

# **Entwicklung von neuartigen Bineschichten zur Verbesserung der Bindefestigkeit von Zinnbasis-Gleitlagermetallen**

Von der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen  
Hochschule Aachen zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktors der  
Ingenieurwissenschaften genehmigte Dissertation

vorgelegt von  
Diplom-Ingenieur Kenan Sürül  
aus  
Akçaabat/Türkei

Berichter:  
Univ.-Prof. Dr.-Ing. P. Beiss  
Univ.-Prof. Dr.-Ing. P.W. Gold  
Tag der mündliche Prüfung: 08.04.2009

Diese Dissertation ist auf den Internetseiten der Hochschulbibliothek online verfügbar.

Kenan Sürül  
Entwicklung von neuartigen Bindschichten zur Verbesserung der Bindefestigkeit von Zinnbasis-  
Gleitlagermetallen

ISBN: 3-86130-740-5

1. Auflage 2009

**Bibliografische Information der Deutschen Bibliothek**

Die Deutsche Bibliothek verzeichnet diese Publikation in der  
Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Da-  
ten sind im Internet über <http://dnb.ddb.de> abrufbar.

Das Werk einschließlich seiner Teile ist urheberrechtlich geschützt. Jede Verwendung ist ohne die  
Zustimmung des Herausgebers außerhalb der engen Grenzen des Urhebergesetzes unzulässig und  
strafbar. Das gilt insbesondere für Vervielfältigungen, Übersetzungen, Mikroverfilmungen und die  
Einspeicherung und Verarbeitung in elektronischen Systemen.

Vertrieb:

1. Auflage 2009  
© Verlagshaus Mainz GmbH Aachen  
Süsterfeldstr. 83, 52072 Aachen  
Tel. 0241/87 34 34  
Fax 0241/87 55 77  
[www.Verlag-Mainz.de](http://www.Verlag-Mainz.de)

Herstellung:

Druck und Verlagshaus Mainz GmbH Aachen  
Süsterfeldstraße 83  
52072 Aachen  
Tel. 0241/87 34 34  
Fax 0241/87 55 77  
[www.DruckereiMainz.de](http://www.DruckereiMainz.de)  
[www.Druckservice-Aachen.de](http://www.Druckservice-Aachen.de)

Satz: nach Druckvorlage des Autors  
Umschlaggestaltung: Druckerei Mainz

printed in Germany

D 82 (Diss. RWTH Aachen University, 2009)

Meiner Frau Sema und meinen Söhnen Taha und Batuhan gewidmet.

## **Vorwort**

Diese Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau (IWM) der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen.

Mein Dank gilt dem Institutsleiter, Herrn Univ. Prof. Dr.-Ing. P. Beiss, für die Betreuung dieser Arbeit, für sein stets förderndes Interesse und wertvolle Diskussionen. Bedanken möchte ich mich auch bei Herrn Univ. Prof. Dr.-Ing. P.W. Gold für die Übernahme des Zweitberichts sowie bei Herrn Univ. Prof. Dr.-Ing. L. Singheiser für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. O. Akin für seine stete Hilfsbereitschaft und sehr wertvollen Denkanstöße. Ebenso möchte ich mich bei Herrn Univ. Prof. Dr.-Ing. I. Barin für seine freundliche Unterstützung bei der Behandlung der thermodynamischen Fragestellungen bedanken.

Ebenso möchte ich mich bei den Mitgliedern des Arbeitskreises Gleitlager der Forschungsvereinigung Antriebstechnik bedanken, besonders bei dem Vorsitzenden der Arbeitsgruppe, Herrn Dipl.-Ing. A. Schmitz.

Allen Mitarbeitern des Instituts für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen möchte ich für die freundliche Unterstützung danken.

## Nomenklatur

<b>Zeichen</b>	<b>Einheit</b>	<b>Beschreibung</b>
f		Reibungszahl
$F_R$	[N]	Reibungskraft
$M_R$	[Nmm]	Reibmoment
F	[N]	Lagerlast
D	[mm]	Durchmesser Lagerschale
n		Betriebsdrehzahl
$n_{\ddot{u}}$		Übergangsdrehzahl
$n_k$		Übergangsausklipunkt
$\tau$	[N/mm <sup>2</sup> ]	Schubspannung
$\eta$	[Ns/m <sup>2</sup> ]	Viskosität des Schmierstoffs
du	[m/s]	Änderung der Relativgeschwindigkeit der Welle
dh	[mm]	Änderung der Spalthöhe
U	[m/s]	Umfangsgeschwindigkeit
$R_{Ch}$	[N/mm <sup>2</sup> ]	Bindefestigkeit der Chalmersprobe
$F_{max}$	[N]	Max. Kraft für Bindefestigkeit
$A_{Ch}$	[mm <sup>2</sup> ]	Bindungsfläche der Chalmersprobe
$\tau_{max}$	[N/mm <sup>2</sup> ]	Max. Scherspannung
$A_{St}$	[mm <sup>2</sup> ]	Scherfläche des Stifts
$l_{H\ddot{u}}$	[mm]	Länge der Hülse
$d_{Rp}$	[mm]	Durchmesser der ringförmigen Probe

## II

$l_{Rp}$	[mm]	Länge der ringförmigen Probe
$R_{Sp}$	[N/mm <sup>2</sup> ]	Bindefestigkeit der runden Stirnprobe
$S_0$	[mm <sup>2</sup> ]	Bindungsfläche der runden Stirnprobe
$r_{Sp}$	[mm]	Durchmesser der runden Stirnprobe
$x$	[μm]	Schichtdicke der Zwischenschicht
$t$	[min]	Zeit
$k$	[mm/s]	Tammann-Konstante
$Q$	[J]	Wärmemenge
$T$	[°C]	Temperatur in Grad Celsius
$T_R$	[°C]	Raumtemperatur
$T_{BA}$	[°C]	Badanfangstemperatur
$T_m$	[°C]	Mittlere Temperatur
$c_{p,Ch}$	[J/(gK)]	Wärmekapazität der Chalmersprobe
$c_{p,Bad}$	[J/(gK)]	Wärmekapazität des Bades
$m_B$	[g]	Masse des Bades
$m_{Ch}$	[g]	Masse der Chalmersprobe
$\rho_{Sn}$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte von Zinn
$\rho_{Zn}$	[g/cm <sup>3</sup> ]	Dichte von Zink

1. Einleitung .....	3
2. Technische Problemstellung .....	5
3. Stand der Technik .....	7
3.1 Einführende Aspekte der Gleitlagertechnik .....	7
3.1.1 Aufbau und Fertigungsverfahren von Gleitlagerschalen .....	12
3.1.2 Aufbau und Funktion hydrodynamischer Gleitlager .....	14
3.2 Aufbringung von Oberflächenschichten und die Aufgaben der Bineschicht bei Gleitlagern .....	15
3.2.1 Schmelztauschichten und Stützkörperwerkstoffe .....	19
3.2.2 Bindemechanismus der Schmelztauschichten und Verbindungsarten ..	22
3.2.3 Funktion, Arten und Eigenschaften von Bineschichten .....	25
3.3 Anforderungen an Gleitlagerwerkstofftypen .....	28
3.3.1 Zinn- und Bleibasis-Lagermetalle für den Einsatz in Industrieantrieben, Kraftwerken, Getrieben, Schiffen usw. ....	31
3.3.2 Kupferlegierungen .....	34
3.3.3 Aluminiumlegierungen .....	35
3.3.4 Verbund- und Mehrschichtwerkstoffe .....	36
3.4 Wirkung der Legierungselemente auf Zinnbasiswerkstoffe .....	37
3.5 Metallurgische Eigenschaften und Bindung von Gleitlagerwerkstoffen auf Zinnbasis .....	43
3.6 Die untersuchten Gleitlagerlegierungen und ihre Eigenschaften .....	44
3.7 Fehler der Lagermetalle und Trägerwerkstoffe .....	48
3.7.1 Fehler in weißen Gleitlagermetallen .....	48
3.7.2 Bindefehler zwischen Lagermetall und -schale .....	49
4. Aufgabenstellung und Zielsetzung .....	51
5. Versuchsplanung der Bindefestigkeitsuntersuchungen .....	59
6. Prüfkörper und Prüfmethode zur Ermittlung der Bindefestigkeit .....	63
6.1 Chalmersprobe nach DIN ISO 4386 Teil 2 .....	65
6.2 Rohrförmige Proben für Haftscherfestigkeitsprüfung .....	66
6.3 Stirnprobe für Zug-Bindefestigkeitsprüfung .....	69
7. Versuchsdurchführung .....	71
7.1 Probenherstellung und Gießen des Lagermetalls .....	71
7.2 Probenvorbereitung und Prüfaufbau zur Bindefestigkeitsprüfung .....	75
8. Erhöhung der Bindefestigkeit durch Modifikation der Übergangsschicht und thermodynamische Untersuchung des Verzinnungsprozesses .....	77
8.1 Verzinnungsbad aus Reinzinn .....	77
8.2 Entwicklung eines modifizierten Verzinnungsbades .....	78
8.3 Bestimmung der Badtemperatur .....	98
8.4 Abbrandverhalten der Legierungselemente .....	99
9. Ergebnisse und Diskussion .....	103

---

9.1 Untersuchung der Gleitlagerlegierungen TEGO V 738 und TEGOSTAR....	104
9.2 Untersuchung der Gleitlagerlegierungen TEGOTENAX und LM-THERMIT	108
9.3 Bindefestigkeit der Standardlegierungen und von TEGOSTAR .....	111
9.4 Untersuchung der Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8; Sn-12-6-1,8+Te5; Sn-12-6-1,8+Ni5; Sn-12-6-1,8+Zn50 .....	114
9.5 Bindefestigkeitsuntersuchungen anhand von Stirnproben in Abhängigkeit von der Schichtdicke.....	120
9.6 Charakterisierung der Binde- und Übergangsschicht.....	122
10. Zusammenfassung .....	180
11. Literaturverzeichnis.....	184
12. Anhang : Ergebnisse der Bindefestigkeitsprüfung .....	199



## 1. Einleitung

Die Gleitlager in modernen Maschinen werden nicht nur statisch und dynamisch hoch belastet, sondern auch bei Temperaturen bis zu 120°C betrieben. Um die Maschinenleistung weiter zu steigern, können verschiedene Maßnahmen ergriffen werden.

- Man kann die Lagerfläche vergrößern, dies führt aber zu erschwerten Herstellverfahren.
- Es ist möglich, die spezifische Belastung durch höhere Drücke zu steigern und höhere Umlaufgeschwindigkeiten der Welle zu realisieren.

Diese Maßnahmen erfordern, dass der Lagerwerkstoff statisch höher belastbar sein muss und auch höhere Festigkeit bei erhöhten Temperaturen besitzen muss [1].

Das Bestreben nach kompakter Bauweise und Reduzierung des Leistungsgewichts verursacht höhere dynamische Belastungen des Lagers und Lagerwerkstoffs [1].

Alle o. g. Forderungen und auch das Bestreben nach mehr Wirtschaftlichkeit machen es notwendig, neue Werkstoffe und Herstellmethoden zu entwickeln [2].

Die Qualität und Lebensdauer eines Lagers hängt in erheblichem Maße auch vom Herstellverfahren ab. Die technologischen Eigenschaften der Lagerwerkstoffe werden außer durch die chemische Zusammensetzung auch durch die Schmelzführung bei der Aufbringung des Lagerwerkstoffes beeinflusst. Das heterogene Gefüge von Weißmetallen kann bei der Erschmelzung durch die Zusammensetzung der Vorlegierungen und durch die Temperatur bei ihrer Einbringung positiv beeinflusst werden. Die technologischen Eigenschaften und der Einsatz der Lagerwerkstoffe werden in erster Linie durch die Legierungstechnik bestimmt [2].

