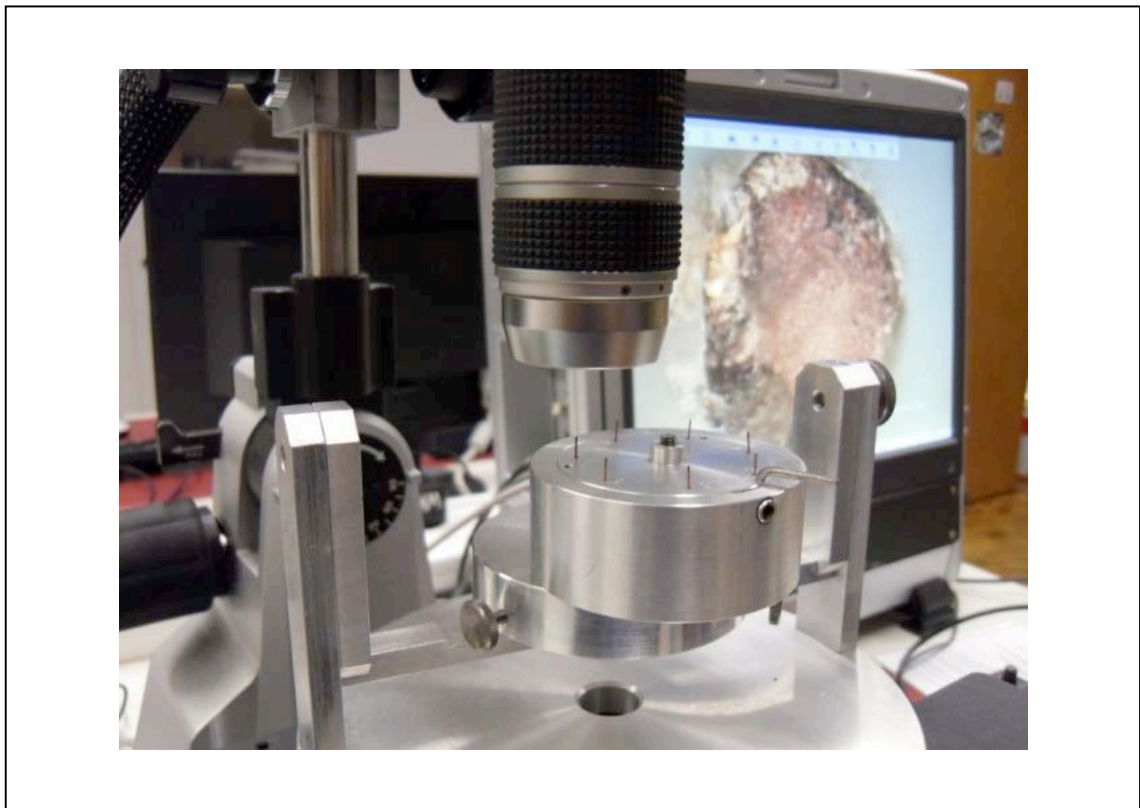
3 Bruchflächenanalyse an Hängerseilen

Bei der Betrachtung des Oberleitungssystems sind neben den Komponenten mit einer sehr großen und nahezu statischen Beanspruchung wie sie typischerweise auf Fahrdrähte einwirken, auch solche vorhanden, die hochdynamisch beansprucht werden. Dies betrifft vor allem die Hängerseile, die die Verbindung zwischen Fahrdraht und Tragseil übernehmen und damit zum einen das Gewicht des Fahrdrahtes tragen und zum anderen durch den impulsartigen Anhub des Fahrdrahtes durch das Bahnfahrzeug zusammen mit der Oberleitung in Schwingung versetzt werden. Dabei ist die Amplitude beim Anheben am größten und nimmt danach bis zum Ruhezustand kontinuierlich ab. Diese Schwingungen führen an den Hängerseilen zu einer Materialermüdung, die letztlich zum Bruch führt. Sobald dies eintritt, erhöht sich die Belastung der benachbarten Hängerseile. Ein weiteres Problem tritt dann auf, wenn es zu einer Kollision zwischen einem gebrochenen Hänger und dem Stromabnehmer kommt, was aufgrund der hohen Geschwindigkeiten sehr schnell zu großen Beschädigungen führen kann. Aufgrund der Geschwindigkeitszunahme in den letzten Jahren (insbesondere auf den weltweiten Hochgeschwindigkeitsstrecken) ist die Beanspruchung der Hängerseile deutlich gestiegen. Die Hersteller von Bahnleitmaterial führen an diesen Seilen Ermüdungsprüfungen nach dem in DIN EN 50119 [DIN 11] vorgegebenen Verfahren durch. Dabei müssen in abwechselnden Last- und Stauchzyklen bei definierten Kräften und Frequenzen mindestens 2.000.000 Belastungszyklen erreicht werden. Durch eine umfangreiche Bruchflächenanalyse von Hängerseilen aus dem Prüfstand im Vergleich zu gebrochenen Seilen, welche aus einer Hochgeschwindigkeitsbahnstrecke stammten, konnten große Unterschiede im Bruchverhalten aufgezeigt werden. Die Herausforderung bei der Fraktographie von Einzeldrähten gebrochener Hängerseile besteht darin, dass durch mechanische und korrosive Einwirkungen sowie durch Verschmutzungen die ursprünglich ausgebildeten Bruchflächen verändert werden und sich daher eine exakte Bruchflächenanalyse zum Teil recht aufwendig gestaltet. Zur Untersuchung der Bruchflächen sowohl am Stereo- und 3D-Mikroskop als auch am Rasterelektronenmikroskop findet am IWWT eine spezielle eigenentwickelte Vorrichtung Verwendung, in welcher gleichzeitig je-

weils die sieben Drähte einer Litze nach dem Reinigungsprozess mit der Bruchfläche nach oben aufgenommen werden können (**Abbildung 3**).

Abbildung 3

Schwenkbare Positioniervorrichtung für Einzeldrähte



Die an Hängerseilen auftretenden Drahtbrüche lassen sich generell in die zwei Brucharten Ermüdungsbruch und Überlastbruch unterteilen. Je nach Belastung sind auch Drahtbrüche möglich, die beide Brucharten oder deren Mischformen zum Teil zusammen mit anderen Schädigungsmechanismen aufweisen. Stellvertretend für die Vielzahl untersuchter Drahtbrüche sollen im weiteren Verlauf nur der Schwingbruch und der Scherbruch betrachtet werden. Das Auftreten von Schwingungsbrüchen an einer Bahnstrecke überwiegt gegenüber den anderen Schädigungsmechanismen aufgrund der dynamischen Beanspruchungen deutlich, während im Prüfstand die Anzahl der Gewaltbrüche höher ist. Die **Abbildung 4** zeigt einen typischen Schwingbruch eines Einzeldrahtes. Der Bruchsprung ist hier auf eine mechanisch abgeriebene Stelle zurückzuführen, welche deutliche Kennzeichen einer Reibkorrosion aufweist. Die Bruchlinien verlaufen senkrecht zur makroskopischen Rissausbreitung. Gefügebedingt sind

jedoch immer wieder örtlich starke Abweichungen erkennbar. Das wellenförmige Profil der Bruchlinien zeigt, dass es sich um einen duktilen Bruch handelt. Die Struktur der Bruchlinien wird bei vielen Brüchen von einer gröberen Struktur in Form von Stufen überlagert (Bruchbahnen), welche parallel zur Rissausbreitung auftreten. Die dem Bruchanfang gegenüberliegende Restbruchfläche ist als Scherbruch mit einer typischen Wabenstruktur ausgebildet. In der **Abbildung 5** ist im Gegensatz dazu ein Gewaltbruch in Form eines Scherbruches abgebildet. Der Bruchanfang weist dabei starke sekundäre Verformungen auf, welche erst nach dem eigentlichen Bruch entstehen. Davon sind vor allem jene Drähte betroffen, welche bereits zu Beginn versagen und deren Bruchflächen sich durch die auftretenden Biegungen zyklisch berühren. An dem dargestellten Scherbruch sind vor allem am Anfang Anteile eines Schwingungsbruches zu erkennen. Der weitere Bruchverlauf sowie der Restbruch liefern durch die hochgezogene duktile Wabenstruktur jedoch einen eindeutigen Hinweis auf einen Überlastbruch.

Abbildung 4

Schwingbruch, Einzeldraht, CuMg0,3, 170 fach, REM (SE)

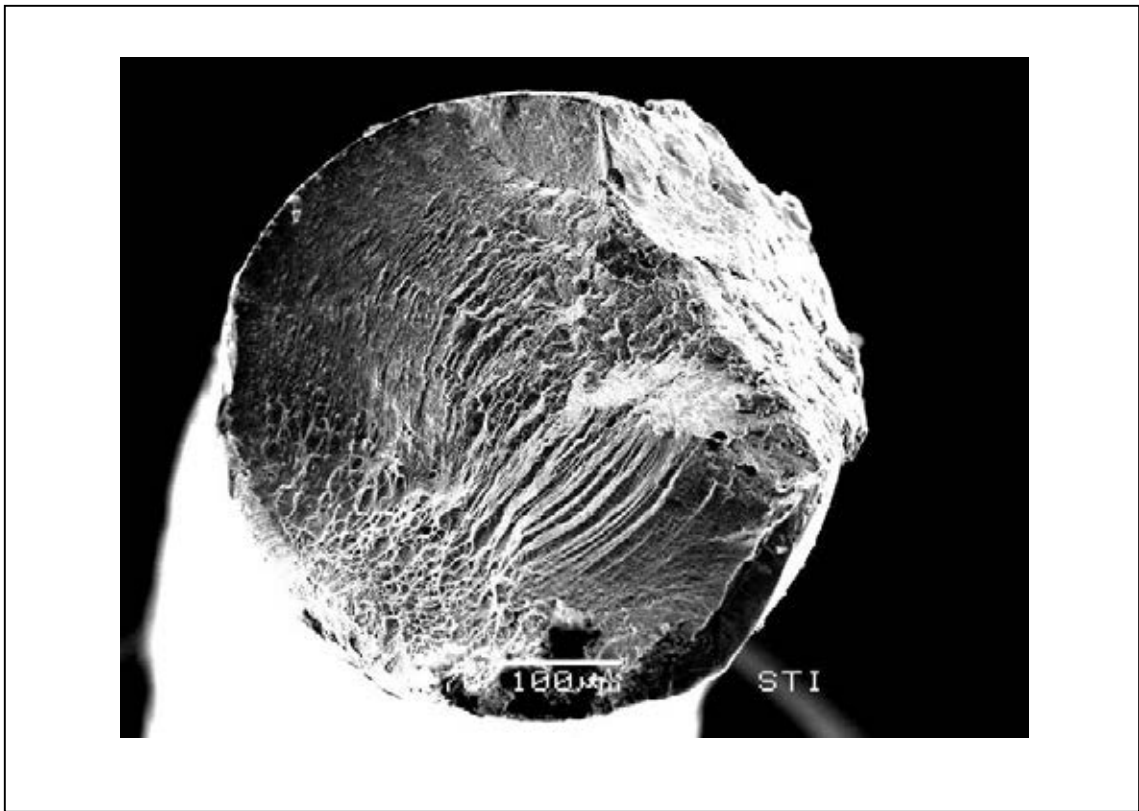
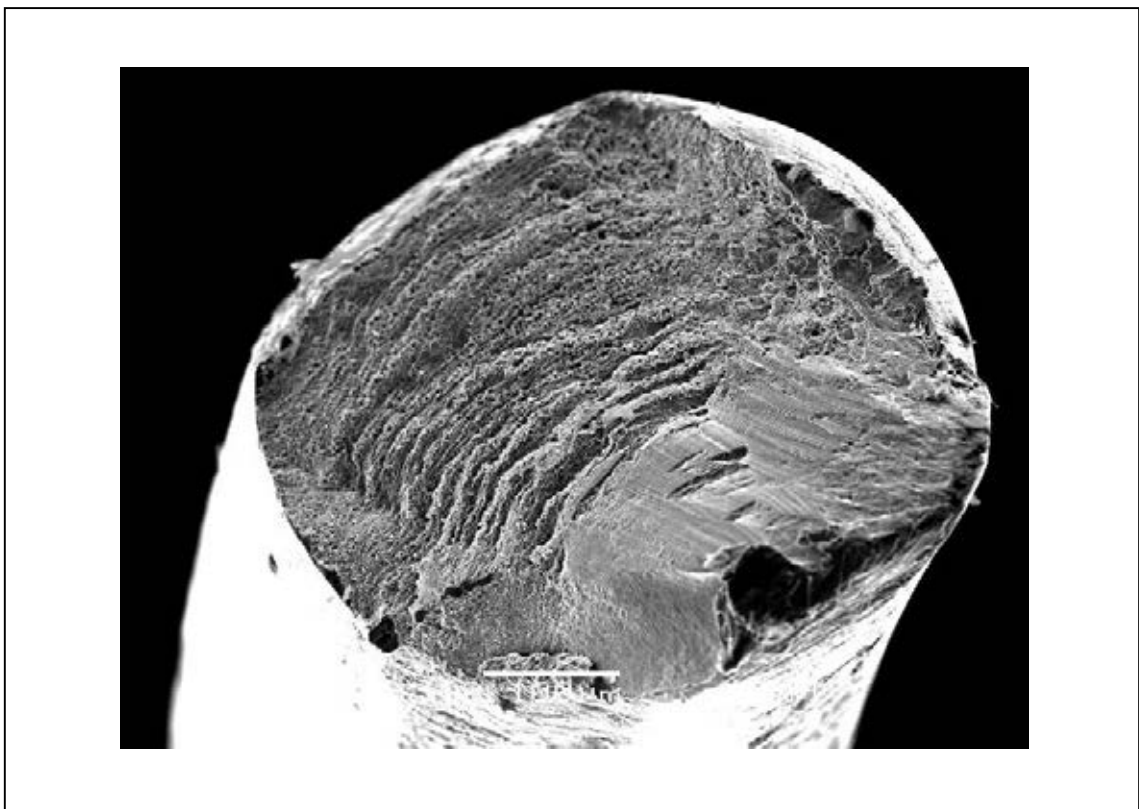


Abbildung 5

Scherbruch, Einzeldraht, CuMg0,3, 170 fach, REM (SE)



4 Ausscheidungsfähige CuMg-Legierungen

4.1 Herstellung des Probenmaterials

Da ausscheidungsfähige höher magnesiumhaltige Kupferlegierungen bisher nur zu Forschungszwecken eingesetzt wurden und daher nicht auf dem Markt erhältlich sind, musste mit der Herstellung von Gussproben im Labormaßstab begonnen werden. Diese Legierungen verhalten sich beim Schmelzen und Vergießen sehr ungünstig. Dies liegt neben dem bereits erwähnten großen Erstarrungsintervall hauptsächlich an der hohen Sauerstoffaffinität von Magnesium. Wird Magnesium unter normaler Atmosphäre erhitzt, so beginnt es sich bereits bei ungefähr 100 °C unterhalb seines Schmelzpunktes von 650 °C zu entzünden. Daher ist eine Erschmelzung unter Schutzatmosphäre erforderlich. Von den verschiedenen erprobten Gießverfahren hat sich das vertikale Stranggussverfahren mit einer Vakuum-Stranggießanlage VC 400 V der Fa. Indutherm am meisten bewährt. Damit konnte geeignetes Probenmaterial in einer sehr hohen Güte und Reproduzierbarkeit mit verschiedenen Legierungsgehalten zwischen 2,5 - 3,5 Gew.-% Magnesium hergestellt werden. Die Aufschmelzung des Vormaterials erfolgte dabei induktiv unter Stickstoffatmosphäre in einem Graphittiegel [ZIL 11].

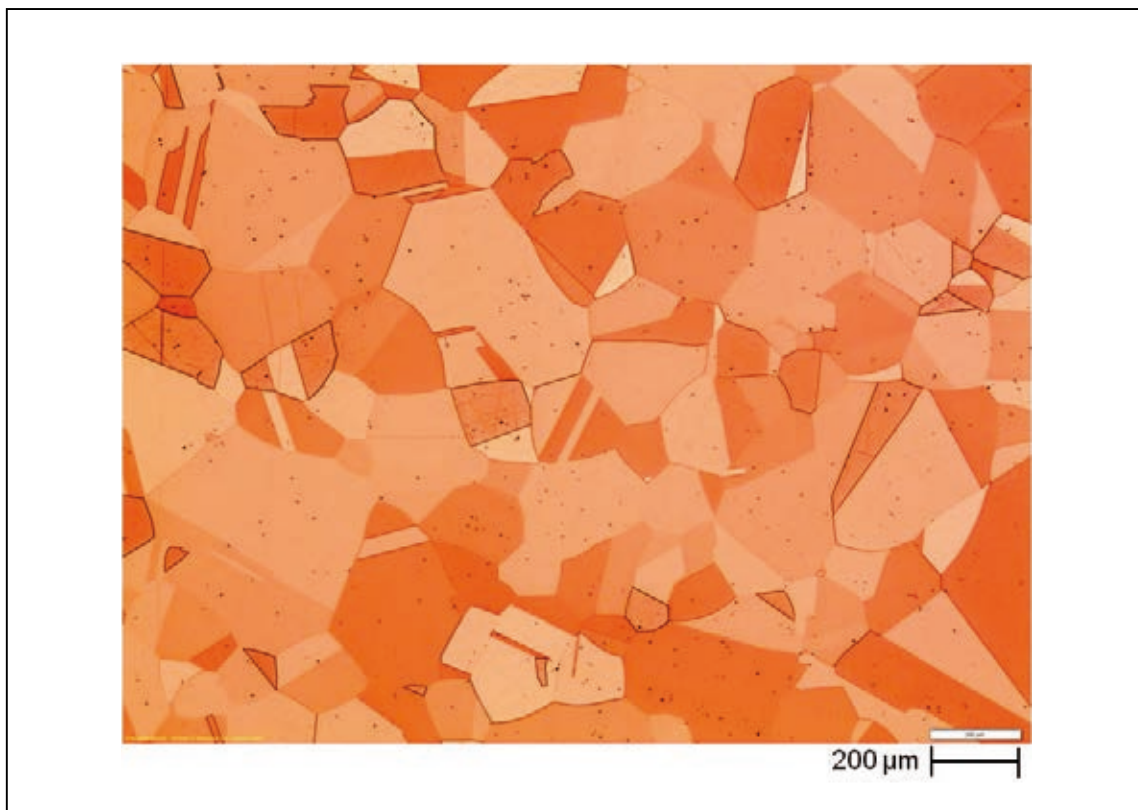
4.2 Homogenisierungsbehandlungen

Für eine effektive Ausscheidungsverfestigung ist es erforderlich, dass der Mischkristall in homogenisierter Form vorliegt. Beim Abguss von Legierungen unterbleibt normalerweise weitgehend ein zum thermodynamischen Gleichgewichtszustand führender Diffusionsausgleich. Um den Homogenisierungsvorgang so effektiv wie möglich zu gestalten, wurde hierfür eine thermomechanische Behandlung durchgeführt. Die zu dem gewünschten Homogenitätsgrad führende Glühbehandlung mit einer optimalen Kombination aus Temperatur und Zeit, wurde empirisch ermittelt, da deren Parameter von den Erstarrungsbedingungen beim Gießen abhängen. Nach einer Glühzeit von 1 h bei 730 °C konnte

so beispielsweise bei der Legierung CuMg_{2,5} an einer vorverformten Probe eine mittlere Korngröße von 110 µm (**Abbildung 6**) erzielt werden [ZIL 11a].

Abbildung 6

Homogenisiertes Gefüge, CuMg_{2,5}; 50 fach, geätzt



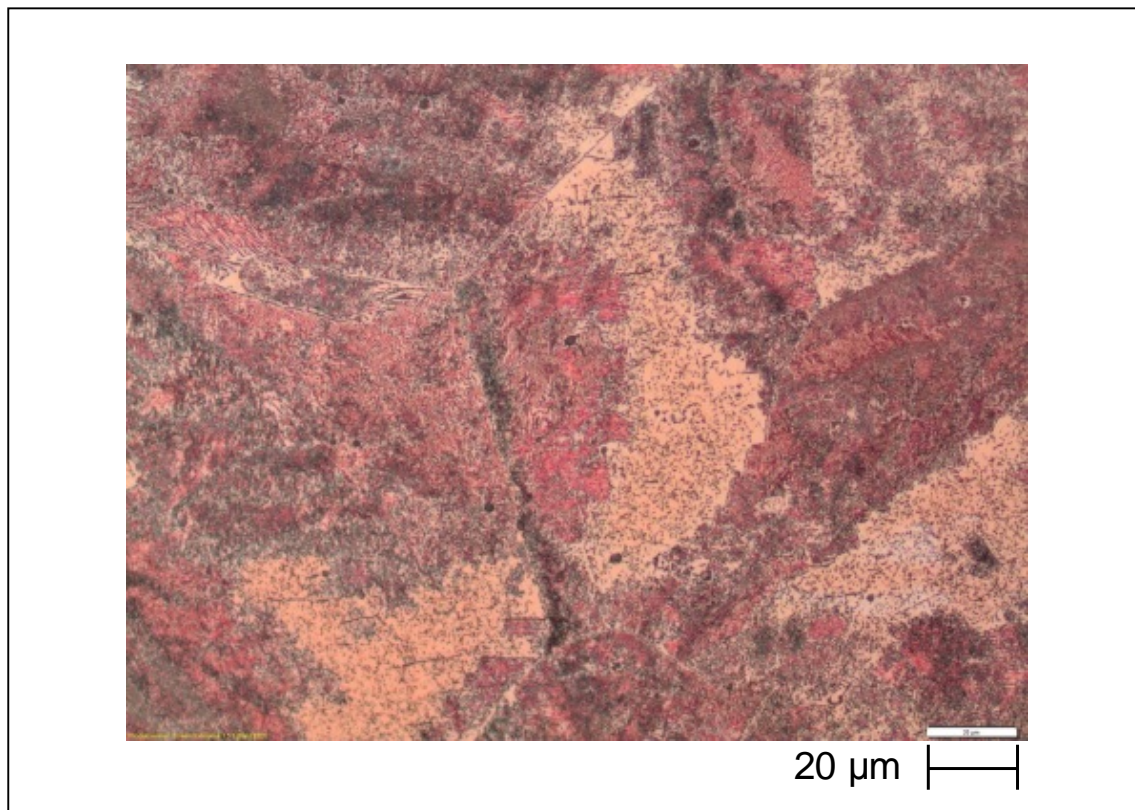
4.3 Ausscheidungsverhalten

Zur Ermittlung der optimalen Wärmebehandlung in Bezug auf Festigkeit und elektrische Leitfähigkeit wurden an den Proben verschiedene isotherme Glühungen bis zu 71 h bei Temperaturen zwischen 350 °C und 500 °C durchgeführt. Der Ausscheidungsprozess in CuMg-Legierungen verläuft dabei, abhängig von der Auslagerungstemperatur und der Zeit, sowohl kontinuierlich als auch diskontinuierlich ab. Am Beispiel der Legierung CuMg_{2,5}, auf welche im weiteren Verlauf dieses Aufsatzes der Fokus gerichtet werden soll, ist bei einer Glüh-temperatur von 400 °C zu erkennen, dass der Ausscheidungsprozess bei niedrigeren Temperaturen vornehmlich diskontinuierlich abläuft. Diese Ausscheidungen aus der Verbindung Cu₂Mg ähneln in ihrer charakteristischen Struktur

der des Perlits. Die Matrix hingegen setzt sich aus hellen Bereichen zusammen (**Abbildung 7**).

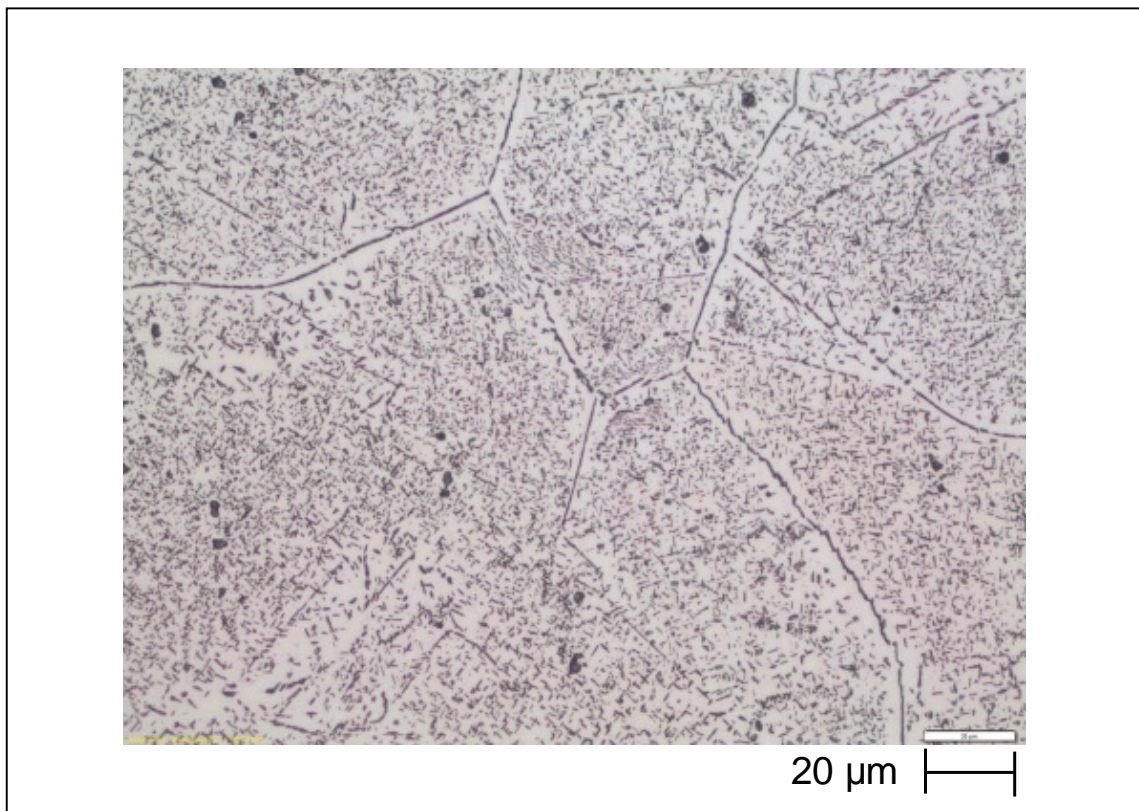
Abbildung 7

Ausscheidungsreaktion bei CuMg_{2,5}, 400 °C, 47 h, 500 fach



Im Vergleich dazu überwiegen bei einer Glühung bei 500 °C die kontinuierlichen Ausscheidungen, welche in diesem Fall bereits Vergrößerungserscheinungen aufweisen (**Abbildung 8**).

Abbildung 8

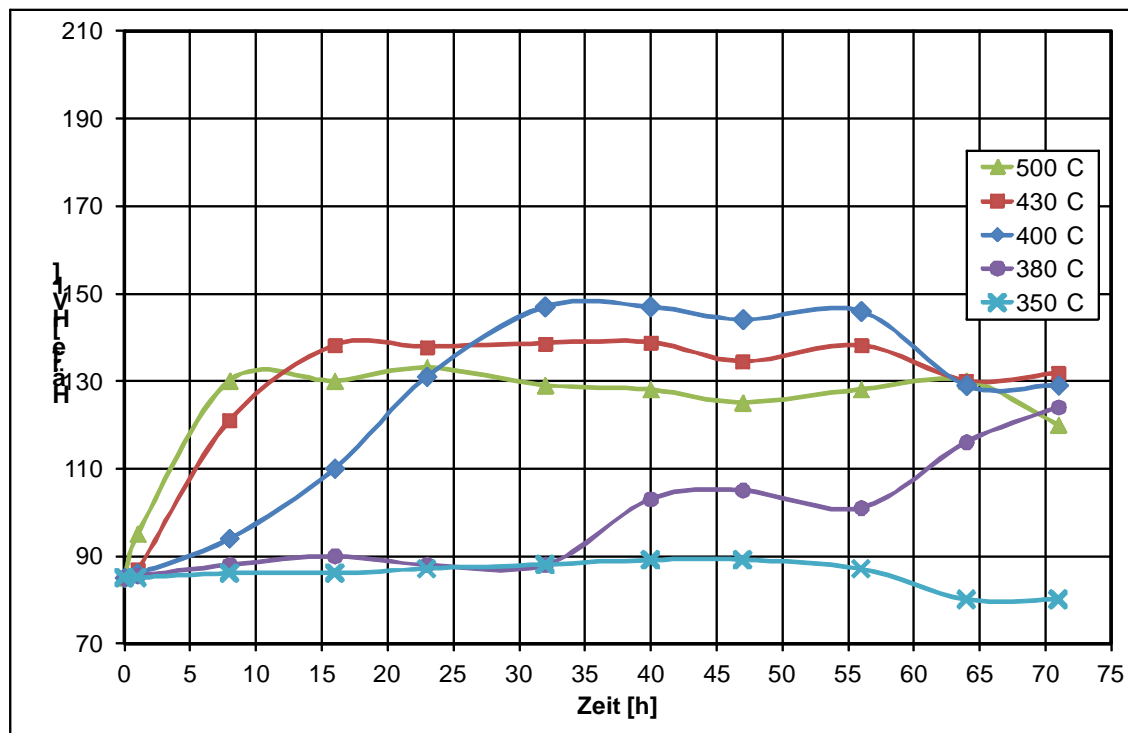
Ausscheidungsreaktion bei CuMg_{2,5}, 500 °C, 71 h, 500 fach**4.4 Erhöhung der Härte**

Die **Abbildung 9** zeigt die Härteverläufe der Legierung CuMg_{2,5} in Abhängigkeit verschiedener Temperaturen und Zeiten. Die Ausgangshärte der homogenisierten Proben beträgt dabei 85 HV₁. Da für die diffusionsgesteuerten Ausscheidungsvorgänge eine ausreichende Starttemperatur erforderlich ist, können innerhalb einer ökonomisch noch vertretbaren Glühzeit bei den beiden Temperaturen unterhalb 400 °C keine nennenswerten Härtesteigerungen erreicht werden. Die höchste erreichbare Härte liegt bei 147 HV₁ und wird bei 400 °C nach 32 h Glühdauer erreicht. Der anschließende Härteabfall zeigt, dass das Ausscheidungsmaximum erreicht wurde und der Effekt der Überalterung mit einer Vergrößerung der Ausscheidungsteilchen eintritt. Bei höheren Temperaturen ist die Steigung des Härteanstiegs zwar zunächst steiler, jedoch verringert sich aufgrund der höheren Löslichkeit der Magnesiumatome der ausscheidbare Vo-

lumenanteil der Ausscheidungen und die Härte bleibt dadurch unterhalb des Maximalwertes.

Abbildung 9

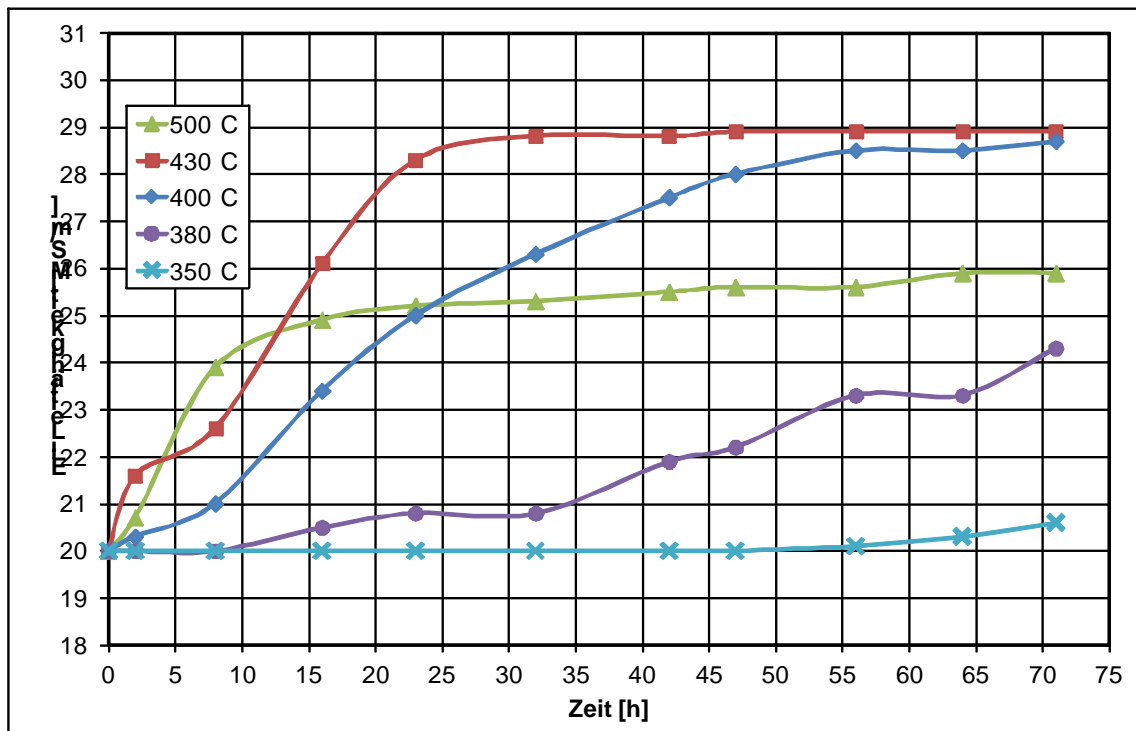
Härte-Zeit-Verläufe von CuMg_{2,5}



4.5 Erhöhung der Leitfähigkeit

Die Entwicklung der elektrischen Leitfähigkeit ist in **Abbildung 74** dargestellt. Analog zur Kurvenschar der Härteentwicklung wird auch hier die Steigung der Leitfähigkeitserhöhung mit der Temperaturzunahme größer. Die Ausgangsleitfähigkeit liegt bei 20 MS/m und erreicht bei 430 °C nach 47 h ein Maximum von 28,9 MS/m. Während bei den Härtewerten eine Abnahme im überalterten Zustand gemessen wurde, trifft dies bei der Leitfähigkeit nicht zu. Da die feinen Cu₂Mg-Ausscheidungen offensichtlich eine viel stärkere Streuung der Elektronen verursachen, als die aufgrund der Überalterung koagulierten Teilchen, steigt die Leitfähigkeit der entmischten Matrix auch nach einer längeren Glühdauer noch an.

Abbildung 10

Leitfähigkeit-Zeit-Verläufe von CuMg_{2,5}

4.6 Zugfestigkeit und Duktilität

Neben der Härte und der elektrischen Leitfähigkeit wurden als weitere wichtige Werkstoffkennwerte auch die Zugfestigkeit und Bruchdehnung ermittelt. Im nichtausgeschiedenen Zustand beträgt bei CuMg_{2,5} die Zugfestigkeit $R_m = 320$ MPa bei einer Bruchdehnung $A_5 = 65\%$. Im Laufe der Ausscheidungsglühung bei 400 °C steigt die Zugfestigkeit zunächst zwar auf 430 MPa an, jedoch geht deren Rückgang im weiteren Verlauf mit der Verringerung der Duktilität durch die Bildung der spröden intermetallischen Phase Cu₂Mg einher. So sinkt beispielsweise die Bruchdehnung nach 47 h auf einen Wert von $A_5 < 4\%$ ab. Zur Verbesserung der Duktilität wurden daher mehrere Verfahren zur Kornfeinung des homogenisierten Gefüges vor der Ausscheidungsbehandlung erprobt. Am geeignetsten erwies sich dabei eine statische Rekristallisation des zuvor kaltverformten Gefüges. Durch die Bildung neuer Körner an den Stellen mit einer hohen Versetzungsdichte fand dadurch eine Reduzierung der mittleren Korngröße um 80% von 110 µm auf 23 µm statt. Im Vergleich zum herkömmlichen

Ausgangswerkstoff konnte somit die Zugfestigkeit durch das korngefeinte Gefüge auf über 500 MPa bei einer Bruchdehnung von 14% gesteigert werden. Somit hat die Kornfeinung in Bezug auf die einsetzende Ausscheidungsvergrößerung einen überaus positiven Effekt.

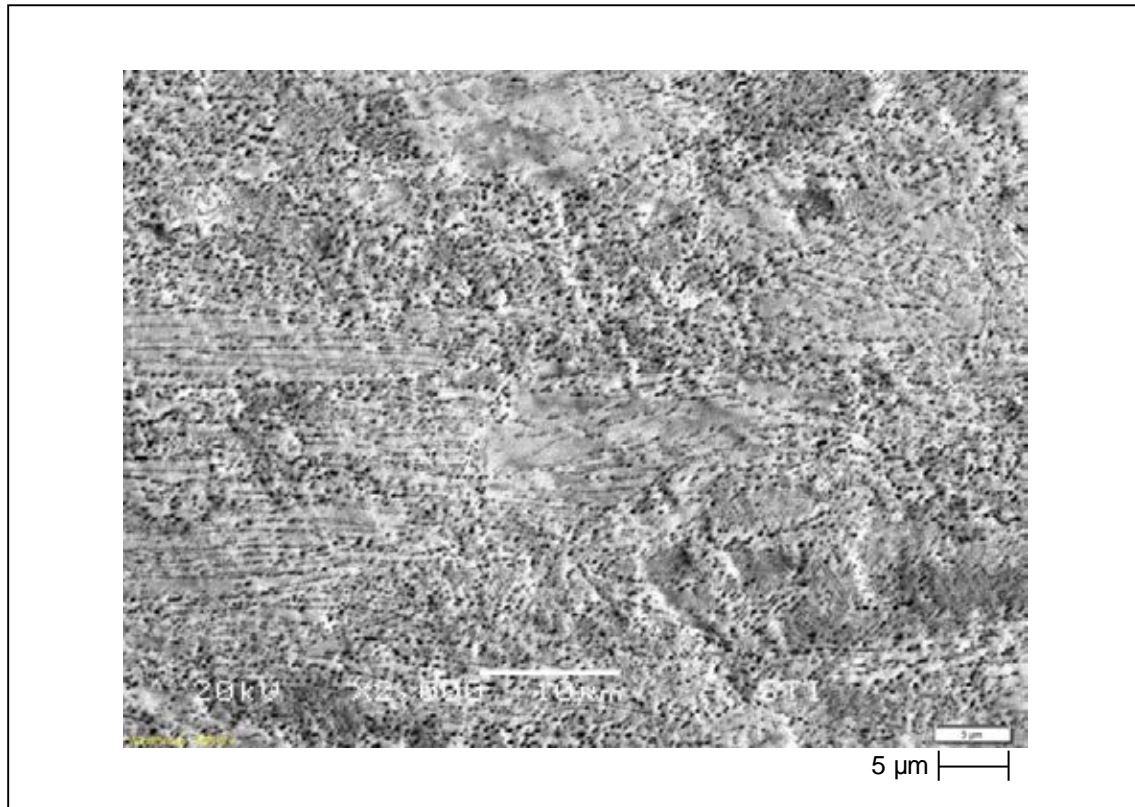
4.7 Kombination verschiedener Verfestigungsmechanismen

Bei einer Vielzahl industriell eingesetzter aushärtbarer Kupferbasislegierungen werden verschiedene Mechanismen zur Härte- und Festigkeitssteigerung kombiniert. Kupfer-Chrom mit einem Chromgehalt zwischen 0,3 - 1,2 Gew.-% ist beispielsweise im ausgehärteten Zustand noch gut kaltumformbar [VIN 02]. Bauteile aus Kupfer-Beryllium, für die ein hoher Umformgrad erforderlich ist, werden nach dem letzten Verformungsschritt ausscheidungsgehärtet [LAM 12]. Eine handelsübliche Kombination zwischen einer Kaltumformung mit anschließender Aushärtung stellt der so genannte Lieferzustand „werksvergütet“ dar. Hierbei handelt es sich um einen Kompromiss bezüglich Festigkeit und Verformbarkeit und wird für Teile eingesetzt, bei denen eine maximal erreichbare Werkstofffestigkeit nicht erforderlich ist. Ein typischer Werkstoff, welcher im werksvergüteten Zustand den Herstellern von elektrischen Kontakten zur Verfügung gestellt wird, ist z.B. die Legierung CuNi2Si [KIN 07], [VIN 02].

Um die durch eine Ausscheidungshärtung erreichten Eigenschaften bei der Legierung CuMg weiter zu optimieren, wurden die anhand der vorherigen Beispiele dargestellten Kombinationsmöglichkeiten erprobt. Bei einer Kaltumformung des bereits ausgeschiedenen Materials ist ein ausreichend hohes Formänderungsvermögen erforderlich, welches aufgrund der Versprödung durch die Cu₂Mg-Teilchen ohne eine Beeinträchtigung des Werkstoffgefüges nicht mehr gegeben ist. Ab einem gewissen Umformgrad machte sich eine Überschreitung der Grenzformänderung durch das Auftreten von Rissen und einer deutlichen Verminderung der Bruchdehnung bemerkbar. Da sich diese Verfahrensreihenfolge bei CuMg als nicht praktikabel erwies, erfolgte deren Umkehrung.

Die bei 400 °C durchgeführte Ausscheidungsbehandlung des zuvor kaltverfestigten Gefüges wirkt wie eine statische Erholungsglühung. Daher fallen die hohen Anfangswerte der Härte und Zugfestigkeit während der Glühung etwas ab, womit allerdings die Bruchdehnung wiederum Werte erreicht, die eine Weiterverarbeitung des Werkstoffes zu Langprodukten möglich machen. Die Leitfähigkeit erfährt ab einem gewissen Umformgrad einen überproportionalen Anstieg. So lassen sich beispielsweise bei der Legierung CuMg_{2,5} mit einem logarithmischen Umformgrad von $\varphi_h = 2,1$ und einer 8-stündigen Glühung bei 400 °C Zugfestigkeitswerte oberhalb 650 MPa bei einer Bruchdehnung von ca. 6% erreichen. Die Leitfähigkeit beträgt dabei 32,1 MS/m. Aufgrund der vorhandenen Versetzungen, welche als Keimstellen für die Bildung von zahlreichen Ausscheidungen dienen, lässt sich das Volumen der Zweitphase erhöhen und damit die Leitfähigkeit innerhalb relativ kurzer Auslagerungszeit auf diesen Maximalwert erhöhen. In der REM-Aufnahme (**Abbildung 10**) ist anhand der hohen Vergrößerung die geringe Größe der kontinuierlichen Ausscheidungen zu erkennen, welche deutlich unter 1 µm liegt.

Abbildung 11

Verformtes Gefüge, CuMg_{2,5}; $\varphi_h = 2,1$; 400 °C, 8 h; 2.000 fach, REM (BSE)

Die aufgrund dieser Verfahrenskombination erreichbaren mechanischen Werkstoffkennwerte liegen deutlich oberhalb der bisher konventionell eingesetzten CuMg-Legierungen mit 0,5 Gew.-% Magnesium. Die Glühdauer von 8 h ist vor allem daher von großem Interesse, da sie sich sehr gut in einen industriellen 3-Schichtbetrieb integrieren ließe. Lediglich bei der Leitfähigkeit fällt der Wert noch etwas geringer aus (CuMg_{0,5}: 36 MS/m), was in dem deutlich höheren Legierungsanteil begründet liegt und im Zuge weiterer Optimierungsmaßnahmen durchaus noch gesteigert werden kann. Es soll nicht unerwähnt bleiben, dass die zu diesen Legierungen und den dazugehörigen Fertigungsverfahren erarbeiteten Ergebnisse und die damit direkt zusammenhängenden Vorteile für die industrielle Anwendung zum Anlass genommen wurden, einen patentrechtlichen Schutz anzumelden.

Der Vergleich mit herkömmlichem Bahnleitmaterial zeigt, dass die Legierung CuMg_{2,5} nach einer Kaltverfestigung und nachfolgender Ausscheidungshärtung für den Einsatz als Bahnleitmaterial geeignet sein kann. Gemäß derzeit gültiger Auslegungskriterien von Fahrleitungen [KIE 98] lässt sich mit der Legierung CuMg_{2,5} und der erreichbaren Kombination an Werkstoffkennwerten eine Geschwindigkeitssteigerung um 50 km/h realisieren. Neben Bahnleitmaterial lassen sich diese ausscheidungsfähigen Legierungen auch in anderen Bereichen einsetzen, in denen es auf eine hohe Festigkeit bei gleichzeitig guter Leitfähigkeit ankommt. Dadurch könnten beispielsweise Leitungsquerschnitte verringert werden, was zu einer Gewichtsreduzierung und einer nachhaltigen Einsparung des teuren Werkstoffes Kupfer führen würde. In Anbetracht der Verfünffachung des Kupferpreises in den vergangenen zehn Jahren mit einer weiterhin steigenden Tendenz, könnte eine solche Materialeinsparung einen deutlichen Wettbewerbsvorteil für viele Hersteller und Anwender darstellen [LME 12].

5 Substitution von Legierungselementen

Ein weiteres Forschungsvorhaben am IWWT mit dem Ziel einer Substitution der toxischen Legierungskomponente Beryllium durch physiologisch unbedenkliche Elemente befindet sich derzeit im Stadium der Legierungsentwicklung. Bauteile aus Kupfer-Beryllium finden in vielen Bereichen Verwendung. Sie weisen eine hohe spezifische Festigkeit auf, und behalten ihre Festigkeit und Steifigkeit bis zu hohen Temperaturen. Die sehr gute Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit, verbunden mit einer hohen Dauerfestigkeit und Elastizitätsgrenze, sowie eine gute Leitfähigkeit führen zu einer Vielzahl von Anwendungen. Sie finden beispielsweise in der Elektrotechnik als stromdurchflossene Federn und Kontakte sowie in der Luftfahrt als Lagerteile sowie in der Öl- und Gasförderung als funkenfreie Werkzeuge Verwendung. Die Tatsache, dass mit Kupfer-Beryllium die derzeit höchsten Festigkeiten und Härten in der Gruppe der Kupferbasislegierungen erreicht werden können, macht diese Legierung nahezu unverzichtbar. So kann beispielsweise mit der Legierung CuBe₂ in Kombination mit einer Kaltverfestigung eine Zugfestigkeit von 1.520 MPa bei einer Härte von 450 HV

und einer Leitfähigkeit von 12 MS/m erreicht werden [BRU 10]. Der Grund für diese hohe Festigkeit liegt wiederum in der Aushärtbarkeit dieser Legierung und dem dabei verhältnismäßig hohen ausscheidbaren Volumen an Zweitphase. Aufgrund der sehr hohen Toxizität und der begrenzten Verfügbarkeit ist man schon seit Jahren bestrebt, ein Substitut für dieses Element zu finden, was jedoch bisher immer zu einer Minderung der Gebrauchseigenschaften führte.

Um einen geeigneten Substitutionswerkstoff zu ermitteln, ist es zunächst erforderlich, das Legierungssystem Kupfer-Beryllium umfassend zu analysieren um damit ein umfassendes und systematisches werkstoffkundliches Verständnis für die wirksamen Mechanismen aufzubauen, die solch herausragende Eigenschaften zur Folge haben. Durch eine entsprechende Ersatzlegierung könnten nicht nur bereits eingesetzte Serienteile substituiert werden, sondern ließen sich auch neue Märkte erschließen, in denen berylliumhaltige Legierungen bisher als Markteintrittsbarriere gelten. Dieser Herausforderung haben sich die Mitarbeiter des IWWT zusammen mit dem Partner, der Nonnenmacher GmbH & Co. KG in einem aktuellen Forschungsvorhaben gestellt und bereits erste Legierungssysteme wie beispielsweise CuTi und darauf basierende Mehrstofflegierungen auf ihre Eignung hin untersucht.

6 Ausblick

Durch den Einsatz neuartiger ausscheidungsfähiger CuMg-Legierungen kann das Anwendungsgebiet bisher verwendeter niedriglegierter Kupferbasislegierungen in sinnvoller Weise erweitert werden. Um die Einsatzmöglichkeiten noch näher zu untersuchen, soll in den nächsten Schritten der Labormaßstab hin zu größeren Chargen zum industriellen Maßstab hin erweitert werden. Bisher wurde aufgrund der komplexen Ausscheidungskinetik noch auf den Zusatz weiterer Legierungselemente verzichtet. Basierend auf den vorliegenden Erkenntnissen soll nun eine Erweiterung des binären Legierungssystems CuMg erfolgen, wobei erste Versuche mit weiteren Elementen bereits sehr vielversprechende Er-

gebnisse erbrachten. Weitere Forschungsvorhaben zu dieser Thematik befinden sich aktuell in der Antragsphase bzw. in Planung.

Literatur

- [BAK 97] Bake, H. (Hrsg.): ASM Handbook Volume 3: Alloy phase diagrams. ASM International, 2. Auflage 1997.
- [BAR 07] Barrin, C. de: Copper in the transport systems of the future: The example of the high-speed train. European Copper Institute, 2007.
- [BRU 10] Brush Wellmann GmbH: Technische Daten Brush Legierung 25 CuBe2. Datenblatt, 2010.
- [DIN 11] DIN EN 50119: Bahnanwendungen Ortsfeste Anlagen Oberleitungen für den elektrischen Zugbetrieb. Beuth Verlag, April 2011.
- [HOJ 08] Hojda, R., Riepe, U.; Hecker, S.: Nachhaltigkeit bei der Werkstoffentwicklung und Werkstoffherstellung. Metall 62 (2008), H. 10, S. 622 - 625.
- [KIN 07] Kinder, J.: Verbesserung des Langzeitverhaltens einer elektrisch hochleitfähigen Kupferlegierung für elektromechanische Kontaktsysteme durch Ausscheidungsoptimierung. Abschlussbericht AIF 14129 N (2007).
- [LAM 12] Lamineries Matthey SA (Hrsg.): Kupfer-Beryllium Legierungen. Technische Information, Vergleich der Eigenschaften. 2012.
- [LME 12] London Metal Exchange. http://www.lme.com/copper_graphs.asp. (Stand: 11.01.12)

- [ULL 91] Ullwer, H.; Linke, M.; Pangert, L.: Technologische Betrachtungen zur kontinuierlichen Fertigung von Cu-Mg-Leitbronzedraht. Metall 45 (1991), H. 11, S. 1120 - 1123.
- [VIN 02] Vinaricky, E.: Elektrische Kontakte, Werkstoffe und Anwendungen., Springer Verlag Berlin, 2. Auflage, 2002.
- [ZEI 86] Zeiger, H.: Stand und Entwicklung auf dem Gebiet der Kupferwerkstoffe. Zeitschrift für Werkstofftechnik 17 (1986), S. 75 - 78.
- [ZIL 11] Zilly, A.; Christian, U.; Kött, S.; Nobiling, D.; Jost, N.: Production and Metallographic Examination of Precipitable Cu–Mg Alloys. Practical Metallography 48 (2011), H. 11, S. 582-593.
- [ZIL 11a] Zilly, A.; Christian, U.; Kött, S.; Schmid, T.; Jost, N.: Anwendungsorientierte Optimierung der Werkstoffeigenschaften von ausscheidungsfähigen CuMg-Legierungen. Wanner, A.; Rettenmayr, M. (Hrsg.): Fortschritte in der Metallographie, Berichte der 45. Metallographietagung Karlsruhe, 2011. Sonderbände der Praktischen Metallographie 43, (2011), S. 201-206.

Bernd Nonnenmacher
Nonnenmacher Microguss GmbH, Ölbronn

Microguss – vom Prototyp bis zur Großserie

Bernd Nonnenmacher Dipl. Ing. (FH)

Geburtsjahr: 1952

1967- 1971 Ausbildung zum Werkzeugmacher

1974- 1976 Weiterbildung zum staatlich gepr. Maschinenbautechniker an der Heinrich-Wieland-Schule in Pforzheim

1976- 1979 Studium an der FH-Karlsruhe Fachbereich Feinwerktechnik mit dem Abschluss Diplom Ingenieur (FH)

1980 Gründung der Nonnenmacher GmbH & Co. KG

1980- heute Gesellschafter Geschäftsführer der Nonnenmacher GmbH & Co. KG

Die Firma Nonnenmacher GmbH & Co. KG wurde 1980 durch Bernd Nonnenmacher gegründet. Die Firma hat Ihren Sitz in Ölbronn-Dürrn. Es bestehen derzeit 3 Geschäftsbereiche:

- 1.) Werkzeug- und Formenbau
- 2.) Kunststoffspritzguss
- 3.) Microguss

In diesem Vortrag soll das Verfahren Microguss dargestellt werden.

An Hand der möglichen Metallformgebungsverfahren wird der Microguss eingeordnet. Microguss ist ein Gussverfahren welches nach dem Feingussprinzip – also mit „verlorenen Modellen“ und „verlorenen Formen“ – arbeitet.

Das Verfahren ermöglicht es sehr komplexe Metallteile zu fertigen. Durch den Einsatz von Keramikschalen können auch hochschmelzende Legierungen vergossen werden. Die Legierungspalette reicht von Buntmetallen bis hin zu den Edelstählen und Titan. Die Microteile haben in der Regel ein Gewicht von 0,01 – ca. 20 Gramm.

Es besteht die Möglichkeit werkzeuglos – also direkt aus den CAD-Daten zu fertigen. Dieses Verfahren ist z.B. für das Prototyping von z.B. Stanzteilen einzusetzen.

Für größere Stückzahlen (> 1 Mio. Teile) finden zur Herstellung der Modelle Spritzgusswerkzeuge Verwendung.

Das primäre Ziel ist es die Produkte ohne spanende Nachbearbeitung „fertig“ zu gießen.

Anwendung finden Microgussteile in Fahrzeugen, in Sicherheitsschlössern, in der Medizintechnik und in der Feinwerktechnik und Optik.

Auf Grund der breiten Werkstoffpalette, welche mit diesem Verfahren verarbeitet werden kann, sind auch die Eigenschaften der Teile sehr genau einzustellen. So kann die Härte beispielsweise von 120 HV bis über 400 HV variieren. Die Zugfestigkeit kann über 1200 N/mm² betragen.

Das Verfahren ermöglicht es auch dekorative Teile herzustellen. Diese werden in der Regel mechanisch oder von Hand poliert und anschließend galvanisiert.

Sehr großen Wert wird bei Firma Nonnenmacher GmbH & Co. KG auf die Qualität der Produkte gelegt. Wegen der Vielstufigkeit des Verfahrens werden die Teile zu 100% geprüft.

Der Vortrag zeigt den Prozessablauf und an einigen Beispiel-Teilen die Einsatzbereiche dieses Verfahrens.

Werner Morgenthaler, Stephan Göttlicher
IHK Nordschwarzwald, VDI/VDE-Innovation und Technik GmbH
München

**„Kurzvorstellung der Clusterinitiativen der Region
Nordschwarzwald sowie der wichtigsten öffentlichen F+E
Zuschussprogramme für KMUs“**

Werner Morgenthaler

Werner Morgenthaler ist seit 2000 Leiter Technologietransfer, Innovationsberatung, Qualitätsmanagement der Industrie- und Handelskammer (IHK) Nordschwarzwald. Er berät und unterstützt Mitgliedsunternehmen der IHK in allen Fragen und Anliegen der o.g. Fachgebiete und ist für die Cluster- und Netzwerkkoordination in der Region Nordschwarzwald zuständig.

Nach dem Besuch des Fritz-Erler-Wirtschaftsgymnasiums in Pforzheim, studierte er Wirtschaftsingenieurwesen an der Hochschule für Technik und Wirtschaft (HsKA) in Karlsruhe. Erste berufliche Erfahrungen sammelte er bei der Maschinenfabrik Lorenz AG, Ettlingen, Daimler AG, Wörth sowie Diplom-Arbeit bei Daimler AG Wörth. Er begann nach erfolgreicher Beendigung des Studiums seine berufliche Laufbahn 1983 bei einer Pforzheimer Unternehmensberatung. Dort war er in leitender Funktion im Fachgebiet Industrial Engineering sowie der Fertigungs-Montage-Organisation, bei renommierten mittelständischen Betrieben und Großunternehmen, deutschlandweit im Einsatz.

Seit 1985 war er als freiberuflicher, selbstständiger Beratungs-Planungs-Ingenieur für logistische Systemorganisation und Industrie-Fabrikplanung, Arbeitsorganisation, Technologie-Innovationsmanagement, Prozess-Qualitätsmanagement, im Mittelstand (Werkzeugmaschinenbau, Metallbearbeitung, Elektrotechnik, Möbelhersteller, etc.) als auch bei Großunternehmen (Druckmaschinenhersteller / Zulieferer) erfolgreich beratend tätig.

Stephan Göttlicher

Stephan Göttlicher ist seit 2011 Mitarbeiter der VDI/VDE Innovation + Technik GmbH. Die VDI/VDE IT ist ein führender Dienstleister für Fragen rund um Innovation und Technik. Das Unternehmen unterstützt und berät bei der Analyse, Förderung und Organisation von Innovation und Technik. Herr Göttlicher ist in der Münchener Geschäftsstelle im Rahmen der Förderprogramme „Informations- und Kommunikationstechnik Bayern“ und „Mikrosystemtechnik Bayern“ als kaufmännischer und administrativer Berater tätig. Zudem ist er als Botschaf-

ter des „Zentralen Innovationsprogramms Mittelstand“ (ZIM) für die Umsetzung von Marketing- und PR-Maßnahmen im süddeutschen Raum verantwortlich.

Er studierte Humangeographie und Anglistik an der Julius-Maximilians-Universität Würzburg und an der University of Texas at Austin. Seit Oktober 2010 absolviert er den berufsbegleitenden Masterstudiengang „Public Administration“ an der Hochschule für Wirtschaft und Recht in Berlin.

Von 2009 bis 2011 war Herr Göttlicher als Regionalmanager für die SMG Standortmarketing-Gesellschaft Landkreis Miesbach mbH tätig und insbesondere mit der Umsetzung des landkreisweiten Entwicklungskonzeptes betraut. Praxiserfahrungen konnte Herr Göttlicher bei der Industrie- und Handelskammer Würzburg-Schweinfurt im Bereich Standortpolitik, am Goethe-Institut in Peking und in der Redaktion der Geographischen Rundschau in Braunschweig sammeln.

Inhaltsverzeichnis

Kurzvorstellung der Clusterinitiativen der Region Nordschwarzwald	121
Wichtige öffentliche Zuschussprogramme für KMU	121
Innovationsgutscheine des Landes Baden-Württemberg	121
SIGNO-KMU-Patentaktion	121
KMU-innovativ	122
7. ForschungsRahmenProgramm der EU	122
go-innovativ	122
go-effizient	123
ZIM – Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand	123

Zusammenfassung

Die Förderzuschussprogramme für FuE sowie die Innovationsberatungs- und Effizienzzuschussprogramme des Landes, des Bundes und der EU sollen die Innovationskraft der mittelständischen Unternehmen nachhaltig fördern und ein Beitrag für deren Wachstum und Wettbewerbsfähigkeit leisten.

Kurzvorstellung der Clusterinitiativen der Region Nordschwarzwald

siehe Cluster-Atlas BW 2012, Seite 65-69

<http://www.cluster-bw.de>

Wichtige öffentliche Zuschussprogramme für KMU

Innovationsgutscheine des Landes Baden-Württemberg

Zuschüsse bis max. 7.500.- Euro, aufgeteilt in Gutscheine A, bis 80% der Ausgaben, max. 2.500.- Euro und Gutscheine B, bis 50% der Ausgaben, max. 5.000.- Euro für externe FuE-Personalaufwände von öffentl./privaten Forschungs- und Entwicklungseinrichtungen bzw. Ingenieurbüros, an KMU bis 100 Mitarbeiter und 20 Mio. Jahres-Umsatz sowie Hightech-Gründergutschein für Start-Ups und bis 3 Jahre nach Gründung über 20.000.- Euro für innovatives Gründungsvorhaben in Zukunftsfeldern wie nachhaltige Mobilität, Umwelttechnologie, Erneuerbare Energien und Ressourceneffizienz, Gesundheitswirtschaft, Lebenswissenschaften, IKT, Green IT und intelligente Produkte.

<http://www.innovationsgutscheine.de/>

SIGNO-KMU-Patentaktion

Für KMU bis 249 Mitarbeiter und 50 Mio. Jahres-Umsatz und freien naturwissenschaftlich-techn. Berufe sowie Erfinderfachauskunft, u.v.A.m. Zuschüsse bis 50% von max. 16.000.- Euro Ausgaben max. 8.000 Euro für erstmalige Sicherung der FuE-Ergebnisse oder Wiedereinstieg (Innovationsstimulierung) nach 5 Jahren für Patent- bzw. Gebrauchsmusteranmeldungen sowie Erfinderfachauskunft bis max. 4 Std. kostenfrei für Erfinder jeglicher Couleur.

<http://www.signo-deutschland.de/>

KMU-innovativ

Für forschungsintensive KMU bis 249 Mitarbeiter und 50 Mio. Jahres-Umsatz FuE-Förderungen bis 50 % und mehr möglich, Forschungseinrichtungen werden zu 100% gefördert ! Verbundvorhaben zwischen Unternehmen, Hochschulen und Forschungseinrichtungen, Verbundforschung mehrerer KMU sowie strategische Allianzen zwischen KMU und Großunternehmen. Zukunftstechnologiefelder sind die Nanotechnologie, Biotechnologie, Produktionstechnologie, Informations- und Kommunikationstechnologie, Energie-Ressourceneffizienz, optische Technologien.

<http://www.hightech-strategie.de/de/432.php>

7. ForschungsRahmenProgramm der EU

Kooperationsprojekte im FuE-Bereich mit europäischen und assoziierten Partnern (KMU und Großunternehmen).

Competitiveness and Innovation Framework Programme (CIP-KMU).

http://ec.europa.eu/cip/index_en.htm

<http://www.forschungsrahmenprogramm.de/frp-ueberblick.htm>

<http://www.forschungsrahmenprogramm.de/frp-struktur.htm>

(ab 2014 Ablösung durch „Horizon 2020“)

http://ec.europa.eu/research/horizon2020/index_en.cfm?pg=home&video=none

go-innovativ

Für KMU bis 100 Mitarbeiter und 20 Mio. Jahres-Umsatz. Mit den BMWi-Innovationsgutscheinen können bis zu 50 % Ihrer Ausgaben für externe Beratungsleistungen (Ausgaben bis max. 1.100.- Euro je Beratungstag) gefördert werden. Sie zahlen nur den Eigenanteil zu den Beratungskosten. Max. 50 Beratungstage sind für Analyse, Realisierungskonzept und Projektmanagement zu beantragen!

Nur die vom BMWi autorisierten Beratungsunternehmen dürfen die geförderten Leistungen erbringen.

Fokus > Innovationsberatung zur Professionalisierung Ihres Innovationsmanagements

[http:// www.inno-beratung.de/](http://www.inno-beratung.de/)

go-effizient

Für KMU bis 249 Mitarbeiter und 50 Mio. Euro Jahres-Umsatz

Zuschüsse für:

Potenzialanalyse

Stoffstromanalyse, Ermittlung der Materialverluste, materialeffiziente Produktgestaltung, Vorschlag geeigneter Maßnahmen.

Vertiefungsberatung

Detaillierte Maßnahmenplanung, vertiefte Analyse von Einsparpotenzialen, fachliche Umsetzungsbegleitung, Beratung zu Fördermöglichkeiten. Die Förderung erfolgt über Gutscheine, die 50 Prozent der Ausgaben für die Beratung abdecken. Sie sind damit vollwertiges Zahlungsmittel. Der Wert des Gutscheins beträgt für eine Potenzialanalyse bis zu 17.000 €, für eine Vertiefungsberatung bis zu 80.000 € abzüglich des Gutscheinwertes der Potenzialanalyse.

Fokus > Steigerung der Rohstoff- und Materialeffizienz

[http:// www.inno-beratung.de/](http://www.inno-beratung.de/)

ZIM – Zentrales Innovationsprogramm Mittelstand

Ihre Perspektive für Innovationsaktivitäten

Das Zentrale Innovationsprogramm Mittelstand (ZIM) ist seit dem 1. Juli 2008 das Basisprogramm des Bundesministeriums für Wirtschaft und Technologie (BMWi) für die marktorientierte Technologieförderung kleiner und mittlerer Unternehmen (KMU). Dabei ist jedes in Deutschland gemeldete Unternehmen, solange es weniger als 250 Mitarbeiter (bis Ende 2013 bis 500 Mitarbeiter) beschäftigt, grundsätzlich antragsberechtigt. Unter dem Motto „Impulse für Wachs-

tum“ sollen die Innovationskraft der mittelständischen Unternehmen nachhaltig gefördert und ein Beitrag für deren Wachstum und Wettbewerbsfähigkeit geleistet werden.

Die Vorzüge von ZIM liegen in der Technologie- und Branchenoffenheit, der einfachen Antragsstellung, dem schnellen Bewilligungsverfahren, der sehr guten finanziellen Ausstattung und der kostenfreien Beratung durch die Projektträger des Förderprogramms. Zudem zeichnet sich das Programm durch eine hohe Bewilligungsquote aus, da bisher im Durchschnitt $\frac{3}{4}$ der Anträge bewilligt wurden.

Grundsätzlich können einzelbetriebliche Vorhaben (ZIM-Einzelprojekte), ZIM-Kooperationsprojekte zwischen Unternehmen bzw. Unternehmen und Forschungseinrichtungen oder ZIM-Kooperationsnetzwerke gefördert werden. Dabei sind die zuwendungsfähigen Kosten je Teilprojekt auf 350.000 Euro begrenzt, wobei Unternehmen mit Sitz in den alten Bundesländern eine Förderquote von bis zu 45% erhalten können.

Auch bei der späteren Verwertung von Innovationen, die in einem ZIM-Projekte umgesetzt werden, kann das Förderprogramm wertvolle Hilfestellung leisten: So erhalten Unternehmen zusätzlich zur FuE-Förderung Zuschüsse von bis zu 25.000 Euro bzw. 37.500 Euro bei exportorientierte Projekten (bei einer Förderquote von max. 50%) für innovationsunterstützende Dienst- und Beratungsleistungen durch externe Dritte. Diese Leistungen können beispielsweise Messekosten, Schutzrechtsberatungen, Marketingmaßnahmen oder technische Unterstützungen umfassen. Anträge auf Förderung können kontinuierlich bis Ende 2014 gestellt werden. Nähere Informationen finden Sie unter www.zim-bmwi.de.

Ansprechpartner für ZIM-Einzelprojekte und ZIM-Kooperationsnetzwerke:

VDI/VDE Innovation + Technik GmbH

Tel. 089 510 89 63 – 0

Tel. 030 310 078 – 407

zim-solo@vdivde-it.de bzw. zim-netzwerke@vdivde-it.de

Ansprechpartner für ZIM-Kooperationsprojekte:

AiF Projekt GmbH

Tel. 030 481 63 – 451

zim@aif-projekt-gmbh.de

Ansprechpartner für die Erstinformation und Beratung zu allen FuE-Förderprogrammen und Effizienzprogrammen:

Werner Morgenthaler

Leiter Technologietransfer und Innovationsberatung

IHK Nordschwarzwald

Tel. 07231 201 157

morgenthaler@pforzheim.ihk.de

<http://www.nordschwarzwald.ihk24.de>

Daniel Carmine Manocchio
Alfred Kärcher GmbH & Co. KG

Aushärtbare korrosionsbeständige Chromstähle

Daniel Carmine Manocchio

- Geboren 1980 in Stuttgart
- Ausbildung zum Metallografen, Berufskolleg für Metallografie am Max-Planck-Institut für Metallforschung (heutiges MPI für Intelligente System), Abschluss 2000
- Bis 9/2001 Beschäftigung MPI MF in der Forschungsgruppe "Grenzflächen" von Herrn Prof. Rühle
- 10/2001 Zivildienst
- Seit September 2002 beschäftigt im zentralen Werkstofflabor der Alfred Kärcher GmbH & Co. KG, Winnenden
- Dies seit 1/2010 als Fachreferent für Werkstofftechnik
- Seit 1/2005 zusätzlich freier Dozent an der Technischen Akademie Esslingen
- Seit 1/2008 Leiter des Arbeitskreises "Stuttgarter Metallografentreffen" unter der Schirmherrschaft der Deutschen Gesellschaft für Materialkunde

Inhaltsverzeichnis:

1	Einleitung.....	130
2	Einteilung der Chromstähle	130
3	Die Korrosionsbeständigkeit der Chromstähle	132
3.1	Pitting Resistance Equivalent Number und Lochkorrosion	132
3.2	Sensibilisierung und interkristalline Korrosion	133
4	Prüfung der Korrosionsbeständigkeit	137
4.1	Metallografische Untersuchung	137
4.2	Salzsprühtest	140
4.3	Genormte Prüfverfahren	140
4.4	Korrosionsversuch in siedendem Wasser.....	140
4.5	Essigsaurer Korrosionsversuch	141

Zusammenfassung

Bei der Wärmebehandlung chromlegierter Vergütungsstähle befindet sich der Verarbeiter in einem Spannungsfeld zwischen den mechanischen Eigenschaften auf der einen, und den korrosionschemischen Eigenschaften auf der anderen Seite. Während die Einstellung der mechanischen Parameter durch die Wärmebehandlung als hinlänglich bekannt betrachtet werden kann, ist deren Auswirkung auf die Korrosionsbeständigkeit hingegen seltener im Fokus: Korrosionsbeständigkeit wird als feststehende Größe betrachtet.

In diesem Beitrag werden neben dem Einfluss der Wärmebehandlung auf die chemische Beständigkeit verschiedene Verfahren zur Korrosionsprüfung vorgestellt und bewertet. Dabei stellt der Korrosionsversuch mit einer essigsauren Prüflösung den besten Kompromiss zwischen Aussagekraft und apparativem Aufwand dar.

1 Einleitung

Ausgehend vom Anlagenbau der chemischen Industrie eroberten die korrosionsbeständigen Chromstähle in den letzten Jahrzehnten eine Vielzahl von Anwendungsfeldern in technischem und dekorativem Umfeld. Dies ist im Wesentlichen auf ihre große Spanne an einstellbaren Eigenschaften und natürlich ihren Preisvorteil gegenüber den höher legierten Chromnickel-Sorten zurückzuführen.

So sind rostfreie Chromstähle im Alltag inzwischen durchaus als allgegenwärtig zu bezeichnen: Von den Messern in der heimischen Küche über die Auspuff-Anlage des eigenen Fahrzeugs bis hin zur Designer-Fassade moderner Gebäude - Chromstahl wird immer beliebter. Die Steigerung der Produktionsrate rostfreien Stahls trägt dieser Entwicklung Rechnung: In den beiden Dekaden zwischen 1990 und 2010 stieg sie von etwa 12,8 auf 31,1 Millionen Tonnen weltweit [1].

Allen Vertretern dieser Werkstoffgruppe ist gemein, dass es sich um Eisen-Basislegierungen mit einem Gehalt von nicht weniger als 12 Gewichts-% Chrom handelt - es stellt dies die technische Untergrenze zur Erlangung ihrer kennzeichnenden Eigenschaft, der Korrosionsbeständigkeit, dar. Dieser Chromgehalt wird auch als Resistenzgrenze bezeichnet. Durch weitere Legierungselemente werden die übrigen Eigenschaften eingestellt; Kohlenstoff vor allem der Härte wegen.

Trotz ihrer bereits recht guten Korrosionsbeständigkeit kommt es in sämtlichen Einsatzbereichen bisweilen zu Reklamationen durch Korrosionsschäden. Durch eine adäquate Werkstoffauswahl und -Behandlung wären diese jedoch in vielen Fällen zu verhindern gewesen. Im Folgenden sei auf die dazu notwendigen Überlegungen hingewiesen.

2 Einteilung der Chromstähle

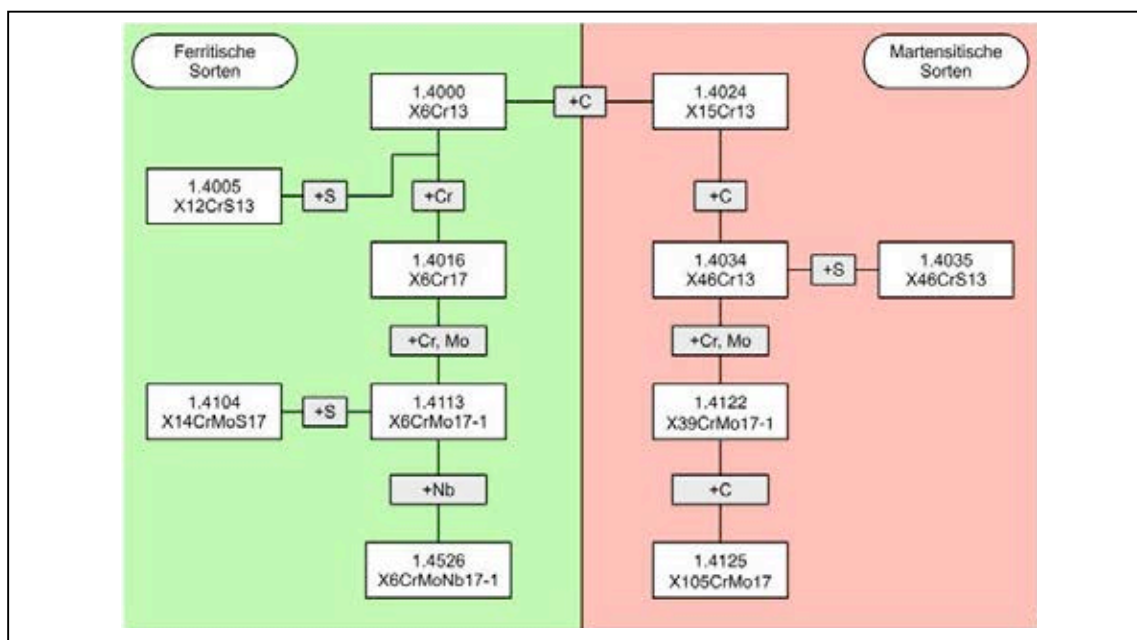
Entsprechend EN 10088-1 sind rostfreie Chromstähle je nach Zusammensetzung - mit wenigen Ausnahmen - in dem Werkstoffnummern-Bereich zwischen 1.4001 und 1.4199 verortet [2]. Aus metallkundlicher Sicht lassen sie sich jedoch übersichtlicher in ferritische und martensitische Güten einteilen. Dies entspricht zudem eher ihren Anwendungsgebieten.

Kennzeichnend für die ferritischen Sorten ist ihr niedriger Kohlenstoff-Gehalt von weniger als 0,1 Gewichts-% und die daher fehlende Härbarkeit. Dieser Nachteil wird von einer deutlich höheren Korrosionsbeständigkeit, Warm- und Kaltumformbarkeit sowie Schweißbarkeit aufgewogen. Somit finden diese Sorten häufig Anwendung, wenn die Ansprüche an Festigkeiten denen an Korrosionsbeständigkeit und Verarbeitbarkeit untergeordnet sind. Es gilt dies beispielsweise für Auspuffanlagen oder Verrohrungen und Fittings.

Die martensitischen Sorten mit ihren höheren Kohlenstoffgehalten verhalten sich zu den ferritischen Sorten komplementär. Die Härbarkeit geht bei diesen Sorten mit einer verschlechterten Bearbeitbarkeit, Schweißbarkeit und Korrosionsbeständigkeit einher. Ihre Anwendung ist bei mäßiger Korrosionslast, dafür aber erhöhten Anforderungen an Verschleißbeständigkeit und Festigkeit, indiziert. Typische Anwendungen dieser Sorten sind Messer, Kolben in Hydraulikpumpen oder Kunststoffspritzgieß-Werkzeuge. Eine schematische Übersicht über den "Stammbaum" gängiger Sorten und deren Zusammensetzung zeigt Abbildung 1.

Abbildung 1

Schematischer Stammbaum der Chromstähle



Grundsätzlich lässt sich konstatieren, dass mit steigendem Kohlenstoff-Gehalt Festigkeit und Verschleißbeständigkeit des Materials steigen, während mit steigendem Gehalt aller carbidbildenden Elementen (Cr, Mo, Ti, Nb) die Korrosionsbeständigkeit verbessert wird. Zusätze an Schwefel bilden nicht-metallische Einschlüsse vom Typ MnS, welche spanbrechende Wirkung besitzen. Die dadurch verbesserte spanabhebende Bearbeitbarkeit hat jedoch eine deutlich reduzierte Korrosionsbeständigkeit zur Folge.

3 Die Korrosionsbeständigkeit der Chromstähle

Die Korrosionsbeständigkeit der Chromstähle beruht auf einer wenige Nanometer starken, aber dichten Passivschicht aus chromreichen Metalloxiden und -Hydroxiden. Bei Beschädigung heilt diese Schicht sowohl in gasförmigen als auch in wässrigen Medien spontan aus, sofern ein ausreichendes Angebot an Sauerstoff vorliegt. Hierzu ist allerdings ein Anteil von rund 10,5 Gewichts-% in der Matrix gelösten Chroms nötig.

3.1 Pitting Resistance Equivalent Number und Lochkorrosion

In wässriger Lösung sind Halogenidionen in der Lage, die Bildung dieser Passivschicht zu stören. Durch ihre Fähigkeit, die Komplexbildung der Metallhydroxid-Gruppen zu unterbinden, bewirken sie lokale Unterbrechungen der Passivschicht - Lochkorrosion ist die Folge. Höhere Gehalte an Chrom und Molybdän bewirken eine Stabilisierung der Hydroxidschicht und wirken somit diesem

Korrosionsmechanismus entgegen. Zur Abschätzung der Beständigkeit gegen Lochkorrosion wurde die Pitting Resistance Equivalent Number (kurz PREN, im Deutschen auch Wirksumme genannt) eingeführt. Je höher dieser Wert ist, umso höher ist die zu erwartende Beständigkeit des Materials gegen Lochkorrosion. Die PREN berechnet sich aus gewichteten Faktoren der hinsichtlich Lochkorrosion relevantesten Legierungselemente Chrom, Molybdän und Stickstoff:

$$\text{PREN} = \%Cr + 3,3*\%Mo + 16*N$$

Nach dieser Berechnung, die in Tabelle 1 exemplarisch für einige Sorten durchgeführt wurde, erklärt sich die erhöhte Korrosionsbeständigkeit der höher

legierten Cr-Stähle ebenso wie die ungleich höhere Beständigkeit der CrNi-Sorten.