In jüngerer Zeit haben sich aus Forderungen des Umwelt- und Arbeitsschutzes werkstofftechnische Konsequenzen ergeben. Der Einsatz von Schwermetallen, wie Arsen, Cadmium und Blei, wurde in umweltrelevanten Bereichen stark eingeschränkt bzw. verboten. Auch die Legierungen, welche derartige Komponenten enthalten, wurden im Einsatz begrenzt und aus dem Materialkreislauf genommen. In den USA oder Skandinavien sind z.B. nur ökologisch unbedenkliche Werkstoffe zugelassen. Dies verpflichtet die Werkstoffindustrie zur Verwendung von alternativen Materialien in vielen Gebieten. So sind die Gleitlagerhersteller auch bestrebt, cadmium-, blei- und arsenfreie Legierungen zu entwickeln, um diese Märkte zu erhalten und den zunehmend strengeren Umweltauflagen in Industrie- bzw. Drittländern sowie insbesondere auch in der EU gerecht zu werden. Beachtenswert sind auch die Arbeitsschutz-, Lagerhaltungs- und Entsorgungsvorschriften in der EU, die heute schon Probleme bereiten. Es ist nun kein großer Schritt mehr zu den Bedingungen der oben genannten Länder. Aus dieser Sicht ist eine gezielte Werkstoffentwicklung

unabdingbar geworden, um den neuen Anforderungen gerecht zu werden. Wird ein derartiges Projekt geplant, so sollte man auch an die Verbesserung weiterer Eigenschaften denken, so dass eine größere Akzeptanz der Kunden für diese Werkstoffgeneration erreicht werden kann.

## 2. Technische Problemstellung

In einem weiten Anwendungsbereich des Maschinenbaus, z.B. in elektrischen Motoren und Generatoren, Turbinen, Kompressoren, Verdichtern und Getrieben, werden die Rotoren mit Hilfe so genannter dickwandiger Gleitlager gelagert. Lager höherer Tragfähigkeit bestehen gewöhnlich aus einer Zinnlegierung mit etwa 12% Antimon und 6% Kupfer, der als Basis weitere Elemente als Mischkristallverfestiger zulegiert sind. Eine Reihe von im Wesentlichen mittleren und größeren Unternehmen versorgt den o. g. Markt mit entsprechenden Produkten und trägt damit zur Wettbewerbsfähigkeit auch dieser Produkte auf dem Weltmarkt bei.

Nahezu alle gängigen Hochleistungsgleitlagerwerkstoffe enthalten toxische Stoffe wie Blei, Cadmium und Arsen. Aktuelle Umweltauflagen in Europa, aber besonders aus den USA und den skandinavischen Ländern, zwingen die Gleitlagerhersteller bereits heute, auf ökotoxikologisch unbedenkliche Werkstoffe auszuweichen. Die Legierungselemente Blei, Cadmium und Arsen lassen sich jedoch bisher nicht ohne Verzicht auf wichtige Lagereigenschaften ersetzen.

In vorangegangenen Projekten wurden am IWM neue umweltfreundliche Legierungen entwickelt und diese mit den konventionellen Gleitlagerlegierungen verglichen.

Einige der interessierenden Eigenschaften sind: Härte und Warmhärte, Zug- und Druckfestigkeit, Wärmeleitfähigkeit, Kriechmechanismus, Bindefestigkeit zwischen Lagermetall und Stützkörper usw.

Die Anbindung der Gleitlagermetalle auf dem Trägermaterial aus Stahl genügt in der Regel den Anforderungen, jedoch ist die Reproduzierbarkeit der Bindefestigkeit problematisch. Deshalb wird mit dieser Arbeit das Ziel verfolgt, die Bindefestigkeit insbesondere für neu entwickelte Versuchs- und konventionelle Gleitlagerlegierungen zu steigern. Es soll dabei auf toxische Legierungsbestandteile vollständig verzichtet werden. Hierbei gilt zusätzlich die Forderung nach niedrigen Herstell- und Verarbeitungskosten. Die Technologie soll sich im Wesentlichen an der bisherigen Vorgehensweise orientieren und vorhandene Anlagen nutzen, um so den Aufwand möglichst gering halten zu können.

Zur Prüfung der Bindefestigkeitseigenschaften der Gleitlagerwerkstoffe werden Chalmersproben nach DIN ISO 486, Teil 2, herangezogen. Die Chalmersproben haben jedoch nicht unerhebliche Nachteile. Diese sind:

- Kerbwirkung durch undefinierten Radius am Kerbgrund bei der Probenherstellung
- Mehrachsiger Spannungszustand
- Bei geringen Schichtdicken nicht anwendbar

- Breite Streuung der Versuchsergebnisse

Aus diesen Gründen wurden bei den vorliegenden Versuchen für verschiedene Anwendungsfälle zwei neue Prüfmethoden entwickelt, die von Fall zu Fall bestimmte Vorteile aufweisen. Die neuen Prüfmethoden sind:

- Rohrförmige und ringförmige Proben für die Prüfung der Bindefestigkeit in der Bindezone, in der eine Scherbeanspruchung vorliegt,
- Stirnproben zur Ermittlung der Bindefestigkeit durch Zugprüfung.

Trotz des Bemühens, sich jeweils am tatsächlichen Beanspruchungszustand im Lager zu orientieren, stellen diese Versuchsmethoden jeweils einen Kompromiss hinsichtlich der Praxisübertragbarkeit dar. Auch wenn unterschiedliche Prüfmethoden angewendet werden, sollen Anhaltswerte gewonnen werden, um die Vergleichbarkeit der Aussagen gewährleisten zu können.

Moderne Gleitlagerwerkstoffe zeichnen sich vor allem durch vergleichbare oder bessere Eigenschaften aus, ohne Legierungselemente wie Pb, Cd und As zu benutzen.

Zur Verbesserung der Bindefestigkeit von Gleitlagerwerkstoffen sollten folgende Gesichtspunkte berücksichtigt werden:

- Herstellung und Fertigungsbedingungen (bauteilabhängig) von Lagern
- Die thermischen Ausdehnungskoeffizienten  $\alpha$  [1/K] der Bindepartner
- Aufbau und Eigenschaften der Bindschicht
- Werkstoff des Stützkörpers
- Reproduzierbarkeit des Beschichtungsverfahrens
- Aufwand und Kosten des Beschichtungsverfahrens
- Stabilität des Abbrandverhaltens der Legierungselemente in Abhängigkeit von Zeit und Temperatur.

## 3. Stand der Technik

### 3.1 Einführende Aspekte der Gleitlagertechnik

Lager sind Maschinenelemente, die die Aufgabe haben, bewegte Teile an einem Ort zu fixieren oder auf einer vorbestimmten Bahnkurve zu führen. Gleitlager werden in Wellenlager und Führungslager unterschieden. Wellenlager übertragen axiale und/oder radiale Kräfte einer Welle auf das Gehäuse. Führungslager ermöglichen lineare Bewegungen der gelagerten Teile.

Gleitlager lassen sich grundsätzlich in

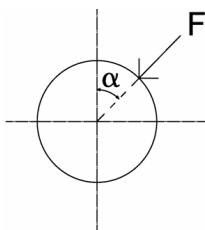
- hydrodynamische Gleitlager mit Schmierstoff,
- hydrostatische Gleitlager,
- Trockengleitlager ohne Schmierstoff und
- Luft- und Magnetlager

unterscheiden [3].

Bei Trockengleitlagern ohne Schmierstoffe gleiten die gelagerten Teile direkt aufeinander ab, während es bei hydrostatischen und hydrodynamischen Lagern ein trennendes Zwischenmedium gibt. Bei hydrostatischen Lagern steht das Lageröl oder ein anderes Zwischenmedium unter permanentem äußerem Druck, wodurch Lager und Welle stets auf Abstand gehalten werden. Bei hydrodynamischen Lagern wird erst durch eine hinreichend große Relativbewegung ein hydrodynamischer Druck aufgebaut, wodurch Welle und Nabe voneinander getrennt werden. Magnetlager kommen ohne ein Zwischenmedium aus, bei ihnen werden die Lagerkräfte durch ein Magnetfeld gewährleistet. Vorteilhaft ist bei Magnetlagern die Reibungs- und Verschleißfreiheit, nachteilig ist dagegen der erhöhte technische Aufwand [3], [4].

Die Belastungen der Lager können radial und/oder axial erfolgen, wobei zwischen stationären und instationären Belastungen unterschieden werden.

Gemäß Abb. 3.1.1 ist bei stationär belasteten Lagern sowohl die Belastungskraft wie auch ihre Richtung unveränderlich. Dementsprechend bleibt auch der Schmierpalt zwischen Welle und Lager über die Zeit konstant. Bei instationär belasteten Lagern sind hingegen beide Größen nicht konstant.

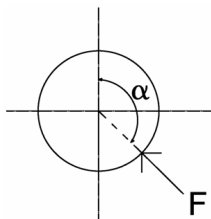


Radialbelastung

**stationär belastete Lager:**

$$F, \alpha = \text{const.}$$

$$\frac{\partial h}{\partial t} = 0$$



Axialbelastung

**instationär belastete Lager:**

bzgl. Höhe und/oder Richtung

$$\frac{\partial h}{\partial t} \neq 0 \quad \frac{d\alpha}{dt} \neq 0 \quad \text{und} \quad \frac{dF}{dt} \neq 0$$

$t = \text{Zeit}$

$F = \text{Belastungskraft}$

$h = \text{Spalthöhe}$

**Abb. 3.1.1:** Belastungsarten und Belastungszustand [4], [5]

In hydrodynamischen Gleitlagern werden alle Formen der Reibung durchfahren. Die Reibungszustände werden unterschieden in [6]:

- Trockenreibung (Festkörperreibung)
- Grenzreibung
- Mischreibung
- Flüssigkeitsreibung (Fluid-Reibung)

**Trockenreibung**

In der Praxis lassen sich die ersten beiden Reibungszustände voneinander nicht genau abgrenzen, deswegen werden sie unter dem Begriff Grenzreibung zusammengefasst.

Reine Trockenreibung liegt vor, wenn trockene und ungeschmierte Festkörper aufeinander gleiten. Die Reibpartner berühren sich aufgrund der Oberflächenrauheit nicht an allen Stellen. An den Kontaktstellen wird die spezifische Belastung sehr hoch, und die Druckfestigkeit des weicheren Reibpartners wird überschritten. Dadurch findet eine plastische Verformung der Oberflächenspitzen statt. Mit den plastischen Verformungen gehen auch Kontaktschweißungen einher [6].

## Grenzreibung

Der Begriff Grenzreibung wird in der Literatur [7], [8] verwendet, obwohl in der DIN-Norm 50281 zwischen Trocken- und Grenzreibung nicht unterschieden wird. Unter Grenzreibung versteht man den Zustand, der vorliegt, wenn zwischen den Gleitflächen ein noch dünnerer und häufiger durchbrochener Schmierfilm vorhanden ist, als bei der Mischreibung [8]. Bei Grenzreibung sind die Reibflächen mit Reaktionsschichten, Verunreinigungen und zum Teil mit Schmierstoff bedeckt. Diese Substanzen vermindern den Reibungskoeffizienten und zum Teil Verschweißungen an den Rauigkeitsspitzen.

## Mischreibung

Als Mischreibung wird der ganze Bereich zwischen Festkörperreibung und Flüssigkeitsreibung bezeichnet. In diesem Bereich wird der Schmierfilm durch einzelne Rauigkeitsspitzen der Reibflächen durchbrochen, und dies bewirkt eine direkte Berührung der Gleitflächen. Die Last wird sowohl durch den direkten Kontakt der Reibpartner, als auch durch den Schmierfilm getragen [6], [9].

## Flüssigkeitsreibung

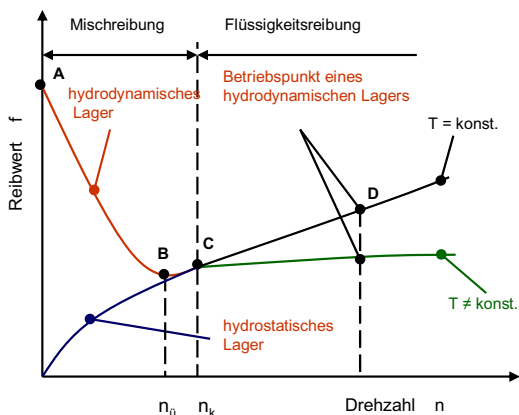
Bei der Flüssigkeitsreibung ist der Schmierfilm zwischen den Reibflächen vollständig ausgebildet. Die Oberflächen berühren sich nicht. Der Reibungskoeffizient hängt von dem mittleren Druck, der Temperatur, der Beschaffenheit des Schmierfilms und von der relativen Geschwindigkeit der Lagerflächen ab [9].