Tabelle 1

PRE-Werte ausgewählter Cr- und CrNi-Sorten

Wst.-Nr.	Kurzname	PREN
1.4003	X6Cr13	10,50 - 12,98
1.4016	X6Cr17	15,50 - 17,50
1.4122	X39CrMo17-1	18,14 - 21,79
1.4301	X4CrNi18-12	17,00 - 19,00
1.4529	X1CrNiMoCuN25-20-7	40,40 - 48,10

Dieser Aufstellung ist zu entnehmen, dass für den Chromstahl 1.4122 formell eine dem Chromnickelstahl 1.4301 mindestens ebenbürtige Korrosionsbeständigkeit zu erwarten wäre. In der Praxis ist dies in wässrigen Medien jedoch so gut wie nie der Fall. Dies ist in dem Umstand begründet, dass die Berechnung der PREN den Einfluss des Kohlenstoffs unberücksichtigt lässt. Da jedoch Chrom, welches in Form von chromreichen Mischcarbiden abgebunden ist, nicht zur Erhaltung der Korrosionsbeständigkeit beiträgt, ist dieser Einfluss in der technischen Praxis nicht zu ignorieren. Je nach Wärmebehandlungszustand kann ein großer Anteil des legierten Chroms in Form von Carbiden abgebunden sein. Dies kann beispielsweise im weichgeglühten Zustand der Fall sein. So wird einsichtig, dass insbesondere die 13%igen Chromstähle ihre höchste Korrosionsbeständigkeit im gehärteten Zustand haben, in dem das Chrom überwiegend in fester Lösung vorliegt.

3.2 Sensibilisierung und interkristalline Korrosion

Durch Wärmebehandlungen in Temperaturbereichen, in denen es zur beschleunigten Ausscheidung von Carbiden kommt, kann die Korrosionsbeständigkeit von Chromstählen in sehr kurzer Zeit massiv verschlechtert werden. Ursächlich hierfür ist die erhöhte Diffusionsgeschwindigkeit von Chrom und Kohlenstoff in Korngrenzen-nahen Bereichen, die zur Bildung feiner chromreicher Mischcarbide vom Typ $M_{23}C_6$ führt. Im Korninneren ist die Diffusionsge-

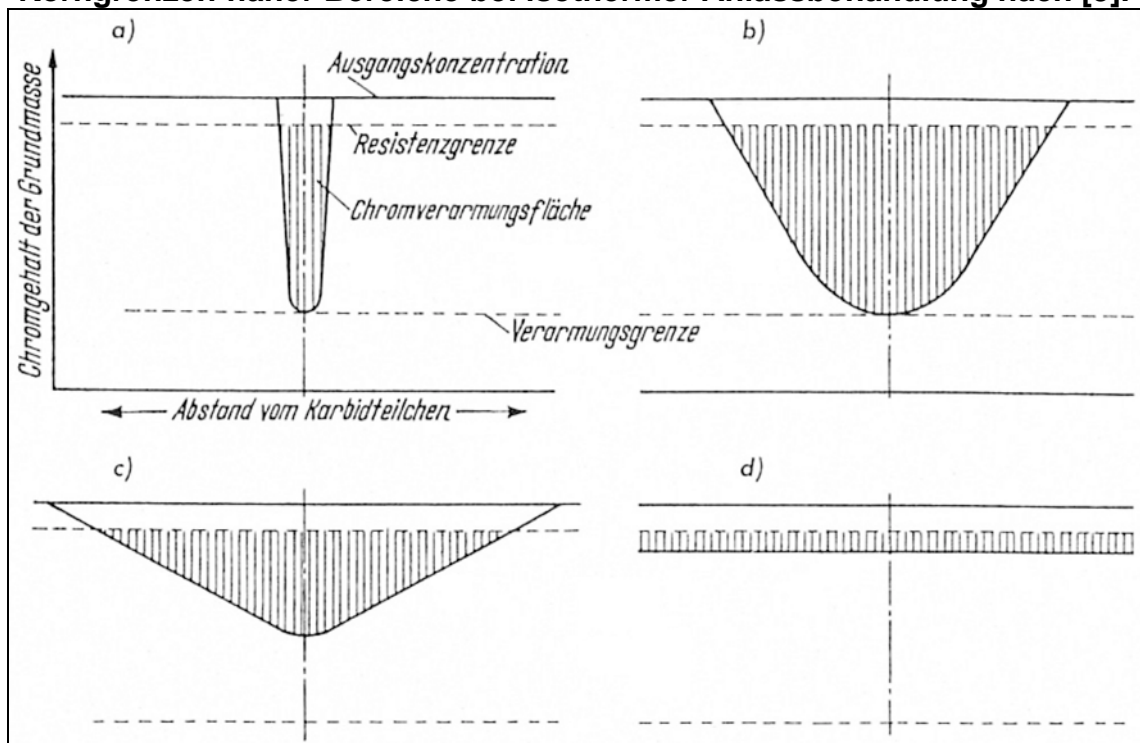
schwindigkeit des Chroms deutlich geringer, wodurch es unmittelbar neben den Korngrenzen zu einer lokalen Absenkung des Gehaltes an in der Matrix gelösten Chroms unterhalb der Resistenzgrenze kommt.

In diesem Zustand ist beim Vorhandensein eines geeigneten korrosiven Mediums mit dem Auftreten von interkristalliner Korrosion (IK) zu rechnen. Bei diesem Korrosionsmechanismus, der auch als Kornzerfall bezeichnet wird, findet der korrosive Angriff nahezu ausschließlich innerhalb der an Chrom verarmten Zone, die ungefähr mit den ehemaligen Austenit-Korngrenzen zusammenfallen, statt. In der Folge kommt es zu einer Auflösung des Kornverbundes und das Material zerfällt regelrecht in einzelne Kristallite. Da der Massenverlust sehr klein ist, werden die geringen Mengen an Korrosionsprodukten bei Betrachtung mit dem unbewaffneten Auge oft für oberflächlichen "Flugrost" gehalten, obgleich der Ausfall des Bauteils tatsächlich bereits kurz bevorsteht.

Liegt eine Sensibilisierung gegen IK vor, kann diese lediglich durch ein Lösungsglühen, de facto also durch eine neuerliche Härtung vollständig beseitigt werden. Eine deutliche Minderung des Angriffs lässt sich aber auch durch einen Ausgleich des lokalen Konzentrationsgefälles erzielen. Dieser benötigt jedoch eine gewisse Dauer. Abbildung 2 stellt den zeitlichen Verlauf dieses Ausgleichs schematisch dar.

Abbildung 2

**Zeitlicher Verlauf des Konzentrationsausgleichs nach Chromverarmung
Korngrenzen-naher Bereiche bei isothermer Anlassbehandlung nach [3].**

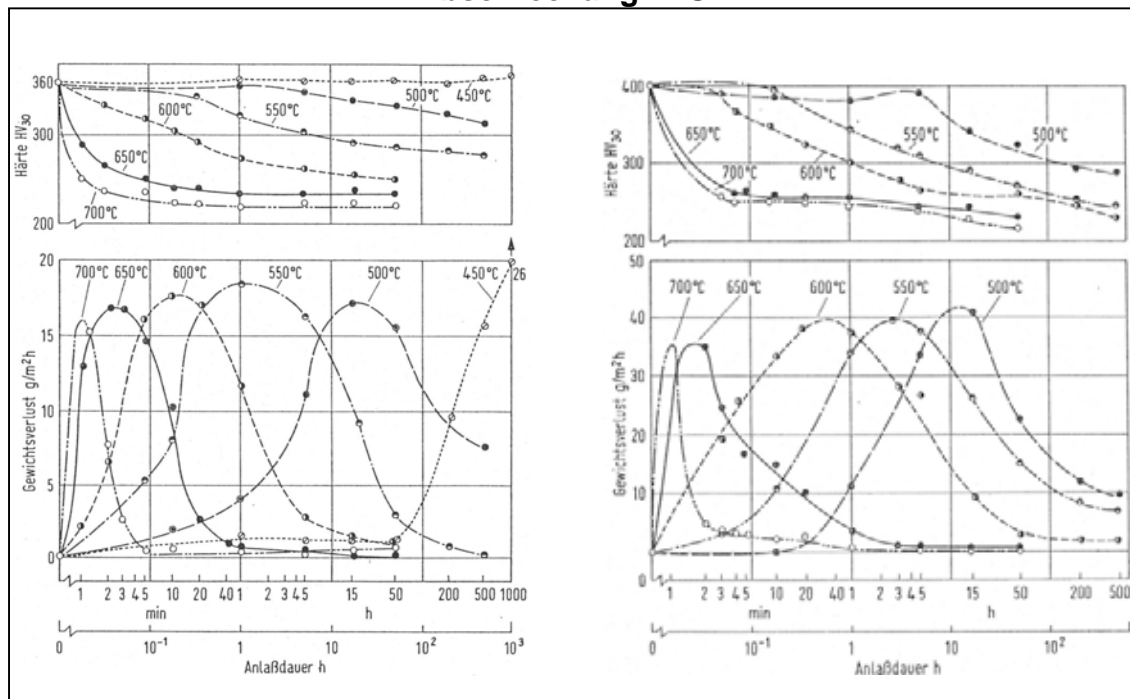


Die Anfälligkeit gegen das Auftreten dieser Sensibilisierung ist in hohem Maße von der chemischen Zusammensetzung und den Härtingsbedingungen des Materials abhängig. Die Breite des Zeitfensters, in dem eine kritische Chromverarmung zu erwarten ist, wird jedoch maßgeblich durch die Anlasstemperatur bestimmt: Je höher diese gewählt wird, desto schneller tritt die Verarmung auf, desto schneller ist aber auch der Konzentrationsausgleich hergestellt.

Abbildung 3 stellt den Zusammenhang zwischen Korrosionsbeständigkeit und Anlasstemperatur dar.

Abbildung 3

Härte und Gewichtsverlust in siedender 20%iger Essigsäure in Abhängigkeit von der Anlassbehandlung für die Stähle X15CrMo13 (linkes Teilbild) und X35CrMo17 (rechtes Teilbild) nach [4]. Härtung beide: 15 min 980 °C, Abschreckung in Öl.



Dem Schaubild ist zu entnehmen, dass der Temperaturbereich zwischen 500 und 650 °C hinsichtlich der Korrosionsbeständigkeit als kritisch zu bewerten ist. In der härtereitechnischen Praxis ist dies jedoch ein häufig anzutreffendes Temperaturintervall, da beim Anlassen in diesem Bereich nicht nur die Zähigkeit des Materials massiv verbessert, sondern auch das Sekundärhärtemaximum dieser Sorten ausgenutzt wird.

Die beste Korrosionsbeständigkeit weisen Chromstähle im gehärteten und nur bei 150 bis 200 °C thermisch entspanntem Zustand auf. Ist dieser Zustand aufgrund der vom Bauteil geforderten Zähigkeit keine Option, ist also zumindest darauf zu achten, dass das Anlassen ausreichend lange und / oder hoch stattfindet.

4 Prüfung der Korrosionsbeständigkeit

Um bei realen Bauteilen nicht auf teure Ausfälle zur Erkenntnisgewinnung angewiesen zu sein, ist die Frage nach geeigneten Prüfmethode eine nahe liegende. Dennoch steht für die Gruppe der Chromstähle keine Prüfung zur Verfügung, die eine ähnlich breite Akzeptanz wie etwa die Korrosionsversuche für die austenitischen Sorten aufweist. Im Folgenden seien einige gängige Prüfmethode hinsichtlich ihrer Tauglichkeit zur Prüfung von Chromstählen bewertet.

4.1 Metallografische Untersuchung

Mittels metallografischer Anschliffe lassen sich mit einiger Erfahrung bereits recht gute Abschätzungen der Korrosionsbeständigkeit im Allgemeinen, aber auch der Beständigkeit gegen IK im Besonderen, erzielen.

In der Praxis haben sich die Farbätzlösungen nach Beraha [5], Lichtenegger & Bloech [6] und Murakami [7] bewährt, da diese in der Lage sind, chromverarmte Zonen durch einen verstärkten Angriff anzuzeigen oder wie im Fall der Murakami-Ätzung die Carbide direkt zu ätzen. Dadurch kommt es zu einer mehr oder weniger deutlichen Zeichnung der ehemaligen Austenit-Korngrenzen. "Klassische" Schwarzweiß-Ätzungen wie V2A-Beize [8] differenzieren in der Regel nicht so deutlich zwischen chromverarmten Zonen und dem Korninneren, was das Erkennen einer Sensibilisierung sehr erschwert.

Ein grundsätzliches Problem bei der metallografischen Analyse dieser Stähle ist ferner die subjektive Einschätzung des Untersuchenden. Darüber hinaus reagieren die genannten Farbätzungen stark auf kleinere Schwankungen in den Ätzbedingungen. Dadurch sind belastbare Aussagen häufig nur bei zeitnah durchgeführten, vergleichenden Untersuchungen möglich.

Die Abbildungen 4 bis 7 stellen den Angriff der unterschiedlichen Ätzlösungen bei einem sensibilisierend geglühten Stahl mit 13 Gewichts-% Chrom und 0,4 Gewichts-% Kohlenstoff dar.

Abbildung 4

Ätzung nach Beraha, 23 °C, 15 Sekunden Ätzdauer. Deutliche Zeichnung der ehemaligen Austenit-Korngrenzen, gute Entwicklung des Sekundärgefüges.

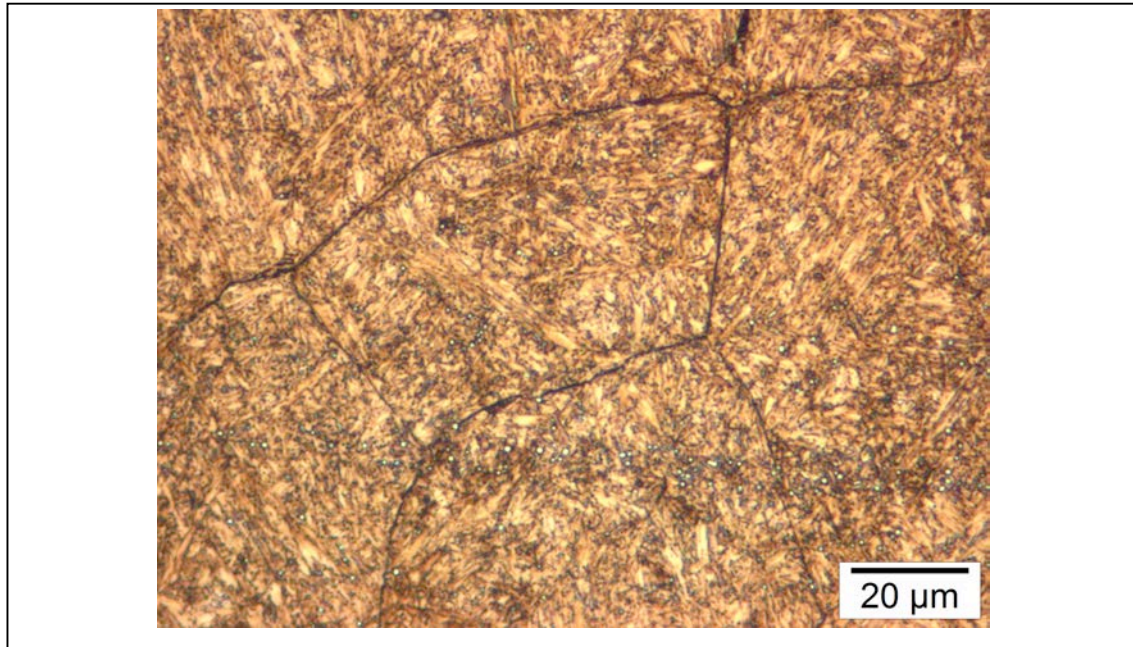


Abbildung 5

Ätzung nach Lichtenegger und Bloech, 23 °C, 30 Sekunden Ätzdauer. Sehr gute Zeichnung der ehemaligen Austenit-Korngrenzen, nur schwache Entwicklung des Sekundärgefüges.

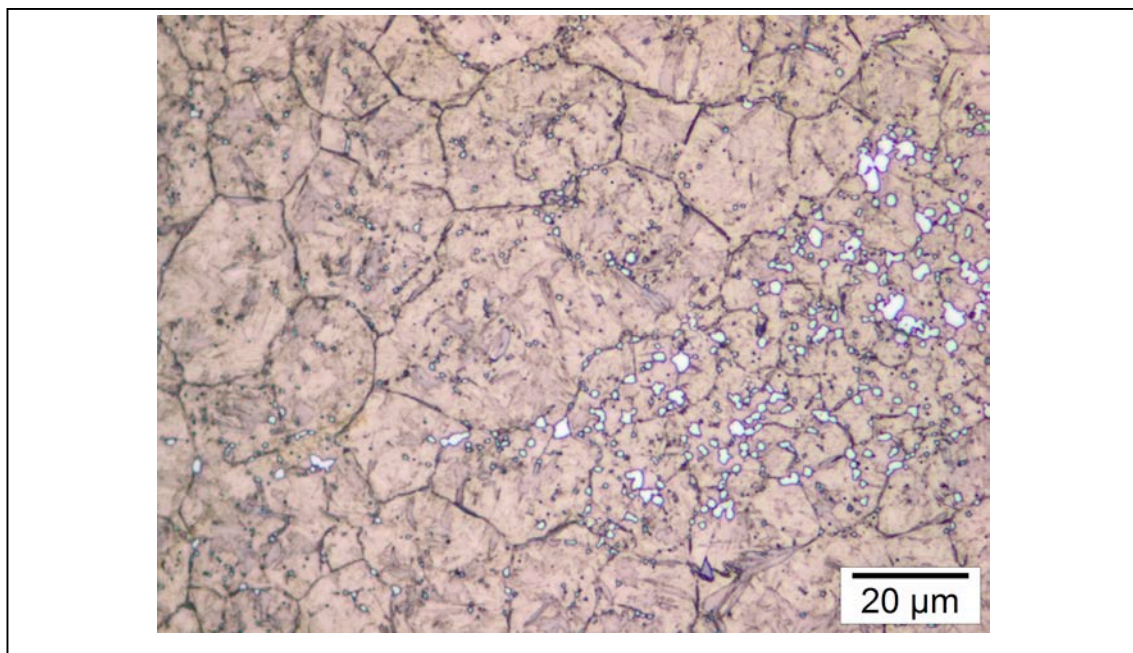


Abbildung 6

Ätzung nach Murakami, 50 °C, 20 Minuten Ätzdauer. Deutliche Entwicklung der Karbidbelegung auf den ehemaligen Austenit-Korngrenzen, jedoch keine Entwicklung des Sekundärgefüges.

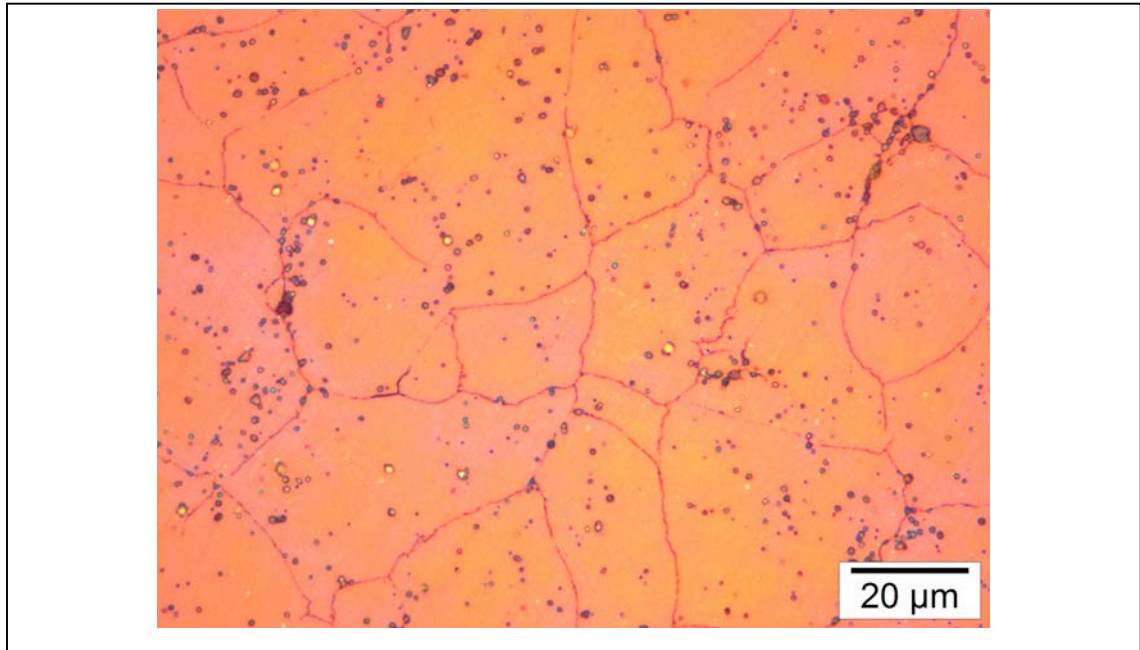
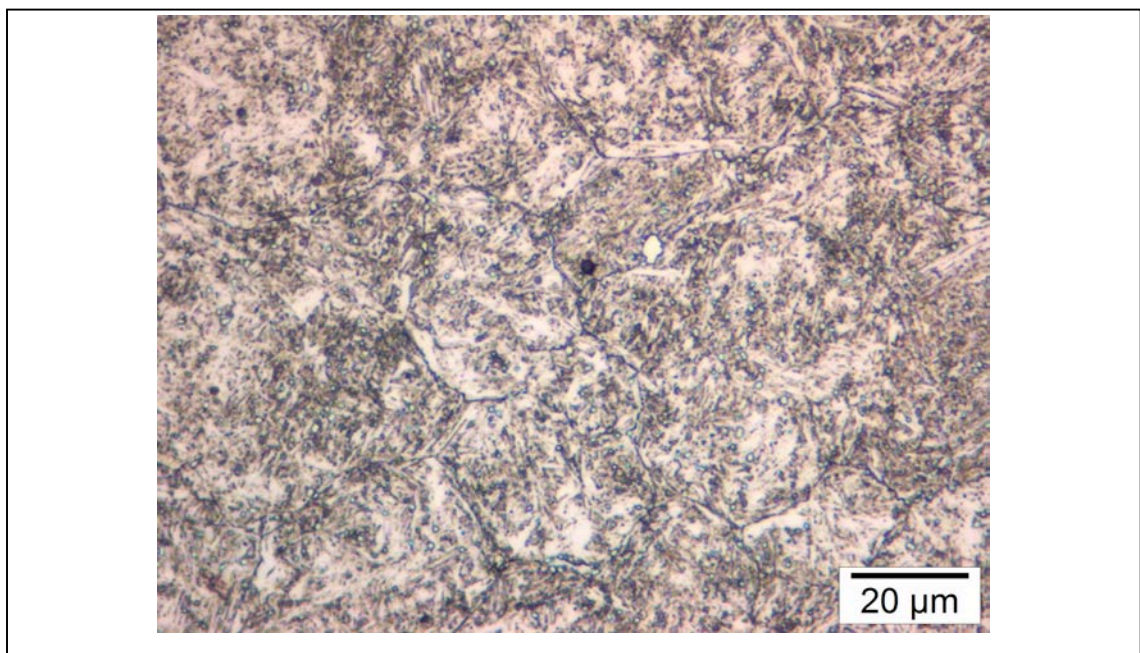


Abbildung 7

Ätzung V2A-Beize, 50 °C, 60 Sekunden Ätzdauer. Gleich Probe wie in Bild 6; Mangelhafter Kontrast zwischen Sekundärgefüge und ehemaligen Austenit-Korngrenzen.



4.2 Salzsprühtest

Sowohl der neutrale Salzsprühtest NSS ("neutral salt spray"), als auch die essigsäure Variante AASS ("acetic acid salt spray") und der kupferbeschleunigte CASS ("copper accelerated salt spray") wurden ursprünglich für die Prüfung von Korrosionsschutz-Überzügen konzipiert, werden aber zuweilen auch für die Prüfung von Chromstählen verwendet. Die Aussagekraft solcher Tests ist jedoch häufig mangelhaft, da im Wesentlichen die Beständigkeit gegen Chloride getestet wird. In den auftretenden Korrosionserscheinungen dominiert in der Regel die chloridinduzierte Lochkorrosion, so dass zur Beständigkeit gegen IK keine Erkenntnisse zu ermitteln sind.

Darüber hinaus lässt sich die Beständigkeit des Materials gegen Lochkorrosion auch durch Ermittlung der PREN mit hinreichender Genauigkeit abschätzen.

4.3 Genormte Prüfverfahren

Die genormten Korrosionstests wie etwa der Huey- [9], Strauß- [10] oder der Streicher-Test [11] sind originär für die Prüfung austenitischer CrNi-Sorten ausgelegt und für die lediglich chromlegierten Sorten deutlich zu scharf. Mit stark verkürzten Prüfdauern lassen sich jedoch in Sonderfällen durchaus qualitative Vergleiche erzielen. Aufgrund der bei verkürzten Prüfungen üblicherweise recht großen Streuungen finden diese jedoch für Chromstähle quasi keine Anwendung.

4.4 Korrosionsversuch in siedendem Wasser

Dieser Korrosionsversuch stellt die mildeste Form der Prüfung rostfreier Chromstähle dar und ist vor allem für Haushaltsartikel wie Messer gängig.

Hierbei wird der Prüfling über einen Zeitraum von 24 Stunden in demineralisiertes, kochendes Wasser eingetaucht. Nach Ablauf der Prüfdauer wird der Prüfling entnommen, getrocknet und makroskopisch auf Korrosionsspuren untersucht. Solche sollten nicht aufzufinden sein.

Varietäten dieser Prüfung, beispielsweise mit definierter Belastung relevanter Chemikalien, sind bei produktionsbegleitenden Prüfungen absolut üblich.

4.5 Essigsaurer Korrosionsversuch

Dieser Korrosionsversuch stellt - obgleich es sich nicht um eine genormte Prüfung handelt - einen gängigen und durchaus sinnvollen Test zur Prüfung der allgemeinen Korrosionsbeständigkeit und der Beständigkeit gegen IK im Besonderen dar. Insgesamt stellt diese Methode vor allem für routinemäßige, vergleichende Untersuchungen ein wirkungsvolles Werkzeug dar. Für die Laborpraxis vorteilhaft ist zudem das insbesondere zu den genormten Prüfmethode ungleich geringere Gefährdungspotenzial der Prüflösung.

Zur Prüfung wird neben einer Heizvorrichtung und einem Glasbehälter für Prüflösung und Prüfling lediglich ein Kühler nach Allihn mit mindestens acht Kugeln benötigt. Der Prüfling sollte allseitig fein geschliffen sein. Die Prüflösung wird als wässrige Essigsäurelösung angesetzt und sollte der zu erwartenden Korrosionsbeständigkeit angepasst sein. Für vergütbare 13%ige Chromstähle hat sich in der Praxis eine 5%ige, für 17%ige Chromstähle eine 20%ige Lösung bewährt.

Nach Ermittlung der Oberfläche und des Ausgangsgewichts wird die Probe für eine definierte Zeitspanne, beispielsweise 24 Stunden, in die siedende Prüflösung getaucht. Im Anschluss an die Prüfdauer wird die Probe der Lösung entnommen und mehrstufig in Aceton im Ultraschallbad gereinigt, bis keine Trübung des Lösungsmittels mehr erkennbar ist. Hernach wird die Probe getrocknet, gewogen und der Massenverlust auf eine Fläche von einem Quadratmeter und eine Zeiteinheit von einer Stunde normiert.

Ferner kann es sinnvoll sein, die dominierende Art des korrosiven Angriffs (Loch- oder interkristalline Korrosion) licht- oder elektronenmikroskopisch zu dokumentieren. Beispielhaft sei dies in den Abbildungen 8 und 9 dargestellt.

Bei wiederkehrenden Prüfungen im Rahmen einer Produktionskontrolle ist zudem die Erstellung einer innerbetrieblichen Richtreihe zur Bewertung der Angriffsstärke empfohlen.

Abbildung 8

REM-Aufnahme eines sensibilisierend geglühten 13%igen Chromstahls mit 0,4 % Kohlenstoff nach 24 Stunden in 5%iger siedender Essigsäurelösung. Weit fortgeschrittene IK.

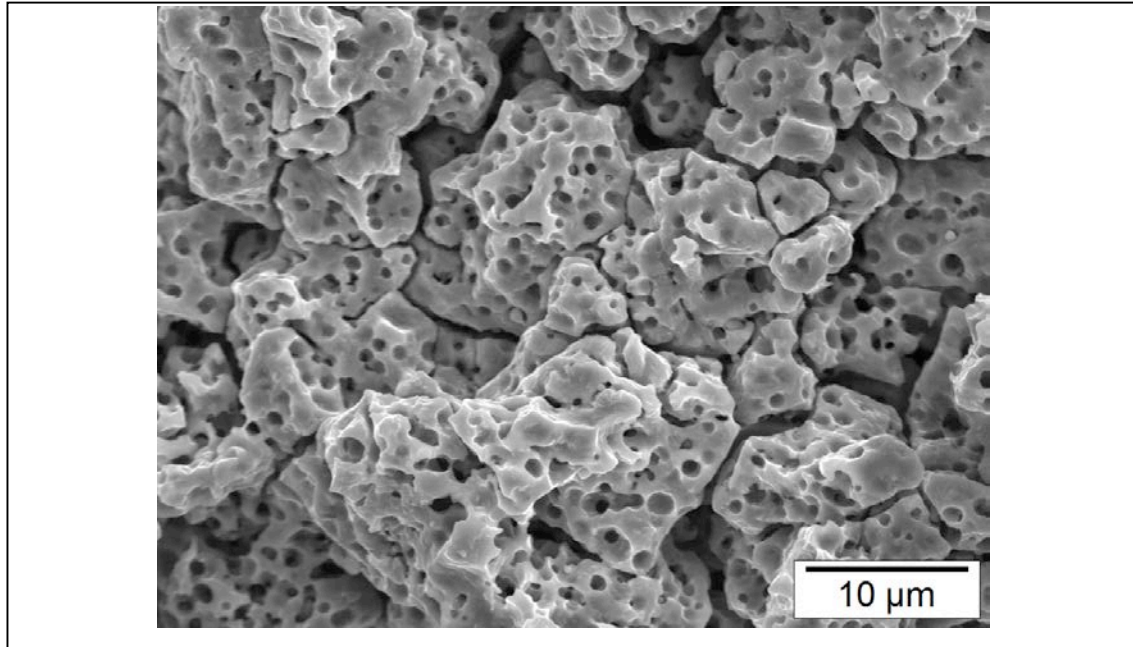
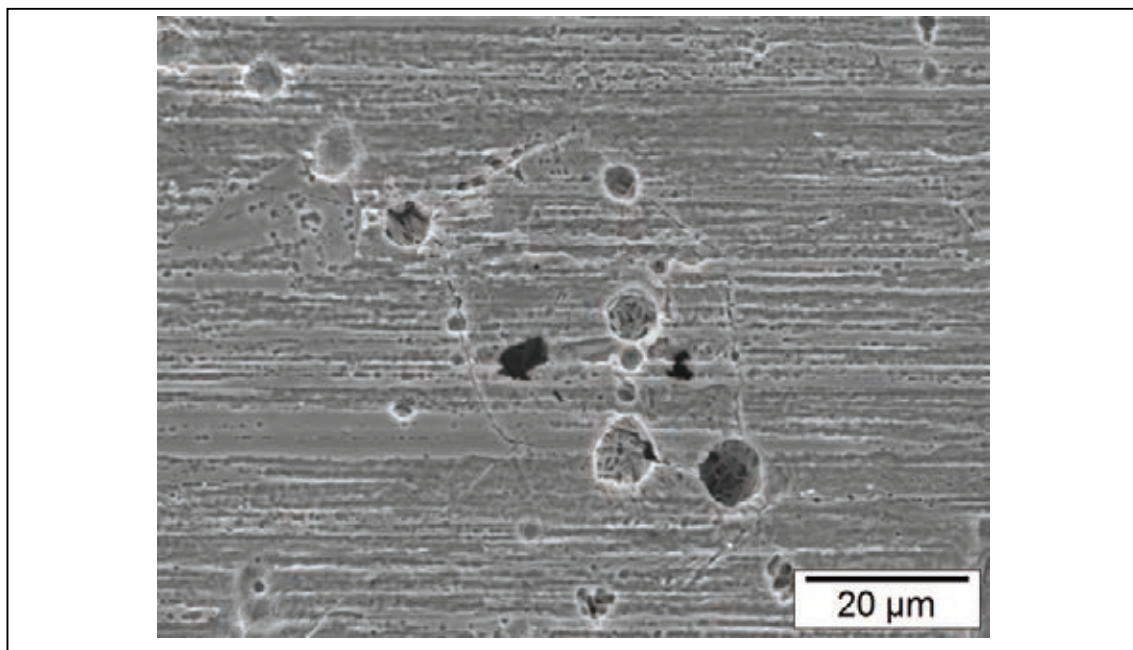


Abbildung 9

REM-Aufnahme wie Abbildung 8, jedoch im gehärteten und nur thermisch entspannten Zustand. Quasi frei von IK, lediglich leichte Lochkorrosion.



Dieser Versuch wird in der Literatur sehr häufig referenziert, so dass die Ergebnisse oftmals direkt vergleichbar sind. Vor allem bei undefinierten Oberflächenzuständen schwanken die Ergebnisse jedoch bisweilen, was erneute Prüfungen zur Verifikation nötig macht.

Literatur

[1] Informationsstelle Edelstahl Rostfrei (2012);

Merkblatt 821, Edelstahl Rostfrei - Eigenschaften, 4. Auflage 2006, aktualisierter Nachdruck von 2012, Seite 1.

[2] DIN EN 10088-1:2005;

Nichtrostende Stähle - Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle

[3] Bäumel und Carius (1961);

Zusammenhang zwischen Anlassbehandlung und Korrosionsverhalten von härtbaren nichtrostenden Chromstählen, Bericht Nr. 1265 des Werkstoffausschusses des Vereins Deutscher Eisenhüttenleute

[4] Bäumel (1967);

Korrosionsverhalten nichtrostender Vergütungsstähle mit rund 13% Chrom, Sonderdruck aus Werkstoffe und Korrosion

[5-8] Petzow(1994);

Metallografisches, keramografisches, plastografisches Ätzen, Gebrüder Bornträger, Berlin.

[9] DIN EN ISO 3651-1:1998-08;

Ermittlung der Beständigkeit nichtrostender Stähle gegen interkristalline Korrosion - Teil 1: Nichtrostende austenitische und ferritisch-austenitische (Duplex)-Stähle; Korrosionsversuch in Salpetersäure durch Messung des Massenverlustes (Huey-Test)

[10] DIN EN ISO 3651-2:1998-08;

Ermittlung der Beständigkeit nichtrostender Stähle gegen interkristalline Korrosion - Teil 2: Nichtrostende austenitische und ferritisch-austenitische (Duplex)-Stähle; Korrosionsversuch in schwefelsäurehaltigen Medien (Strauss-Test)

[11] ASTM G 28:2002;

Standard Test Methods for Detecting Susceptibility to Intergranular Corrosion in Wrought, Nickel-Rich, Chromium-Bearing Alloys (Streicher-Test)

Daniel Wyn Müller, Alexander Martin Matz, Norbert Jost

Offenporige Metallschäume – Eigenschaften und mögliche Anwendungen

B. eng. Daniel W. Müller

geboren am 07.09.1987. Von 2007 bis 2011 studierte er allg. Maschinenbau mit einer Vertiefung im Bereich der Produktentwicklung an der Hochschule Pforzheim mit dem Abschluss Bachelor of Engineering. Die Abschlussarbeit mit dem Titel „Titanschäume als Knochenimplantat“ wurde mit dem Polyrack Tech Award 2012 ausgezeichnet. Nach dem er während des Studiums bereits erste Erfahrungen bei der Mitarbeit in diversen drittmittelgeförderten Projekten im Labor für Werkstoffentwicklung und Prüfung der Hochschule Pforzheim sammeln konnte, ist er seit 2011 Wissenschaftlicher Mitarbeiter des Labors Werkstoffentwicklung und Prüfung der Hochschule Pforzheim mit dem Aufgabenschwerpunkt offenporige zelluläre Metallstrukturen in medizintechnischer Anwendung.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung.....	149
2	Offenporige Metallschäume.....	149
2.1	Definition	149
2.2	Struktur	150
3	Herstellung	153
4	Charakterisierung	154
4.1	Strukturbezogene Eigenschaften.....	154
4.1.1	Mechanische Eigenschaften.....	154
4.1.2	Physikalische Eigenschaften	156
4.2	Interaktionseigenschaften	157
4.2.1	Adaption und Integration.....	157
4.2.2	Wärmeleitung.....	157
4.2.3	Konvektion	158
5	Potentielle Einsatzgebiete	159
5.1	Mechanische Anwendungen.....	159
5.1.1	Leichtbaukonstruktionen.....	159
5.1.2	Energieabsorber	159
5.2	Thermische Anwendungen	160
5.2.1	Wärmespeicher.....	160
5.2.2	Wärmetauscher	161
5.3	Medizinische Anwendungen	162
5.3.1	Autarke Implantatsysteme	162
5.3.2	Additive Implantatverankerung	163
6	Schlussfolgerung und Diskussion.....	164

Zusammenfassung

Die moderne technische Entwicklung zeigt einen zunehmenden Trend hin zur Systemverfeinerung und -miniaturisierung, wodurch die Anforderungen an einzelne Komponenten steigen. Vor allem die Integration verschiedener systematischer Funktionen in einem Bauteil erlangt dabei stets größere Bedeutung, insbesondere in Hinblick auf struktur- und material-wissenschaftliche Optimierungen. In diesem Zusammenhang steigt zunehmend das Interesse an neuen innovativen Materialien. Offenporige Metallschäume eröffnen dabei durch ihre vielfältige Kombination von werkstoff-wissenschaftlichen mit strukturellen Eigenschaften ganz neuartige Anwendungsmöglichkeiten, die bisher in einem solchen Maße nicht realisierbar waren.

Für einen umfassenden Überblick werden in der vorliegenden Arbeit die offenporigen Metallschäume zunächst in ihrem Struktur- und Eigenschaftsprofil definiert, sowie auf deren Herstellung eingegangen. Ergänzt durch die Breite der Einsatzmöglichkeiten und fundiert durch den Stand der Technik und Forschung wird das enorme wissenschaftliche und technische Potential dieser Werkstoffgruppe verdeutlicht.

1 Einleitung

Offenporige Metallschäume zählen zu einer der jüngsten Generation zellulärer Strukturen. Sie weisen eine sehr geringe Dichte und eine große Anzahl physikalischer Eigenschaften auf, die als neuartig anzusehen sind. Auf Grund der Kombination des metallischen Basismaterials in Verbindung mit ihrer Struktur bieten sie einzigartige vereinte Eigenschaften, die ein hohes Potential für z. B. thermische Systeme, katalytische Filterträger, Dampferzeugung und Energieabsorption, sowie Kombinationen der zuvor genannten Anwendungen in sich tragen [1, 39, 54, 64, 66, 67].

Im Folgenden werden hier für einen allgemeinen Überblick zur Anwendbarkeit dieser Werkstoffgruppe, die typischen und besonders erwähnenswerten Merkmale hinsichtlich Struktur und Eigenschaften erläutert sowie anschließend auf einige mögliche Anwendungsgebiete eingegangen.

2 Offenporige Metallschäume

2.1 Definition

Offenporige Metallschäume finden zunehmend Bedeutung in der Forschung, aber auch genauso in der Industrie. Häufig ist dabei jedoch nur allgemein von „Metallschaum“ die Rede. Eine allgemein gültige und ganzheitliche Definition ist bisher für diese Werkstoffgruppe nicht erfolgt, weshalb diese Arbeit dazu beitragen soll, die wesentlichen Deklarationen und Definitionen für die hier im Fokus stehenden offenporigen Metallschäume umfassend darzulegen.

Der Begriff Metallschaum setzt sich, wie eindeutig zu sehen, aus den beiden Einzelbezeichnungen „Metall“ und „Schaum“ zusammen. Hierbei definiert der erste Teil des Begriffs die Materialgattung und der zweite Teil die Anordnung der strukturgebenden Phase im Raum. Die Bezeichnung „Schaum“ ist hierbei abgeleitet vom Herstellungsprozess des strukturvorgebenden Ursprungsmodells in Form eines Polymerschaums – dem Schäumungsverfahren. In vereinzelter Literatur wird auch der Begriff „Schwamm“ verwendet. Diese Bezeichnung ist jedoch irreführend und falsch, da gem. [13] ein Schwamm

i. Allg. als ein feinfasriges Skelett oder ein (künstlich) hergestelltes poriges Material in Form eines weichen, elastischen und besonders saugfähigen Gegenstandes definiert ist, was hinsichtlich der Eigenschaften definitiv nicht auf einen Metallschaum zutrifft.

Die erweiterte Gestaltsdefinition „offenporig“ beschreibt i. Allg. die Fluiddurchlässigkeit des Metallschaums. Der Metallschaum als solcher besteht aus einer Vielzahl einzelner Zellen, die meist in Form komplexer Polyeder angeordnet sind und in Ihrem Aufbau prinzipiell an biologische Materialien wie Holz, Bienenwaben, Knochen und Zähne erinnern [16]. Die Berührungsfläche zweier Zellen entspricht einer kleinen Öffnung bei offenporigem und einer Vertiefung bei geschlossenporigem Metallschaum, weshalb hierbei gem. [13] von einer Pore die Rede ist. Teilweise wird auch die Bezeichnung offen- bzw. geschlossenzellig verwendet, was grundsätzlich nicht falsch ist, jedoch aber keine Unterscheidung in der Nomenklatur zwischen der dreidimensionalen Zelle und der zweidimensional erscheinenden Pore zulässt.

Die grundsätzliche Charakterisierung offenporiger Metallschäume erfolgt anhand der Porendichte ρ_P , die die Anzahl der Poren je Längeneinheit verkörpert und in der Einheit „ppi³“ angegeben wird. Ergänzend und somit aussagekräftig über den metallischen Anteil ist die relative Dichte ρ_{rel} , die den Quotienten der Masse des Metallschaums und die Masse eines Vollkörpers desselben Werkstoffes bezogen auf identisches Raumvolumen verkörpert. Der nichtmetallische Anteil wird anhand des Porositätsgrades angegeben und steht in folgendem Bezug zur relativen Dichte:

$$\Phi = 1 - \rho_{rel} \quad (1)$$

2.2 Struktur

Die Struktur offenporiger Metallschäume lässt sich prinzipiell in drei Hierarchieebenen untergliedern. So ist bspw. die Wärmeleitfähigkeit oder die mechanische Festigkeit eine makroskopische Kenngröße, die den gesamten Metallschaum charakterisiert. Dieser ist aus mehreren einzelnen Zellen und Stegen aufgebaut, die wiederum die Mesostruktur verkörpern. Die Stege bestehen aus

einzelnen Körnern, die das Gefüge und somit die Mikrostruktur bilden. Als allgemeine Formulierung sind diese drei Hierarchieebenen wie in Tabelle 1 aufgeführt zu definieren und auf den in Abbildung 1 dargestellten Längenskalen einzuteilen.

Tabelle 1

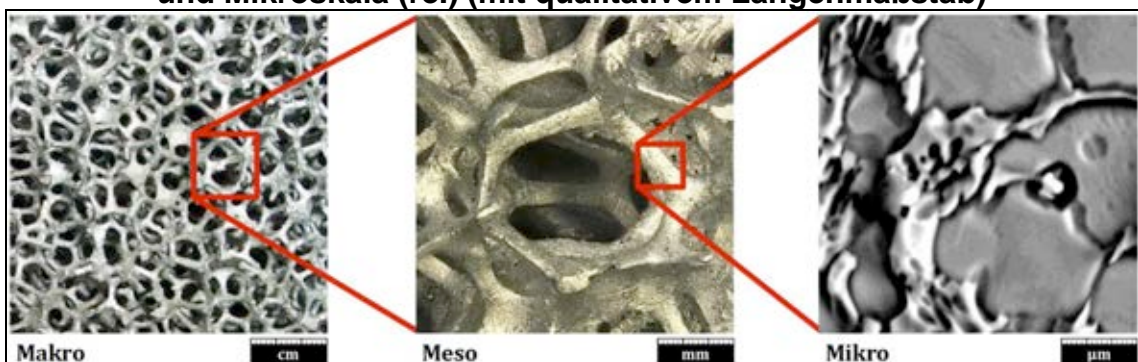
Hierarchieebenen offenporiger zellulärer Strukturen

Hierarchieebene	Merkmal
Makrostruktur	effektives Materialverhalten, Betrachtung des „Phasengemischs Metall-Luft“ als Kontinuum
Mesostruktur	Gattung/Form der Zellen und Stege
Mikrostruktur	Gefüge der Stege

Die Besonderheiten, und somit die Eignung der offenporigen Metallschäume, für die später in Kap. 5 zu nennenden Anwendungen, sind auf die Mesostruktur zurückzuführen. Weshalb im Folgenden darauf näher eingegangen wird.

Abbildung 1

Hierarchieebenen offenporiger Metallschäume auf Makro- (li.), Meso- (mi.) und Mikroskala (re.) (mit qualitativem Längenmaßstab)



Wissenschaftliche Untersuchungen auf dem Gebiet der Charakterisierung von Schaumstrukturen haben bereits eine sehr lange Geschichte. PLATEAU und THOMSON beschäftigten sich bereits in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts mit den physikalischen Gesetzmäßigkeiten von Blasen und Schäumen [47, 55]. Einige Wissenschaftler (vorrangig auf dem Gebiet der Mathematik) arbeiten auf Basis o. g. Grundlagen, um die Morphologie besser verstehen und daraus idea-

³ Poren je Zoll (engl. pores per inch)

le Schaumstrukturen ableiten zu können (eine Auswahl elementarer Arbeiten hierzu, s. [7, 8, 17, 18, 59, 60, 61]). I. Allg. sind die Zellen von realen Schäumen – und so auch die Zellen offenporiger zellulärer Strukturen auf Metallbasis – als stochastisch verteilte Polyeder unterschiedlicher Gattungen anzusehen. Die Abweichungen in der Zellgeometrie sind dabei auf mehrere Faktoren zurückzuführen, die sich vorrangig in

- Temperatur- und Druckunterschiede,
- Kapillareffekte,
- Reibungseffekte,
- Gravitationseinfluss und
- Grad an Verunreinigungen

eingrenzen lassen [38, 42] und neben Unterschieden im Volumen der einzelnen Zellen zu mesostrukturellen Imperfektionen, wie

- Leerstellen,
- Stapel- und
- Versetzungsfehlern

führen [56].

Offenporige Metallschäume weisen somit unterschiedliche Mesostrukturen auf, die neben den Zellgeometrien und -gattungen auch auf die Form und Abmessungen der Stege zurückzuführen sind; was, wie in Kap. 3 erwähnt, beim Herstellprozess zu beeinflussen und für die jeweiligen Anwendungen zu berücksichtigen ist. Der dabei zu erreichende Benefit für eine optimale Erfüllung der Funktion ist allerdings nur unter starker Berücksichtigung der Hierarchieebenen Makro- und Mikrostruktur zu erzielen.

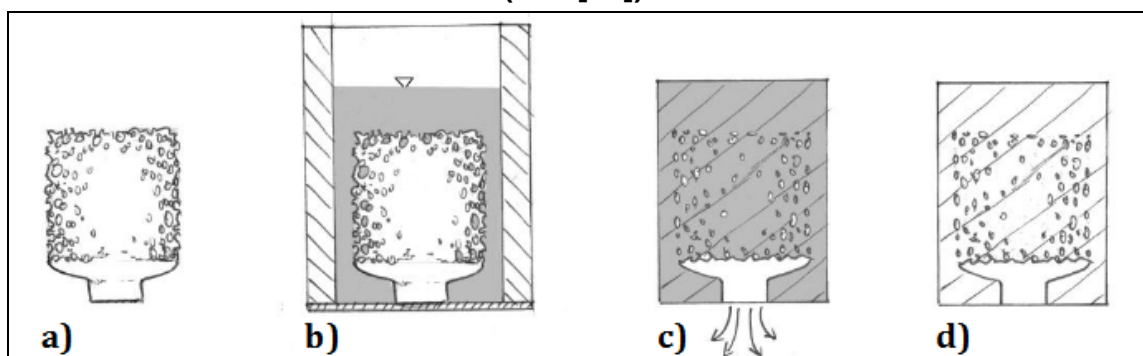
3 Herstellung

Schaumstrukturen auf Metallbasis lassen sich auf unterschiedliche Art und Weise erzeugen. Bei geschlossenenporigen Metallschäumen sind die Herstellungsverfahren weitgehend ausgereift. Offenporige Metallschäume, die im Gegensatz dazu noch nicht so lange Bestand haben, werden bisher mit bei weitem noch nicht in diesem Maße ausgereiften Verfahren hergestellt. Ein ausführlicher Überblick zu unterschiedlichen Herstellungsverfahren wird in [10, 58] gegeben.

Die offenporigen Metallschäume, die hier im Fokus stehen, werden durch ein Feingussverfahren hergestellt, wie es bereits sehr ausführlich in [27, 65] beschrieben ist. Hierbei dient ein retikulierter⁴ Polymerschaum als strukturvorgebendes Ursprungsmodell, wie es Abbildung 2 zur Veranschaulichung zu entnehmen ist. Dieses Modell wird in einen zunächst flüssigen keramischen Formstoff eingebettet, welcher unter Temperatureinfluss aushärtet. Anschließend wird das Ursprungsmodell ausgeschmolzen und die entstandenen Hohlräume mit Metall bzw. -legierungen ausgegossen. Der in dem erstarrten Metallgeflecht noch vorhandene Restformstoff wird nachfolgend entfernt, sodass der Metallschaum dann in seiner endgültigen Form vorliegt.

Abbildung 2

Einzelne Schritte der Gussformerzeugung; a) Polymerschaum mit modelliertem Speiser (Ursprungsmodell), b) Infiltrieren des Modells mit Formstoff, c) Ausbrennen des Ursprungsmodells, d) Gusskille in Endzustand (aus [41])



Gerade bei diesem Herstellungsverfahren ist es möglich, die Porenanzahl (Porositätsgrad), die Porengröße, die relative Dichte und die Geometrie unabhän-

⁴ mechanische Zerstörung von Zellhäutchen polymerer Schäume zur Gewährleistung der Gasdurchlässigkeit (vgl. [51])

gig voneinander zu variieren. Hierzu werden die Parameter, die abhängig vom Schäumungsverfahren des Kunststoffes sind (unterschiedliche Verfahren hierzu s. [12, 26, 52]), verändert. Als variable Parameter gelten i. Allg. die schaumergzeugenden Gase bzw. Füllstoffe, der Druck p , die Temperatur T , und bei Verwendung von Einblasdüsen der Düsendurchmesser d , sowie die Gaseinblasgeschwindigkeit w [57]. Generell lassen sich bisher der Porositätsgrad in einem Bereich von $80\% \leq \phi \leq 95\%$ und der mittlere Porendurchmesser in einem Bereich von $1 \text{ mm} \leq d_p \leq 5 \text{ mm}$ reproduzierbar erzeugen [21].

4 Charakterisierung

4.1 Strukturbezogene Eigenschaften

4.1.1 Mechanische Eigenschaften

Der am häufigsten auftretende mechanische Anwendungsfall von Metallschäumen erfolgt unter Druckbeanspruchung. Ganz wesentlich hierbei ist das Spannungs-Dehnungsverhalten, das prinzipiell weitgehend unabhängig von der Mesostruktur einen qualitativ identischen Verlauf aufweist. Dieser typische Verlauf bei Druckbelastung ist Abbildung 3 zu entnehmen und gliedert sich i. Allg. in die folgenden Bereiche:

- (i) quasi-elastische Stauchung (es finden bereits lokale plastische Deformationen statt; eine vollständige Reversibilität liegt nicht vor [3]),
- (ii) Ausbildung eines Spannungsplateaus(es findet eine Lokalisierung der Verformung statt und es bilden sich Verformungsbänder aus, die von den besonders schwachen Bereichen des Schaumes in die zunächst unverformten Probenbereiche wandern [33,49]) und
- (iii) progressive Druckspannungszunahme (i. Abh. der relativen Dichte setzt eine globale Verdichtung des Schaumwerkstoffs ein, sobald die kollabierten Stege des Metallschaums mit denen der Nachbarzellen in Kontakt treten [20]).

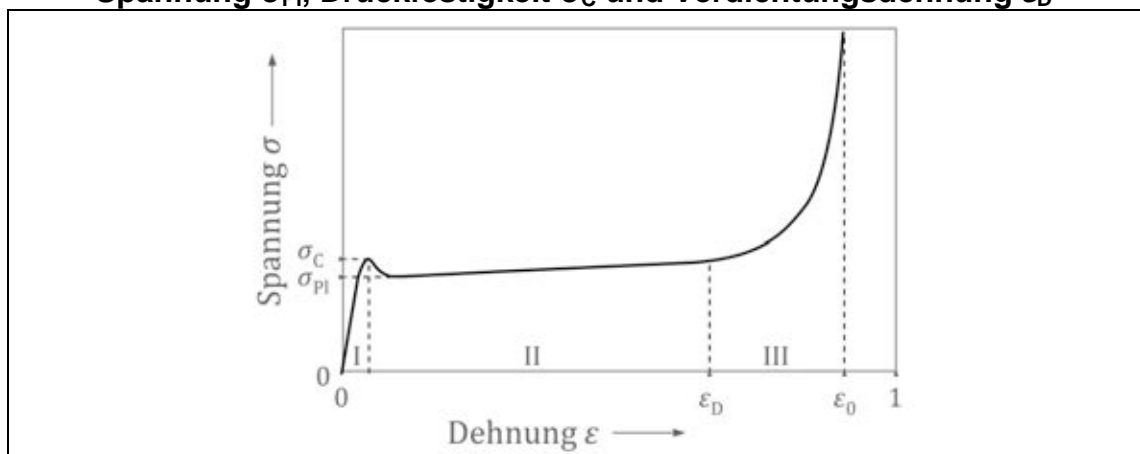
Die quantitative Ausprägung dieser drei Teilbereiche lässt sich dabei direkt durch Gestaltung der Mesostruktur beeinflussen. Eine Vergrößerung der Stegdurchmesser führt bspw. zu einer Erhöhung der quasi-elastischen Spannungs-

grenze σ_C in Bereich I. Durch die gleichzeitige Verminderung des Zellvolumens verkürzt sich allerdings das Plateau in Bereich II, wodurch der Schaum eine geringere Verformungskapazität aufweist [20].

Unter Zugbelastung resultieren geringfügig niedrigere Festigkeitswerte [45]. Die experimentelle Umsetzung ist jedoch sehr streuungsbehaftet, da sich eine gleichmäßige Krafteinteilung in die einzelnen Stege als problematisch erweist.

Abbildung 3

Qualitativer Spannungs-Dehnungs-Verlauf eines Metallschaums unter Druckbelastung mit den drei Regionen I: Quasi-Elastizitäts-Bereich, II: Plateau-Bereich, III: Verdichtungsbereich und gekennzeichnete Plateau-Spannung σ_{Pl} , Druckfestigkeit σ_C und Verdichtungsdehnung ε_D



Eine besonders hervortretende Materialeigenschaft der Metallschäume ist die spezifische Steifigkeit

$$\Psi = \frac{E}{\rho'} \quad (2)$$

die bei dieser Werkstoffgruppe durch beachtlich hohe Werte zunehmend für praktische Anwendungen an Interesse gewinnt. Zur Verdeutlichung hierzu sei im Folgenden die Erläuterung von BANHART [4] genannt. Die Steifigkeit eines Flachmaterials ist proportional zu $E \cdot h^3$, wobei E der Elastizitätsmodul und h die Dicke der Platte ist. Ausgehend von mehreren Metallschaumplatten unterschiedlicher relativer Dichte mit jedoch identischem Flächengewicht folgt, dass für den Elastizitätsmodul

$$E \propto \rho'^2 \quad (3)$$

und für die Bauteildicke

$$h \propto \frac{1}{\rho} \quad (4)$$

vorliegt. Daraus geht hervor, dass auch die Steifigkeit des Materials mit einer bestimmten Masse proportional zu $1/\rho$ ist. Ein Metallschaum mit einer relativen Dichte von z. B. $\rho_{\text{rel}} = 10\%$ hat somit eine um das Zehnfache höhere spezifische Steifigkeit als ein Vollmaterial gleicher Masse.

4.1.2 Physikalische Eigenschaften

Die grundlegende Ausprägung der physikalischen Eigenschaften von Metallschäumen bestimmt in erster Linie der verwendete metallische Werkstoff, wodurch die vielseitige Anwendbarkeit dieser Werkstoffgruppe erst möglich wird. Ein wichtiges Stellglied bildet dabei anwendungsabhängig die spezifische Oberfläche, die direkten Einfluss auf Interaktionsprozesse wie die Wärmeübertragung oder die elektrochemische Reaktivität hat. Durch die Schaumstruktur ist die Werkstoffoberfläche und damit die Kontaktfläche des Metalls zu um- und innenliegenden Stoffen, im direkten Vergleich zu seinem geometrischen wie auch stofflichem Volumen, als sehr groß einzustufen. Dadurch ergibt sich eine ungleich höhere Interaktionskapazität mit umschließenden oder durchströmenden Medien, die die physikalischen Eigenschaften des Basismaterials drastisch verstärkt. Durch die geometrische Invarianz der Schaumstruktur, resultierend aus der stochastischen Verteilung teils nicht vollständig definierbarer Polyeder (vgl. Abschn. 2.2), ist die präzise Bestimmung der Metallschaumoberfläche bisher nur in indirekten Messverfahren, die aus Wechselwirkungsuntersuchungen mit anderen Medien bestehen [35, 11, 19], oder durch die Verwendung von Näherungsmodellen möglich. Als erster Ansatz kann von einer Verdopplung der spezifischen Metallschaumoberfläche bei Halbierung der Zelldurchmesser bei gleichbleibender relativer Dichte ausgegangen werden [29, 30].

4.2 Interaktionseigenschaften

4.2.1 Adaption und Integration

Durch den direkten Zusammenhang von spezifischen Eigenschaften und Struktur der offenporigen Metallschäume, ist seitens dieser Werkstoffgruppe eine ideale Anpassung auf komplexe Anforderungen möglich, in denen Vollkörperkomponenten nicht spezifisch genug ausgeführt werden können. Metallschäume verfügen über die Materialeigenschaften metallischer Festkörper und erlauben im gleichen Zuge ein Ein- und Durchdringen anderer Stoffe, wodurch sich ein funktionsübergreifendes Interaktionsprofil komplexer Systeme in nur einem Bauteil realisieren lässt. Nutzenabhängig lassen sich Metallschäume adhärent, inhärent, koppelnd oder autark einsetzen, wobei sie auch andere Komponenten in ihren Eigenschaften ergänzen können. Als Beispiele sind hier die Erhöhung der spezifischen Oberfläche von Kühlkörpern oder Elektroden in Kontakt mit Medien oder zur Feinjustierung mechanischer Eigenschaftsprofile in Dämpfer- und Aktorsystemen zu nennen. Gerade bei der Interaktion weisen Metallschäume strukturbedingt neuartige physikalische Verhaltensweisen auf, die es zu erkunden gilt.

4.2.2 Wärmeleitung

Die Wärmeleitung offenporiger Metallschäume basiert, wie bei nichtporösen Festkörpern, auf dem FOURIER'schen Gesetz [15], jedoch ist bei dieser Werkstoffgruppe als elementare Materialkenngröße die effektive Wärmeleitfähigkeit

$$\lambda_e = \frac{q}{\Delta T} \cdot s, \quad (5)$$

die mit der Wärmestromdichte q , der Temperaturdifferenz ΔT und der Dicke des Probenkörpers s beschrieben werden kann, von großer Bedeutung. Sie setzt sich als grobe Näherung aus der Wärmeleitfähigkeit der fluidischen Phase λ_f und der festen bzw. metallischen Phase λ_s entsprechend dem jeweiligen Phasenanteil (verkörpert durch die Porosität Φ) anhand

$$\lambda_e = \Phi \cdot \lambda_f + (1 - \Phi) \cdot \lambda_s \quad [31] \quad (6)$$

zusammen. Es ist somit eindeutig zu erkennen, dass mit geringer werdendem Metallanteil die Wärmeleitfähigkeit abnimmt. Experimentelle Arbeiten, wie z. B. [37, 46] bestätigen dieses Verhalten. Die alleinige Betrachtung der Wärmeleitfähigkeit kann daher keine eindeutige Auskunft über das charakteristische thermische Verhalten offenporiger Metallschäume geben. Es müssen vielmehr der Einfluss der Mesostruktur und daher Konvektion, und bei Hochtemperaturanwendungen Wärmestrahlung, berücksichtigt werden. Einen gravierenden Einfluss auf das gesamte Wärmeübertragungsvermögen nimmt jedoch die Wärmeleitfähigkeit des Basiswerkstoffes [9].

4.2.3 Konvektion

Durch die sehr große Oberfläche bei geringem metallischen Volumen nimmt die Konvektion eine tragende Rolle bei der thermischen Charakterisierung offenporiger Metallschäume ein, da hier intensiv Interaktionen zwischen den Stegen und dem vorbeiströmenden Fluid vorliegen. Die Mesostruktur führt durch das verzweigte Netzwerk der dünnen metallischen Stege bereits bei geringen Fluidgeschwindigkeiten zu einem ausgeprägt turbulenten Strömungsverhalten [14]. Zur Verdeutlichung der grundlegenden Strömungsverhältnisse in Metallschäumen und dem damit verbundenen Wärmeübertragungsvermögen, sei hier ein fluiddurchströmtes Rohr betrachtet. Das Strömungsfeld ist dabei in die beiden Bereiche Kern- und Randströmung zu unterteilen [5], wobei die wesentliche Wärmeübertragung am Rand stattfindet. Bekannte Methoden zur Verbesserung des Wärmeübertragungsvermögens mit Fokus auf diesen Bereich sind nach [62]:

- Erzeugen von Störungen der Grenzschicht an der Wand,
- Vergrößern der wärmeübertragenden Fläche und
- Verändern der Oberflächentopologie,

wobei alle genannten Punkte durch den Einsatz von Metallschäumen positiv beeinflusst werden. Darüber hinaus führen die Stege zu Störungen der Grenzschicht und mithin zu einer Durchmischung des vorbeiströmenden Fluids, wodurch in der Kernströmung ähnlich ausgeprägte Strömungsverhältnisse wie in der Randströmung zu verzeichnen sind [35].

5 Potentielle Einsatzgebiete

5.1 Mechanische Anwendungen

5.1.1 Leichtbaukonstruktionen

Der gezielte Einsatz von offenporigen Metallschäumen als Strukturelemente führt zu einer Reduktion der Bauteilmassen bei – i. Abh. des Belastungsprofils – identischen mechanischen Eigenschaften. Entsprechende Komponenten im Kraftfahrzeugbereich wären hier z. B. Motorhauben, Kofferraumdeckel und Schiebedächer aus entsprechend gestalteten Sandwichpanelen [4].

Ein direkter Vergleich zwischen einem Metallschaumbauteil und einem konventionellen Bauteil wird in [34] aufgezeigt. Die Zwischenwand eines PKW wird zum einen aus geschlossenporigen Aluminiumschaupanelen und zum anderen aus einem Vollkörper-Magnesium-Druckgussteil hergestellt. Beide Komponenten mit annähernd identischer Masse zeigen dabei eine in etwa gleiche Torsionssteifigkeit bei jedoch geringeren Materialkosten des Metallschaumelementes.

Erste Bestrebungen bestehen darin, offenporigen Metallschaum im Gebäudebau einzusetzen. Bei Untersuchungen von Parkhausböden zeigt sich, dass hierbei der Einsatz von Stahlschaum zur Verstärkung des Bodens unter Normbelastung zu einer um 75% geringeren Masse im Vergleich zu einem gewöhnlichen Stahlbeton-Deck führt [50].

5.1.2 Energieabsorber

Die Eigenschaften während einer plastischen Verformung offenporiger Metallschäume unter Druckbelastung (vgl. Abbildung 3) machen diese Werkstoffgruppe äußerst interessant für Energieabsorptionsanwendungen. Zelluläre Werkstoffe auf Kunststoffbasis werden bereits sehr verbreitet eingesetzt. Jedoch beträgt hier die Rückfederung nach dynamischer Beanspruchung 15% [44] und ist für viele sicherheitsrelevante Bauteile zu hoch. Demgegenüber sind

Aluminiumschäume mit einer Rückfederung von lediglich 3% [44] weit überlegen und erlangen daher zunehmendes Interesse aus der Automobilindustrie. Zum Einsatz kommen Metallschäume z. B. in der Gepäcknetzhalterung des Audi Q7 [28] oder im Ferrari Modena Spider F430 und F360 in Form von selbsttragenden Karosseriebauteilen zur Erhöhung der Steifigkeit und als Energieabsorber [40]. Eine weitere Anwendung im Kraftfahrzeugbereich betreffen direkt die Insassensicherheit, indem die Vorteile der Metallschäume gezielt bei der Gestaltung von PKW-Sitzen in der Kopfstütze und Rückenlehne genutzt werden, wodurch ein höherer Schutz für den Passagier und gleichzeitig eine Gewichtseinsparung gegenüber konventionellen Sitzkonzepten resultiert [43].

5.2 Thermische Anwendungen

5.2.1 Wärmespeicher

Wärmespeichermedien und unter diesen wiederum Latentwärmespeichermedien zeigen ein sehr hohes Potential zur Speicherung und bedarfsgerechten Bereitstellung von thermischer Energie. Neben vielen Vorteilen dieser Medien, muss als Hauptnachteil allerdings die sehr geringe Wärmeleitfähigkeit genannt werden. In [25] lautet hierzu die Formulierung, dass Wärmespeichermedien für einen effizienten Einsatz eine höhere Wärmeleitfähigkeit in Bezug auf das Speichervolumen benötigen. ATAER, der in [2] die Vor- und Nachteile von Phasenwechselmaterialien (PCM) abwägt, weist explizit auf eine größere Wärmeüberträgerfläche hin, um einen zufriedenstellenden Wärmeübergang zu erzielen. Und dies ist gerade eine Eigenschaft, die offenporige Metallschäume auszeichnet. So weist der metallische Anteil, je nach gewähltem Werkstoff, eine hohe Wärmeleitfähigkeit auf, wobei die Struktur zur gleichen Zeit eine hohe Oberfläche zur Übertragung großer Wärmemengen bereitstellt und die Schaumzellen großen Raum für die Einlagerung großer Volumina des Wärmespeichermediums bieten.

Im Bereich der Raumklimatisierung erfolgen bereits erste Untersuchungen zu diesem Thema. Hierzu werden in [22, 23] Tag-Nacht-Speichersysteme mit Wasser und PCM als Wärmespeichermedien in Form konventioneller Anlagen mit durch offenporigen Metallschaum modifizierte Anlagensysteme verglichen.

Durch die Einbettung des Wärmespeichermediums in einen offenporigen Metallschaum, konnten hier Verbesserungen der Wärmeleitfähigkeit bei Einsatz von Wasser mit dem Faktor 12 und bei Einsatz von Paraffin mit dem Faktor 35 experimentell ermittelt werden.

Der Einsatz von Metallschäumen in Verbindung mit Latentwärmespeichermedien wird auch in [32] am Beispiel einer passiven Kühlung einer Lithium-Ionen-Batterie untersucht. Dabei befinden sich die einzelnen Batteriezellen im Metallschaum und sind direkt vom Latentwärmespeichermedium umgeben. Den graphischen Darstellungen in [32] sind bei dieser Anordnung deutlich gleichmäßigere Temperaturverteilungen gegenüber reinem Paraffin zu entnehmen. Des Weiteren werden mit dem Einsatz von Metallschaum bei unterschiedlichen elektrischen Belastungszyklen der Batterie die Temperaturspitzen genommen, wodurch ein kontinuierlicher Wirkungsgrad und eine längere Lebensdauer der Batterie resultieren.

5.2.2 Wärmetauscher

Offenporige Metallschäume auf Basis hochleitfähiger Metalle, wie z. B. Kupfer oder Aluminium, erweisen sich durch ihre in Abschn. 4.2.3 beschriebenen Eigenschaften als sehr gut geeignet für den Einsatz als Wärmeübertragungselement in Wärmetauschern. Die Mesostruktur bietet hierbei wiederum die Möglichkeit zur Übertragung thermischer Energie von und an vorbeiströmende Flüssigkeiten und Gase.

Großes Interesse besteht an diesem Konzept in der Elektronikindustrie, da Platinen und ähnliche Bauteile beständig kompakter und zugleich auch leistungsfähiger werden, wodurch wiederum Bedarf an entsprechend effizienten Kühlmaßnahmen besteht. In einer Studie vergleichen BHATTACHARYA und MAHAJAN gewöhnliche Rippenkühlkörper mit Metallschaumkühlkörpern identischer Höhe und kommen zum Ergebnis, dass der Einsatz von offenporigem Metallschaum eine um bis zu 13% höhere Wärmeabgabe mit sich bringt [6].

Des Weiteren sind offenporige Metallschäume äußerst interessant in der Wärme- und Kältetechnik. Als Bsp. sei hierzu der Vergleich zu Rohrbündelwärmetauschern in [35] genannt. Hierbei werden die maximalen Wärmeübertragungsraten eines konventionellen Rohrbündelwärmetauschers und eines mit offenpo-

rigem Aluminiumschaum versehenen Rohrbündelwärmetauschers untersucht. Der Einsatz des Metallschaums führt hierbei unter identischen Prozessbedingungen zu einer Steigerung der übertragbaren Wärmemenge von 1.300% (!) [35].

5.3 Medizinische Anwendungen

5.3.1 Autarke Implantatsysteme

Ein großes Problem der modernen Implantologie besteht in der Lockerung von Implantaten im Knochengewebe, ausgelöst von Gewebsnekrosen durch Unverträglichkeiten mit dem eingesetzten Fremdkörper. In den seltensten Fällen sind diese chemischer Natur, sondern resultieren vielmehr aus einer mechanischen Divergenz zwischen Knochengewebe und Implantat. Im Falle der Anwendung als Knochenimplantate bieten Metallschäume ideale mechanische Korrelations-eigenschaften zum Knochengewebe. Durch die modulierbaren mechanischen Eigenschaften lässt sich die zelluläre Struktur auf jede gegebene Knochenfestigkeit einstellen. Da ein Knochen selbst eine hochgradig komplexe Architektur aufweist, aus der, über den Querschnitt gesehen, eine stark variierende mechanische Gewebefestigkeit resultiert [20, 48], ist hier eine Anpassbarkeit seitens der Implantate von höchster Wichtigkeit, um Fremdkörperreaktionen, die zu Lösungs- oder Abstoßreaktionen führen können, zu vermeiden. Durch die Kombination des hochgradig bioaktiven Werkstoffes Titan mit der offenporig zellulären Struktur von spongiösem Knochen wird, neben der exzellenten Korrelation der mechanischen Eigenschaften des Knochens, zudem die Oberfläche zur Adhäsion des Knochengewebes vergrößert, was die Implantatstabilisierung im Gewebe erhöht. Bei einer Implantation gleicht die lasttragende Kapazität unmittelbar die verlorene Stützfunktion der beschädigten Knochensubstanz aus. Im gleichen Zuge ermöglicht die offenporige Schaumstruktur dem Knochen ein schnelles und stabiles Einwachsen und damit den Rückgewinn des verlorenen Volumens. Das Implantat ist nach der Heilung vollständig im Knochen verwachsen und unterstützt dessen Tragfähigkeit zusätzlich an der kritischen Belastungszone [41].

5.3.2 Additive Implantatverankerung

Bei hoher Biokompatibilität erfolgt die Fixation von Implantaten im Knochen technisch betrachtet durch Adhäsion von Knochengewebe an der Implantatoberfläche. Schon anhand dieser Betrachtung ist hier zur Erhöhung der Festigkeit eine Vergrößerung der Haftungsfläche anzustreben. Sowohl bei Schaftprothesen, wie auch bei Gelenkspfannen und -aufsätzen hatte diese Überlegung eine Ausweitung in der Entwicklung von aufgerauten, teilweise mikroporösen Oberflächenmodifikationen zur Folge, die die Standzeiten der Implantate bedeutend verbessern konnten [53, 63]. Ein derartiges Konzept ist in Abbildung 4 wiedergegeben. Der Trend geht dabei zu höherer Porosität, um die Übergangszone Knochen zu Implantat räumlich auszudehnen und damit die Fixation der Implantate nochmals zu verbessern [36]. Hier wird vor allem ein gemäßiger Festigkeitsübergang von Implantat zu Knochengewebe angestrebt, um Kraftverläufe schonender in den Knochen zu leiten. Vor allem durch ihre Modulierbarkeit, aber auch durch die strukturbedingt hohe Adhäsionsoberfläche bieten Metallschäume in diesem Zusammenhang die beste Anwendbarkeit, nicht zuletzt da ihre Struktur der des Knochens entspricht.

Abbildung 4

Implantierte Schaftprothese (li.); raue Titanoberfläche (dunkler Teil des Schaftes) mit Knocheneinwachsung (re.) (aus [36])



6 Schlussfolgerung und Diskussion

Es ist ersichtlich, dass offenporige Metallschäume in vielerlei Anwendungsbereichen ein sehr hohes und dabei noch stetig wachsendes Potential in sich tragen. Der vorliegende Aufsatz kann daher nur einen sehr kompakten Einblick in die Eigenschaften und potentiellen Anwendungen offenporiger Metallschäume geben. Die hier aufgeführten Themenfelder beziehen sich jedoch ganz bewusst auf die Hauptaktivitätsbereiche des IWWT bzw. der Autoren. Die potentielle Anwendungsvielfalt erstreckt sich über viel weitreichendere Felder, wie z. B. Batterieelektroden, Brennstoffzellen, Flammensperren, Schalldämpfer, Katalysatoren, etc. Für einen umfassenderen Überblick sei daher auf [4, 24, 50, 68] verwiesen.

Dennoch sei angemerkt, dass fast ausschließlich alle wissenschaftlichen Untersuchungen zu offenporigen Metallschäumen auf durch die Hersteller vorgegebenen Mikro- und Mesostrukturen basieren. Dies bedeutet, dass durch den Einsatz offenporiger Metallschäume die unterschiedlichsten Anwendungen zwar verbessert werden, jedoch nicht unbedingt die optimale Eigenschaftserfüllung der Anwendungen erzielt werden. Der Herstellungsprozess (vgl. Kap. 3) weist sehr hohe Freiheitsgrade in der Gestaltung der Mesostruktur auf. So ist es prinzipiell möglich und gleichzeitig das Bestreben der Autoren, die Struktur gemäß den jeweiligen Anforderungen einer Anwendung so zu beeinflussen, dass die geforderte Eigenschaftserfüllung gegen ein Optimum konvergiert. Ergänzend zu dieser Zielvorgabe ist es weiterhin zwingend erforderlich, die Mikrostruktur in gleichem Maße zu beeinflussen. Die existierende Literatur basiert in den meisten Fällen auf experimentellen Untersuchungen, wobei die Metallschäume ein Gussgefüge aufweisen. Für die Mehrzahl der potentiellen Anwendung ist aber auch dies nicht das Optimum, weshalb eindeutig ein erhöhter Forschungsbedarf mit einem systematischen und ganzheitlichen Ansatz für eine gezielte eigenschaftsoptimierte Wärmebehandlung dieser Werkstoffgruppe vorhanden ist.

Danksagung

Die Arbeiten wurden durch die Europäische Union Europäische Fonds für regionale Entwicklung und durch das Förderprogramm Innovative Projekte/Kooperationsprojekte des Landes Baden-Württemberg finanziell unterstützt, wofür wir uns an dieser Stelle bedanken.