Ein wichtiger Punkt der Gleitlagerbetrachtung ist die Reibung. Einerseits ist sie zum Aufbau des hydrodynamischen Drucks notwendig, andererseits bewirkt sie auch eine Erwärmung und Verlustleistung. Die Stribeck-Kurve (Abb. 3.1.2) gibt Auskunft über die in Gleitlagern vorkommenden Reibungszustände. Dabei unterscheidet man die Zustände für Grenz-, Misch- und Flüssigkeitsreibung [10]. Darin wird die Reibungszahl  $f$  über der Drehzahl aufgetragen. Die Reibungszahl ist für Radiallager definiert als:

$$f = \frac{F_R}{F} = \frac{2 \cdot M_R}{F \cdot D}$$

wobei  $M_R$  das Reibmoment des Lagers ist.

Beim Anfahren eines Lagers aus dem Stillstand im Punkt A sind die Oberflächen der Reibpartner in der Regel von einem molekularen Schmierstofffilm bedeckt. Damit wird zunächst das Gebiet für Grenzreibung durchlaufen [4].



**Abb. 3.1.2:** Stribeck-Kurve für hydrodynamische und hydrostatische Gleitlager [4]

Mit zunehmender Drehzahl erreicht man das Mischreibungsgebiet, in dem gleichzeitig Grenz- und Flüssigkeitsreibung auftreten. Im Punkt B erreicht die Reibungszahl  $f$  im Bereich des Mischreibungsgebiets das Minimum. Die Drehzahl im Punkt B wird Übergangsdrehzahl genannt. Ab dem Punkt C beginnt das Gebiet der Flüssigkeitsreibung. Eine vollkommene Trennung der Oberflächen findet nur bei Flüssigkeitsreibung statt, so dass kein Verschleiß mehr auftritt. Der Punkt D entspricht dem Betriebspunkt des hydrodynamischen Lagers, in dem bei Auslauf kein Schaden entsteht. Dadurch werden beim An- und Auslaufen die Verschleiß verursachenden Gebiete der Misch- und Grenzreibung relativ schnell durchfahren und die Wärmeentwicklung im Lager in Grenzen gehalten [4], [11], [12], [13].

Ohne Ölkühlung steigt die Temperatur mit der Drehzahl an, wodurch die Viskosität des Schmierstoffs abnimmt und die Reibungszahl ungefähr konstant bleibt. Für Flüssigkeiten und Gase ist die Viskosität über den Ansatz von NEWTON definiert.

$$\tau = \eta \cdot \frac{du}{dh}$$

$\tau$  : Schubspannung [N/mm<sup>2</sup>]  
 $\eta$  : dynamische Viskosität [N.s/m<sup>2</sup>]  
 $du$  : Relativgeschwindigkeit [m/s]  
 $dh$  : Spalthöhe [mm]

Die Viskosität des Schmierstoffs beschreibt seine Eigenschaft, bei vorhandenem Schergefälle  $G=du/dh$  im Inneren eine Schubspannung  $\tau$  zu erzeugen. Die Viskosität ist eine vom Zustand des Stoffs abhängige Größe. Bei Stoffen, bei denen die



Schubspannung vom Schergefälle unabhängig ist, spricht man von NEWTONschen Flüssigkeiten. Öle werden als NEWTONsche Flüssigkeiten angenommen [4].

Der Punkt C stellt dann einen Wendepunkt dar und wird auch als Ausklinkpunkt bezeichnet. Hält man jedoch die Temperatur konstant, so steigt die Reibungszahl mit der Drehzahl an [4] [12], [14].

### Temperatursicherheit

Durch die Reibung im Schmierstoff entsteht im Lager Wärme, die abgeführt werden muss. Die Einsatzgrenzen der Lager werden von den Grenztemperaturen  $T$  bestimmt. Temperatursicherheit ist gegeben, wenn die Lagertemperatur unterhalb der Grenztemperatur bleibt. In [4] werden kleinere Grenztemperaturen für größere Ölwechselintervalle und höhere Betriebssicherheit empfohlen als in der DIN 31652, Teil 3, angegeben.

Grenztemperaturen nach [4]:

- des Schmierstoffs:  $T_{\text{grenz}} = 60\text{-}80^\circ\text{C}$  und
- des Lagerwerkstoffs (z.B. Weißmetalle auf Blei- und Zinnbasis  $T_{\text{grenz}} = 60^\circ\text{C}$ )

Grenztemperaturen nach DIN 31652, Teil 3:

Art der Lagerschmierung	$T_{\text{grenz}}$ in $^\circ\text{C}^*$	
	Verhältnis des ges. Schmierstoffvolumens zum Schmierstoffvolumen je Minute (Schmierstoffdurchsatz)	
	bis 5	über 5
Druckschmierung (Umlaufschmierung)	100 (115)	110 (125)
Drucklose Schmierung (Eigenschmierung)	90 (110)	

**Tabelle 3.1.1:** Erfahrungswerte für die höchstzulässige Lagertemperatur  $T_{\text{grenz}}$  nach DIN 31652, Teil 3. \*Die in Klammern gesetzten Temperaturen können ausnahmsweise aufgrund besonderer Betriebsbedingungen eingesetzt werden [4].

### Verschleißsicherheit

Gleitlager sind verschleißsicher, wenn die Betriebsdrehzahl  $n$  zu der Übergangsdrehzahl  $n_0$  einen Sicherheitsabstand hat. Abhängig von der Umfangsgeschwindigkeit  $U$  werden unterschiedliche Sicherheitsabstände -wie unten angegeben- angesetzt:

$U \leq 3 \text{ m/s}$	$n/n_{\bar{u}} \geq 3$
$10 \text{ m/s} > U > 3 \text{ m/s}$	$n/n_{\bar{u}} \geq  U $
$U > 10 \text{ m/s}$	$n/n_{\bar{u}} \geq 10$

**Tabelle 3.1.2:** Sicherheitsabstände zwischen  $n$  und  $n_{\bar{u}}$  [4]

Dadurch soll beim Auslaufvorgang einer Maschine nach Unterschreiten der Übergangsdrehzahl die noch vorhandene kinetische Energie des Lagers ohne Schaden in Erwärmung und minimalen Verschleiß umgesetzt werden können.

### Werkstoffsicherheit

Die Sicherheit der Lagerwerkstoffe wird durch das Gleit- und Einlaufverhalten sowie die Anpassungsfähigkeit und die Notlaufeigenschaft gekennzeichnet.

Die Festigkeit des Lagerwerkstoff muss einerseits den beim ruhenden Lager auftretenden HERTZschen Pressungen standhalten und andererseits den beim laufenden Lager auftretenden maximalen Drücken im Schmierstofffilm. Die höchsten Drücke  $p_{\max}$  im Schmierstofffilm betragen ca. das 2- bis 8-fache des mittleren Flächendrucks  $\bar{p}$ . Der mittlere Flächendruck muss dabei kleiner oder gleich der zulässigen Einsatzgrenze  $\bar{p}_{\text{zul}}$  des Lagerwerkstoffs sein [4].

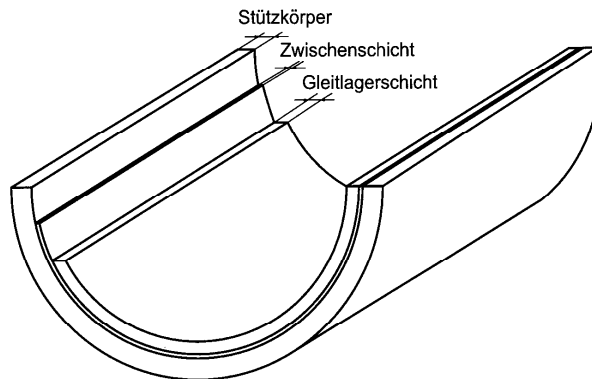
$$\bar{p} \leq \bar{p}_{\text{zul}}$$

Bei der Betrachtung der Werkstoffsicherheit ist auch zu berücksichtigen, dass die Werkstofffestigkeit auch von der Betriebstemperatur des Lagers abhängt. Bei höheren Temperaturen vermindern sich Werkstoffkennwerte [4].

### 3.1.1 Aufbau und Fertigungsverfahren von Gleitlagerschalen

Das gängigste Verfahren, die Lagermetallschicht auf den Stützkörper von Radialgleitlagern aufzubringen, ist das Schleudergussverfahren.

Für Axiallager wird der Standguss eingesetzt. In beiden Fällen ist ein Vorverzinnen des Stützkörpers erforderlich. Das Vorverzinnen findet im Tauchverfahren in Sn-Bädern statt. Beim Tauchverfahren müssen die Temperatur und die Masse des Stützkörpers mitberücksichtigt werden. Die Temperatur des Stützkörpers sollte möglichst nah bei der Verzinnungstemperatur liegen. Abb. 3.1.1.1 zeigt den Aufbau eines Radialgleitlagers mit einer Zwischenschicht.



**Abb. 3.1.1.1:** Radialgleitlagerschale, schematischer Aufbau

Durch den Kontakt zwischen Eisenoberfläche des Stützkörpers und dem flüssigen Zinn entstehen intermetallische Phasen. Nach Patent DE 43 39 394 C1 [15] weisen die intermetallischen Phasen eine gewisse Sprödigkeit auf. Diese Sprödigkeit beeinträchtigt die Ermüdungsfestigkeit. Durch eine Dicke der intermetallischen Phase von kleiner als 0,0005 mm soll der nachteilige Einfluss der Sprödigkeit auf die Ermüdungsfestigkeit beseitigt werden.

### Schleudergussverfahren

Schleuderguss wird auf Grund der wirtschaftlichen und technologischen Vorteile am meisten eingesetzt. Die technologischen Vorteile sind:

- Es kann ein dichtes und feinkristallines Gefüge erzielt werden.
- Die Schnitzzugabe wird gering gehalten.
- Die Bindung kann durch genaue Temperaturmessungen, Desoxidation der verzinneten Oberfläche sowie durch eine optimale Kühlung und gerichtete Kristallisation des Lagermetalls optimal gestaltet werden.

Das Schleudergussverfahren wird bei zylindrischen oder symmetrischen Stützkörpern angewendet [16].

Allgemein wird beim Schleudergussverfahren das Gefüge durch die unterschiedlichen Dichten der einzelnen Legierungselemente mit beeinflusst. Bei Lagerwerkstoffen auf Sn-Basis hat die Zentrifugalkraft auf die Gefügeausbildung eine geringere Wirkung, da die beteiligten Legierungselemente sich in ihren spezifischen Gewichten nicht sehr unterscheiden [16], [17].

### 3.1.2 Aufbau und Funktion hydrodynamischer Gleitlager

Hydrodynamische Gleitlager bestehen aus zwei konvergierenden Oberflächen, die sich relativ zueinander bewegen. Diese bilden einen keilförmigen Zwischenraum, der mit dem Schmierstoff gefüllt ist. Der Schmierstoff trägt die Lagerkraft und dient zur Minimierung des Reibwiderstandes und zur Kühlung des Lagers. Im Allgemeinen wird Öl als Schmierstoff verwendet. Durch die Relativbewegung der Oberflächen wird das Öl in den konvergierenden Schmierpalt gefördert, wodurch sich zum engsten Lagerspalt hin bei steigender Drehzahl ein hydrodynamischer Druck aufbaut. Der hydrodynamische Druckaufbau führt zu einer kontaktlosen Bewegung der Welle in der Lagerschale [18].

Der höchste Druck entsteht kurz vor der engsten Stelle des Spaltes (Abb. 3.1.2.1). Der Druck wird hauptsächlich im Bereich der Verjüngung des Schmierpaltes aufgebaut. Dadurch verlagert sich die Welle seitlich, so dass die äußere Last im Gleichgewicht gehalten wird. Es ergibt sich also eine exzentrische Lage der Welle, die genaue Lage ist von den Betriebsbedingungen abhängig [18], [19].

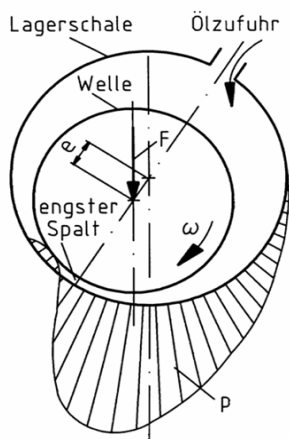
Hydrodynamische Gleitlager werden bevorzugt eingesetzt, da sie

- gegenüber Verschmutzungen unempfindlich sind, besonders Weißmetallager,
- bei großen Wellendurchmessern und -drehzahlen und bei gleichzeitig hohen Umfangsgeschwindigkeiten im Vergleich zu Wälzlagern leicht realisierbar sind,
- kleine Volumina benötigen und
- hohe Dämpfung gewährleisten [20], [21].

### Radiallager

In einem hydrodynamischen Radiallager dreht sich die Welle in den meisten Fällen in der stehenden Lagerschale. Durch die unterschiedlichen Radien von Welle und Lagerschale ergeben sich die exzentrische Lage und der notwendige konvergierende Spalt [21].

Bei hohen Drehzahlen kann es zu Instabilitäten kommen, da der Druck über dem Umfang in nur einem Bereich aufgebaut wird. Dies kann vermieden werden in Mehrgleitflächenlagern, die z.B. als Zweiflächenlager (Lager mit Zitronenspiel), als Radial-Kippsegmentlager, als Mackensen- sowie als Vierflächen-Lager eingesetzt werden [22].



**Abb. 3.1.2.1:** Druckverteilung im hydrodynamischen Radiallager [4]

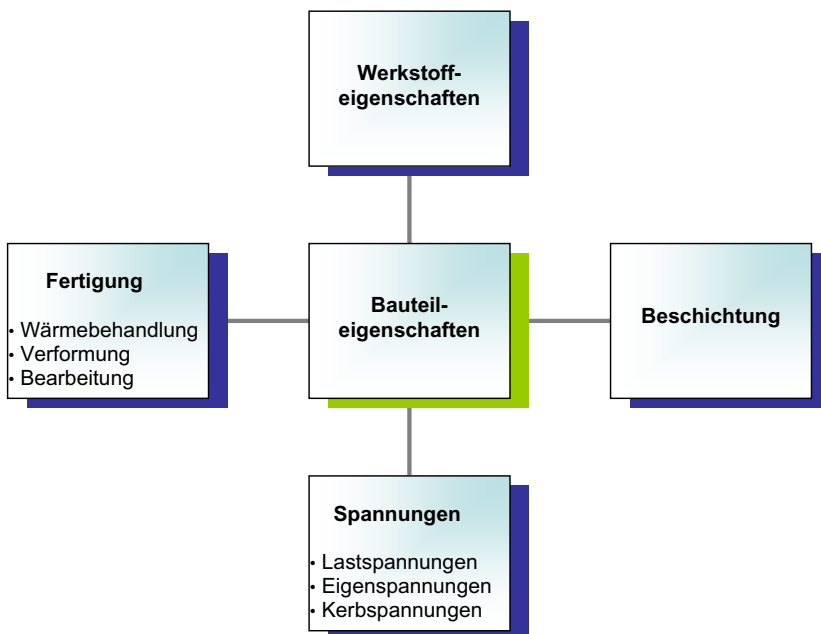
### Axiallager

Axiallager dienen dazu, Kräfte in Richtung der Wellenachse zu übertragen und gleichzeitig eine hydrodynamische Drehbewegung der Welle zu ermöglichen. Ein Axiallager besteht aus den ringförmig angeordneten Gleitschuhen oder -flächen und einem Läufer, der fest mit der Welle verbunden ist. Bei Axiallagern wird der Spalt konstruktiv vorgegeben. Er kann entweder direkt eingearbeitet oder über kippar gelagerte Elemente erst im Betrieb erzeugt werden [10], [22].

### 3.2 Aufbringung von Oberflächenschichten und die Aufgaben der Bindschicht bei Gleitlagern

Die Eigenschaften von Bauteilen werden in erheblichem Maße durch den Werkstoff, seine Legierungs- und Fertigungstechnik, die Oberflächeneigenschaften, die auftretenden Spannungen sowie durch die Beanspruchungsverhältnisse beeinflusst (Abb. 3.2.1). In dieser Arbeit wird insbesondere auf die Eigenschaften und auf die Beschichtung der Oberfläche eingegangen.

Der Stützkörper dient mit der Zwischenschicht zusammen als Träger für die Gleitlagerlegierungsschicht. Es ergibt sich eine Oberflächenschicht bestehend aus der Binde- und Gleitschicht. Die Bindschicht fungiert als eine Verbindung zwischen dem Trägermaterial und der Gleitlagerschicht. Die Gleitschicht sorgt für ein besseres Verschleiß- und Korrosionsverhalten und dient als Reaktionsbarriere [24].



**Abb. 3.2.1:** Einflussgrößen auf die Bauteileigenschaften [23]

Ein Mehrschicht-Gleitlager besteht in der Regel aus einem tragenden Werkstoff, vorzugsweise eine Stahlstützschale aus C10, einer Zwischenschicht aus Sn als Verbindungsschicht und dem eigentlichen Gleitlagerwerkstoff.

Um Werkstoffe hinsichtlich ihres Einsatzbereiches zu optimieren, werden sie beschichtet. In Tabelle 3.2.1 sind verschiedene Beschichtungsarten angegeben.

Bei Gleitlagern soll die Oberflächenschicht, die als Gleitschicht dient, u. a. eine gute Wärmeleitfähigkeit aufweisen, um einer unzulässigen Erwärmung des Lagers entgegen zu wirken. Die Gleitschicht hat hier insbesondere die Aufgabe, erforderliche Verschleiß- und Gleiteigenschaften, kombiniert mit notwendiger Tragfähigkeit, zu gewährleisten.

Die Zwischenschicht oder Verbindungsschicht gewährleistet die Bindung und kann für einen Ausgleich der unterschiedlichen Wärmeausdehnungen zwischen dem Stützkörper aus Stahl und der Lagerlegierungsschicht sorgen. Darüber hinaus dient die Zwischenschicht auch als eine Rissbarriere [25]. Die unterstrichenen Verfahren in der Tabelle finden bei der Beschichtung von Gleitlagern vorzugsweise Anwendung.

<b>Beschichtungsarten und -verfahren</b>		
Gleitlager	Überzüge	Wärmebehandlung- und Diffusionsverfahren
<b>Auftragschweißen</b> (Gas-, Lichtbogen-, Schutzgas und Unterpulververfahren)	Galvanisieren Chemische Verf. CVD- Verfahren PVD- Verfahren <u>Schmelztauchen</u>	Einsatzhärten (C) Nitrieren (N) Karbonitrieren (C, N) Sulfinuzieren (S, N) Sulfocyanieren (S, N, C)
<b>Aufspritzen</b> <u>Flammspritzen</u> Schockspritzen <u>Plasmaspritzen</u>	Aufdampfen <u>Aufsintern</u> Emaillieren Lackieren Oxidieren (z.B. Eloxidieren) Laser- Beschichtung	Phosphatieren (P) Selenieren (Se) Selenocyanieren (Se, C, N) Borieren (B) Silizieren (Si)
<b>Plattieren</b> <u>Walzplattieren</u> Sprengplattieren		Inchromieren (Cr) Vanadinieren (V) Sheradisieren (Zn)
<b>Verbundguss</b> <u>Aufgießen</u> <u>Aufschleudern</u> Walzenguss Abschrecken		
<b>Löten</b> <b>Kleben</b>		

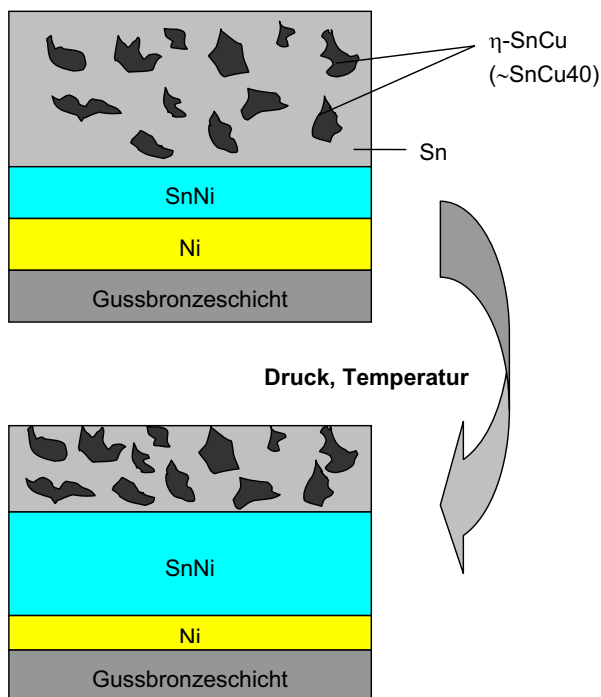
**Tabelle 3.2.1:** Beschichtungsarten und -verfahren im allgemeinen Maschinenbau [23]

Bei den Gleitlagermetallen auf Zinnbasis wird in der Regel als Zwischenschicht eine Sn-Schicht aufgebracht, die an der Grenzfläche zum Stützkörper mit Eisen zu  $\text{FeSn}_2$  reagiert. Die Beschichtung bzw. Zwischenschicht kann, wie in Tabelle 3.2.1 angegeben, mit verschiedenen Verfahren hergestellt werden. Eine ideale Beschichtungsmethode sollte ermöglichen, die Stützkörperlandschaft zu modifizieren, Schichten beliebiger Zusammensetzungen zu erzeugen, Mehrschichtsysteme und Gradientenschichten zu ermöglichen [26].

Neben den Vorzügen, die Blei als Lagermetall bietet, ist Blei giftig und seine Verwendung mit gesundheitlichen Risiken und Emissionsproblemen verbunden. So ist deshalb das Recycling von im Motorenbau verwendeten bleihaltigen Gleitlagern problematisch. Spätestens seit der EU-Richtlinie 2000/53EG vom Jahr 2003 versucht man, Blei möglichst nicht mehr einzusetzen.

Ein interessantes Beispiel für eine bleifreie Gleitschicht eines Lagers ist in [27] geschildert. Die Lagerschale besteht -wie in der Abb. 3.2.2 dargestellt- aus mehreren Schichten, wobei die unterste Lage aus einer Gussbronzeschicht besteht, auf der eine Schicht aus Nickel liegt. Dem Nickel folgt eine Schicht aus Zinn und Nickel, und darauf folgt die Gleitschicht aus einer Zinnmatrix mit darin enthaltenen Zinn-Kupfer-Partikeln (SnCu-40).

Unter Belastung und Temperatureinfluss wird die Gleitfläche aus Zinn-Matrix mit SnCu-40-Partikel durch die Diffusion des Zinns in Richtung der Zinn-Nickel-Schicht härter. Über der Zinn-Nickel-Schicht konzentrieren sich die SnCu-40-Partikel und bilden eine dünne und harte Gleitschicht. Die anfänglich weiche Gleitschicht härtet während der Einlaufphase aus. Die Untersuchung hat gezeigt, dass das Lagermetall eine höhere Belastbarkeit und besseres Verschleißverhalten aufweist [27].



**Abb. 3.2.2:** Aufbau eines Lagers vom Typ G-188 [27]



Ein Überblick über die technologisch verwendeten Schichten ist in Tabelle 3.2.2 zu finden.

Schicht		Gleitschicht	Haftgrund / Bindschicht
Metall und Legierungen	Mo	X	X
	Cu	X	X
	Co	X	
	Ag	X	
	Cd	X	
	In	X	
	Sn	X	X
	Pb	X	
	CoMoSi	X	
	Ni-Graphit	X	
	NiAl, NiCr		X
Lagerwerkstoffe	Sn-Basis	X	Sn (FeSn)
		X	Sn-Zn (FeZn)
Oxide	PbO	X	
Carbide	FeC	X	
Nitride	BN <sub>hex.</sub>	X	
Andere	PTFE	X	
	CaF <sub>2</sub>	X	
	Fe <sub>2</sub> B	X	
	MoS <sub>2</sub>	X	
	MoSe <sub>2</sub>	X	
	WS <sub>2</sub>	X	
	WSe <sub>2</sub>	X	

**Tabelle 3.2.2:** Einige Beispiele zu Gleitschichtwerkstoffen [28].

### 3.2.1 Schmelztauschichten und Stützkörperwerkstoffe

Die Herstellung der Bindschicht erfolgt beim Schmelztauchen durch Eintauchen der zu behandelnden Körper in das schmelzflüssige Beschichtungsmetalbad. An der Grenzfläche des zu beschichtenden Körpers zum Schmelzbad bilden sich

intermetallische Phasen aus. Nach dem Herausziehen des betreffenden Körpers aus dem Schmelzbad erstarrt der an der Fläche noch haftende schmelzflüssige Metallfilm zu der gewünschten Schicht. Unter Umständen kann die Dicke der Schicht durch Abstreifen oder durch aus einer Düse austretende Luft sowie durch austretenden Wasserdampf verändert werden. Die häufig verwendeten Schmelztauchsichten aus Zinn, Zink, Blei und Aluminium und aus ihren Legierungen sind zusammen mit den geeigneten Anwendungen in Tabelle 3.2.1.1 dargestellt. Diese Schichten werden bei Stützkörpern aus niedrig legierten Stählen angewendet [28], [29].