Literatur

- [1] ALBANAKIS, C. ; ET AL.: Experimental analysis of the pressure drop and heat transfer through metal foams used as volumetric receivers under concentrated solar radiation. In: *Exp. Therm. Fluid Sci.* 33 (2009), Nr. 2; S. 246-252
- [2] ATAER, O. E.: Storage of Thermal Energy. In: *Encyclopedia of Life Support Systems (EOLSS)*. Oxford : EOLSS Publishers, 2006.
- [3] BANHART, J. ; BAUMEISTER, J.: Deformation characteristics of metal foams. In: *J. Mater. Sci.* 33 (1998), Nr. 6, S. 1431-1440
- [4] BANHART, J.: Manufacture, characterisation and application of cellular metals and metal foams. In: *Prog. Mater. Sci.* 46, Nr. 6, S. 559-632
- [5] BEJAN, A. ; KRAUS, A. D.: *Heat Transfer Handbook*. New Jersey : Wiley, 2003. – ISBN 978-0-471-39015-2
- [6] BHATTACHARYA, A. ;MAHAJAN, R. L.: Metal Foam and Finned Metal Foam Heat Sinks for Electronics Cooling in Buoyancy-Induced Convection. In: *J. Electron. Packaging* (2006) 128, Nr. 3, S. 259-266
- [7] BRAKKE, K. A.: *The Motion of a Surface by its Mean Curvature*. Princeton, Princeton University, Diss. 1978
- [8] BRAKKE, K. A.: Minimal Surfaces, Corners, and Wires. In: *J. Geom. Anal.* 2 (1992), Nr. 1, S. 11-36
- [9] DAVIDSON, J. H. ;KULACKI, F. A. ; SVELA, D.: Natural convection in water-saturated reticulated vitreous carbon foam. In: *Int. J. Heat Mass Transfer* 52 (2009), Nr. 19-20, S. 4479-4483
- [10] DAVIES, G. J. ; ZHEN, S.: Metallic foams : their production, properties and applications. In: *J. Mater. Sci.* 18 (1983), Nr. 7, S. 1899-1911
- [11] DE GIORI, M. ; ET AL.: Aluminium foams structural modelling. In: *Comput. Struct.*88 (2010), Nr. 1-2, S. 25-35
- [12] DEVRIES, A. J.: Foam stability : A fundamental Investigation of the factors controlling the stability of foams. In: *Rubber Chem. Technol.* 31 (1958), Nr. 5, S. 1142-1205

- [13] *Duden, Deutsches Universalwörterbuch*. 7. Aufl. Mannheim : Dudenverl., 2011
- [14] EDMUNDO, C. R.: *Modeling of heat transfer in open cell metal foams*. University of Puerto Rico, Abschlussarbeit, 2004
- [15] FOURIER, J. B. J.: *Théorie analytique de la chaleur*. Chez Firmin Didot : Paris, 1822
- [16] FRATZL, P.: Von Knochen, Holz und Zähnen. In: *Physik Journal* 1 (2002), Nr. 1, S. 49-55
- [17] GABBRIELLI, R.: A new counter-example to Kelvin's conjecture on minimal surfaces. In: *Phil. Mag. Lett.* 89 (2009), Nr. 8, S. 483-491
- [18] GABBRIELLI, R.: *Foam geometry and structural design of porous material*. Bath, University of Bath, Department of Mechanical Engineering, Diss. 2009
- [19] GOSH, I.: How Good Is Open-Cell Metal Foam as Heat Transfer Surface? In: *J. Heat Transfer* 131 (2009), Nr. 10, S. 101004-1-101004-8
- [20] GIBSON, L. J. ; ASHBY, M. F.: *Cellular solids : Structure & Properties*. Oxford :Pergamon, 1988. – ISBN 978-0-08-035910-8
- [21] GIRLICH, D.: Open Pore Metal Foam. In: *Cellular Metals for Structural and Functional Applications* (CELLMET 2005). Dresden : Fraunhofer IRB Verlag, 2005, S. 61-68. – ISBN 978-3-8167-6931-6
- [22] HACKESCHMIDT, K. ; MAI, R.: Metallschaum-Latentspeicher für die Klimatisierung von Räumen. In: *BHKS-Almanach* 10 (2010), S. 60-65
- [23] HACKESCHMIDT, K. ; KHELIF, N. ; GIRLICH, D.: Verbesserung der nutzbaren Wärmeleitung in Latentspeichern durch offenporige Metallschäume. In: *KI Kälte Luft Klimatechnik* 43 (2007), Nr. 11, S. 33-37
- [24] HAN, X.-H. ; ET AL.: A Review of Metal Foam and Metal Matrix Composites for Heat Exchangers and Heat Sinks. In: *Heat Transfer Eng.* 33 (2012), Nr. 12, S. 991-1009
- [25] HEINZ, A. ; STREICHER, W.: Application of Phase Change Materials and PCMSlurries for Thermal Energy Storage. In: *10th International Conference on Thermal Energy Storage* (ECOSTOCK 2006). Stockton, 2006

- [26] HILEMAN, F. D. ; ET AL.: In Situ Preparation and Evaluation of Open Pore Polyurethane Chromatographic Columns. In: *Anal. Chem.* 45 (1973), Nr. 7, S. 1126-1130
- [27] HINTZ, CH. A.: *Präzisionsgegossene metallische Schwammstrukturen*. Aachen : Shaker, 2003. Diss. – ISBN 3-8322-2283-9
- [28] HIPKE, T. ; LANGE, G. ; POSS, R.: Aluminium-Schaum : Leichtbau und Dämpfung vereint. In: *Lightweight Design* 1 (2008), Nr. 6, S. 24-28
- [29] HONG, S.-T. ; HERLING, D. R.: Open-cell aluminum foams filled with phase change materials as compact heat sinks. In: *Scripta Mater.* 55 (2006), Nr. 10, S. 887-890
- [30] HONG, S.-T. ; HERLING, D. R.: Effects of Surface Area Density of Aluminum Foams on Thermal Conductivity of Aluminum Foam-Phase Change Material Composites. In: *Adv. Eng. Mater.* 9 (2007), Nr. 7, S. 554-557
- [31] KAVIANY, M.: *Principles of Heat Transfer in Porous Media*. 2. Aufl. Springer : New York, 1995. – ISBN 978-1-461-24254-3
- [32] KHATEEB, S. A. ; ET AL.: Design and simulation of a lithium-ion battery with a phase change material thermal management system for an electric scooter. In: *J. Power Sources* 128 (2004), Nr. 2, S. 292-307
- [33] KOZA, E. ; ET AL.: Compressive strength of aluminium foams. In: *Mater. Lett.* 58 (2004), Nr. 1-2, S. 132-135
- [34] KRETZ, R. ; HOMBERGSMEIER, E. ; EIPPER, K.: Manufacturing and testing of aluminium foam structural parts for passenger cars demonstrated by example of a rear intermediate panel. In: *Metal foams and porous metal structures* (1. MetFoam 1999). Bremen : MIT Press, 1999, S. 23-28. – ISBN 3-9805748-7-3
- [35] MAHJOOB, S., VAFAI, K.: A synthesis of fluid and thermal transport models for metal foam heat exchangers. In: *Int. J. Heat Mass Transfer* 51 (2008), Nr. 15-16, S. 3701-3711
- [36] MATTHEYS, T. ; ET AL.: Ti Coatings with Macropores for Improved Implant Fixation Obtained by Electrophoretic Deposition of TiH₂ Stabilized Emulsions. In: *Adv. Eng. Mater.* 14 (2012), Nr. 6, S. 371-376

- [37] MATZ, A. M. ; MÜLLER, D. W. ; JOST, N.: Thermal and morphological characterization of Al-based open-pore cellular structures. In: *Cellular metals for structural and functional applications* (2. CellMAT Dresden). (inDruck)
- [38] MATZKE, E. B.: The three-dimensional shape of bubbles in foam – an analysis of the rôle of surface forces in three-dimensional cell shape determination. In: *Am. J. Bot.* 33 (1946), Nr. 1, S. 58-80
- [39] MELLOULI, S. ; ET AL.: Hydrogen storage in metal hydride tanks equipped with metal foam heat exchanger. In: *Int. J. Hydrogen Energy* 34(2009), Nr. 23, S. 9393-9401
- [40] MILLER, F.: Leichtbau. In: *Fraunhofer Magazin* 6 (2002), Nr. 4, S. 8-12
- [41] MÜLLER, D. W.: *Titanschäume als Knochenimplantat*. Pforzheim, Hochschule Pforzheim, Abschlussarbeit, 2011
- [42] NEETHLING, S. J. ; CILLIERS, J. J.: The Physical Modeling of Foam and Froth Behavior. In: *Chem. Eng. Technol.* 24 (2001), Nr. 12, S. 1309-1312
- [43] NESIC, S. ; ET AL.: Analysis of Cellular Metals as Energy-Absorbing Elements in Car Seats. In: *Adv. Eng. Mater.* 13 (2011), Nr. 11, S. 1056-1059
- [44] NIEBYLSKI, L. ; FANNING, R.: Metal Foams as Energy Absorbers for Automobile Bumpers. In: *SAE Transactions* (1972), Nr. 720490
- [45] OHRNDORF, A.: Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter isothermen und thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen. In: *Siegenerwerkstoffkundliche Berichte* Bd. 4/2011, 2011 (Diss.)
- [46] PAEK, J. W. ; ET AL.: Effective thermal conductivity and permeability of aluminium foam materials. In: *Int. J. Thermophys.* 21 (2000), Nr. 2, S. 453-464
- [47] PLATEAU, J. A. F.: *Statique Expérimentale et Théorique des Liquides soumis aux seules Forces Moléculaires*. Paris :Gauthiers-Villars, 1873.
- [48] RHO J.-Y. ; KUHN-SPEARING L. ; ZIOUPOS P.: Mechanical properties and the hierarchical structure of bone. In: *Med. Eng. Phys.* 20(1998), Nr. 2, S. 92-102

- [49] SIMANČÍK, F. ; ET AL.: Aluminium foam : a new light-weight structural material, In: *Kovové Mater.* 35 (1997), Nr. 4, S. 265-277
- [50] SMITH, B. H.: Steel foam for structures : A review of applications, manufacturing and material properties. In: *J. Constr. Steel Res.* 71, Nr. 4, S. 1-10
- [51] Schutzrecht US3171820 (1965-03-02). Scott Paper Company.
- [52] Schutzrecht DE102004046172A1 (2006-04-13). Polymaterials AG.
- [53] STÖVER M. ; WINTERMANTEL, E.: *Medizintechnik – Life Science Engineering : Kap. 41 Oberflächenstrukturierung metallischer Werkstoffe, z. B. für stents.* 5. Aufl. Berlin : Springer, 2009– ISBN 978 -3-540-93935-1
- [54] T'JOEN, C. ; ET AL.: Thermo-hydraulic study of a single row heat exchanger consisting of metal foam covered round tubes. In: *Int. J. Heat Mass Transfer* 53 (2010), Nr. 15-16, S. 3262-3274
- [55] THOMSON, W.: On the division of space with minimum partial area. In: *Phil. Mag.* 24 (1887), Nr. 5, S. 503-515
- [56] VAN DER NET, A. ; ET AL.: The crystal structure of bubbles in the wet foam limit. In: *Soft Matter* 2 (2006), Nr. 2, S. 129-134
- [57] VIGNES-ADLER, M. ; WEAIRE, D.: New foams : Fresh challenges and opportunities. In: *Curr. Opin. Colloid In.* 13 (2008), Nr. 3, S. 141-149
- [58] WADLEY, H. N. G.: Cellular Metals Manufacturing. In: *Adv. Eng. Mater.* 4 (2002), Nr. 10, S. 726-733
- [59] WEAIRE, D. ; PHELAN, R.: A counter-example to Kelvin's conjecture on minimal surfaces. In: *Phil. Mag. Lett.* 69 (1994), Nr. 2, S. 107-110
- [60] WEAIRE, D.: *The Kelvin Problem : Foam Structures of Minimal Surface Area.* London : Taylor & Francis, 1996. – ISBN 0-7484-0632-8
- [61] WEAIRE, D. ; PHELAN, R.: The physics of foam. In: *J. Phys.-Condens. Mat.* 8 (1996), Nr. 47, S. 9519-9524
- [62] WEBB, R. L.: *Principles of enhanced heat transfer.* New Jersey : Wiley, 1994. – ISBN 0-471-57778-2
- [63] WINTER, E.: *Medizintechnik – Life Science Engineering :Kap. 74 Entwicklung und aktueller Stand der Hüftendoprothetik.* 5. Aufl. Berlin : Springer, 2009– ISBN 978 -3-540-93935-1

- [64] WOOD, S. ; HARRIS, A. T.: Porous burners for Lean-burn applications. In: *Prog. Energy Combust. Sci.* 34 (2008), Nr. 5, S. 667-684
- [65] YAMADA, Y ; ET AL.: Processing of an open-cellular AZ91 magnesium alloy with a low density of 0.05 g/cm^3 . In: *J. Mater. Sci. Lett.* 18 (1999), Nr. 18, S. 1477-1480
- [66] YU, H. ; ET AL.: Effect of the metal foam materials on the performance of methanol steam micro-reformer for fuel cells. In: *Appl. Catal. A: General* 327 (2007), Nr. 1, S. 106-113
- [67] YU, X. H. ; ET AL.: Intensification of biodiesel synthesis using metal foam reactors. In: *Fuel* 89 (2010), Nr. 11, S. 3450-3456
- [68] ZHAO, C. Y.: Review on thermal transport in high porosity cellular metal foams with open cells. In: *J. Heat Mass Transfer* 55 (2012), Nr. 13-14, S. 3618-3632

Prof. Dr.-Ing. Werner Homberg, Dipl.-Ing. Benjamin Lossen

**Reib-Drücken – ein innovativer Ansatz zur
effizienten Herstellung von funktional gradierten
Bauteilen aus Aluminium- und Stahlwerkstoffen**

Benjamin Lossen, Dipl.-Ing.

geboren 1983 in Paderborn, studierte Maschinenbau an der Universität Paderborn und schloss sein Studium 2011 im Bereich Produktentwicklung erfolgreich ab. Nach dem Studium entschloss er sich am Lehrstuhl für Umformende und Spanende Fertigungstechnik (LUF) zu promovieren und bearbeitet derzeit im DFG-Sonderforschungsbereich TRR30 das Teilprojekt A7 „Thermisch unterstütztes inkrementelles Umformen von rohr- und blechförmigen Werkstücken mit prozessintegrierter Wärmeerzeugung“.

Inhaltsverzeichnis

1 Einleitung.....	176
2 Neue und innovative Werkzeugsysteme	178
2.1 Werkzeuge für radiale Umformbewegung	179
2.2 Werkzeuge für axiale Umformung	183
3 Zusammenfassung	185

Zusammenfassung

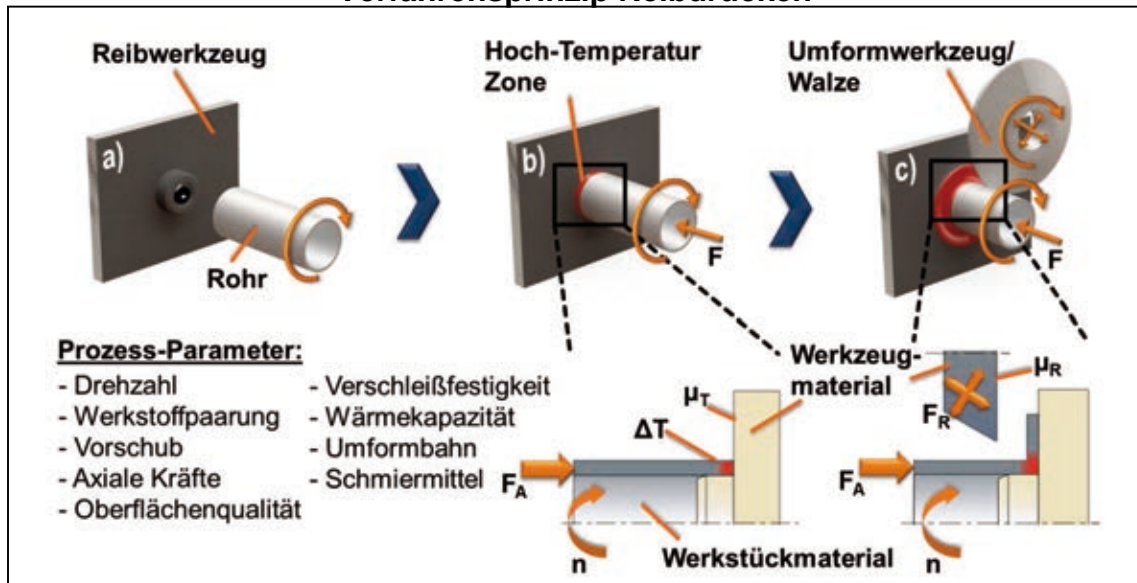
Das Verfahren Reibdrücken ist ein neues, innovatives inkrementelles Umformverfahren, das ein hohes Potential für die Herstellung von komplexen multifunktionalen Bauteilen mit gradierten Eigenschaften besitzt. Ziel der Forschungsarbeiten -die am LUF durchgeführt werden -ist es, bestehende Umformgrenzen der konventionellen Umformverfahren zu erweitern. Dieses wird beim Reibdrücken durch Integration von thermo-mechanischen Reibprozessen in einen Drückprozess realisiert. Mittels Kombination von speziellen Reibprozessen wird eine selbstinduzierte Wärmeerzeugung in einen Drückvorgang ermöglicht und so die Duktilität des Materials gezielt erhöht. Ein weiterer Nutzen des Verfahrens ist, dass die Werkstoffeigenschaften und das Gefüge gezielt lokal beeinflusst werden können. Folglich ermöglicht das Verfahren die Herstellung von multifunktional gradierten Bauteilen aus Rohren und Blechen, die bislang nur schwer oder sehr aufwendig hergestellt werden konnten. Somit erfüllt das Verfahren die Anforderung an Effizienz und an die Herstellbarkeit von funktional gradierten Leichtbaustrukturen. Zusätzlich sind eine geeignete Prozessgestaltung sowie die Entwicklung von innovativen Werkzeugsystemen notwendig, um das Potential und die Vorteile des Verfahrens voll auszuschöpfen. Diese Werkzeuge müssen den spezifischen Anforderungen, wie z.B. thermische und tribologische Belastungen des neuen thermo-mechanischen Verfahrens standhalten. Dieser Beitrag konzentriert sich auf die Ergebnisse der theoretischen und experimentellen Forschungsarbeiten am LUF, die durch das Verfahren Reibdrücken erreicht werden konnten. Weiterhin werden die Konstruktionsmethoden sowie die entwickelten Werkzeugsysteme, die für eine erfolgreiche Herstellung von funktional gradierten Werkstücken mit komplexen Geometrien erforderlich sind, dargestellt.

1 Einleitung

In der heutigen Zeit bietet die Fertigung von Leichtbaustrukturen ein hohes Potenzial zur Senkung des Material- und Energieverbrauchs[1-4]. Der Einsatz von maßgeschneiderten Komponenten mit funktional gradierten Eigenschaften, die durch das neue Verfahren Reibdrücken hergestellt werden, ist ein vielversprechender Ansatz zur Herstellung von Leichtbaustrukturen und steht im Fokus von aktuellen Forschungsarbeiten am Lehrstuhl für Umformende und Spanende Fertigungstechnik (LUF). Das neue inkrementelle Umformverfahren vereint Prozesselemente aus den Verfahren des Drückens und des Reibschweißens, um bestehende Grenzen des Drückens durch Integration von speziellen thermo-mechanischen Prozessen zu erweitern. Mittels der integrierten Teilprozesse des Reibschweißens und die geeignete Wahl der Prozessparameter kann ein definiertes Temperaturprofil im Werkstück eingestellt werden. Hierdurch wird die Herstellung von multifunktionalen Komponenten, wie z.B. komplexe hohle Strukturen aus Rohren oder Blechen mit variierenden mechanischen Eigenschaften ermöglicht. Des Weiteren erzielt das Reibdrücken eine signifikante Kostenreduzierung dank der Einsparungen von Fertigungszeiten, indem das Verfahren eine Vielzahl von Bearbeitungsschritten in einem Prozess vereint und so zusätzliche Prozesse, wie z.B. Schweißen oder zusätzliche Wärmebehandlungen, erübrigt. Abbildung 1 zeigt das grundlegende Prinzip des Reibdrückens am Beispiel eines rohrförmigen Bauteils. Das Werkstück wird mittels einer Hauptspindel in Rotation versetzt (Abb. 1a) und mit einem feststehenden Reibwerkzeug in Kontakt gebracht. Die durch die Berührung auftretende Reibung sowie die resultierende Erwärmung und Verformung des Werkstücks ermöglicht die Realisierung von großen Umformgraden (Abb. 1b). Weiterhin ist es möglich zusätzliche Werkzeuge einzusetzen, die die Umformung bzw. die Temperaturerzeugung unterstützen können (Abb. 1c) [5]. So kann in definierter Weise die Temperatur über den gesamten Prozess gesteuert werden oder entsprechend den Anforderungen über die Drehzahl oder die Änderung des Reibungsanteile eingestellt werden. Ein weiterer Effekt der bei dem Verfahren auftritt ist, dass die Mikrostruktur des Werkstückmaterials zusätzlich beeinflusst werden kann.

Abbildung 1:

Verfahrensprinzip Reibdrücken



In früheren Untersuchungen konnte bereits sehr erfolgreich die Herstellung von komplexen Bauteilen aus Aluminium mittels Reibdrücken durchgeführt werden [5][6]. Diese Ergebnisse sind die Grundlage für die Entwicklung neuer Werkzeuge, die es wiederum ermöglichen Bauteile mit komplexen Geometrien herzustellen (z.B. geschlossene Hohl-Strukturen, Flansche, Aufdickungen). Diese Geometrien können bisher nicht oder nur sehr schwer durch herkömmliche Umformverfahren hergestellt werden. Das Ziel dieses Projektes ist es, die Umformgrenzen gegenüber den konventionellen Umformverfahren zu erweitern und funktional gradierte Werkstücke mit lokal angepassten Eigenschaften im Aluminium-, Stahl- und Edelstahlbereich zu realisieren. Die aktuellen Forschungsarbeiten fokussieren sich in erster Linie auf die Entwicklung von Reibdruckwerkzeugen und Werkzeugsystemen, die für die Herstellung komplexer Geometrien aus 1.0308 (S235) und 1.4301 (X5CrNi 18-10) eingesetzt werden können. Ein weiterer wichtiger Ansatzpunkt der Forschungsarbeiten ist die Untersuchung der Beeinflussung und Interaktion der Prozessparameter auf die Werkstoffeigenschaften (Mikrostruktur und Härte) unter Verwendung der zuvor genannten Werkzeuge. Diese beiden Schwerpunkte der Forschungsarbeiten können jedoch nicht gesondert betrachtet werden, da sie sowohl einen iterativen und interaktiven Prozess darstellen. Unter Berücksichtigung der Ergebnisse für beide

Zielmüssen neue Strategien und Verfahren zur Herstellung von funktional gradierten Geometrien (Abbildung 2) entwickelt werden.

Abbildung 2:



2 Neue und innovative Werkzeugsysteme

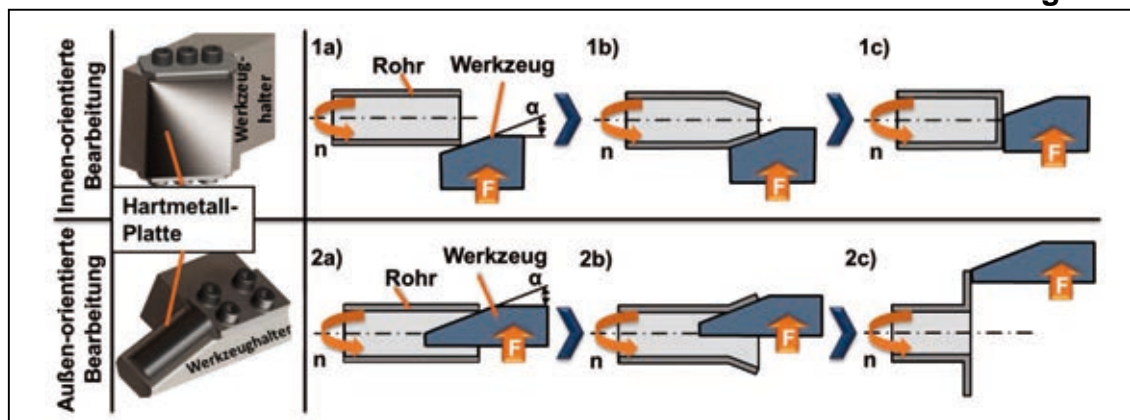
Für die Bearbeitung von Aluminium wurden am LUF bereits erfolgreich Werkzeugsysteme auf der Grundlage der beschriebenen Strategien entwickelt [5][6]. An diese Werkzeugsysteme sind bestimmte Anforderungen gestellt, die sie erfüllen müssen, wie z.B. die Sicherstellung der Temperaturgenerierung sowie die Steuerung des Materialflusses, um die gewünschte Geometrie und Gradierung zu erreichen. Darüber hinaus müssen diese Werkzeuge den auftretenden Verformungen, die durch die Prozesskräfte entstehen, standhalten. Basierend auf den Untersuchungen und Ergebnissen der Aluminiumbearbeitung konnten bislang vielversprechende Konzepte für 1.0308 und 1.4301 realisiert werden. Voruntersuchungen im Bereich der Materialpaarungen für die Stahlbearbeitung ergaben, dass herkömmliche Materialien (Nieder- und hochlegierte Stähle) ungeeignet sind in Bezug auf Temperatur, Verschleiß, Lebensdauer sowie Oberflächenaffinität (Aufschweißen). In dieser Hinsicht haben fortschreitende Untersuchungen gezeigt, dass sich Hartmetallplatten und CE-Keramiken für diese Anwendung als vielversprechende Werkstoffe erweisen. Im weiteren Verlauf werden die auf der Basis dieser Ergebnisse entwickelten neuen Werkzeugsysteme, die durch ihre Geometrie nur eine einfache axiale oder radiale Werkzeugbewegung benötigen um die zu untersuchenden Werkstücke zu realisieren, näher erläutert.

2.1 Werkzeuge für radiale Umformbewegung

Für die Herstellung von z.B. Flanschgeometrien oder um Rohrenden zu verschließen ist nur eine einachsige radiale Umformbewegung notwendig. Die Konzepte sowie der Prozessablauf der neuen Werkzeuge sind in Abbildung 3 dargestellt. Beide bestehen aus einem Werkzeughalter mit einer Halterung für die Montage der Reibplatte. Die Bearbeitung „Rohrenden verschließen“ wird durch eine einfache nach innen gerichtete radiale Bewegung des Werkzeuges umgesetzt, wie in Abbildung 3-1 dargestellt. Hierbei wird zunächst das Werkzeug in Kontakt mit der rotierenden Außenfläche des rohrförmigen Werkstücks gebracht. Dieser Kontakt und die relative Bewegung zwischen dem sich drehenden Werkstück und dem Werkzeug verursacht durch die Reibung eine erhebliche Zunahme der Temperatur in der Umformzone (Abb. 3-1a). Nach Erreichen der erforderlichen Temperatur und Duktilität, erhöht sich die Vorschubgeschwindigkeit um ein Vielfaches (Abb. 3-1b). Das endgültige Rohrverschließen wird anschließend durch eine weiterlaufende radiale Bewegung des Werkzeugs (Abb. 3-1c) erreicht. Zusätzlich kann die resultierende Wandstärke im Bodenbereich partiell durch die Positionierung des Werkzeugs am Rohrende eingestellt werden und/oder über den Winkel des Reibwerkzeugs α (vgl. Abb. 3). Dieser hat einen signifikanten Einfluss auf den Materialfluss während des Umformvorgangs beim Rohrverschließen. So führt ein geringerer Werkzeugwinkel α von zum Beispiel 25° zu einer Verringerung des nach außen gerichteten Materialflusses. Analog dazu wird der nach innen gerichtete Materialfluss zum Rohr verschließen verringert, sodass mehr Material vom Rohrende benötigt wird, um das Rohr vollständig zu verschließen. Ein ähnlicher Effekt tritt bei einem Werkzeugwinkel α von 65° auf. Hierbei entsteht ein nach außen gerichteter Materialfluss, der ebenfalls mit mehr Material vom Rohrende ausgeglichen werden muss. Experimentelle Untersuchungen haben ergeben, dass ein Winkel von 50° einen guten Kompromiss zwischen Materialfluss und Umformkraft bildet. Der Werkzeugaufbau für die Flanschherstellung ist in Abbildung 3-2 dargestellt. Hierbei ist ebenfalls für die Herstellung eines Flansches eine einachsige radiale Bewegung notwendig. Im Gegensatz zum Rohrenden verschließen ist die Werkzeugbewegung nach außen orientiert.

Abbildung 3:

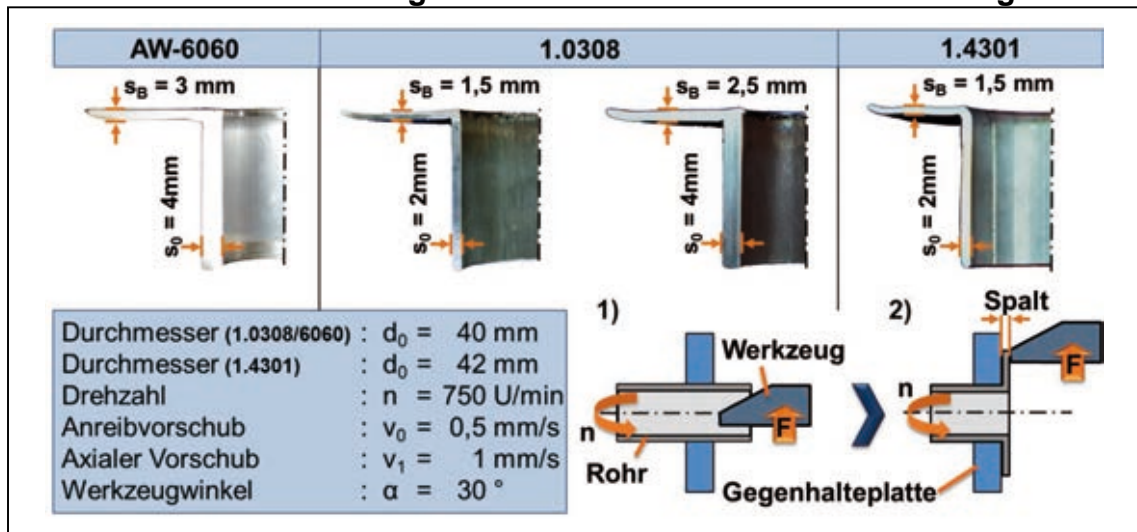
Prozessablauf Rohrenden verschließen und Flanschherstellung



Vorangegangene Forschungsarbeiten im Bereich der Aluminiumbearbeitung zeigen, dass selbst niedrig-legierte Stähle gut als Werkzeugmaterial geeignet sind. Allerdings sind die Anforderungen für die Stahlbearbeitung gerade in Bezug auf den abrasiven Verschleiß, die Prozesstemperatur ($800 < T < 1100^\circ\text{C}$) und die größeren Umformkräfte an den Werkzeugen deutlich höher als jene für die Aluminiumbearbeitung. Somit ist der Einsatz neuer Werkzeugmaterialien im Stahlbereich unverzichtbar. Basierend auf Materialpaarungsuntersuchungen in dem Bereich finden Materialien wie Hartmetalle oder Keramiken Anwendung, die den auftretenden Beanspruchungen standhalten und zugleich den Verschleiß deutlich verringern.

Um weiterhin die Prozessergebnisse bei der Flanschherstellung deutlich zu verbessern und einstellbar zu gestalten, muss der Werkzeugaufbau durch eine weitere Werkzeugkomponente, den Gegenhalter, versehen werden. So kann das Einbringen eines Gegenhalters dazu genutzt werden, dass Flansche mit einer definierten Wandstärke hergestellt werden können. Der aktuelle Ansatz wird in Abbildung 4 gezeigt. Hierbei wird durch die Positionierung des Werkzeugs in einem definierten Abstandes zum Gegenhalter die gewünschte Flanschwanddicke erzielt. Durch diesen Aufbau wurden Flansche mit einem Rohrdurchmesser/Flanschdurchmesser-Verhältnis von bis zu 300% hergestellt.

Abbildung 4:

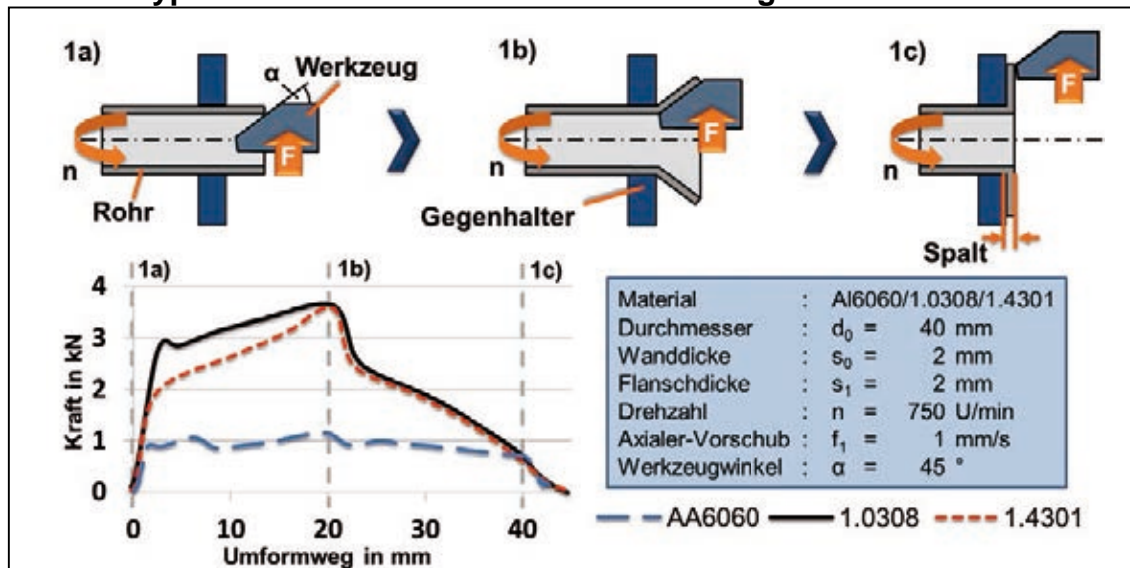
Flanschherstellung mit definierter Wanddickeneinstellung

Um die zuvor erwähnten höheren Anforderungen, durch die Bearbeitung von Stahl und Edelstahl zu verdeutlichen, sind in Abbildung 5 die auftretenden Kraftverläufe bei der Herstellung von Flanschen aus AA6060, 1.0308 und 1.4301 schematisch dargestellt. In der Abbildung ist der deutliche Unterschied zwischen den Umformkräften, die für die Aluminiumbearbeitung sowie die Stahlbearbeitung nötig sind, anschaulich dargestellt. Die maximalen Kräfte für die Stahlbearbeitung sind mehr als dreimal so hoch als die für die Bearbeitung von Aluminium. So liegen die maximalen Kräfte für Stahl und Edelstahl bei ca. 3,5 kN. Die deutlich niedrigeren Umformkräfte bei dem 1.4301 während der Anreibphase, können auf verschiedene Lösungsansätze zurückgeführt werden. So könnte zum einen die höhere Streckgrenze verantwortlich dafür sein oder zum anderen die geringere Wärmeleitfähigkeit des Materials gegenüber dem 1.0308. Ein optisch deutlich erkennbarer Unterschied, der während der Bearbeitung auftritt ist, dass der 1.4301 wesentlich heller glüht und somit ein deutlich höheres Temperaturniveau erreicht (Glühfarbe im Bereich über 1000°C). Dieser anfängliche Effekt einer geringeren Umformkraft wird durch die kontinuierliche Umformung im Vergleich mit Abbildung 5-1b (größere Verformungszone) rückgängig gemacht. Hier erreichen beide Materialien dasselbe maximale Kraftniveau, das wiederum die Aussage, dass die Wärmeleitfähigkeit einen deutlichen Effekt auf die Reduzierung der Kräfte im Anfangsstadium besitzt, bestärkt, aber es keinen Unterschied in den maximalen Prozesskräften bei der Bearbeitung

von beiden Materialien aufzeigt. Die Belegung/Beantwortung dieser Fragestellungen ist derzeit Bestandteil von laufenden Forschungsarbeiten am LUF.

Abbildung 5:

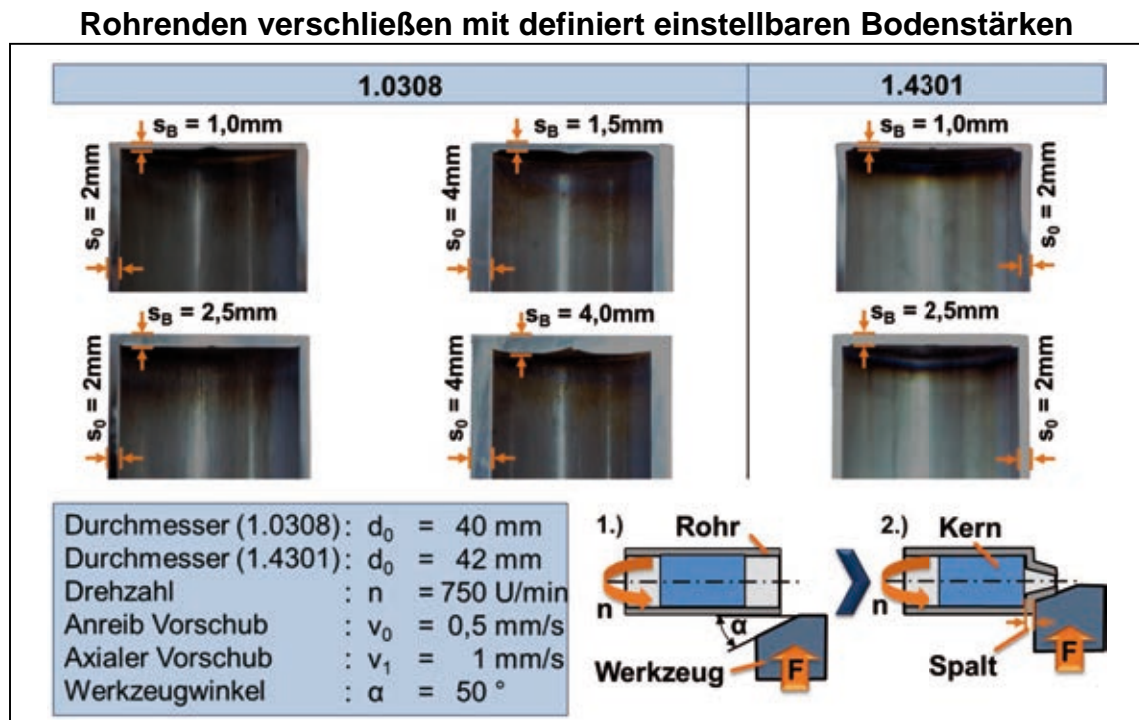
Typische Kraftverläufe bei der Herstellung von Flanschen.



Das Verfahren zum Rohrenden verschließen kann ebenfalls, wie die Flanschherstellung, durch die Verwendung eines Kerns verbessert werden. Voruntersuchungen in der Aluminiumbearbeitung zeigen, dass die Verwendung eines Kerns erst einen definierten und einheitlichen Wandstärkenverlauf über den Querschnitt möglich macht. So kann in Kombination mit der Verwendung geeigneter Verfahrensparameter eine Erhöhung oder eine Verringerung der Wandstärke im Rohrenden-Bereich erzielt werden. In Abbildung 6 (1-2) ist das Verfahren des Rohrenden verschließens mit Kern schematisch dargestellt. Hierbei wird der innere Materialfluss bei Verwendung eines Kerns, durch den Spalt der zwischen dem Kern und dem Werkzeug eingestellt wird, beschränkt. Dieser Aufbau ermöglicht die Realisierung einer definierten und gleichmäßigen Wandstärke im Rohrenden-Bereich. Aufgrund der Tatsache, dass ein kleiner Spalt den nach innen gerichteten Materialfluss behindert, erhöhen sich die Umformkräfte um ein vielfaches, da das überschüssige Material durch das Werkzeug (vgl. Abb. 3-1c) abgeschert werden muss. Abbildung 6 zeigt weiter, dass bei der Bearbeitung von 1.0308 und 1.4301 sowohl eine Reduzierung der Wandstärke erreicht werden kann und sogar eine Erhöhung von bis zu 25%

gegenüber der ursprünglichen Wanddicke des Rohres möglich ist. Ausgehend von einer Wanddicke von 2 mm können Rohre mit einer Wanddicke von bis zu 2,5 mm verschlossen werden.