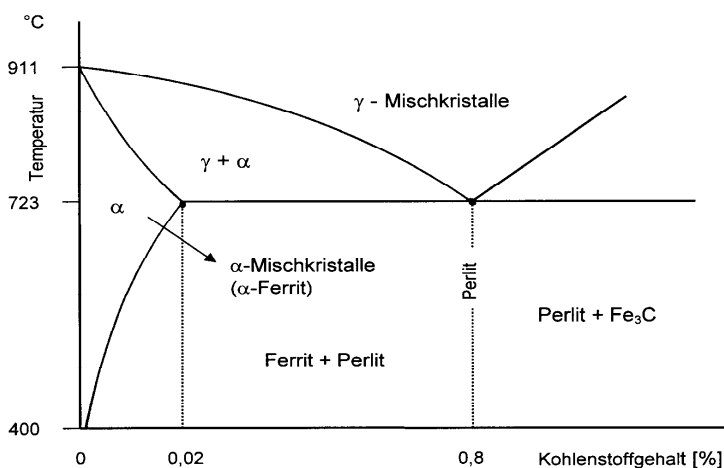
Schmelztauchsichten	Werkstoffe								
		Al-Werkstoffe	Ti-Werkstoffe	Niedriglegierte Stähle	Cr-Stähle	CrNi-Stähle	Ni-u.Co-Werkstoffe	Cu-Werkstoffe	Andere
Aluminium, Aluminium-Legierungen				X	X	X		X	Gusseisen Messing
Zink, Zink-Legierungen				X				X	Gusseisen Messing Bronze
Zinn, Zinn/Blei- oder Zinn-Zink Legierungen		X		X			X	X	Gusseisen Messing Bronze Zn, Ag, Cd, Au, Pt, Pb
Blei, Blei-Legierungen		X		X				X	Zink

**Tabelle 3.2.1.1:** Schmelztauchsichten und ihre Anwendung auf verschiedenen Substratwerkstoffen [28]

Die Bindefestigkeit des Lagermetalls ist u. a. abhängig vom Werkstoff des Lagerstützkörpers. Bei Verwendung von Stahlstützkörpern mit niedrigem Kohlenstoffgehalt wie bei C10 oder C15 kann eine sehr gute Bindung erzielt werden, so dass früher übliche mechanische Verklammerungen nicht mehr nötig sind. Für eine optimale Bindung ist es erforderlich, dass der Stützkörper eine Mindestrautiefe von  $R_t = 30$  bis  $50 \mu\text{m}$  aufweist [30]. Die chemischen Zusammensetzungen von C10 und C15 sind nach DIN EN 10084 in Tabelle 3.2.1.2 angegeben [31].

Stahlbezeichnung		Chemische Zusammensetzung, Massenanteil in %				
Kurzname	Werkstoffnummer	C	Si max.	Mn	P max.	S
C10E	1.1121	0,07 bis 0,13	0,40	0,30 bis 0,60	0,035	≤ 0,035
C10R	1.1207					0,020 bis 0,040
C15E	1.1141	0,12 bis 0,18	0,40	0,30 bis 0,60	0,035	≤ 0,035
C15R	1.1140					0,020 bis 0,040

**Tabelle 3.2.1.2:** Chemische Zusammensetzung der Stähle C10 und C15 nach DIN EN 10084 (Schmelzenanalyse) [31]



**Abb. 3.2.1.1:** Fe-C- Zustandsdiagramm, schematisch

Für eine möglichst gute Bindung zwischen dem Stützkörper aus Stahl und dem Lagermetall ist bei der Verzinnung die Bildung der intermetallischen Phase  $\text{FeSn}_2$  erforderlich. Da das Zinn nur mit dem Ferritanteil eine Verbindung eingehen kann, ist ein möglichst niedriger Kohlenstoffgehalt erforderlich, Abb. 3.2.1.1. Kohlenstoffgehalte von weniger als 0,2 m/o ermöglichen auch bei ungünstigen Erstarrungsbedingungen eine optimale Bindung. Mit zunehmendem C-Gehalt nimmt der Volumenanteil des Perlits zu und der Volumenanteil der Ferritphase ab. Damit verringern sich die Möglichkeiten für eine Verbindung, wodurch die Bindefestigkeit abnimmt [16].

Ein weiterer Punkt, der die Bindefestigkeit beeinflusst, ist der Wasserstoffgehalt des Stützkörpers. Bei dickwandigen Stützkörpern darf der Wasserstoffgehalt bei Wandstärken  $> 40 \text{ mm}$  1,7 mg/kg beim Vergießen nicht überschreiten [16], [32].

Tabelle 3.2.1.3 enthält eine Auflistung der Stützkörperwerkstoffe zusammen mit ihrer Bezeichnung nach den zugehörigen Normen und [32].

Werkstoffe des Stützkörpers	Kurzzeichen
Niedrig legierte Stähle (Schmiedestahl) nach DIN EN 10084 [31]	C10E / C10R; C15E / C15R
Stahlguss nach DIN ISO 1681 [33]	GS-20-38
Walzstahl nach DIN ISO 17100 [34]	RSt 37-2; St 52-3
Nicht rostende Stähle (CrNi-Stähle)	18/8CrNi-Stahl
Gusseisen nach DIN EN 1561 [35]	EN-GJL-100; EN-GJL-200; EN-GJL-250; EN-GJL-HB155; EN-GJL-HB235
Kupfer-Gusslegierungen nach DIN ISO 4382 Teil 1 [36]	CuPb5Sn5Zn5; CuPb10Sn10; CuSn7Pb7Zn3; CuSn8Pb; CuSn10; CuAl10Fe5Ni5; CuPb20Sn5; CuPb15Sn8; CuPb10Sn10; CuPb9Sn5
Aluminiumlegierung nach DIN ISO 4383 [37]	AlSi11Cu; AlSn20Cu; AlSn6Cu; AlZn5Si1

**Tabelle 3.2.1.3:** Stützkörperwerkstoffe nach der derzeit gültigen Normung und [32]

### 3.2.2 Bindemechanismus der Schmelztauchschichten und Verbindungsarten

#### Metallische Bindung

Bei der metallischen Bindung werden Metalle und Legierungen durch im Metallgitter auftretende quasi freie Valenzelektronen zusammengehalten. Diese Elektronen bewegen sich im Raum zwischen den positiv geladenen Ionen der Atomrümpfe. In diesem Zusammenhang spricht man vom „Elektronengas“.

Bei der metallischen Bindung gibt es keine gerichtete Bindung, da alle Metallionen gleichwertig sind. Aus diesem Grunde sind Metalle bestrebt, Raumgitter mit dichtester Kugelpackung zu bilden.

Die metallische Bindung wird zusammen mit der homöopolaren und heteropolaren Bindung als Hauptvalenzbindung bezeichnet. Im Gegensatz dazu werden zwischenmolekulare Bindungen als Nebervalenzbindungen bezeichnet [38], [39].

### **Intermetallische Phase**

Bei der Legierungsbildung mit binären metallischen Systemen können **intermetallische Phasen** mit stöchiometrischer Zusammensetzung  $A_xB_y$  auftreten, wobei sie eine von den beteiligten Komponenten verschiedene Gitterstruktur aufweisen. Intermetallische Phasen können sich aber auch innerhalb von bestimmten Konzentrationsbereichen unter kontinuierlicher Veränderung ihrer Zusammensetzung bilden. Dabei weicht ihre chemische Zusammensetzung von der stöchiometrischen ab; die Gitterstruktur der Phase  $A_xB_y$  und ihre Eigenschaften bleiben aber erhalten, z. B. bei der  $\beta$  oder  $\gamma$ -Phase im Cu-Zn-System. Die physikalischen und chemischen Eigenschaften von intermetallischen Phasen unterscheiden sich sehr von denen legierungsarmer Mischkristalle auf Grund des modifizierten Kristallaufbaus [40], [41], [42], [43].

Intermetallische Phasen können genau wie Mischkristalle ausgeprägte chemische Homogenitätsbereiche haben. In ihnen sind im Wesentlichen metallische Bindungskräfte vorherrschend; dazu können aber auch heteropolare oder kovalente Bindungsanteile kommen. In der Literatur werden strukturelle Gründe für die am häufigsten entstehenden intermetallischen Phasen angeführt [40], [42].

### **Bindemechanismen bei Schichtverbundwerkstoffen**

Einen wichtigen Aspekt bei Schichtverbundwerkstoffen stellt die Bindungsfestigkeit der einzelnen Schichten untereinander dar. Die einzelnen Schichten werden durch adhäsive oder kohäsive Kräfte sowie chemische Bindungskräfte zusammengehalten. Unter Adhäsion versteht man allgemein die Haftungskräfte bzw. das Wirken von Anziehungskräften zwischen verschiedenen Stoffen. Ein Beispiel für Adhäsion (Haftungskraft) als Bindungsmechanismus ist das Löten. Bei Schmelztauchschichten ist jedoch in aller Regel ein kohäsiver Stoffverbund in Form einer Legierungsschicht, bestehend aus Beschichtungs- und Substratwerkstoff, vorhanden [39]. Unter Kohäsion versteht man die „innere Festigkeit“ eines Stoffs. Diese kommt durch das Wirken von Anziehungskräften zwischen Atomen bzw. Molekülen innerhalb eines Stoffs zustande.

Beim Schmelztauchen entsteht durch eine chemische Reaktion zwischen dem Beschichtungs- und Grundkörper eine intermetallische Phase z. B. der Form  $FeZn_9$  oder  $FeSn_2$ .

### Benetzung

Bindungskräfte resultieren aus Grenzschichtreaktionen, die in atomaren Abständen zwischen 0,1 und 1 nm ablaufen. Die Ausbildung der Bindungskräfte kann deswegen nur dann erfolgen, wenn die Atome der Fügepartner sich entsprechend einander annähern können. Dafür ist ein ausreichendes Benetzungsvermögen der Fügepartioberfläche notwendig. Bei Annäherung der Fügepartioberfläche und Bindungspartner orientieren sich die Atome derart, dass für beide Teilchen jeweils das günstigste Energieniveau eingenommen wird. Dieser Zustand ist dann erreicht, wenn die Teilchen ihre niedrigste Stufe an potentieller Energie besitzen, also keine Bewegung der Teilchen gegeneinander mehr existiert ist [39], [44].

Bringt man einen Tropfen einer Flüssigkeit auf die zu beschichtende Oberfläche, so nimmt er je nach Benetzungsverhältnissen verschiedene Formen an, Abb. 3.2.2.1.

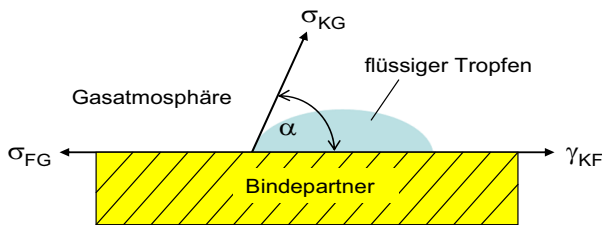


Abb. 3.2.2.1: Flüssigkeitstropfen auf einer festen Oberfläche [45]

Der Winkel, den die Tropfenoberfläche mit der Fügepartioberfläche bildet, wird Benetzungswinkel  $\alpha$  genannt. Der Benetzungswinkel ist ein Maß für die Benetzbarkeit. Eine optimale Benetzung liegt vor bei  $\alpha < 30^\circ$ . Ist dagegen der Benetzungswinkel  $\alpha > 90^\circ$ , tritt keine Benetzung auf. Bei  $\alpha = 180^\circ$  ist eine völlige Unbenetzbarkeit gegeben, Abb. 3.2.2.2.

$\alpha = 0^\circ$	$\alpha < 90^\circ$	$\alpha = 90^\circ$	$\alpha > 90^\circ$	$\alpha = 180^\circ$
$W_A > W_K$		$W_A < W_K$		$W_K \gg W_A$
Spreitung	gute	unvollständige		keine

Abb. 3.2.2.2: Zusammenhang zwischen Benetzungswinkel  $\alpha$  und Benetzungsverhalten von Flüssigkeiten [45]

Die durch Kohäsion resultierende Oberflächenspannung mit der Einheit Energie pro Fläche ist bestrebt, die energetisch günstigste Form der Oberfläche in Bezug auf das Volumen einzunehmen. Die Höhe der Oberflächenspannung hängt von den chemischen und physikalischen Eigenschaften der Metallschmelze und der Fügeiteiloberfläche ab. Das Benetzungsvermögen wird auch durch die Rauigkeit der Oberfläche beeinflusst. Als Grenzwert für die Benetzungsfähigkeit wird die kritische Oberflächenspannung angegeben. Demnach ist eine optimale Benetzung gegeben, wenn die Oberflächenspannung der Flüssigkeit niedriger ist als die kritische Oberflächenspannung. Hierbei ist die kritische Oberflächenspannung keine Materialkonstante, sondern eine Kenngröße, die für das tatsächlich vorgegebene System aus Fügeiteiloberfläche und Flüssigkeit gilt [39], [44].

### 3.2.3 Funktion, Arten und Eigenschaften von Bindschichten

Um verschiedene Werkstoffkombinationen zusammenzubringen, sind Bindschichten notwendig. Die Aufgabe von Bindschichten ist, eine Verbindung zwischen dem Trägermaterial und den anderen Komponenten, z.B. der Gleitlagerschicht, herzustellen. Hiermit lassen sich technologisch inkompatible Werkstoffe miteinander verbinden. Aus diesem Grunde werden bei vielen verschiedenen technologischen Lösungen Kombinationen aus Trägermaterial, Bindschicht und Funktionsschicht verwendet. Im Folgenden sind einige Anwendungen beschrieben.

#### Anwendung 1: Bindschichten in 3-Schichtsystemen

Nach [46] werden bei der Plattierung von Titan auf einen Trägerwerkstoff aus Stahl CuNi- und CuZn-Legierungen als Zwischenschicht verwendet. Demnach ergeben sich bei Verwendung von Kupfer als Zwischenschicht durch Diffusion des Titans sehr harte und spröde intermetallische Verbindungen bzw. Bestandteile von Mischkristallgefügen. Diese verschlechtern das Dehnungs- und Verformungsverhalten und setzen die Haftfestigkeit herab. Bei der Verwendung von Nickel ergibt sich kein Härteanstieg durch Bildung von intermetallischen Verbindungen. Andererseits können die bei nachfolgenden Wärmebehandlungen auftretenden Spannungen nicht abgebaut werden, da keine ausreichende Diffusion stattfindet. Diese Spannungen entstehen auf Grund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungskoeffizienten von Titan und Nickel und verhindern eine gute Haftung. CuNi- und CuZn-Legierungen haben ein homogenes Mischkristallgefüge. Von den in der Tabelle 3.2.3.1 dargestellten Zwischenschichten ergeben sich bei CuNi10Fe bzgl. der Haftfestigkeit die besten Ergebnisse. Es bilden sich tetragonale Phasen wie  $Ti_{1+}Cu$ ,  $TiCu_{1+}$ ,  $Ti_3Cu_4$  und  $Ti_2Cu$ , wobei die letztgenannte die titanreichste Phase ist. CuZn-Legierungen mit einem Zinkgehalt bis zu 37 m/o weisen gegenüber Reinkupfer höhere Festigkeits-, Dehnungs- und Härtewerte auf. Von den CuZn-Legierungen liefert CuZn37 die

besten Ergebnisse.

In der Zwischenschicht bilden sich neben den binären Phasen mit tetragonaler Struktur auch die ternären Phasen TiNiCu und Cu<sub>2</sub>TiZn.

	Zwischenschicht	Diffusions- schicht	Phase	
Trägerwerkstoff: C 15	CuNi10Fe	1	α-Ti	Plattierwerkstoff: Reintitan
		2	Ti <sub>2</sub> Cu	
		3	Ti <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub>	
		4	TiNiCu	
	CuNi20Fe	1	Ti <sub>2</sub> Cu	
		2	Ti <sub>3</sub> Cu <sub>4</sub>	
		3	TiNiCu	
	CuNi30Fe	1	Ti <sub>2</sub> Cu	
	CuZn15	1	Ti <sub>2</sub> Cu	
		2	TiCu	
	CuZn28	1	Cu <sub>2</sub> TiZn	
	CuZn37	1	α-Ti	
2		Ti <sub>2</sub> Cu		
3		Cu <sub>2</sub> TiZn		

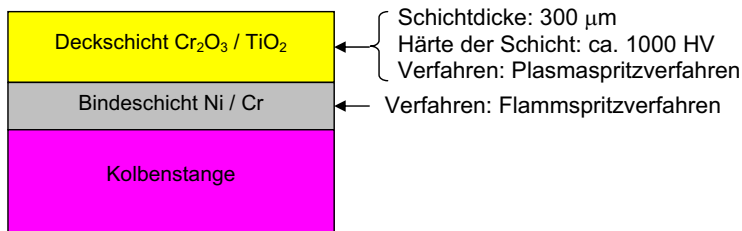
**Tabelle 3.2.3.1:** Art der in den Diffusionsschichten vorhandenen intermetallischen Phasen [46]

## Anwendung 2: Metalloxid-Beschichtung

Ein Beispiel für eine Metalloxid-Beschichtung ist die Aufbringung einer metallischen Bindschicht aus Ni und Cr mit einer keramischen Deckschicht aus Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> / TiO<sub>2</sub> auf eine aus Stahl bestehende Kolbenstange eines Hydraulikzylinders. Mit der Deckschicht sollen die Korrosions- oder chemische Beständigkeit, der Widerstand gegen abrasiven und erosiven Verschleiß sowie die Elastizität der Oberflächenbeschichtung verbessert werden. Die Bindschicht soll aufgrund der kleineren Korngröße eine bessere Verankerung gewährleisten. Die Korngröße in der Deckschicht beträgt 10 bis 60 µm, während die Korngröße in der Bindschicht 5 bis 25 µm beträgt. Die gesamte Schichtdicke beträgt ca. 300 µm (Abb. 3.2.3.1) [47], [48].



Beide Schichten werden mittels thermischer Spritzverfahren aufgebracht, wobei für die Bindschicht das Hochgeschwindigkeits- Flammgespritzverfahren verwendet wird, um ein dichtes und porenfreies Gefüge zu gewährleisten.



**Abb. 3.2.3.1:** Hunger-Ceraplate 2000 Schichtaufbau (Fa. Hunger, auch Fa. Hydrodyne: Ceramax [48])

### Anwendung 3: Multischichtsysteme und Gradientenschichten

Mittels des IBAD-Verfahrens (Ion Beam Assisted Deposition) lassen sich annähernd maßgeschneiderte Multischichtsysteme wie z.B.  $\text{Ti}/\text{TiO}_2/\text{TiN}$  und Gradientenschichten wie  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$  herstellen. Beim IBAD-Verfahren werden Aufdampfschichten mit Ionen aus einer Ionenquelle beschossen [26].

Um die Korrosionseigenschaften von Titannitridschichten zu verbessern, kann zunächst mit einem Argonionenstrahl gearbeitet werden, da Titan gegenüber Stickstoff sehr reaktiv ist. Der Stickstoff kann dem System über ein Restgas zur Verfügung gestellt werden. In [26] wurde dabei sowohl Titan verdampft als auch bei einigen Proben Titannitrid. Alle Schichten wurden als Zweifachschichten ausgelegt, d. h. zunächst mit 50 nm Ti belegt, um die Adhäsion zu verbessern, und dann 1,5  $\mu\text{m}$  Dicke mit TiN aufgefüllt. In einem Fall wurde durch zeitweiligen Sauerstoffeinlass in das Restgas eine Dreilagenschicht ( $\text{Ti}/\text{TiO}_2/\text{TiN}$ ) von 1,5  $\mu\text{m}$  Dicke hergestellt. Als Substrat diente der Stahl C45. Die Dreifachschicht  $\text{Ti}/\text{TiO}_2/\text{TiN}$  bietet bei einem mittelmäßigen Verschleißverhalten einen hervorragenden Korrosionsschutz [26].

Die  $\text{Al}/\text{Al}_2\text{O}_3$ -Beschichtung ist für Stützkörper sowohl aus Aluminium als auch aus niedrig legiertem Stahl geeignet. Al wurde verdampft und unter Argonionenbombardement abgeschieden, danach wurde das Restgas mit Sauerstoff beladen, Al verdampft und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  unter Argonionenbeschuss abgeschieden. Zwischen Al- und  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -Subschichten wurde durch langsames Erhöhen des Sauerstoffpartialdrucks ein Zusammensetzungsgradient  $\text{Al} \rightarrow \text{AlO}_x \rightarrow \text{Al}_2\text{O}_3$  eingebracht, dessen Breite zwischen 100 und 400 nm variiert wurde. Die Gesamtschichtdicke betrug ca. 3  $\mu\text{m}$ . Mit dem IBAD-Verfahren lässt sich der Gradient der Zusammensetzung von Al und  $\text{Al}_2\text{O}_3$  derart einstellen, dass die Korrosionsbeständigkeit der Schicht deutlich verbessert wird, weil damit die Porosität der Schicht optimiert werden kann. Mit  $\text{Al}_2\text{O}_3$  als

Deckschicht ist es möglich, bei relativ weichen Stützkörpern die Härte zu steigern [26].

### 3.3 Anforderungen an Gleitlagerwerkstofftypen

Verträglichkeit mit dem Gegenwerkstoff und Riefenbildungswiderstand	Widerstand eines Gleitwerkstoffes gegen die Bildung von Riefen, Verschweißungen und Kratzern an der Oberfläche des Gegenwerkstoffes.
Schmiegsamkeit	Fähigkeit eines Gleitwerkstoffes, sich den Beanspruchungen durch elastische und elastisch-plastische Verformungen anzupassen.
Einbettfähigkeit	Fähigkeit eines Gleitwerkstoffes, harte Partikel in die Laufschrift aufzunehmen.
Belastungsfähigkeit	Fähigkeit, eine bestimmten Beanspruchung zu ertragen, ohne dass die mechanische Belastungsgrenze und ein bestimmter Verschleißbetrag überschritten wird.
Mechanische Belastungsgrenze	Maximal mögliche Belastung (Kraft/Projektionsfläche der Lagerschale) bei noch sicherem Lauf. Wird diese Grenze überschritten, so versagt der Gleitlagerwerkstoff durch unzulässige bleibende Verformung, durch Gewaltbruch oder durch Dauerbruch.
Verschleißwiderstand	Widerstand eines Gleitwerkstoffes gegen die Bildung von adhäsiven Bindungen mit dem Gegenwerkstoff.
Fähigkeit zur Bildung einer Reaktionsschicht	Fähigkeit des Gleitwerkstoffes, mit Bestandteilen des Schmierstoffes eine tribochemische, im Allgemeinen verschleißmindernde Reaktionsschicht zu bilden.
Notlaufverhalten	Fähigkeit des Gleitwerkstoffes, beim Auftreten unvorhergesehener ungünstiger Schmierbedingungen noch ein Gleiten während einer begrenzten Zeitspanne aufrechtzuerhalten.
Schmierstoffbenetzbarkeit	Fähigkeit des Gleitwerkstoffes, auf seiner Oberfläche einen Schmierfilm zu bilden.
Einlaufverhalten	Fähigkeit des Gleitwerkstoffes, die erhöhte Anfangsreibung und den erhöhten Anfangsverschleiß durch Anpassung der Gleitflächen in kurzer Zeit herabzusetzen.
Verschleißwiderstand	Widerstand eines Gleitwerkstoffes gegen Verschleiß infolge tribologischer Beanspruchungen während des Gleitvorganges. Er wird ausgedrückt durch den Reziprokwert des Verschleißbetrages.