Abbildung 6:



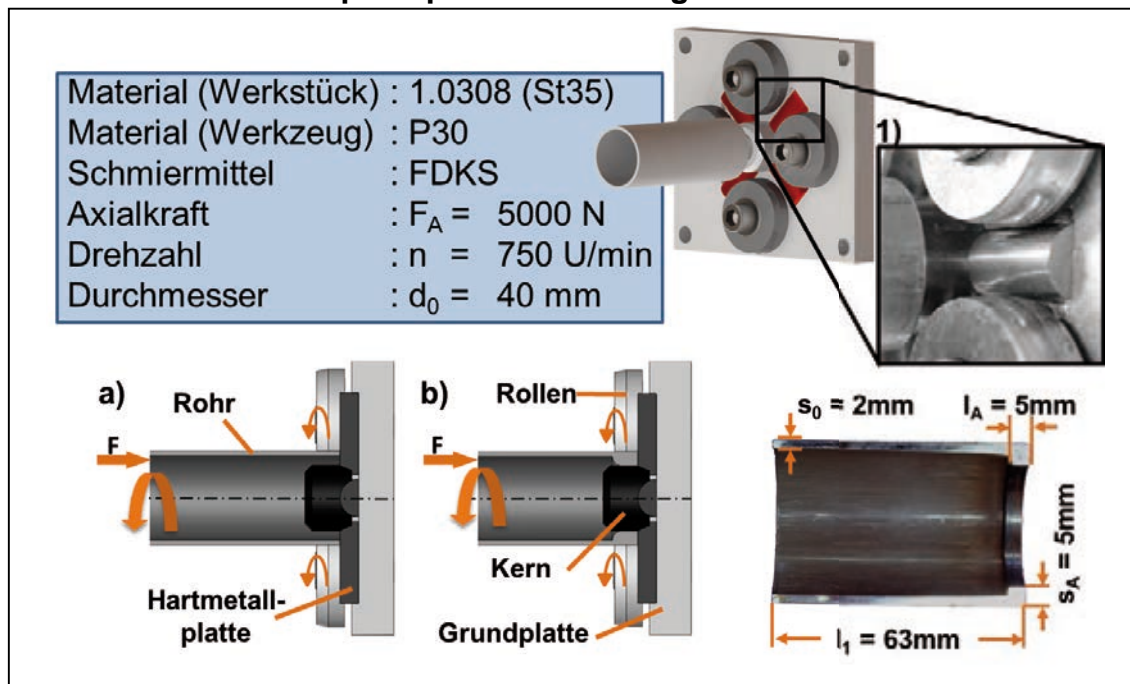
2.2 Werkzeuge für axiale Umformung

Die axiale Umformung von Rohren bietet für die Realisierung von Leichtbaustrukturen das größte Potenzial und ist ein weiterer Schwerpunkt in den Untersuchungen am LUF. Ein mögliches Einsatzgebiet für aufgedickte Rohrenden, ist die Verstärkung der Verbindungsstellen von dünnwandigen Profilen in Leichtbaustrukturen. Aufgrund der vielversprechenden Ergebnisse der Aufdickungen im Aluminiumbereich, wurde das Werkzeugkonzept auf die Stahlbearbeitung angepasst. In Abbildung 7(a-b) ist das Verfahrensprinzip sowie der Aufbau des Werkzeugsystems schematisch dargestellt. Das Werkzeug besteht aus einem feststehenden Dorn (Innenwerkzeug), Reibplatten, die in der Grundplatte befestigt sind und mehreren ringförmig angeordnete Rollen, die um den Umfang verteilt sind. Aufgrund der höheren Anforderungen in Bezug auf Kräfte, Verschleiß und Temperatur werden, wie zuvor bei der radialen Bearbeitung, Hartmetalle und Keramik als Material für die Reibplatten verwendet. Die Reibplatten sowie

der Dorn sind für die Wärmeerzeugung mittels Reibung und für die Erzeugung der inneren Form erforderlich.

Abbildung 7:

Prozessprinzip der Aufdickung von Rohrenden



Die Bodenplatte besteht aus vier Hartmetallplatten, die im Detail 1 in Abbildung 7 zu sehen sind. Für die Positionierung werden die Hartmetallplatten in die Grundplatte eingelassen und für eine einfache Montage wird der Dorn als Klemmung für die Hartmetalle verwendet. Gegen einen unerwünschten nach außen orientierten Materialfluss während der Umformung, werden die äußeren Rollen eingesetzt, um diesen auftretenden Effekt zu verhindern. Dieses Werkzeugsystem erlaubt eine Wandverdünnung von etwa 250% am Ende der Rohre ($s_0 = 2 \text{ mm}$; $s_A = 5 \text{ mm}$). Untersuchungen im Zusammenhang mit der Stahlbearbeitung am LUF haben entsprechend gezeigt, dass dieses Werkzeugkonzept suboptimal für die Verformung von Stahl-Legierungen ist. Aufgrund der höheren Prozesskräfte ist eine unzureichende Kontrolle des Materialflusses durch die Rollen nach außen gewährleistet. Aufdickungen haben oft Hohlräume oder Nuten und nur eine geringe Länge. Die Entwicklung verbesserter Werkzeuge für die erfolgreiche Produktion von Aufdickungen in Werkstücken aus Stahl ist Gegenstand laufender Forschungsarbeiten am LUF.

3 Zusammenfassung

Reibdrücken besitzt ein hohes Potenzial für die Herstellung von neuen und komplexen Geometrien mit funktionell gradierten Eigenschaften in der Aluminium- und Stahlverarbeitung. Die Möglichkeit einer Erweiterung der Grenzen des konventionellen Drückens durch prozessintegrierte Wärmeentwicklung erlaubt es, z.B. gas- und flüssigkeitsabgedichtete Rohrenden mit definierter Wandstärke oder anderenfalls große Flansche herzustellen. Für die Bearbeitung von Werkstücken aus Stahl oder Edelstahl ist es empfehlenswert, verschleißfestes Werkzeugmaterial wie Keramiken oder Hartmetalle zu verwenden. Abschließend ist Reibdrücken eine innovative Umformtechnik, die die vorhandenen Grenzen der Umformung erweitert und ein hohes Potenzial für die effiziente Herstellung von Leichtbaustrukturen von morgen besitzt.

Danksagung

Die Autoren danken der Deutschen Forschungsgemeinschaft (DFG) für die Unterstützung dieses Projektes.

Literatur

- [1] Finckenstein, E. von, Dierig, H.: CNC-Drücken, *Annals of the CIRP*, 39/1 (1990), 267-270.
- [2] Runge, M.: *Drücken und Drückwalzen*. Verlag Moderne Industrie AG, Landsberg/ Lech (1993).
- [3] R. Neugebauer, T. Altan, M. Geiger, M. Kleiner and A. Sterzing: Sheet Metal Forming at Elevated Temperatures, *Annals of the CIRP* 55/2 (2006), 793–816.
- [4] Awiszus, B.; Meyer, F.; Meyer, L.W.; Hahn, F.: Erweiterung der Formgebungsgrenzen durch inkrementelle zyklische Umformung am Beispiel des Drückwalzens (Abstreckdrücken), Erweiterung der Formgebungsgrenzen bei Umformprozessen, Abschlussbericht zum DFG-Schwerpunktprogramm 1074 - Ergebnisse aus 48 Forschungsprojekten, Aachen (2005).
- [5] Homberg, W.; Hornjak, D.: Friction-Spinning of Tubular Components - Basic Research on Parameter Influence and Process Design; ITCP 2011, Aachen (2011).
- [6] Homberg, W.; Hornjak, D.: Friction Spinning - New Innovative Tool Systems for the Production of Complex Functionally Graded Workpieces; ESAFORM 2011, Belfast (2011).
- [7] Music, O., Allwood J.M.: Tool-path Design for Metal Spinning; ITCP 2011, Aachen (2011).
- [8] Music, O., Allwood J.M., Kawai K.: A review of the mechanics of metal spinning; *Journal of Materials Processing Technology* (2010).

Gerd Kientopf
Tool Steel Consulting, Ulm

**Kostenoptimierung durch geeignete Stahlauswahl für Werk-
zeuge**

Gerhard Kientopf

Geboren: 01.02.1947

- 1961-1964 Ausbildung zum Werkzeugmacher
- 1964-1971 Werkzeugmacher und Waffenmechaniker bei der Bundeswehr
- 1968-1972 Berufsbegleitende Ausbildung zum Maschinenbautechniker für den allgemeiner Maschinenbau an der Ingenieurschule in Dortmund
- 1971-1974 Fachhochschulreife an der Fachoberschule Unna
- 1974-1978 Studium zum Dipl.-Ing. Werkstofftechnik an der Fachhochschule-Dortmund
- 1978-1980 Entwicklungsingenieur bei der Fa. Westa Werkzeugbau, Starnberg
- 1981-1983 Berufsbegleitende Ausbildung zum Schweißfachingenieur an der Schweißtechnische Versuchsanstalt Duisburg
- 1980-1987 Ingenieur in der Qualitätsstelle der Böhler AG, Düsseldorf
- 1987-2012 Technischer Berater und Referent bei der Fa. Böhler-Uddeholm Deutschland GmbH, Düsseldorf

Inhalt

1	Einleitung.....	191
2	Phasen während des Scherschneidens	192
2.1	Elastische Deformation	192
2.2	Plastische Deformation	192
1.3	Bruchphase	193
1.3.1	Risseinleitungsphase.....	193
1.3.2	Rissweiterleitungsphase.....	193
1.3.3	Austrieb des Butzens.....	194
1.4	Stempelrückzug	194
3	Der Schneidspalt und die geschnittene Fläche	195
3.1	Allgemeine Bemerkungen.....	195
3.2	Die Schnittfläche (richtige Schneidspalt)	195
3.2.1	Schneidspaltvergrößerung.....	196
3.2.2	Schneidspaltverringerng	196
3.2.3	Eck- und Kantenradien viereckiger Matrizen und Stempel.....	197
3.2.4	Einfluss des Schneidspalts auf das Aussehen der geschnittenen Flächen.....	199
3.2.5	Schneidkraft – Weg – Verlauf in Abhängigkeit vom Schneidespalt	200
4	Einfluss des Werkstückstoffs auf den Werkzeugverschleiß und auf die Schneidkraft.....	201
4.1	Zu den Verschleißprofilen	201
4.1.1	Austenitische, rostfreien Stähle und geglühte C-Stähle	202
4.1.2	Kaltgewalzter C-Stahl	206
4.1.3	Gehärteter C-Stahl und hochfeste Bleche	207
4.1.4	Kohlenstoffarme C-Stähle (0,07%C)	210
4.1.5	Beschichtete Elektro-Bleche	210
4.1.6	Unbeschichtete Elektrobleche	210
4.1.7	Elastische und plastische Dehnung des Werkstückstoffs.....	210
4.1.8	Karbidmengenanteil des Werkstückstoffs	212
4.1.9	Wärmebehandlungszustand	212
4.1.10	Restaustenitgehalt	213

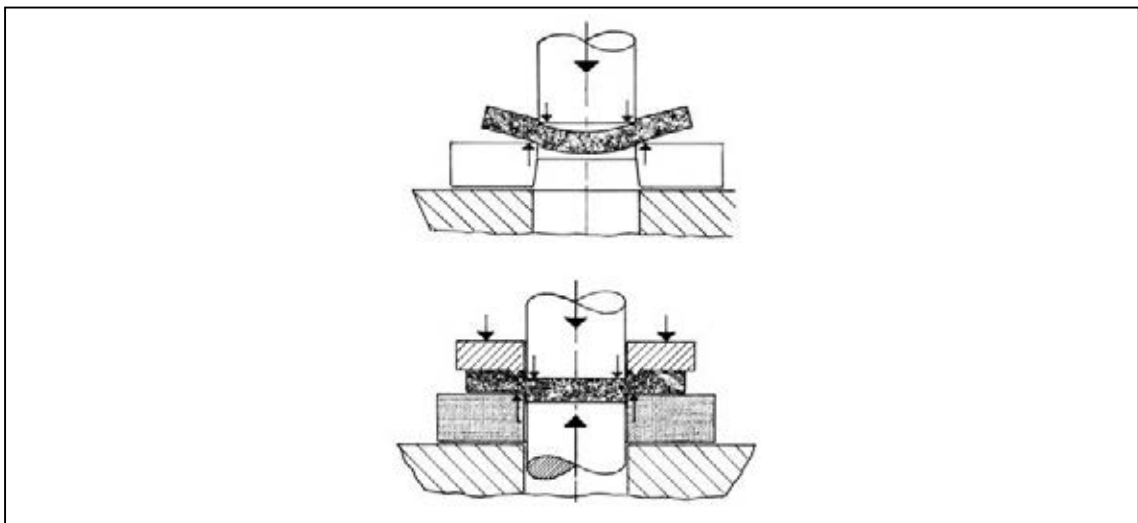
4.1.11 Nichtmetallische Einschlüsse	213
4.1.12 Mechanische Eigenschaften	213
4.1.13 Werkstückstoffdicke	217
4.1.14 Oberflächenbeschaffenheit des Werkstückstoffs	217
4.1.15 Die Walzrichtung des Werkstückstoffs	218
5 Welche Werkzeugstähle eignen sich	219
6 Erkenntnisse aus Schneidversuchen und aus der Praxis	221

1 Einleitung

Durch Scherschneiden lassen sich Teile des täglichen Gebrauchs und das technische Bedarfs wirtschaftlich herstellen.

Die Schneidaktion ist das Ergebnis von Kräften, die über einen Schneidstempel und einer Schneidmatrize in den Werkstückstoff gezielt eingebracht werden.

Abbildung 1

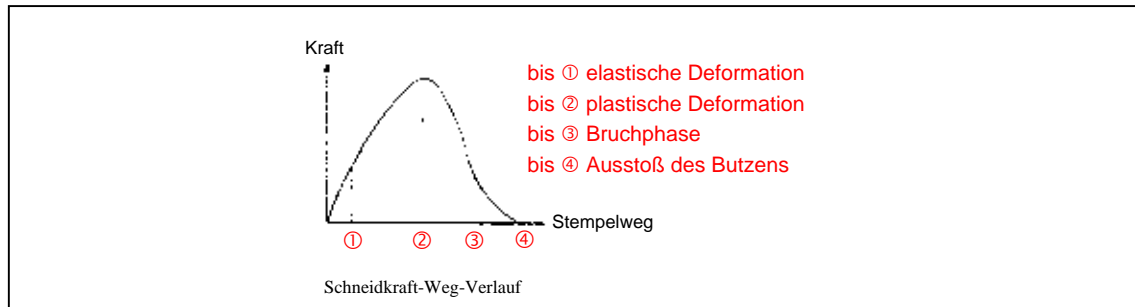


Dass dies nicht immer einfach ist, liegt einerseits in den unterschiedlichen Werkstückstoffen, andererseits in den immer komplizierter werdenden Stanzteilen begründet. Das Normalschneiden steht in Konkurrenz zum Feinschneiden. Allerdings sind für diesen Schneidprozess Werkzeuge und Pressen notwendig, die im Aufbau und in der Wirkungsweise komplizierter sein können als beim Normalschneidprozess. Anders ist das beim Laserstrahl-, Ionenstrahl-, Wasserstrahlschneiden und dem funkenerosiven Schneiden. Hier wird die Energie unmittelbar in das Material eingebracht, z.B. durch gebündeltes Licht wie beim Laserstrahlschneiden, oder durch thermische Energie in Form des Funkenüberschlags während des Schneidens mittels Funkenerosion.

2 Phasen während des Scherschneidens

Die Ereignisse während des Stempelvortriebs werden in Phasen eingeteilt.

Abbildung 2



2.1 Elastische Deformation

Durch den Vortrieb des Schneidstempels wird der Werkstückstoff bis zum Erreichen seiner Elastizitätsgrenze elastisch deformiert. Das Blech stellt sich über der Schneidplatte hoch und unter der Stempelstirnfläche ist eine Auswölbung zu beobachten. Eine elastische Deformation findet auch am Werkzeug statt, besonders im Bereich der Schneidkanten vom Stempel und Matrize.

2.2 Plastische Deformation

Wird die Elastizitätsgrenze des Werkstückstoffs überschritten, beginnt dieser sich plastisch zu deformieren. Mit der plastischen Deformation geht eine Kaltverfestigung des Werkstückstoffs einher und die Schneidgutstärke wird reduziert.

Abbildung 3

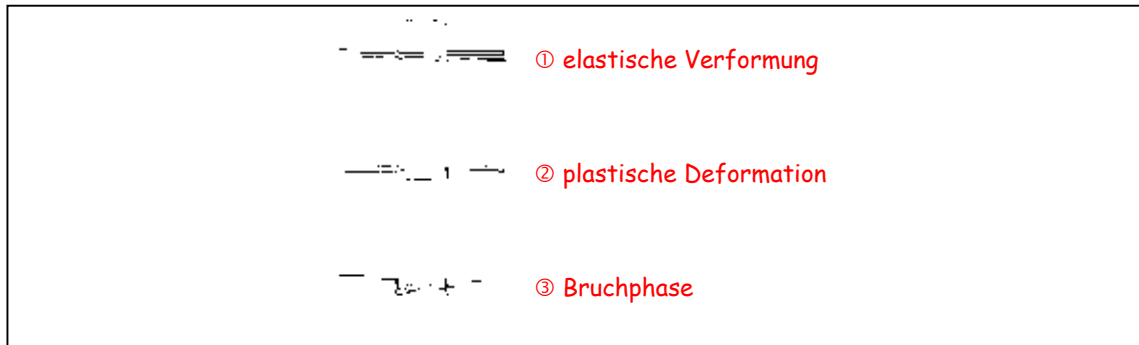
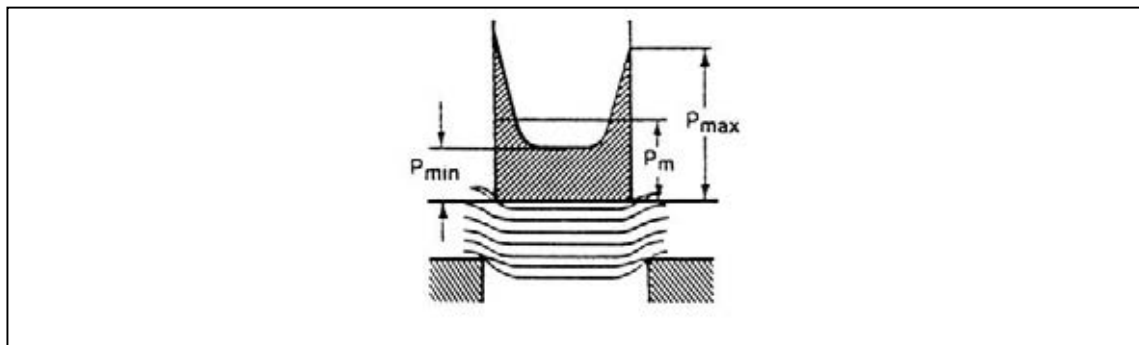


Abbildung 4

Druckspannungsverteilung im Stempel



1.3 Bruchphase

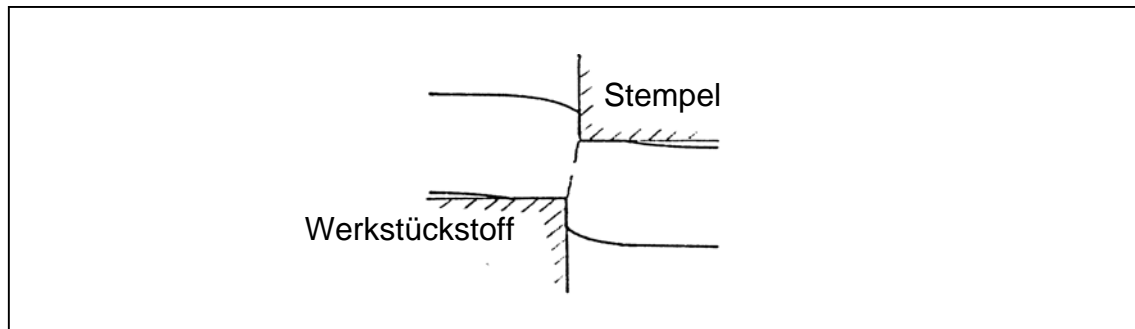
1.3.1 Risseinleitungsphase

Mit dem Überschreiten der Scherfestigkeit beginnen sich Risse im Werkstoff zu bilden und zwar ausgehend von der Schneidkante des Schneidstempels und der Schneidplatte.

1.3.2 Rissweiterleitungsphase

Durch den Vortrieb des Stempels breiten sich die Risse weiter aus. Wurde der Schneidspalt richtig gewählt, laufen die Risse genau aufeinander zu.

Abbildung 5



1.3.3 Austrieb des Butzens

Der Stempel befindet sich noch im Vortrieb, weil der Butzen noch nicht ausgetrieben ist. Die Spannungen in der Schneidfuge werden geringer, so dass das Blech wieder in die Ausgangslage zurückklappen kann (Anteil der elastischen Deformation).

1.4 Stempelrückzug

Das Zurückklappen des Blechs geschieht während des Stempelrückzugs. Das zurückgeklappte Blech klemmt den Stempel ein und behindert diesen bei der Rückzugsbewegung. Je höher die Elastizitätsgrenze, oder besser gesagt das Streckgrenzenverhältnis des Blechs ist, desto stärker und plötzlicher wird der Stempel eingeklemmt. Das rückhafte bzw. harte Zurückklappen des Werkstückstoffes verursacht Werkstoff Zerrüttung auf der Mantelfläche des Stempels und damit Ermüdungsrisse.

3 Der Schneidspalt und die geschnittene Fläche

3.1 Allgemeine Bemerkungen

Durch das genaue Einrichten des Stempels zur Matrize werden Schneidkantenbrüche verhindert.

Mit einem korrekt eingestellten Schneidspalt wird der Werkzeugverschleiß verringert und eine saubere Schnittfläche erzeugt.

Der Schneidspalt ist abhängig von der Dicke und Festigkeit des Werkstückstoffs.

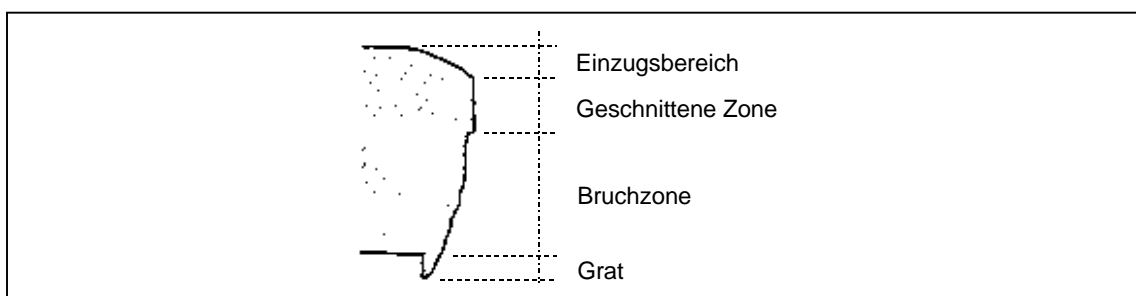
Der Schneidspalt soll so gewählt werden, dass die von Stempel und Matrizen-schneidkante ausgehenden Risse aufeinander zulaufen.

3.2 Die Schnittfläche (richtige Schneidspalt)

Eine durch Normalschneiden erzeugte Schnittfläche weist stets getrennte Schnitt- und Bruchzonen auf.

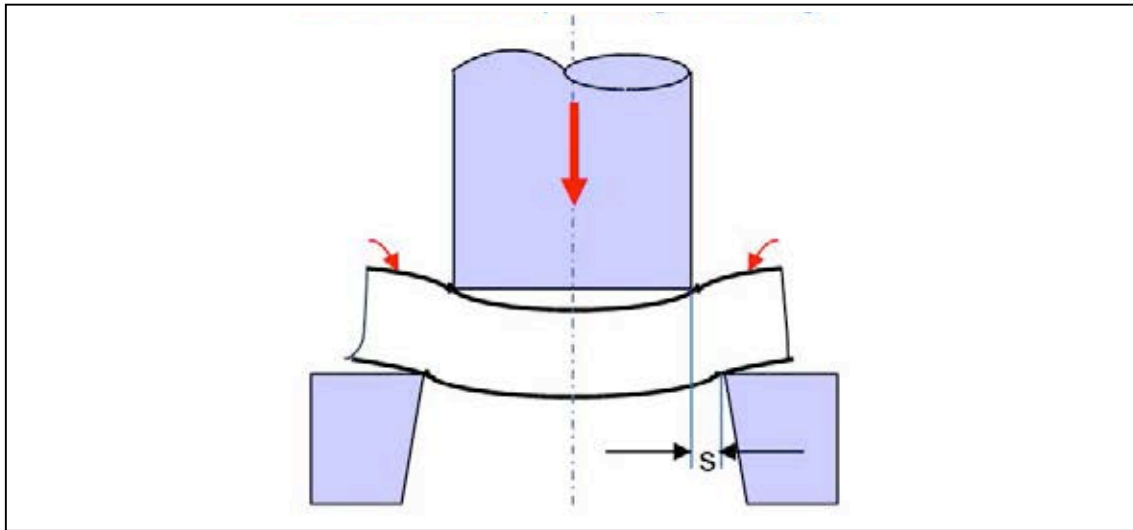
Die Schnittfläche ist durch den Einzugsbereich und die Bruchzone nicht besonders glatt. Geringe Schneidkräfte führen zu weniger Werkzeugverschleiß.

Abbildung 6



3.2.1 Schneidspaltvergrößerung

Abbildung 7



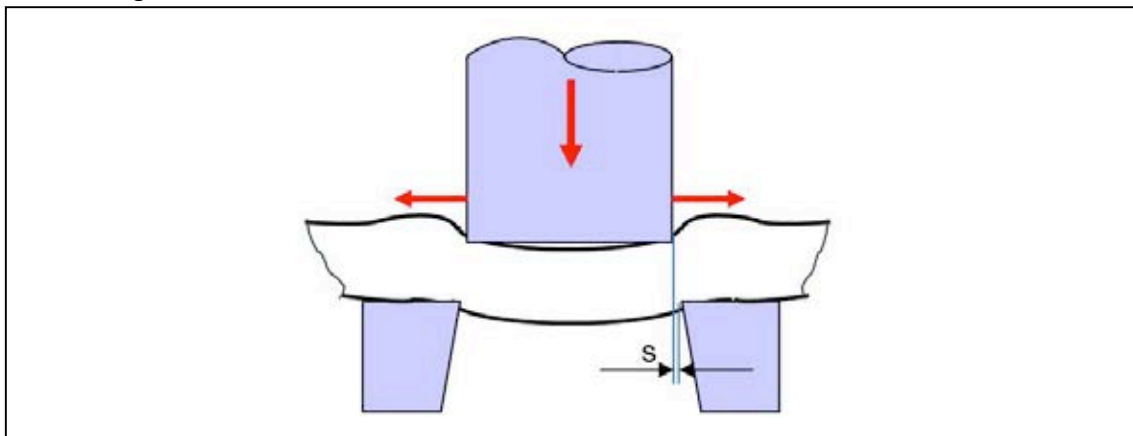
Eine Schneidspaltvergrößerung bewirkt bei plastisch leicht verformbaren Werkstückstoffen eine Vergrößerung der Einzugszone. Höhere Biegemomente führen zum Auswölben. Die Risse treffen sich nicht – das Material wird aufgerissen.

Die Flächen werden rau und es entsteht ein wulstiger Grat.

Bei hochfesten Blechen ($R_m > 700 \text{ MPa}$) kann durch Schneidspaltvergrößerung die Schneidkraft verringert werden.

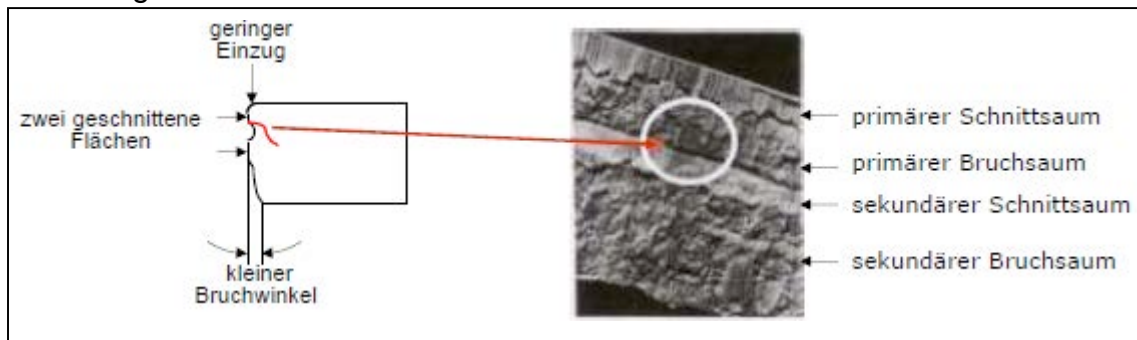
3.2.2 Schneidspaltverringering

Abbildung 8



Der Stempelverschleiß nimmt zu, da der Stempel über eine breiter geschnittene Zone reibt. Der adhäsive Verschleiß nimmt zu. Hohe Schneidkräfte bergen die Gefahr von Schneidkantenausbrüchen. Die Rückzugskräfte steigen. Es gibt eine Gefahr von versteckten Rissen.

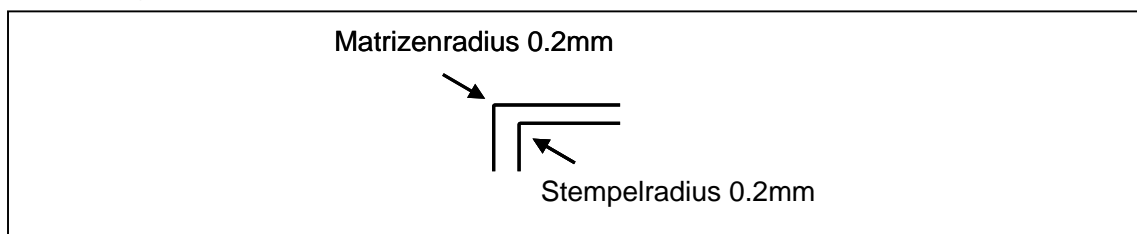
Abbildung 9



- Die Einzugszone wird kleiner, da geringere Biegemomente vorliegen.

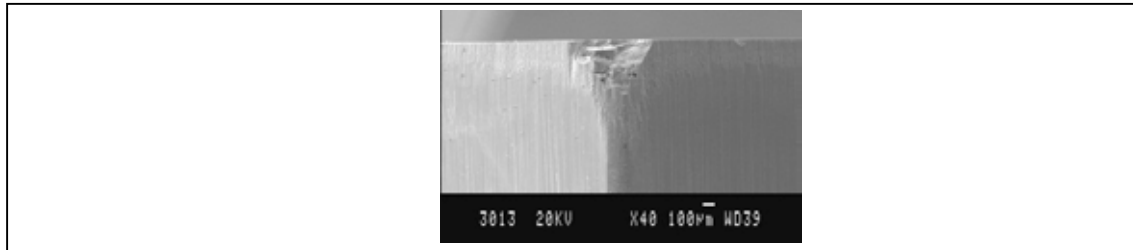
3.2.3 Eck- und Kantenradien viereckiger Matrizen und Stempel

Abbildung 10



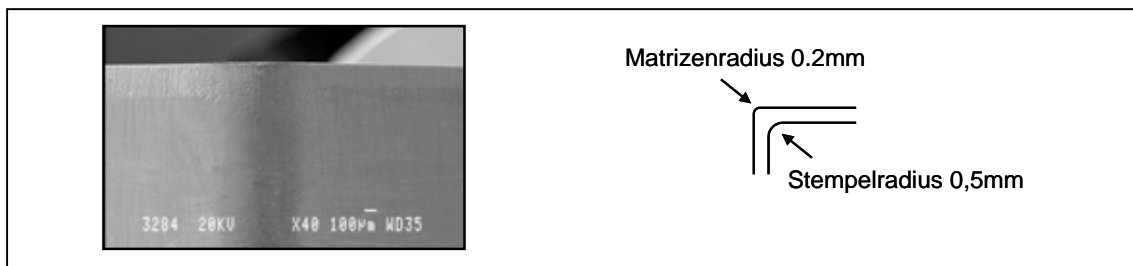
Gleich kleine Radien am Stempel und Matrize führen zu einem engen Schneidspalt und zu hohen Schneidkräften an dieser Stelle.

Abbildung 11



Verschiedene große Radien an Stempel und Matrize (wie abgebildet) führen zu einem größeren Schneidspalt und zu geringeren Schneidkräften. Die Bruchgefahr wird geringer, sowie die Neigung zu adhäsivem Verschleiß.

Abbildung 12



Der Einzugsbereich verkleinert sich. Falls der Butzen das Gutteil wird, muss die Matrize im Eckbereich „freigemacht“ werden.

3.2.4 Einfluss des Schneidspalts auf das Aussehen der geschnittenen Flächen

Tabelle 1



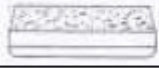
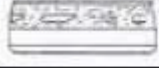
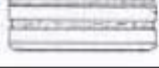
Einfluss des Schneidspalts auf das Aussehen der geschnittenen Flächen (Baustahl mit 210 HB)						
Schnittflächen- Aussehen	Schneidspiel= 2xSchneidspalt	Bruch- winkel	Einzug t=Materialstärke	Schnittfläche t=Materialstärke	Bruchfläche t=Materialstärke	Grat
1 	17-21%	14-16°	10-20%t	10-20%t	70-80%t	groß
2 	11,5-12,5%	8-11°	8-10%t	15-25%t	60-75%t	normal
3 	8-10%	7-11°	6-8%t	25-40%t	50-60%t	normal
4 	5-7%	6-11°	4-7%t	35-55%t	35-50%t	mittel
5 	1-2%	÷	2-5%t	50-70%t	25-45%t	groß

Tabelle 2

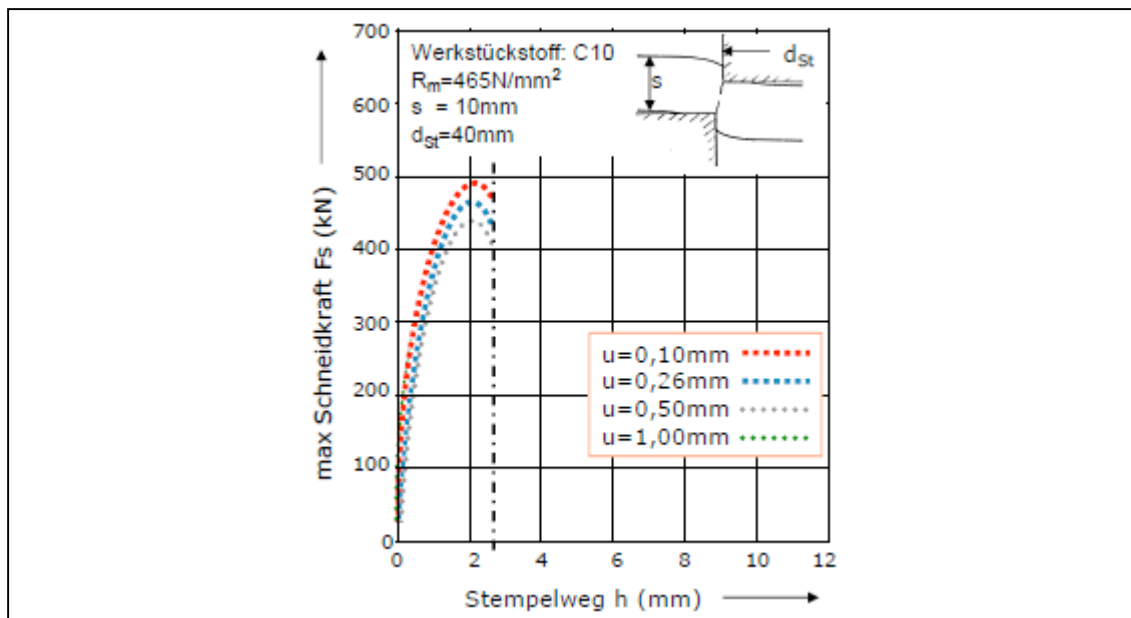
Schneidspalte

Dicke [mm]	Docol 800 DP	Docol 1000 DP	Docol 1200M	Docol 1400M
2	14-16%	14-16%	14%	12-14%
1,5	14%	12-14%	12-14%	12%
1	12-14%	12%	10-12%	10-12%
0,5	12%	10-12%	10%	10%

Werkstückstoff	Schneidspalte:
weicher C-Stahl	ca. 4-5%
austenitischer Stahl	ca. 8-10%
hochfester Stahl	ca. 8-10%
gehärteter C-Stahl (46-56 HRC)	ca. 14-16%
Al-Legierungen (ausgelagert, > 160 HB)	ca. 10%

3.2.5 Schneidkraft – Weg – Verlauf in Abhängigkeit vom Schneidespalt

Abbildung 13



Auszug aus Schneidkraft in Abhängigkeit vom Schneidespalt nach Kremer UNI Stuttgart IFU

Abbildung 14

Die Rückzugskraft F_{RZ}
 Je nach Schneidespalt und Streckgrenzenverhältnis $R_{p0,2} / R_m$ beträgt
 $F_{RZ} \sim (0,01 \text{ bis } 0,4) F_s$
 Die Seitenkraft F_{RS} ist horizontal wirkend. Je nach Reibungskoeffizient und Auswölbung des Blechs.
 $F_{RS} = \sim (0,02 \text{ bis } 0,2) F_s$

4 Einfluss des Werkstückstoffs auf den Werkzeugverschleiß und auf die Schneidkraft

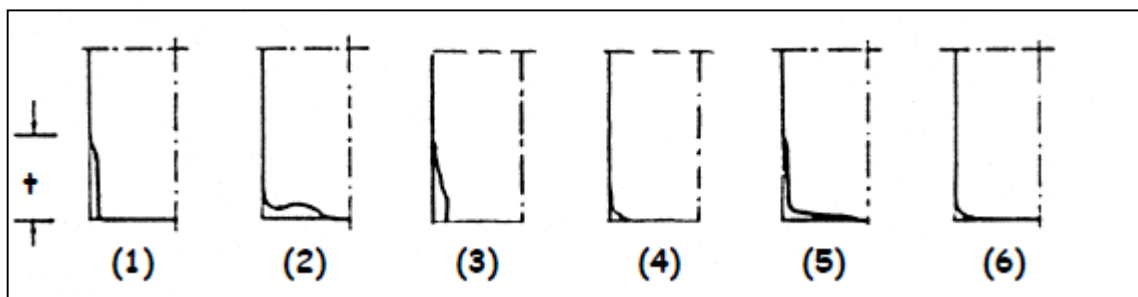
4.1 Zu den Verschleißprofilen

Mittels Mikro- und Makrobetrachtungen wurden an verschlissenen Stempel folgende Verschleißprofile nach dem Schneiden unterschiedlicher Werkstückstoffe beobachtet:

Abbildung 15

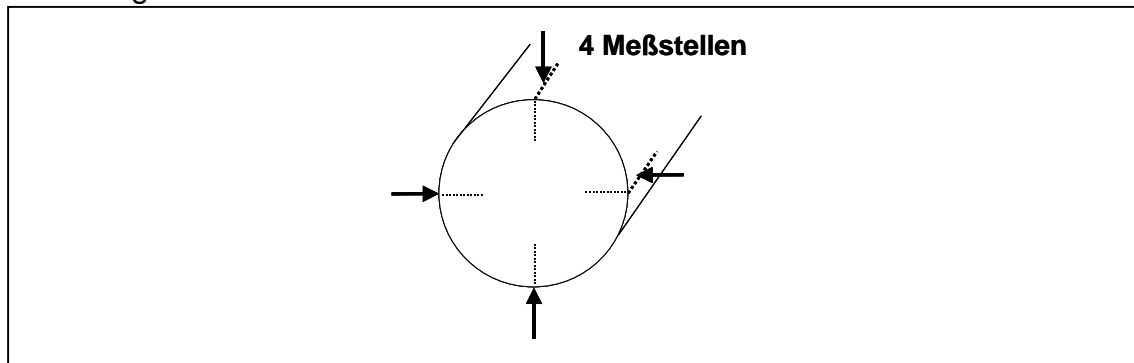
Verschleißprofile

- (1) austenitische, rostfreie Stähle, geglühte C-Stähle
- (2) kaltgewalzte C-Stähle
- (3) gehärtete C-Stähle
- (4) kohlenstoffarme Stähle
- (5) unbeschichtete Elektro-Bleche
- (6) beschichtete Elektro-Bleche



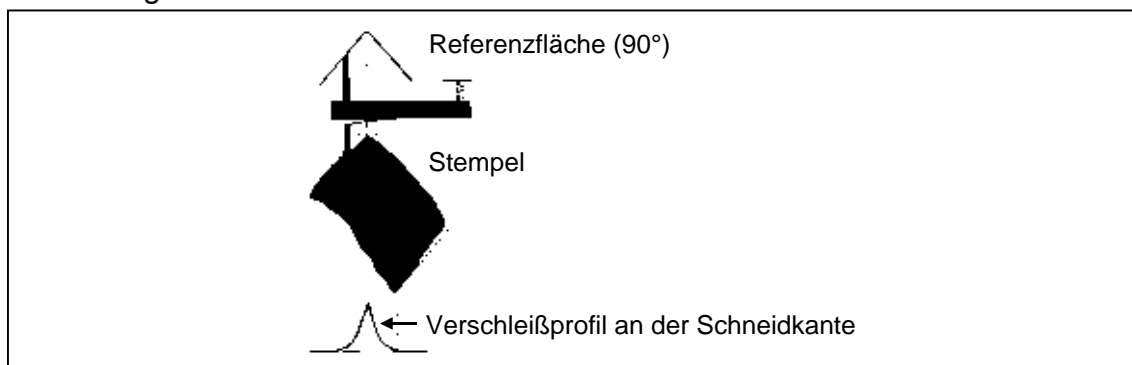
Der Stempelverschleiß wurde an vier Stellen der Stirn- und Mantelfläche der runden 10 mm Stempel gemessen.