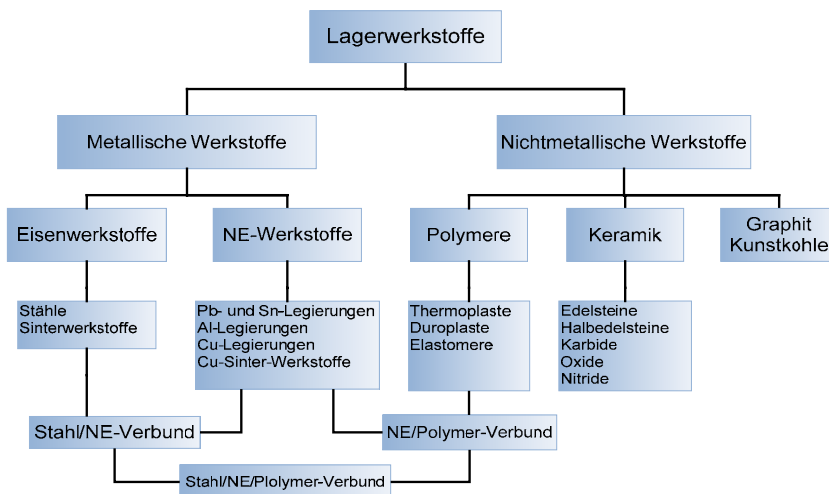
**Tabelle 3.3.1:** Anforderungen an metallische Gleitwerkstoffe nach DIN 50282 [49]

Die Randbedingungen für Gleitlagerwerkstoffe, die üblicherweise aus Nicht-Eisenmetallen bestehen, sind sehr vielfältig, aus diesem Grunde haben sie außerordentlich viele Anforderungen zu erfüllen. In der obigen Tabelle 3.3.1 sind die nach DIN 50282 definierten Begriffe für metallische Gleitlagerwerkstoffe aufgeführt. Die Anforderungen an Gleitlagerwerkstoffe sind mannigfaltig. Dazu gehören u. a. neben hohem Verschleißwiderstand eine hohe mechanische Belastungsgrenze,

Anpassungsfähigkeit, Einbettfähigkeit, gute Korrosionsbeständigkeit, gutes Einlauf- und Notlaufverhalten, gute Schmierstoffbenetzbarkeit sowie Fressunempfindlichkeit und Riefenbildungswiderstand, Tabelle 3.3.1 [49].

In der Regel bestehen Gleitlagerschalen aus mehreren Schichten. Daneben gibt es Massivgleitlager, bei denen der Stützkörperwerkstoff zugleich die Gleitschichtfunktion übernimmt.

In Abb. 3.3.1 werden Gleitlagerwerkstoffe nach Werkstoffgruppen gegliedert [50].



**Abb. 3.3.1:** Gleitlagerwerkstoffe [50]

Metallische Gleitlagerwerkstoffe umfassen drei Hauptgruppen.

1. Metallische Werkstoffe für Massivlager: Sn-, Pb-, Al- und Cu-Legierungen
2. Werkstoffe für Verbundlager: Verbundlagerwerkstoffe bestehen aus mindestens zwei Schichten von Legierungen unterschiedlicher Zusammensetzung.
3. Gesinterte Werkstoffe: Diese bestehen in der Regel aus Fe- oder Cu-Basislegierungen.

In Tabelle 3.3.2 sind Anwendungsbeispiele für die genannten Werkstoffe angegeben. Die wesentlichen Kriterien aus Tabelle 3.3.3 sollen helfen, die richtige Auswahl zu treffen.

Lagerart	Werkstoffgruppe	Anwendungsbereich
<b>Massivlager</b>	- Pb- und Sn-Gusslegierungen (Babbitt-Metalle) (Weißmetalle)	- Großmotorenbau - Großmaschinen, Getriebe - Lager von Turboläufern
	- Cu-Pb-Sn-Gusswerkstoffe	- Kolbenbolzenbuchsen - Folienwalzwerke - Kaltwalzwerke
	- Cu-Sn-Zn-Pb-Gusslegierungen	- Allgemeiner Maschinenbau
	- Zinnbronzen	- Buchsen für Schalt-, Lenk- und Bremsgestänge
	- Sondermessing, Mehrstoff-Aluminiumbronzen	- Kniehebelpressen - Schneckengetriebe
	- Cu-Knetlegierungen	- Motorenbau - Buchsen - Anlaufscheiben
	- Al-Legierungen	- Kolbenbolzenbuchsen
<b>Verbundlager</b>	- Bleibronzen/Stahl - Al-Legierungen/Stahl Evtl. mit zusätzlicher Laufschrift	- Hochbelastbare Lager für Verbrennungskraftmaschinen - Anlaufscheiben
<b>Sinterlager</b>	- Pulver auf Cu- und Fe-Basis	- Feinwerkbau (Elektrowerkzeuge) - Fahrzeugbau

**Tabelle 3.3.2:** Wichtige Gruppen metallischer Gleitlagerwerkstoffe und Anwendungsbeispiele für Gleitlagerwerkstoffe [50]

	Härte, RT (Brinell)	Minimale Wellenhärte (Brinell)	Belastungs- Fähigkeit (N/mm <sup>2</sup> )	Max. Betriebs- temperatur (°C)	Verträglichkeit mit dem Gegen- metall (Welle)	Einbett- fähigkeit und Schmiegsamkeit	Korrosions- beständig- keit	Ermüdungs- festigkeit
Zinnbasis- Lagermetalle	20-30	130-170	5,5 - 10	149	1	1	1	5
Bleibasis- Lagermetalle	15-20	130-170	5,5 - 8,3	149	1	1	3	5
Drei-Komp.- Lager, Lagermetall- Zwischenschicht	-	200-300	13,8 - 34,4+	149	1	2	2	2
Kadmiumhaltige Legierungen	30-40	200-250	10,3 - 13,8	260	1	2	5	4
Kupfer-Blei	20-30	200	10,3 - 17	177	2	2	5	3
Blei-Bronze	40-70	300	20,7 - 27,6	232	3	4	4	2
Zinn-Bronze	60-80	300-400	27,6+	260+	5	5	2	1
Aluminium- legierungen	45-50	200-300	34,4+	121	4	3	1	2
Silber	25	300-400	34,4+	260	2	3	1	1

**Tabelle 3.3.3:** Leistung und Eigenschaften von Gleitlagerlegierungen (willkürliche Skala mit 1 für die beste und 5 für die schlechteste Paarung) [51]

Leistungsmerkmale der gängigen Lagerlegierungen werden in Tabelle 3.3.3 aufgezeigt. Beispielsweise sind kadmiumhaltige Lagermetalle in hohem Maße geeignet bei Verwendung von Stahlwellen. Lagermetalle, die aus einer niedrig schmelzenden Legierung bestehen, sind hervorragend zur Einbettung von Schmutz geeignet. Die härteren hochstandfesten Materialien, wie Bronze oder Aluminium, halten höhere Belastungen aus und bieten eine bessere Dauerfestigkeit [51], [52].

### 3.3.1 Zinn- und Bleibasis-Lagermetalle für den Einsatz in Industrieantrieben, Kraftwerken, Getrieben, Schiffen usw.

Zinn- und Bleibasis-Lagermetalle sind die bekanntesten Lagermaterialien. Unempfindlichkeit gegenüber Verschmutzung und sehr gute Laufeigenschaften unter Grenzschmierung haben dafür gesorgt, dass diese Lagermetalle in großem Umfang zum Einsatz kommen [51]. Zusätzlich haben die Weißmetalle den niedrigsten

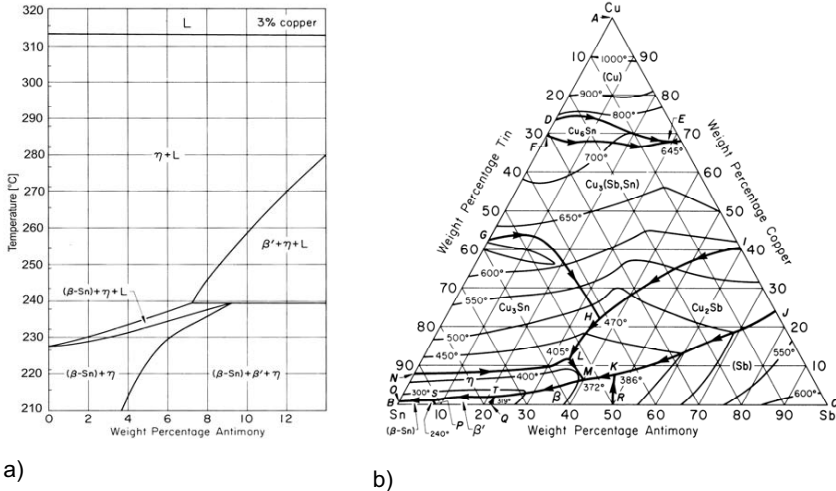
Schmelzpunkt und die geringste Härte. Sie finden ihren Einsatz im Großmotorenbau und bei Großmaschinen, weil die großen Wellendurchmesser Lager mit geringen spezifischen Belastungen unter  $\bar{p} = 4 \text{ N/mm}^2$  ermöglichen [50].

In den Lagerbuchsen für Kleinstmotoren kommen diese Lagermetalle im Allgemeinen als dünne Beschichtung auf einem Stahlband zum Einsatz. Für große Lager im Hochlastbetrieb wird eine dickere Lagermetallschicht auf eine steife Trägerform aus Stahl oder Gusseisen gegossen. Nach einer mechanischen Bearbeitung ist die Lagermetallschicht üblicherweise 3,175 mm bis 6,35 mm dick [51], [53].

Zinnhaltige Lagermetalle haben eine verhältnismäßig geringe Tragfähigkeit, sind kostenintensiv und erfordern eine komplexe Konstruktion. Auch die Festigkeit verringert sich schnell bei zunehmender Temperatur. Diese Eigenschaften lassen sich durch Verwendung einer Zwischenschicht, die hoch- und dauerfest zwischen dem Stahlträger und einer dünnen Lagermetalloberflächenschicht aufgebracht wird, verbessern. Solche zusammengesetzten Lager beseitigen oftmals die Notwendigkeit, andere Lagermaterialien mit nicht optimalen Eigenschaften einzusetzen [54].

Die Gefüge der Gleitlagerwerkstoffe sind typischerweise heterogen. Sie bestehen aus einer „zähen“ Matrix zur Aufnahme mechanischer Kräfte mit darin dispergierten „harten“ Phasen [55]. Die Gefügearten der Legierungen in der Zinnecke des Dreistoffsystems Sn-Sb-Cu in Abb. 3.3.1.1 wurden häufig beschrieben. Beim Erstarren scheiden sich zunächst stets nadelige Kristalle einer intermetallischen Kupfer-Zinn-Phase,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  aus. Danach bilden sich würfelförmige SbSn-Härtekristalle, falls der Antimongehalt 7 m/o überschreitet. Während die Grundmasse bleifreier Zinnlagermetalle ein Eutektikum von Zinn-Antimon-Mischkristallen bei  $230^\circ\text{C}$  erreicht, liegt der eutektische Punkt bei einem Bleigehalt von rund 3 m/o bereits bei  $183^\circ\text{C}$  [53], [55]. KENNEFORD, A.S. und H. O'NEILL [56] wiesen anhand von Ritzhärtemessungen die eindeutigen Härteunterschiede zwischen  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden und SbSn-Härtekristallen im Verhältnis 10:4 nach. Das heterogene Gefüge bewirkt die folgenden Eigenschaften der Legierungen: gutes Schwingbruchverhalten, Anpassungsfähigkeit, Druckfestigkeit, Schmiegsamkeit, mechanischen Verschleißwiderstand, Einbettfähigkeit und Einlaufverhalten mit der weichen Matrix und festeren Gefügebestandteilen.

Der Gefügeaufbau der zinnreichen Weißmetalle mit Zinn, Antimon und Kupfer besteht nach Untersuchungen von Halding und Pell-Walpole aus ternären Gleichgewichtsphasen. In diesem System treten außer der Matrix aus Zinnmischkristallen nur die von den Randsystemen Zinn-Antimon bzw. Zinn-Kupfer her bekannten Kristallarten SbSn,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  auf [56].