Abbildung 16



Als Messgerät wurde ein Talysurfmeßgerät mit modifiziertem Messkopf verwendet.

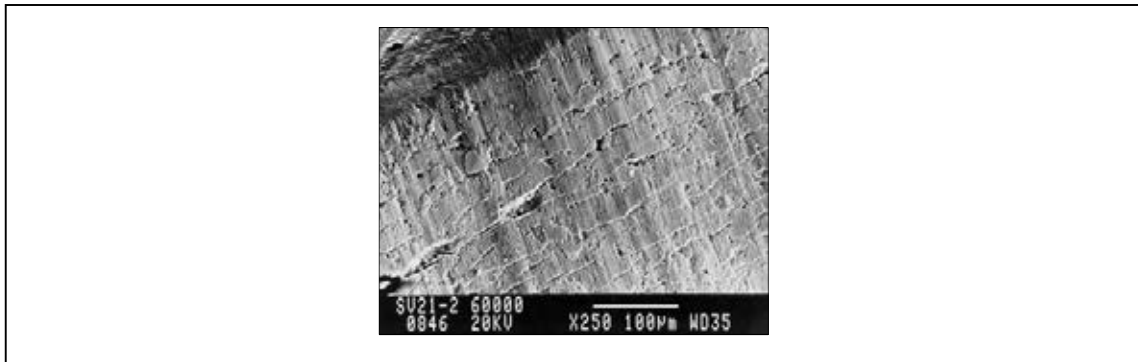
Abbildung 17



4.1.1 Austenitische, rostfreien Stähle und geblühte C-Stähle

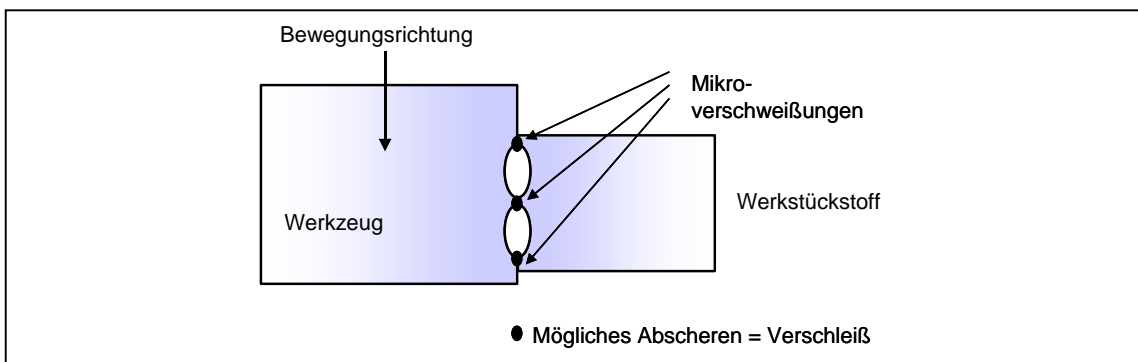
Ein starker Verschleiß auf den Mantelflächen ist zu beobachten. Der Verschleiß auf den Stirnflächen kann vernachlässigt werden. Man kann von einer „selbstschärfende“ Schneidkante reden, denn es ist nur eine geringfügige Schneidkantenverrundung feststellbar.

Abbildung 18



Das Bild zeigt die Mantelfläche in der Nähe der Schneidkante eines Stempels. Im Anfangsstadium hat der Werkstückstoff an der Oberfläche angehaftet (Mikroverschweißungen). Dieses Material wird durch die Relativbewegung des Stempels aus seiner Verankerung gerissen.

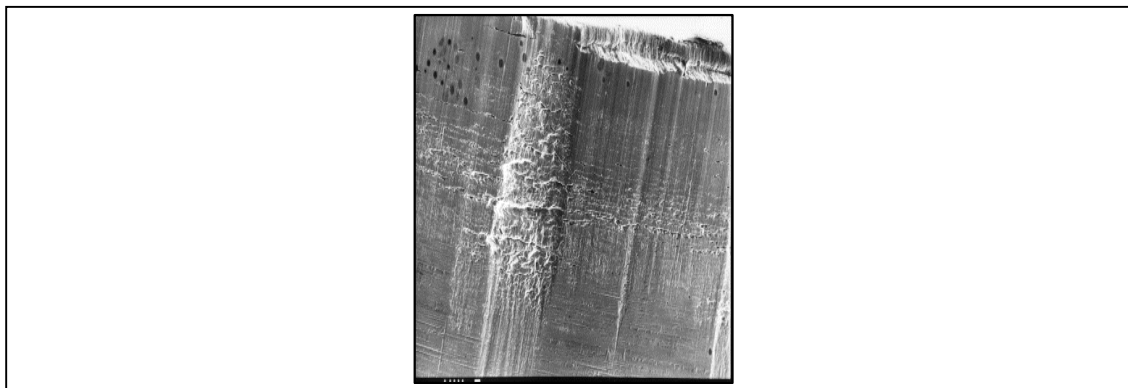
Abbildung 19



Dabei werden auch Partikel des Stempelmaterials frei und geraten so in die Arbeitsfuge zwischen Stempel und Werkstückstoff. Diese Bruchstücke des Stempelmaterials werden dann über die Mantelfläche des Stempels furchen, wenn der Stempel sich weiterbewegt. Das bedeutet, dass diese Bruchstücke abrasiven Verschleiß verursachen. Diese Kombination von adhäsiven und abrasiven Verschleiß überwiegt im Anfangsstadium.

Durch die verstärkte Verrauung der Mantelfläche werden mehr und mehr Schweißstellen entstehen. Diese großflächigen Bereiche werden flächenförmig ausbrechen und auf diese Art und Weise wird der Verschleiß sich verstärken.

Abbildung 20



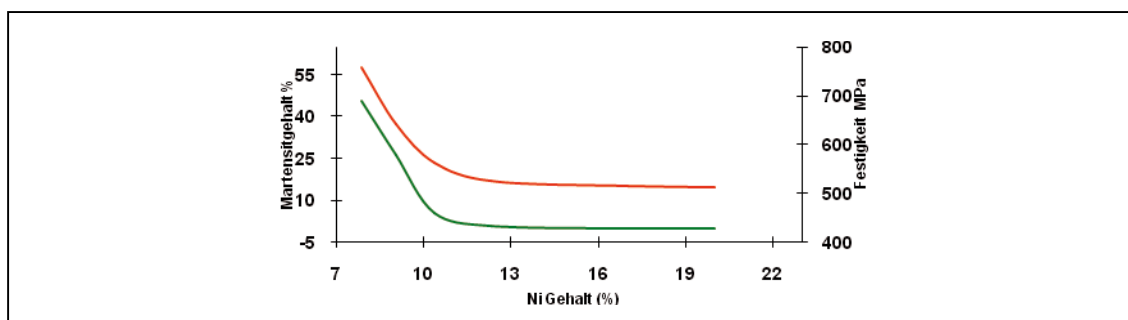
Die durch die Verschweißung entstandenen Querrisse werden sich verbinden und dann zu Mikroausbrüchen an der Schneidkante führen.

Der Verschleiß auf der Stirnfläche ist dagegen vernachlässigbar. Das bedeutet, wenn man den starken Verschleiß auf der Mantelfläche mit einbezieht, eine Selbstschärfung der Schneidkante. Die Schneidkante wird deshalb durch diesen Verschleißprozess nur äußerst geringfügig verrundet.

4.1.1.1 Besonderheiten des austenitischen Stahls

Beim Stanzen von austenitischen, rostfreien Stählen besteht das Risiko, dass sich ein Teil des Austenits in Martensit umwandelt, obwohl alle Legierungselemente und Eigenschaften innerhalb der Spezifikation liegen. Der Werkstückstoff wird härter und spröder.

Abbildung 21



Die Stabilität des Austenits wird durch den M_{d30} Wert ausgedrückt.

Dieser Wert gibt uns die Temperatur an, die bei 30% plastischer Deformation 50% Martensit erbringt. Dieser Temperatur soll unter 0°C liegen.

Das M_{d30} Äquivalent:

$$M_{d30} = 551 - 462(C+N) - 9,2Si - 8,1Mn - 29(Ni+Cu) - 13,7Cr - 18,5Mo - 68Nb - 1,42(KG - 8,0)KG = \text{Korngröße nach ASTM}$$

Tabelle 3

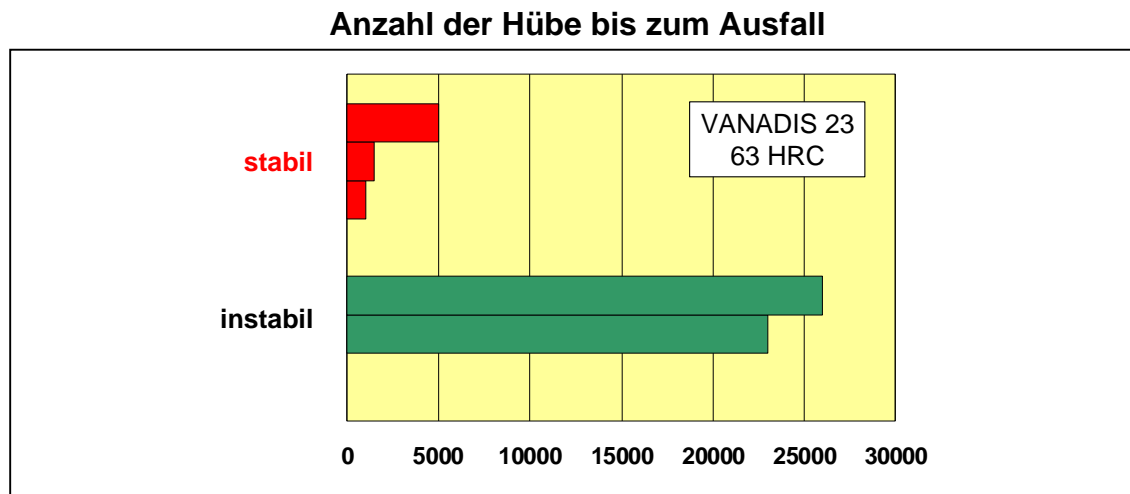
verhalten des Stahls	Stückanalyse							Korngröße ASTM	M_{d30} Wert (°C)
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N		
Stabil	0,04	0,44	1,74	17,9	9,5	0,44	0,058	7,5	-55
Instabil	0,04	0,47	1,11	17,8	8,0	0,34	0,039	7,5	+12
Differenz	÷	÷	0,63	÷	1,5	0,1	0,019	÷	67

Mechanische Eigenschaften des Stahls der W.-Nr. 1.4301 (Bandstärke 1mm)

Tabelle 4

verhalten des Stahls	Mechanische und technologische Eigenschaften des Stahls der W.-Nr.:1.4301 (Bandstärke 1mm)			
	$R_{p0,2}$ (MPa)	R_m (MPa)	A_5 (%)	HV
Stabil	295	650	65,6	157
Instabil	284	701	62	173

Abbildung 22

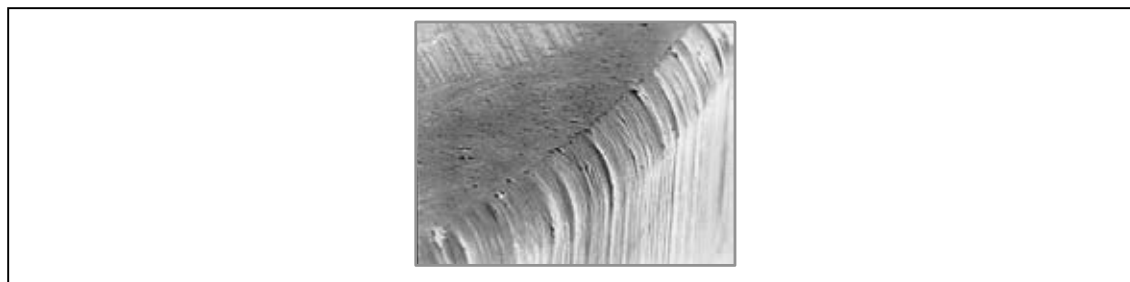


Ausbrüche sind sehr stark vom Duktilitätsverhalten des Werkzeugstahls abhängig. Die Gefahr von Ausbrüchen aber auch plastischer Verformung bzw. Rissbildung und Bruch nimmt mit der Belastung zu, d.h. bei zunehmender Stärke und Festigkeit des Werkstückstoffs. Das obige Schaubild verdeutlicht diesen Zusammenhang, dass mehr Schnitte im weicheren, austenitischen Material gemacht wurden.

4.1.2 Kaltgewalzter C-Stahl

Die Karbide im Werkstückstoff verursachen den abrasiven Verschleiß an den Schneidkanten. Manchmal kommt es zu Stirnflächenverschleiß in Form eines Kraters auf der Stirnfläche.

Abbildung 23



Dieses Phänomen der Kraterbildung auf der Stirnfläche wie es in dem Bild des Verschleißprofils gezeigt wurde, kommt immer dann vor, wenn kaltverformter Bandstahl mit einem Verformungsgrad mit $> 20\%$ geschnitten wird. Dieser Effekt wurde bei einer Kaltverformung mit einem Reduktionsgrad von nur 10% nicht festgestellt.

4.1.3 Gehärteter C-Stahl und hochfeste Bleche

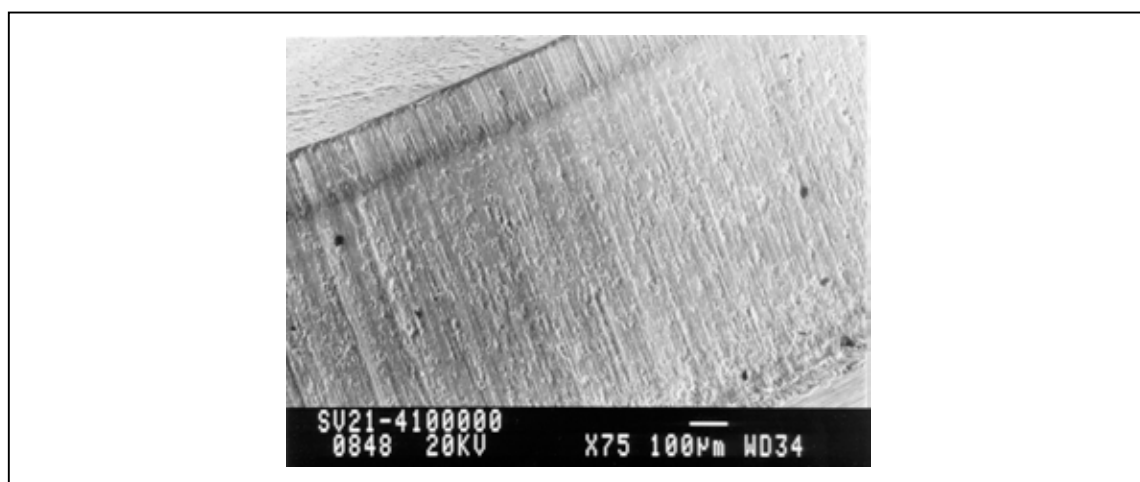
4.1.3.1 Gehärteter C-Stahl

Der Verschleiß kann in zwei Bereiche eingeteilt werden:

- o starker Verschleiß auf der Stirnfläche
- o Schneidkantenverschleiß (ca. 15% des Gesamtverschleißes)

Abbildung 24

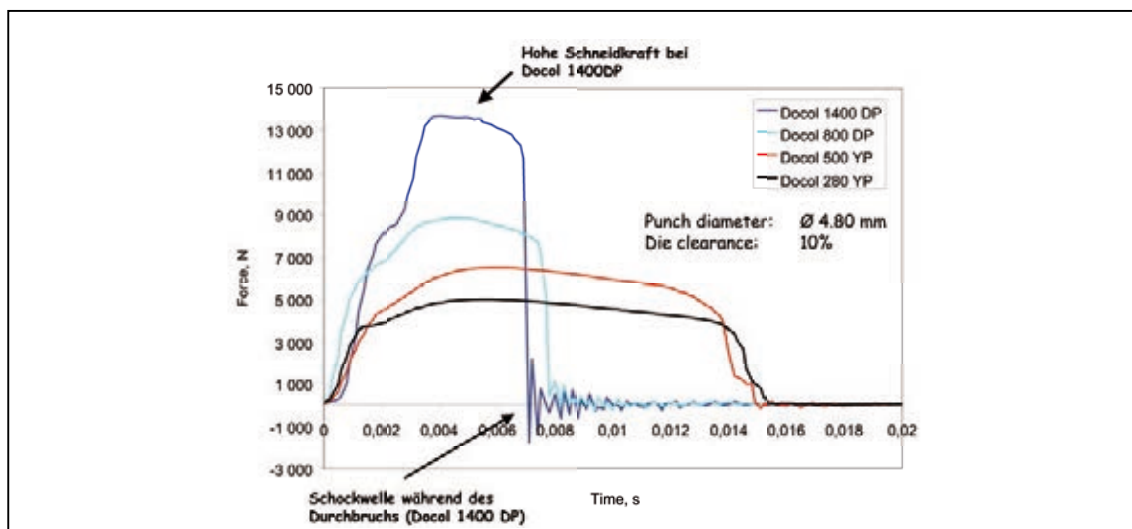
SVERKER 21(1.2379)Stempel
Werkstückstoff C75, 46 HRC
Schneidkante nach 100.000 Hieben



4.1.3.2 Hochfeste Bleche

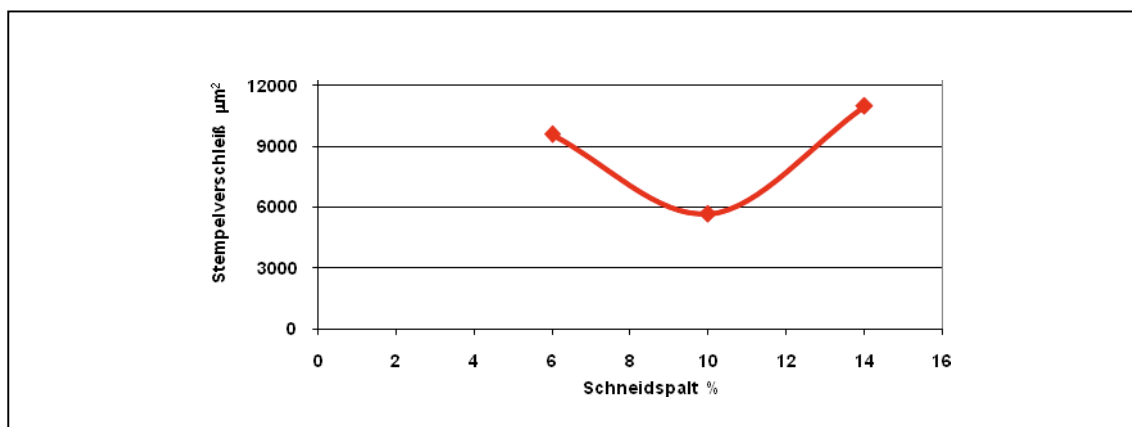
Bedingt durch die höhere Festigkeit, ist mit höheren Schnitt- und Rückzugskräften zu rechnen. Geschnitten wurden hochfeste Bleche mit 800 und 1400 MPa Festigkeit.

Abbildung 25



Mit der richtigen Härte, Stahlsorte und dem richtigen Schneidspalt ist man in der Lage ähnlich viele Teile zu schneiden wie bei den höher festen Baustählen.

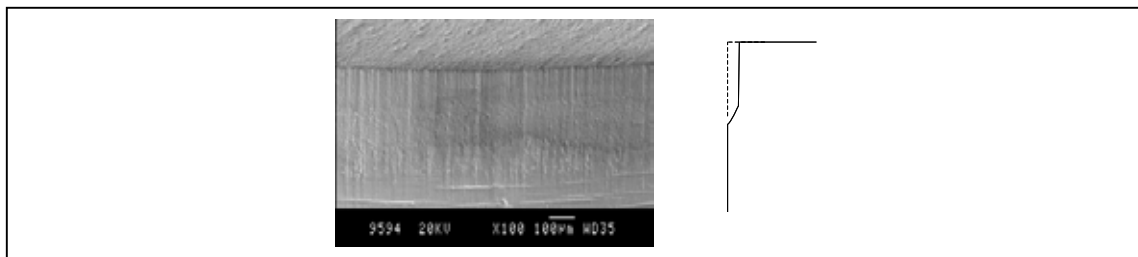
Abbildung 26



Für 1 mm Bleche ist eine Arbeitshärte von 60 HRC die richtige Wahl. Pulvermetallurgische Stähle (z. B. VANADIS 4 und VANADIS 6) zeigen in dieser Disziplin den geringsten Verschleiß.

Abbildung 27

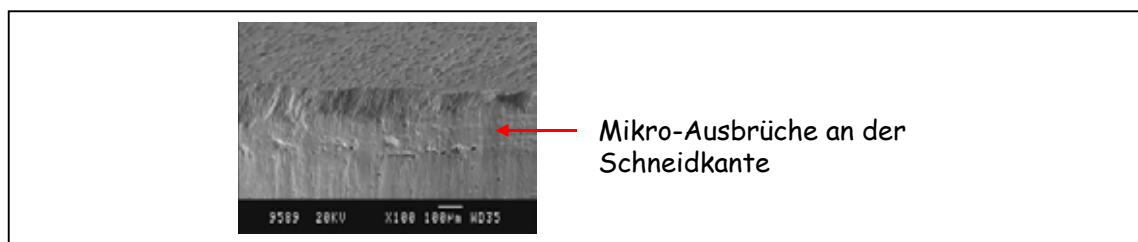
PM-Stahl
VANADIS 4 bei 60 HRC



Die Schneidkante ist noch sehr gut und weist keine Mikro-Ausbrüche und Ermüdungsrisse nach 140000 Hüben auf. Dagegen gibt es beim schmelzmetallurgischen Stahl der W.-Nr. 1.2379 diese Ausbrüche und Ermüdungsrisse wie sie im nachstehenden Bild zu erkennen sind.

Abbildung 28

W.-Nr: 1.2379 bei 60 HRC



4.1.3.3 Hochfeste Bleche mit $R_m = 1400$ MPa im Vergleich zum gehärteten C-Stahl

Der Stempelverschleiß beim Schneiden von einem gehärteten C-Stahl ist sehr viel höher als beim Schneiden von Docol 1400DP.

Bei Docol 1400DP tritt der Verschleiß an der Schneidkante auf. Bei einem gehärteten C-Stahl tritt der Verschleiß an der Mantelfläche auf. In beiden Fällen ist die Verschleißart gleich.

Bei vorgenommenen Versuchen lag ein Schneidspalt von 6% zugrunde. Bei gehärteten C-Stählen wird in der Regel mit einem Schneidspalt von 12-15% gearbeitet.

4.1.4 Kohlenstoffarme C-Stähle (0,07%C)

Herausragende Karbide im Werkzeugstahl können aus der Stirnfläche und der Schneidkante herausgerissen werden und so abrasiven Verschleiß verursachen.

Die Mantelfläche unterliegt adhäsivem Verschleiß.

4.1.5 Beschichtete Elektro-Bleche

Eine ca. 2µm dünne organische Schicht wirkt als Schmiermittel und reduziert den Verschleiß. Der verbleibende Verschleiß tritt nur an den Kanten auf und ist abrasiver Natur.

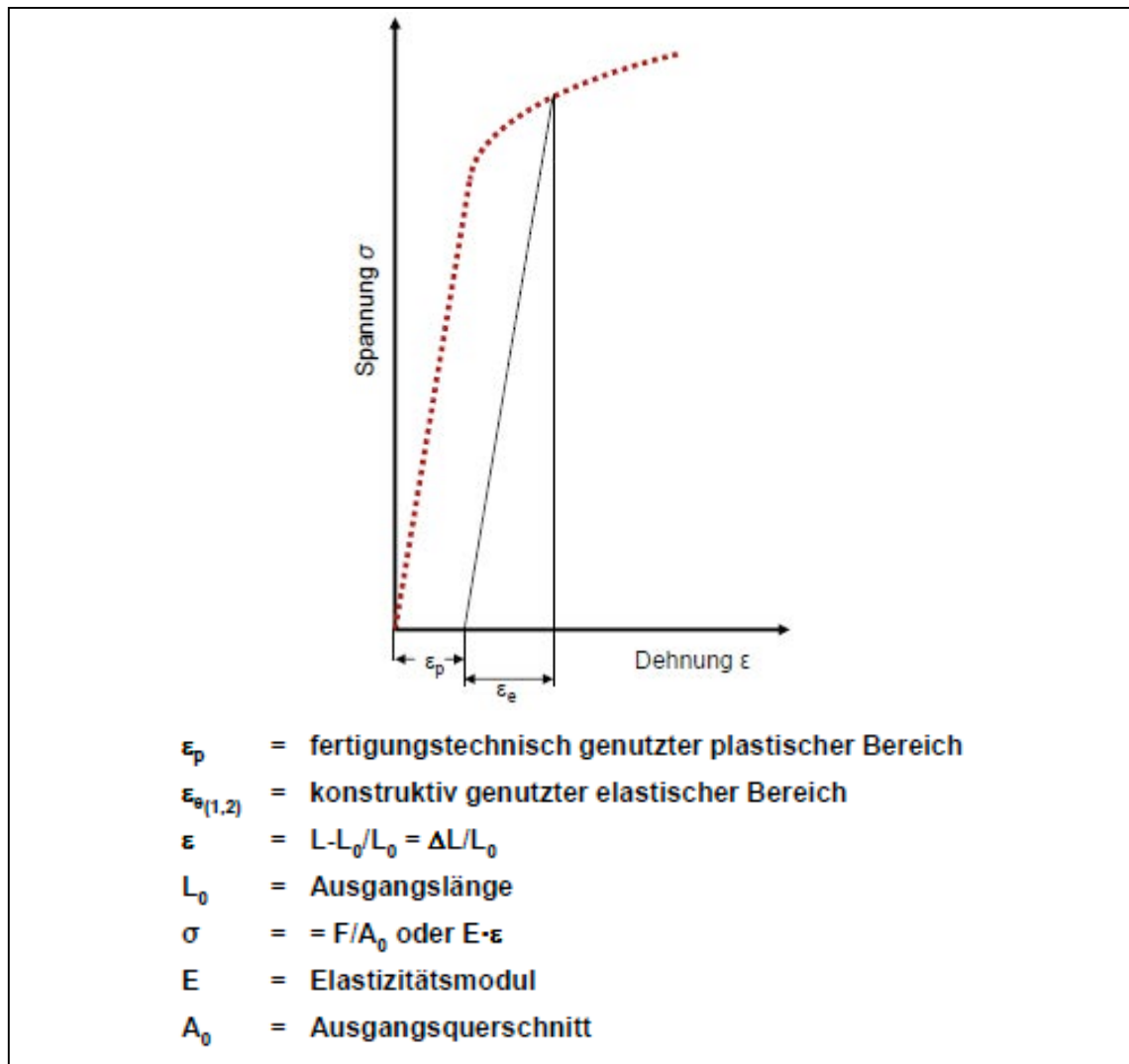
4.1.6 Unbeschichtete Elektrobleche

Kanten und Stirnfläche verschleifen ähnlich wie beim kaltgewalzten Stahl. Die Mantelfläche unterliegt abrasiven Verschleiß, bedingt durch Abplatzungen des Stempels. Stirnfläche und Schneidkanten werden durch SiO₂-Partikel (< 1µm) in der Werkstückstoffoberfläche abrasiv verschliffen.

4.1.7 Elastische und plastische Dehnung des Werkstückstoffs

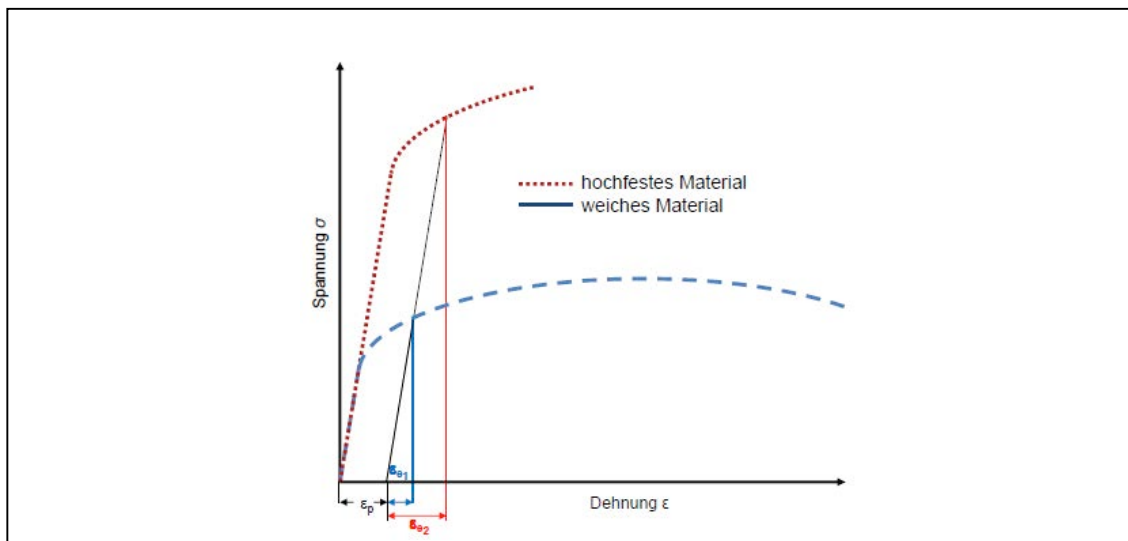
Wie bereits schon erwähnt, verformt sich das umzuformende oder zu schneidende Material elastisch und plastisch. Veranschaulicht wird dies, durch das Spannungs-Dehnungs-Diagramm.

Abbildung 29



Der elastische Anteil ϵ_e , auch Rückfederung genannt, ist abhängig von der Festigkeit und dem Elastizitätsmodul des Werkstückstoffs. Beim Schneiden wirkt der elastische Anteil eher störend, während er für die Konstruktion ein wichtiger Kennwert ist.

Abbildung 30



Der Vergleich der beiden Spannungs-Dehnungs-Kurven macht deutlich, dass die plastische Dehnung ϵ_p in beiden Fällen gleich ist. Die elastische Dehnung ϵ_{e2} des hochfesten Blechs fällt höher aus und damit auch dessen Rückfederung.

4.1.8 Karbidmengenanteil des Werkstückstoffs

Die verschiedenen Werkstückstoffe verursachen unterschiedlichen Stempelverschleiß.

Es gibt auch Unterschiede innerhalb einer Gruppe.

Elektro-Bleche werden oft in zwei Gruppen eingeteilt, je nachdem wie viel Verschleiß sie verursachen.

Jene mit einem hohen Si-Gehalt von ca. 2,5% verursachen einen stärkeren Werkzeugverschleiß als jene mit einem geringen Si-Gehalt von ca. 1%.

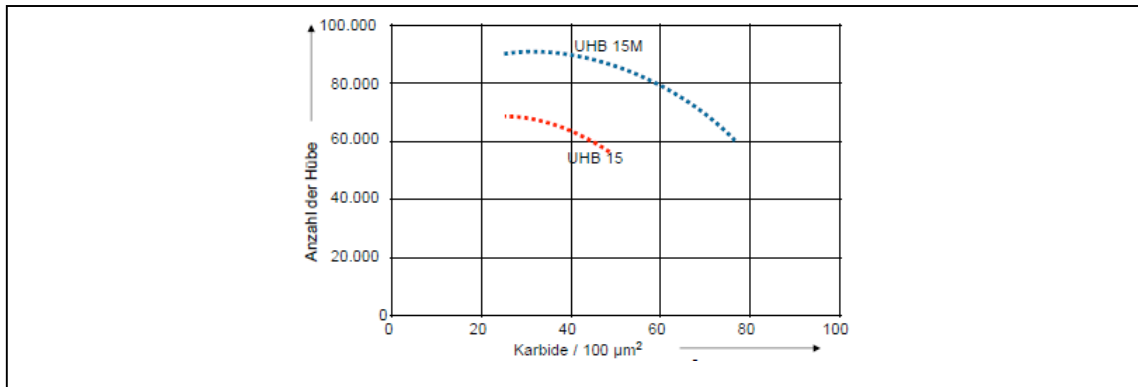
Grund: der größere Gehalt an hartem SiC (ca. 2400 HV).

4.1.9 Wärmebehandlungszustand

Die Schneidbarkeit von Stählen mit derselben chemischen Zusammensetzung ist abhängig vom Wärmebehandlungszustand.

Die Schneidbarkeit von zwei 0,75% C-Stählen ist abhängig von deren Karbidmenge, die wiederum vom Wärmebehandlungszustand beeinflusst wird.

Abbildung 31



4.1.10 Restaustenitgehalt

Im Moment des Schneidens wird eine Zone mit einem hohen Deformationsgrad gebildet. Es ist möglich, dass der Restaustenit in dieser Zone in harten, nicht-angelassenen Martensit umgewandelt wird.

Dies kann entweder zu einem positiven oder negativen Effekt führen.

Positiver Effekt: Die harte Zone verursacht ein frühzeitiges Brechen des Werkstückstoffs, wodurch Verschleiß am Stempel reduziert wird.

Negativer Effekt: Die harte Zone verursacht Ausbrüche am Stempel.

4.1.11 Nichtmetallische Einschlüsse

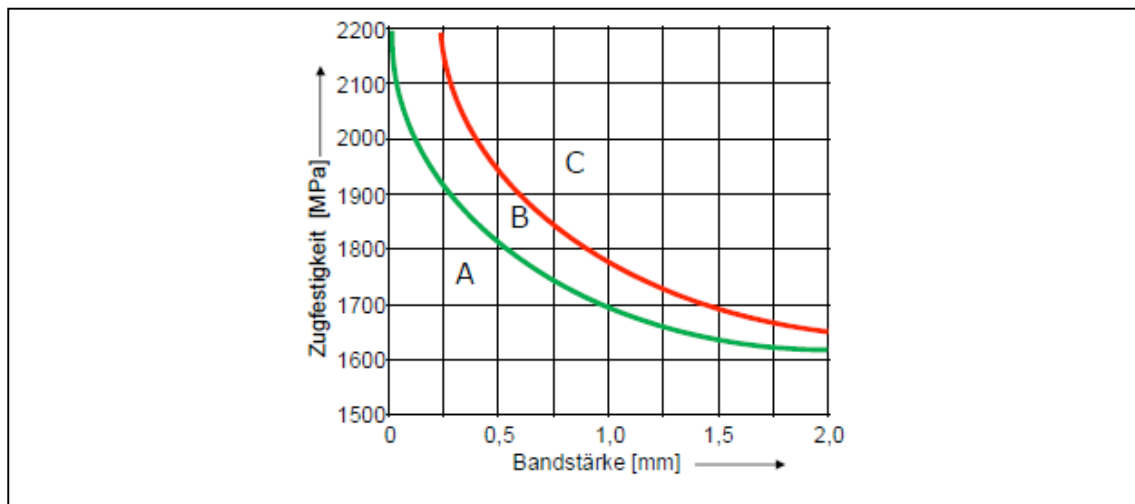
Harte, nichtmetallische Einschlüsse wirken in der gleichen Weise wie Karbide. Die Anwesenheit von Schwefel (in Form von weichen Sulfiden) im Werkstückstoff wirkt sich jedoch günstig auf die Schneidbarkeit aus (wie bei der Zerspannung).

4.1.12 Mechanische Eigenschaften

Die Härte, die Streckgrenze, die Zugfestigkeit und die Zähigkeit des Werkstückstoffs üben einen großen Einfluss auf das Verschleißverhalten des Werkzeugs auf.

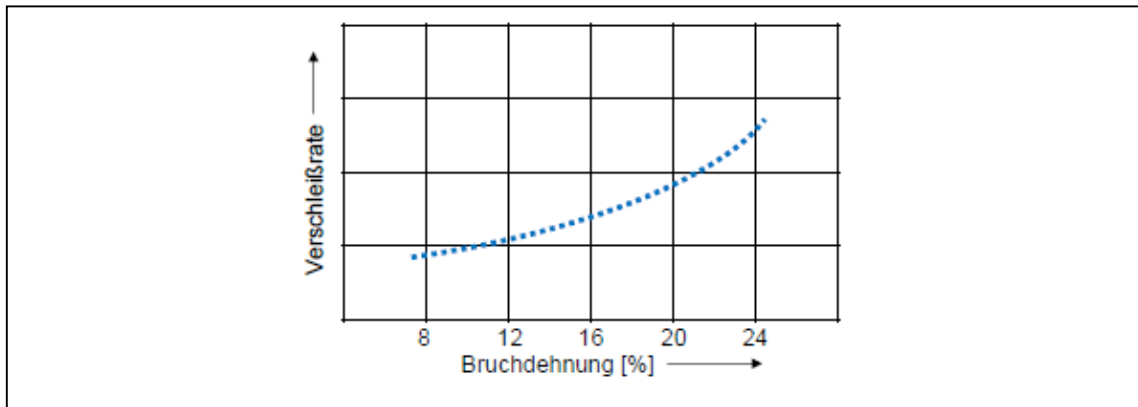
Wenn beispielsweise gehärteter Stahl geschnitten werden soll, so bestimmt die Härte bzw. die Zugfestigkeit ob dies möglich ist oder nicht.

Abbildung 32

Schneidbarkeitsgrenzen für gehärteten Stahl**A: Schneiden unter normalen Bedingungen****B: Unter günstigen Bedingungen ist es möglich zu schneiden.****C: In diesem Bereich ist ein Schneidprozess nicht zu empfehlen.**

Die Zähigkeit des Werkstückstoffs ist zum Teil vom Umformungsgrad des gewalzten Materials abhängig. Der Werkzeugstahlverschleiß steigt mit der Zähigkeit, weil der Stempel tiefer eindringen muss, um das Reißen des Werkstückstoffs auszulösen. Das folgende Diagramm zeigt die Abhängigkeit des Verschleißes von der Bruchdehnung (Duktilität / Dehnung).

Abbildung 33



Die folgenden Diagramme zeigen die Grathöhe und den Stempelverschleiß in Abhängigkeit der Bruchdehnung für den unlegierten Stahl CK 75 mit 0,72% C.

A = Nach dem Walzen weichgeglüht mit 26% Bruchdehnung

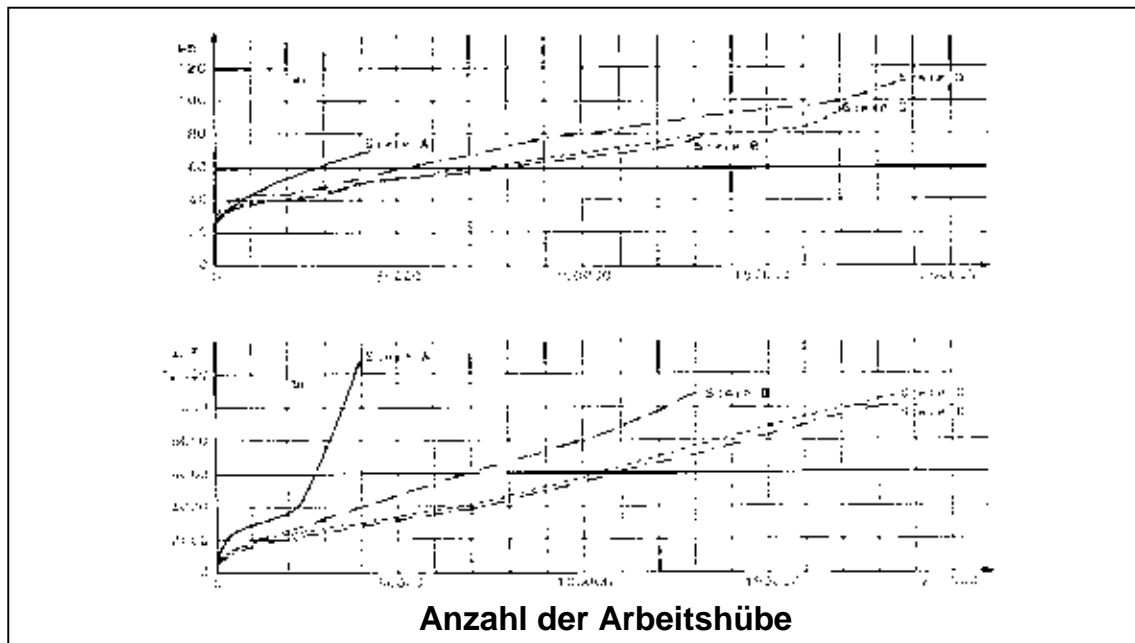
B = 3%-ige Reduktion mit 17% Bruchdehnung

C = 10%-ige Reduktion mit 10% Bruchdehnung

D = 20%-ige Reduktion mit 6% Bruchdehnung

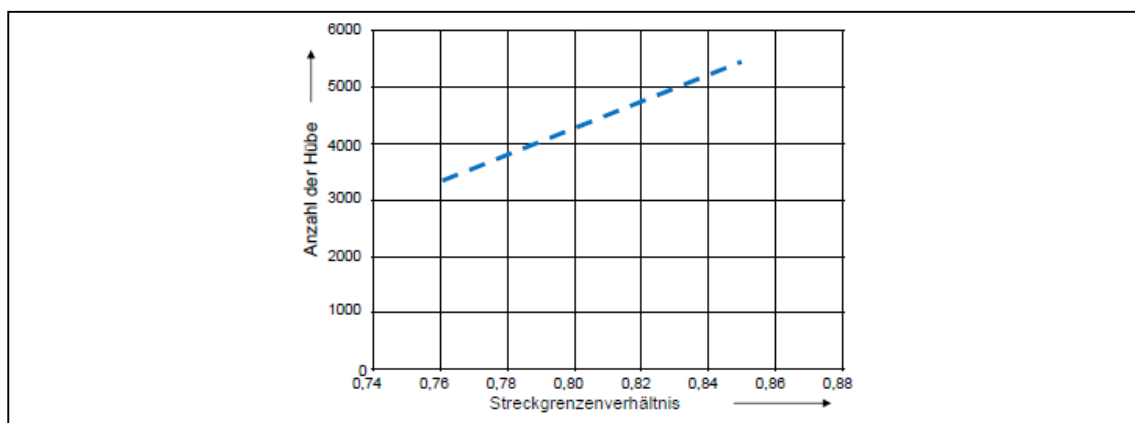
Band A mit der höchsten Bruchdehnung verursacht den stärksten Verschleiß und Grat. Der Verschleiß ist hauptsächlich auf der Mantelfläche zu finden. Während die Bänder B bis D zur Schneidkantenverrundung führen. Darüber hinaus verursacht Band D mit dem höchsten Verformungsgrad Stirnflächenverschleiß. Band A weist auch den größten Bruchwinkel auf. Je zäher der Werkstückstoff ist, desto höher ist die Deformation bevor sich Risse bilden. Das führt zu einer größeren, geschnittenen Zone am gestanzten Teil.

Abbildung 34



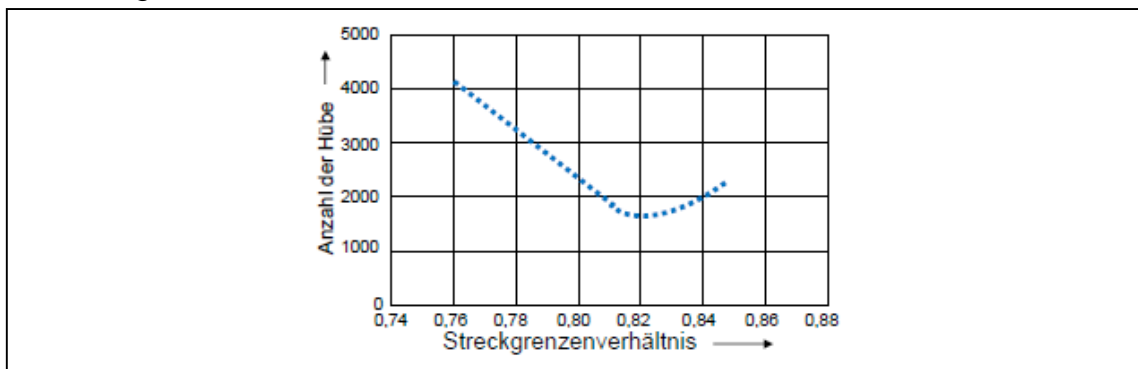
Streckgrenze / Zugfestigkeit des Werkstückstoffs. Ein höheres Streckgrenzenverhältnis ($R_{p0,2} / R_m$) führt zu einer besseren Schneidbarkeit, wenn der Stemperverschleiß als Bewertungsmaßstab herangezogen wird.

Abbildung 35



Im Gegensatz hierzu erweist sich ein Streckgrenzenverhältnis von 0,82 als günstig, wenn die Grathöhe bewertet wird Anzahl der Hübe bis eine Grat Höhe von 60 μm erreicht wird

Abbildung 36



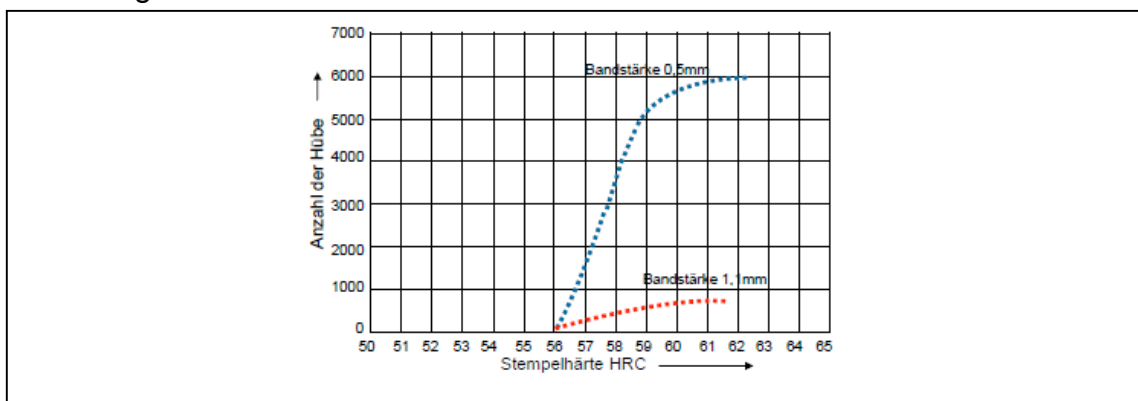
4.1.13 Werkstückstoffdicke

Die Dicke des zu schneidenden Materials hat einen starken Einfluss auf den Werkzeugverschleiß. Dies gilt speziell für gehärtetes Material. Das Diagramm zeigt die Wichtigkeit der Werkzeughärte. Der getestete Werkzeugstahl (W.-Nr. 1.2379) hatte Härten von über 56 HRC. Eine Arbeitshärte von mehr als 62 HRC bringt die Gefahr von Kantenausbrüchen.

Verschleiß und Stempelhärte

Anzahl der Hiebe bis ein Verschleißwert von $6000 \mu\text{m}^2$ erreicht wird.

Abbildung 37



4.1.14 Oberflächenbeschaffenheit des Werkstückstoffs

Viele Bandmaterialien weisen einen Oberflächen Belag auf, der das Verschleißverhalten beeinflusst. Kaltgewalzte Bänder weisen häufig einen dünnen Belag an Ölresten von der Kaltumformung auf, oder sie sind mit einem Rost-

schutz Öl versehen. Dieses führt zur Verringerung des Werkzeugverschleißes. Organische Beläge auf Elektro-Blechen wirken wie eine Schmierung und erhöhen die Schneidbarkeit. Der charakteristische Stirnflächenverschleiß wird dadurch drastisch reduziert.

Der kornorientierte (Textur) Si-Stahl wird häufig mit MgO beschichtet, um das Zusammenschweißen der gewickelten Bänder während der Hochtemperaturglühung zu vermeiden. MgO wirkt sehr abrasiv und unterstützt den Werkzeugverschleiß. Blaues, poliertes Band wurde einer Oxidationsbehandlung bei 580°C unterzogen.

Dieser Belag verursacht einen Schleifeffekt und unterstützt den Verschleiß (Abrasion). Eine Oxidschicht auf einem 13%-igen Cr-Stahl führt zu mehr Verschleiß an den Werkzeugen besonders beim Feinschneiden des Materials

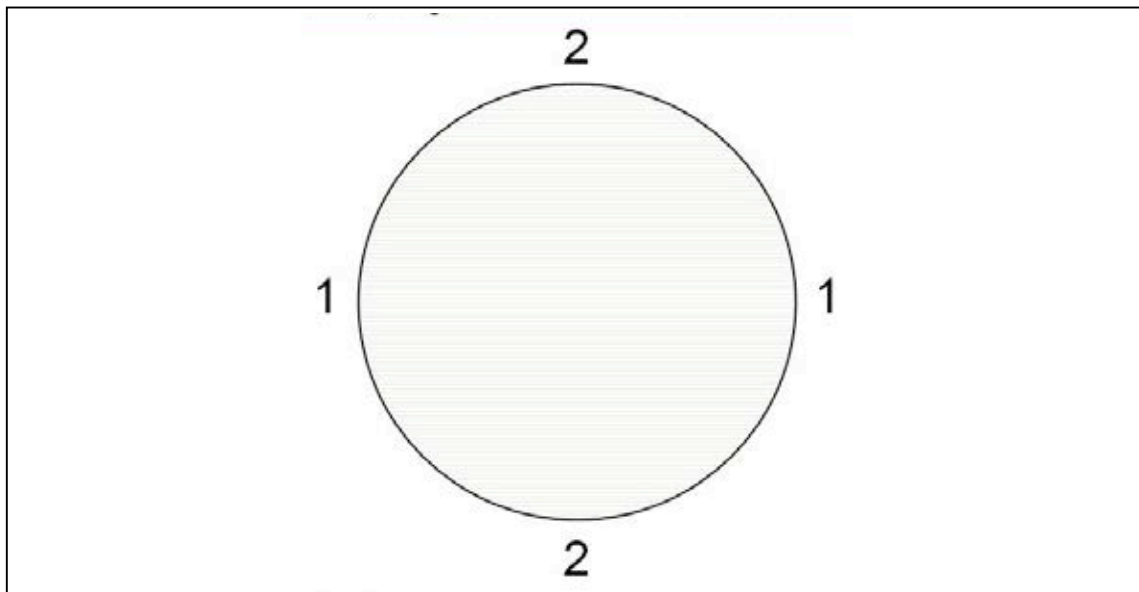
In diesem Fall ist ein weichgeglühter Zustand mit einer blanken Oberfläche vorzuziehen.

Korrosionsbeständige austenitische Stähle können auch im blanken, weichen Zustand geliefert werden, wenn die Oberfläche während des Wärmebehandlungsprozesses geschützt wird.

4.1.15 Die Walzrichtung des Werkstückstoffs

Die Gratbildungsverhalten ist Abhängig von der Walzrichtung. Komponenten die von einem Band mit ausgeprägter Anisotropie geschnitten werden, weisen bis zu 50% unterschiedliche Grathöhen auf, wenn man die Bereiche die parallel mit den Bereichen die quer zur Walzrichtung laufen, vergleicht.

Abbildung 38

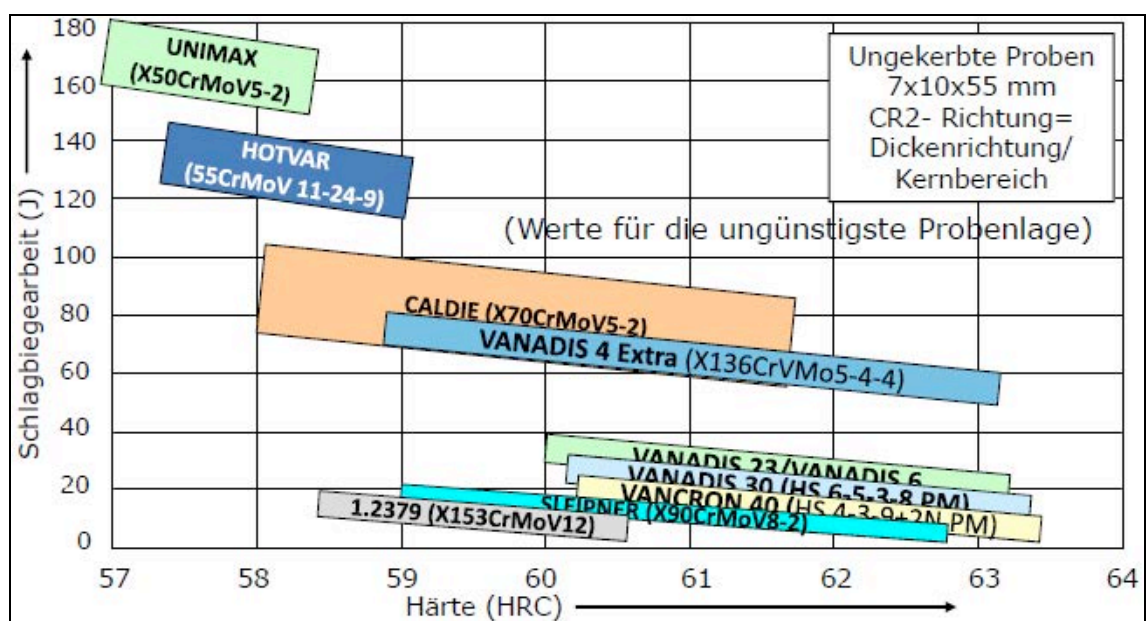


Der Grat ist in Position 2 größer als der Grat in Position 1 (Walzrichtung)

5 Welche Werkzeugstähle eignen sich

Die Schlagbiegearbeit als Maßstab für den Widerstand gegen Ausbrüche gemessen an ungekerbten Proben aus Stabquerrichtung/Mittenbereich

Abbildung 39



Wahl der Kaltarbeitsstähle in Abhängigkeit von der Serienlänge, Festigkeit des Werkstückstoffs und der Geometrie des zu schneidenden Teils

Abbildung 40

Werkzeugstahlwahl in Abhängigkeit von der Serienlänge und dem Schneidaufwand

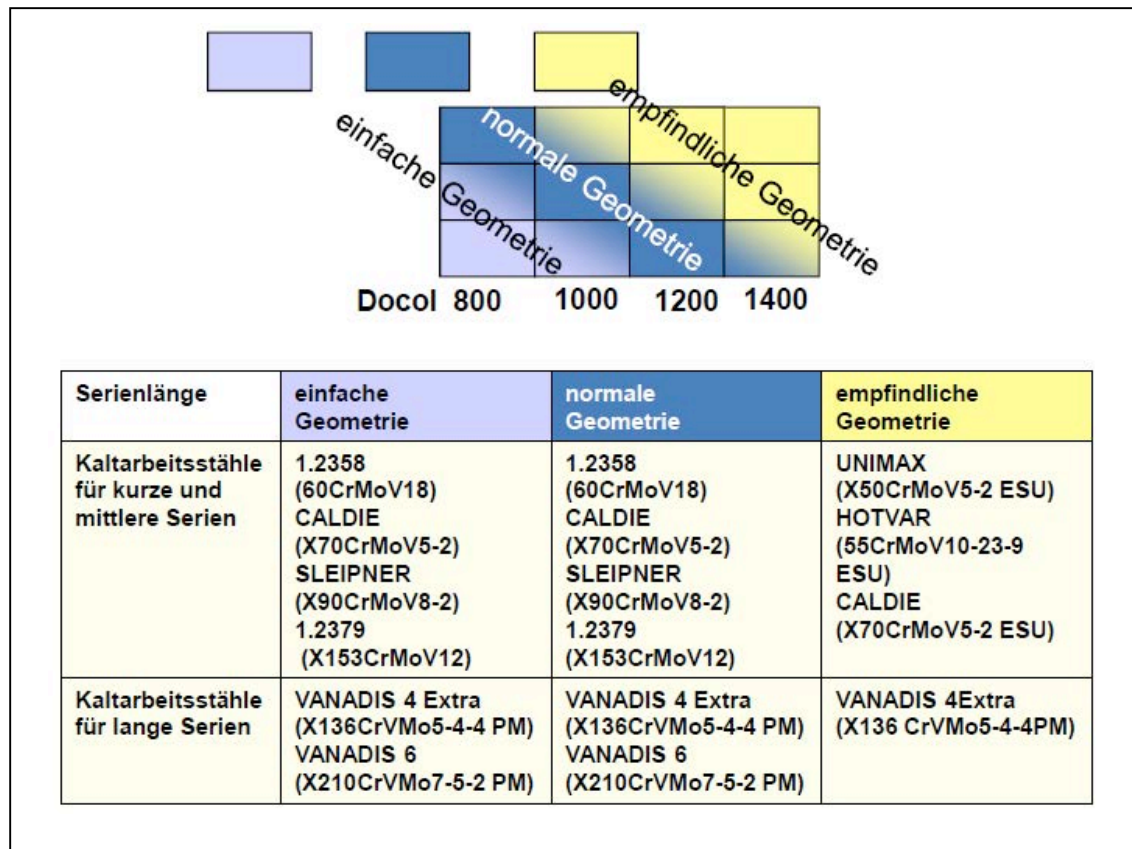
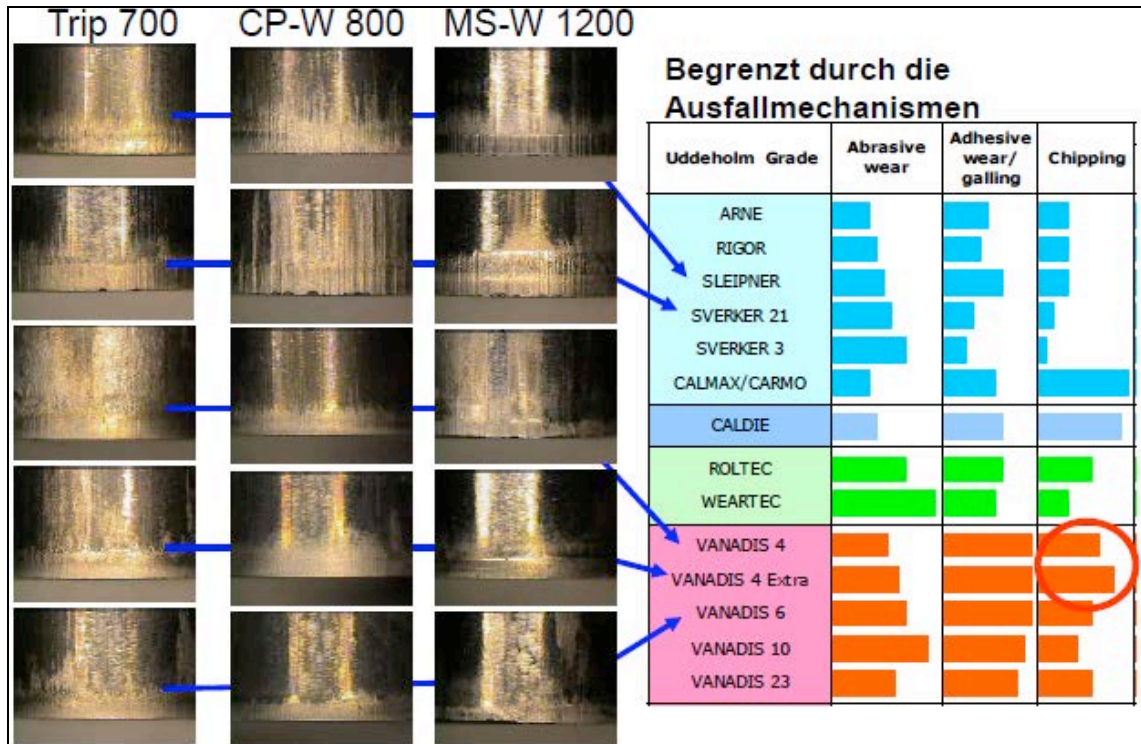


Abbildung 41

**Ergebnisse der Schneidversuche von 1,8 mm AHSS, Schneidkanten nach
50 000 Hieben ohne Schmierstoff**



6 Erkenntnisse aus Schneidversuchen und aus der Praxis

- o Die Werkzeugstahlwahl richtet nach der Beanspruchung der Werkzeuge und den sich daraus ergebenden Ausfallmechanismen
- o Kenntnisse über das Verhalten des Werkstückstoffs während des Prozesses sind wichtig
- o Die Verfahrenstechnologie sollte durch und durch bekannt sein
- o Es gilt nach wie vor, trotz pulvermetallurgischer Stähle, je höher die Verschleißfestigkeit umso geringer der Widerstand gegen Werkstoffzerrüttung
- o Karbide sind Helfer und Verderber im Werkzeugstahl, weil sie als harte Bestandteile sich zwar gegen abrasiven Verschleiß wehren, jedoch auch innere Kerben darstellen
- o Schnellarbeitsstähle weisen gegenüber konventionellen Kaltarbeitsstählen eine höhere Druckbelastbarkeit auf

Verzeichnis der bisher erschienenen Beiträge

- | | |
|--|---|
| <p>52. Werner Pepels Aug. 1990
Integrierte Kommunikation</p> <p>53. Martin Dettinger-Klemm Aug. 1990
Grenzen der Wissenschaftsfreiheit. Überlegungen zum Thema: Freiheit und Verantwortung des Wissenschaftlers</p> <p>54. Werner Pepels Sept. 1990
Mediaplanung – Über den Einsatz von Werbegeldern in Medien</p> <p>55. Dieter Pflaum Sept. 1990
Werbeausbildung und Werbemöglichkeiten in der DDR</p> <p>56. Rudi Kurz (Hrsg.) Nov. 1990
Ökologische Unternehmensführung – Herausforderung und Chance</p> <p>57. Werner Pepels Jan. 1991
Verkaufsförderung – Versuch einer Systematisierung</p> <p>58. Rupert Huth, Ulrich Wagner (Hrsg.) Aug. 1991
Volks- und betriebswirtschaftliche Abhandlungen. Prof. Dr. Dr. h.c. Tibor Karpati (Universität Osijek in Kroatien) zum siebenzigsten Geburtstag. Mit einem Vorwort von R. Huth und Beiträgen von H.-J. Hof, H. Löffler, D. Pflaum, B. Runzheimer und U. Wagner</p> <p>59. Hartmut Eisenmann Okt. 1991
Dokumentation über die Tätigkeit einer Industrie- und Handelskammer – Dargestellt am Beispiel der IHK Nordschwarzwald</p> <p>60. Ursula Hoffmann-Lange Dez. 1991
Eliten und Demokratie: Unvereinbarkeit oder notwendiges Spannungsverhältnis?</p> <p>61. Werner Pepels Dez. 1991
Elemente der Verkaufsgesprächsführung</p> <p>62. Wolfgang Berger Dez. 1991
Qualifikationen und Kompetenzen eines Europa-managers</p> <p>63. Günter Staub Jan. 1992
Der Begriff „Made in Germany“ – Seine Beurteilungskriterien</p> <p>64. Martin W. Knöll, Hieronymus M. Lorenz Mai 1992
Gegenstandsbereich und Instrumente der Organisationsdiagnose im Rahmen von Organisationsentwicklungs (OE)-Maßnahmen</p> <p>65. Werner Lachmann Juni 1992
Ethikversagen – Marktversagen</p> <p>66. Paul Banfield Juni 1993
Observations On The Use Of Science As A Source Of Legitimation In Personnel Management</p> <p>67. Bernd Noll Aug. 1993
Gemeinwohl und Eigennutz. Wirtschaftliches Handeln in Verantwortung für die Zukunft – Anmerkungen zur gleichnamigen Denkschrift der Evangelischen Kirche in Deutschland aus dem Jahre 1991</p> <p>68. Siegfried Kreutzer, Regina Moczadlo Aug. 1993
Die Entdeckung der Wirklichkeit – Integrierte Projektstudien in der Hochschulausbildung</p> | <p>69. Sybil Gräfin Schönfeldt Aug. 1993
Von Menschen und Manieren. Über den Wandel des sozialen Verhaltens in unserer Zeit. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 1992/93</p> <p>70. Hartmut Löffler Dez. 1993
Geld- und währungspolitische Grundsatzüberlegungen für ein Land auf dem Weg zur Marktwirtschaft – Das Beispiel Kroatien</p> <p>71. Hans-Georg Köglmayr, Kurt H. Porkert Nov. 1994
Festlegen und ausführen von Geschäftsprozessen mit Hilfe von SAP-Software</p> <p>72. Alexa Mohl Febr. 1995
NLP-Methode zwischen Zauberei und Wissenschaft. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 1994/95</p> <p>73. Bernd Noll Mai 1995
Marktwirtschaft und Gerechtigkeit: Anmerkungen zu einer langen Debatte</p> <p>74. Rudi Kurz, Rolf-Werner Weber Nov. 1995
Ökobilanz der Hochschule Pforzheim. 2. geänderte Auflage, Jan. 1996</p> <p>75. Hans Lenk Mai 1996
Fairneß in Sport und Wirtschaft. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 1995/96</p> <p>76. Barbara Burkhardt-Reich, Hans-Joachim Hof, Bernd Noll Juni 1996
Herausforderungen an die Sozialstaatlichkeit der Bundesrepublik</p> <p>77. Helmut Wienert März 1997
Perspektiven der Weltstahlindustrie und einige Konsequenzen für den Anlagenbau</p> <p>78. Norbert Jost Mai 1997
Innovative Ingenieur-Werkstoffe</p> <p>79. Rudi Kurz, Christoph Hubig, Ortwin Renn, Hans Diefenbacher Sept. 1997
Ansprüche in der Gegenwart zu Lasten der Lebenschancen zukünftiger Generationen</p> <p>80. Björn Engholm Okt. 1997
Ökonomie und Ästhetik. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 1996/97. 2. geänderte Auflage. Jan. 1998</p> <p>81. Lutz Goertz Sept. 1998
Multimedia quo vadis? – Wirkungen, Chancen, Gefahren. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Fachhochschule Pforzheim, Wintersemester 1996/97</p> <p>82. Eckhard Keßler Nov. 1998
Der Humanismus und die Entstehung der modernen Wissenschaft. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 1996/97</p> <p>83. Heinrich Hornef Febr. 1998
Aufbau Ost – Eine Herausforderung für Politik und Wirtschaft. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Fachhochschule Pforzheim, Wintersemester 1997/98</p> |
|--|---|

Verzeichnis der bisher erschienenen Beiträge

84. **Helmut Wienert** Juli 1998
50 Jahre Soziale Marktwirtschaft – Auslaufmodell oder Zukunftskonzept? Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Sommersemester 1998
85. **Bernd Noll** Sept. 1998
Die Gesetzliche Rentenversicherung in der Krise
86. **Hartmut Löffler** Jan. 1999
Geldpolitische Konzeptionen - Alternativen für die Europäische Zentralbank und für die Kroatische Nationalbank
87. **Erich Hoppmann** Juni 1999
Globalisierung. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Sommersemester 1999
88. **Helmut Wienert (Hrsg.)** Dez. 1999
Wettbewerbspolitische und strukturpolitische Konsequenzen der Globalisierung. Mit Beiträgen von Hartmut Löffler und Bernd Noll
89. **Ansgar Häfner u.a. (Hrsg.)** Jan. 2000
Konsequenzen der Globalisierung für das internationale Marketing. Mit Beiträgen von Dieter Pflaum und Klaus-Peter Reuthal
90. **Ulrich Wagner** Febr. 2000
Reform des Tarifvertragsrechts und Änderung der Verhaltensweisen der Tarifpartner als Voraussetzungen für eine wirksame Bekämpfung der Arbeitslosigkeit
91. **Helmut Wienert** April 2000
Probleme des sektoralen und regionalen Wandels am Beispiel des Ruhrgebiets
92. **Barbara Burkhardt-Reich** Nov. 2000
Der Blick über den Tellerrand – Zur Konzeption und Durchführung eines „Studium Generale“ an Fachhochschulen
93. **Helmut Wienert** Dez. 2000
Konjunktur in Deutschland - Zur Einschätzung der Lage durch den Sachverständigenrat im Jahrestgutachten 2000/2001
94. **Jürgen Wertheimer** Febr. 2001
Geklonte Dummheit: Der infantile Menschenpark. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Wintersemester 2000/01
95. **Konrad Zerr** März 2001
Erscheinungsformen des Online-Research – Klassifikation und kritische Betrachtung
96. **Daniela Kirchner** April 2001
Theorie und praktische Umsetzung eines Risikomanagementsystems nach KontraG am Beispiel einer mittelständischen Versicherung
97. **Bernd Noll** Mai 2001
Die EU-Kommission als Hüterin des Wettbewerbs und Kontrolleur von sektoralen und regionalen Beihilfen
Peter Frankenfeld
EU Regionalpolitik und Konsequenzen der Osterweiterung
98. **Hans Joachim Grupp** Juni 2001
Prozessurale Probleme bei Beschlussmängelstreitigkeiten in Personengesellschaften
99. **Norbert Jost (Hrsg.)** Juli 2001
Technik Forum 2000: Prozessinnovationen bei der Herstellung kaltgewalzter Drähte. Mit Beiträgen von Peter Kern, Wilhelm Bauer, Rolf Ilg; Heiko Dreyer; Johannes Wößner und Rainer Menge
100. **Urban Bacher, Mikolaj Specht** Dez. 2001
Optionen – Grundlagen, Funktionsweisen und deren professioneller Einsatz im Bankgeschäft
101. **Constanze Oberle** Okt. 2001
Chancen, Risiken und Grenzen des M-Commerce
102. **Ulrich Wagner** Jan. 2002
Beschäftigungshemmende Reformstaus und wie man sie auflösen könnte
Jürgen Volkert
Flexibilisierung durch Kombi-Einkommen? Die Perspektive der Neuen Politischen Ökonomie
103. **Mario Schmidt, René Keil** März 2002
Stoffstromnetze und ihre Nutzung für mehr Kostentransparenz sowie die Analyse der Umweltwirkung betrieblicher Stoffströme
104. **Kurt Porkert** Mai 2002
Web-Services – mehr als eine neue Illusion?
105. **Helmut Wienert** Juni 2002
Der internationale Warenhandel im Spiegel von Handelsmatrizen
106. **Robert Wessolly, Helmut Wienert** Aug. 2002
Die argentinische Währungskrise
107. **Roland Wahl (Hrsg.)** Sept. 2002
Technik-Forum 2001: Weiterentwicklungen an Umformwerkzeugen und Walzdrähten. Mit Beiträgen von Roland Wahl, Thomas Dolny u.a., Heiko Pinkawa, Rainer Menge und Helmut Wienert
108. **Thomas Gulden** April 2003
Risikoerberichterstattung in den Geschäftsberichten der deutschen Automobilindustrie
109. **Günter Altner** Mai 2003
Lasset uns Menschen machen – Der biotechnische Fortschritt zwischen Manipulation und Therapie. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Sommersemester 2003
110. **Norbert Jost (Hrsg.)** Juni 2003
Technik-Forum 2002: Innovative Verfahren zur Materialoptimierung. Mit Beiträgen von Norbert Jost, Sascha Kunz, Rainer Menge/Ursula Christian und Berthold Leibinger
111. **Christoph Wüterich** Februar 2004
Professionalisierung und Doping im Sport. Vortrag gehalten im Rahmen des Studium Generale der Hochschule Pforzheim, Sommersemester 2003
112. **Sabine Schmidt** Mai 2004
Korruption in Unternehmen – Typologie und Prävention
113. **Helmut Wienert** August 2004
Lohn, Zins, Preise und Beschäftigung – Eine empirische Analyse gesamtwirtschaftlicher Zusammenhänge in Deutschland
114. **Roland Wahl (Hrsg.)** Sept. 2004
Technik-Forum 2003: Materialentwicklung für die Kaltumformtechnik. Mit Beiträgen von Andreas Baum, Ursula Christian, Steffen Nowotny, Norbert Jost, Rainer Menge und Hans-Eberhard Koch
115. **Dirk Wenzel** Nov. 2004
The European Legislation on the New Media: An Appropriate Framework for the Information Economy?

Verzeichnis der bisher erschienenen Beiträge

- | | |
|---|--|
| <p>116. Frank Morelli, Alexander Mekyska, Stefan Mühlberger Dez. 2004
Produkt- und prozessorientiertes Controlling als Instrument eines erfolgreichen Informationstechnologie-Managements</p> <p>117. Stephan Thesmann, Martin Frick, Dominik Konrad Dez. 2004
E-Learning an der Hochschule Pforzheim</p> <p>118. Norbert Jost (Hrsg.) Juni 2005
Technik-Forum 2004: Innovative Werkstoffaspekte und Laserbehandlungstechnologien für Werkzeuge der Umformtechnik</p> <p>119. Rainer Gildeggen Juni 2005
Internationale Produkthaftung</p> <p>120. Helmut Wienert Oktober 2005
Qualifikationsspezifische Einkommensunterschiede in Deutschland unter besonderer Berücksichtigung von Universitäts- und Fachhochschulabsolventen</p> <p>121. Andreas Beisswenger, Bernd Noll Nov. 2005
Ethik in der Unternehmensberatung – ein verminntes Gelände?</p> <p>122. Helmut Wienert Juli 2006
Wie lohnend ist Lernen? Ertragsraten und Kapitalendwerte von unterschiedlichen Bildungswegen</p> <p>123. Roland Wahl (Hrsg.) Sept. 2006
Technik-Forum 2005: Umformwerkzeuge - Anforderungen und neue Anwendungen. Mit Beiträgen von Edmund Böhm, Eckhard Meiners, Andreas Baum, Ursula Christian und Jörg Menno Harms</p> <p>124. Mario Schmidt Dez. 2006
Der Einsatz von Sankey-Diagrammen im Stoffstrommanagement</p> <p>125. Norbert Jost (Hrsg.) Okt. 2007
Technik-Forum 2006: Innovative neue Techniken für Werkzeuge der Kaltverformung. Mit Beiträgen von Franz Wendl, Horst Bürkle, Rainer Menge, Michael Schiller, Andreas Baum, Ursula Christian, Manfred Moik und Erwin Staudt.</p> <p>126. Roland Wahl (Hrsg.) Okt. 2008
Technik-Forum 2007: Fortschrittsberichte und Umfeldbetrachtungen zur Entwicklung verschleißreduzierter Umformwerkzeuge. Mit Beiträgen von Klaus Löffler, Andreas Zilly, Andreas Baum und Paul Kirchhoff.</p> <p>127. Julia Tokai, Christa Wehner Okt. 2008
Konzept und Resultate einer Online-Befragung von Marketing-Professoren an deutschen Fachhochschulen zum Bologna-Prozess</p> <p>128. Thomas Cleff, Lisa Luppold, Gabriele Naderer, Jürgen Volkert Dez. 2008
Tätermotivation in der Wirtschaftskriminalität</p> <p>129. Frank Thuselt Juni 2009
Das Arbeiten mit Numerik-Programmen. MATLAB, Scilab und Octave in der Anwendung.</p> <p>130. Helmut Wienert August 2009
Wachstumsmotor Industrie? Zur Bedeutung des verarbeitenden Gewerbes für die Entwicklung des Bruttoinlandsprodukts</p> <p>131. Sebastian Schulz Sept. 2009
Nutzung thermodynamischer Datensätze zur Simulation von Werkstoffgefügen (aus der Reihe „Focus Werkstoffe“, Hrsg. Norbert Jost).</p> | <p>132. Hanno Beck; Kirsten Wüst Sept. 2009
Gescheiterte Diäten, Wucherzinsen und Wartepremien: Die neue ökonomische Theorie der Zeit.</p> <p>133. Helmut Wienert Sept. 2009
Was riet der Rat? Eine kommentierte Zusammenstellung von Aussagen des Sachverständigenrats zur Regulierung der Finanzmärkte und zugleich eine Chronik der Entstehung der Krise</p> <p>134. Norbert Jost (Hrsg.): Technik-Forum 2008 Nov. 2010
Werkstoffe und Technologien zur Kaltverformung</p> <p>135. Frank Morelli Januar 2010
Geschäftsprozessmodellierung ist tot – lang lebe die Geschäftsprozessmodellierung!</p> <p>136. T. Cleff, L. Fischer, C. Sepúlveda, N. Walter Januar 2010
How global are global brands? An empirical brand equity analysis</p> <p>137. Kim Neuer Juni 2010
Achieving Lisbon – The EU's R&D Challenge The role of the public sector and implications of US best practice on regional policymaking in Europe</p> <p>138. Bernd Noll Sept. 2010
Zehn Thesen zur Corporate Governance</p> <p>139. Pforzheim University März 2011
Communication on progress. PRME Report 2008</p> <p>140. Rainer Maurer März 2011
Unternehmensverantwortung für soziale und ökologische Nachhaltigkeit – darf man auch anderer Meinung sein? Einige kritische Anmerkungen zum PRME-Report der Hochschule</p> <p>141. Barbara Reeb; Malte Krome Oktober 2011
Arm trotz Arbeit? Zum Für und Wider von Mindestlöhnen</p> <p>142. B. Eng. Daniel Wyn Müller Mai 2012
Titanschäume als Knochenimplantat. Aus der Reihe „Focus Werkstoffe“, Hrsg.: N. Jost</p> <p>143. Alexander Martin Matz, Norbert Jost Mai 2012
Fouling an offenporigen zellulären Werkstoffen auf Al-Basis unter beheizten wässrigen Bedingungen; Aus der Reihe „Focus Werkstoffe“, Hrsg.: N. Jost</p> <p>144. Norbert Jost, Roman Klink Sept. 2012
Tagungsband zum 1. Pforzheimer Werkstofftag Aus der Reihe „Focus Werkstoffe“, Hrsg.: N. Jost, R. Klink</p> |
|---|--|