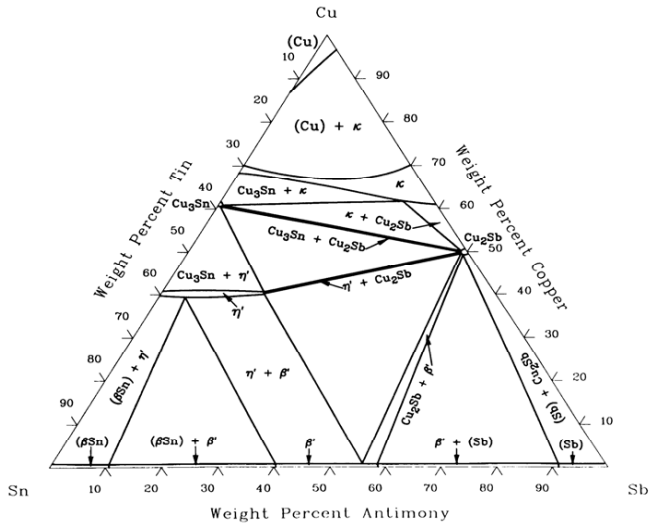
**Abb. 3.3.1.1:** a) Senkrechter Schnitt bei 3% Cu aus dem ternären Phasengleichgewichtsdiagramm Sn-Sb-Cu und  
b) Projektion der Liquidusfläche des ternären Zustandsdiagramms Sn-Sb-Cu [57]

Zum Verständnis des Gefügeaufbaus von Sn-Sb-Cu-Legierungen ist der senkrechte Schnitt aus dem Sn-Sb-Cu-System ausschlaggebend (Bild 3.3.1.1a). Hier wird bei 3% Cu die Sn-reiche Ecke des Diagramms bis 14% Sb angegeben. Obschon die Versuchslegierungen 6% Cu haben, kann man aufgrund der Gleichgewichtsverhältnisse in Abb. 3.3.1.1b davon ausgehen, dass bis zur peritektischen Rinne N keine Änderungen zu erwarten sind. Folglich verläuft die Erstarrung bei 14% Sb auch gemäß der Abb. 3.3.1.1a. Zunächst scheidet sich bei ca. 312°C die  $\eta$ -Phase (Cu-Stannid) aus. Bei 280°C wird eine  $\beta'$ -Phase gebildet. Die  $\beta'$ -Phase ist ein ternärer intermetallischer Kristall aus dem Sn-Sb-System mit geringer Löslichkeit für Cu. Anschließend wird bei der Peritektikalen die Restschmelze als  $\beta$ -Phase erstarren [57].

Bei Raumtemperatur wird aus diesen Phasen bei Umwandlungen im festen Zustand aus der  $\eta$ -Phase die  $\eta'$ -Phase (Cu-Stannid) entstehen. Damit findet man neben der nadeligen  $\eta'$ -Phase die würfelförmige  $\beta'$ -Phase (SnSb-Härtekristall) als Ausscheidung.  $\beta$ -Sn, das durch eine peritektische Reaktion entsteht, ist der Mischkristall in der Sn-reichen Ecke des Sn-Sb-Cu-Systems (Abb. 3.3.1.2).

Letztlich liegt hier ein Gefüge mit hoher Heterogenität vor, dabei sind die nadelförmigen Stannide und die würfelförmigen Härtekristalle in eine weichere Grundmatrix eingebunden. Die würfelförmig-flächigen SnSb-Härtekristalle tragen als Gleitkörper, und die nadeligen Stannide erhöhen die Härte, Festigkeit bzw.

Temperaturbeständigkeit der Gleitlagerlegierungen. Die umgebende weiche Matrix bindet die ganze Struktur zusammen und sorgt insbesondere für Duktilität [58].



**Abb. 3.3.1.2:** Ternäres Zustandsdiagramm Sn-Sb-Cu bei Raumtemperatur, d.h. unterhalb der Reaktionen in festen Zustand [58]

Weiter hinzulegierte Elemente in diesen Werkstoffen sind: Ag, As, Al, Cd, Fe, Ni, Bi, Pb und Zn. Diese Elemente haben unterschiedliche Aufgaben wie Kornfeinung bzw. Keimbildung, Mischkristallverfestigung und Stabilisierung der tetragonalen Sn-Phasen, ohne die grundsätzliche Gefügeausbildung wesentlich zu verändern [59].

### 3.3.2 Kupferlegierungen

#### a) Zinnbronzen

Kupferlegierungen mit etwa 8 m/o Zinn als Knetlegierungen und bis etwa 14 m/o Zinn als Gusslegierungen werden hauptsächlich bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten (< 2 m/s) verwendet. Diese Kupferlegierungen besitzen eine sehr hohe Festigkeit und sind deshalb bei niedrigen Gleitgeschwindigkeiten hoch belastbar [59], [60].

#### b) Aluminiumbronzen

Kupferbasis-Gleitlagerwerkstoffe enthalten bis zu 10 m/o Aluminium und andere Zusätze wie Nickel, Mangan und Eisen. Zinn- und Aluminiumbronzen werden eingesetzt, wenn hohe Belastbarkeit und Verschleißfestigkeit gefordert werden.



Aufgrund der hohen Härte und Festigkeit weisen diese Werkstoffe jedoch nur mäßige Anpassungs- und Einlauffähigkeit sowie ungünstige Notlaufeigenschaften auf. Der Soliduspunkt liegt zwischen 840°C und 1030°C. Zinn- und Aluminiumbronzen werden hauptsächlich im Schwermaschinen- und Getriebebau eingesetzt [61], [62].

### **c) Zinn-Bleibronzen und Bleibronzen**

Um die Notlaufeigenschaften der Zinnbronzen verbessern zu können, kann man Blei als weiteres Legierungselement einsetzen und den Zinngehalt senken. Der Bleigehalt von Zinnbronzen liegt zwischen 2 und 24%, und der Zinngehalt variiert zwischen 2 und 11%. Das relativ heterogene Gefüge wird durch die nahezu vollständige Unlöslichkeit des Bleis in Kupfer bestimmt. Die harte Kupfer-Zinn-Matrix enthält weiche Bleieinschlüsse, wodurch der Soliduspunkt 327°C beträgt [3].

Zinn-Blei-Bronzen und Bleibronzen können sowohl im Gießverfahren als auch im Sinterverfahren hergestellt werden. Sie werden in der Regel in Getrieben, in Kolbenmaschinen und in Maschinen der Umformtechnik eingesetzt [63].

### **d) Kupfer-Zink-Legierungen (Messing) und Kupfer-Zinn-Zink-Gusslegierungen**

Kupfer-Zink-Legierungen mit einem Zinkgehalt bis 6% als Gusslegierung und 40% als Knetlegierungen sind aufgrund der guten Verschleißfestigkeit hoch belastbar, haben aber schlechte Notlaufeigenschaften. Um die Notlaufeigenschaften zu verbessern, wird Zinn bis ca. 12% beigemischt. Dadurch verschlechtern sich aber die Belastbarkeit und der Verschleißwiderstand [3], [64].

Der Soliduspunkt wird durch den Bleigehalt bestimmt und liegt zwischen 327 °C und 950 °C. Kupfer-Zink-Legierungen und Kupfer-Zinn-Zink-Legierungen werden z. B. für Gleitschuhe und Gleitführungen verwendet

## **3.3.3 Aluminiumlegierungen**

Aluminiumlegierungen für Gleitlager haben gute Gleiteigenschaften und eine hohe Belastbarkeit bei hoher Warmhärte, wobei die Verschleißhärte als gut und die Notlaufeigenschaften als ausreichend bezeichnet werden können [65].

### **a) Aluminium-Zinn-Legierungen**

Die Eigenschaften der Aluminium-Zinn-Legierungen wie Notlaufeigenschaften, Einbettfähigkeit und Anpassungsfähigkeit werden mit steigendem Zinngehalt besser. Der Zinngehalt liegt zwischen 6 und 40%. Um die Festigkeit zu verbessern, wird etwa

1% Kupfer zugesetzt.

Der Soliduspunkt wird durch das Zinn bestimmt, das in ausgeschiedener Form in der Aluminiummatrix vorliegt.

Aluminium-Zinn-Legierungen werden in der Regel für dünnwandige Lagerschalen, Buchsen, Axiallagerringe, Halbscheiben in Getrieben und Kolbenmaschinen im Verbund mit Stahl verwendet [12], [64].

### **b) Aluminium-Silizium-Legierungen**

Mit steigendem Siliziumgehalt nehmen Härte, Belastbarkeit und Verschleißfestigkeit zu, dagegen verschlechtern sich die Notlaufeigenschaften. Der Siliziumgehalt beträgt zwischen 4 bis 11%.

Der Soliduspunkt liegt bei 450 °C.

Aluminium-Silizium-Legierungen werden bei Massiv- und Mehrschichtlagern eingesetzt [61], [66].

### **c) Aluminium-Zink-Legierungen**

Aluminium-Zink-Legierungen sind hoch belastbar und haben gute Verschleißigenschaften, dagegen sind ihre Einlauf- und Anpassungsfähigkeiten mäßig. Diese Legierungen haben einen Zinkgehalt von etwa 5 bis 6 m/o und Zusätze von Kupfer, Magnesium oder Silizium.

Der Soliduspunkt liegt bei 630 °C.

Aluminium-Zink-Legierungen werden bei Massiv- und Mehrschichtlagern eingesetzt [53], [67].

## **3.3.4 Verbund- und Mehrschichtwerkstoffe**

Verbundwerkstoffe bestehen aus mindestens zwei Schichten, wobei der Stützkörper, meist aus Stahl, die erste Schicht darstellt und der eigentliche Lagerwerkstoff die zweite Schicht ausmacht [37].

Dickwandige Verbundlager werden durch Ausgießen eines massiven Lagerstützkörpers mit einer Lagerlegierung gefertigt. Bei dünnwandigen Verbundlagern wird auf einen als Stützlager dienenden Stahlwerkstoff durch Gießen, Sintern, Aufwalzen oder Plattieren der Lagerwerkstoff aufgebracht [68].

Ein besonderer Vorteil von Verbundlagern besteht darin, dass die Auswirkungen der unterschiedlichen Wärmeausdehnungen des Gleitlagerwerkstoffs und des Baustoffs

des Lagerkörpers ausgeglichen werden können. Dadurch bleiben auch bei hohen Betriebstemperaturen das Lagerspiel sowie die Sitzspannung fast unverändert [69].

Ziel der Verwendung von Mehrschichtlagern ist die Verknüpfung der guten Eigenschaften der einzelnen Werkstoffschichten zu einem möglichst optimalen Gesamtverhalten des Gleitlagers.

Bei den Mehrschichtlagern wird in der Regel eine dritte Schicht aufgebracht. Diese soll geringe Formabweichungen ausgleichen, das Einlaufen begünstigen und die Notlaufeigenschaften verbessern. Diese Schicht kann aus z. B. Silber, Zinn, Blei, Indium u. a. bestehen, ihre Dicke beträgt etwa 0,01 mm. Dreischichtlager werden in Großserien bei Verbrennungsmotoren in geschlossener Form oder als geteilte Lagerschalen verwendet [69].

### 3.4 Wirkung der Legierungselemente auf Zinnbasiswerkstoffe

Gleitlagerwerkstoffe bestehen in der Regel aus mehreren Legierungselementen. Als Basiselement wird das Metall mit der für die Anwendung wichtigsten Eigenschaft gewählt. Mit den Zusatzelementen wird eine Optimierung der Eigenschaften des Werkstoffs für den speziellen Einsatzfall angestrebt.

In letzter Zeit wurden bei der Auswahl der Legierungselemente zunehmend die Forderungen des Umwelt- und Arbeitsschutzes berücksichtigt. So wurde der Einsatz von Schwermetallen, wie As, Cd und Pb in umweltrelevanten Bereichen stark eingeschränkt bzw. verboten.

Bei der Auswahl der Legierungselemente für Lagerwerkstoffe ist zusätzlich auf die Verträglichkeit mit dem Stützkörperwerkstoff zu achten, denn es muss eine möglichst optimale Bindung zwischen Lagermetall und Stützkörper gewährleistet werden. Weiterhin wird bei der Auswahl der Legierungselemente auch von einem Kompatibilitätskriterium ausgegangen, dadurch soll die Adhäsionsneigung von z.B. Sn-Sb-Cu-Gleitlagerlegierungen in Zusammenhang mit der Lagerung von Wellen aus Stahl minimiert werden. Demnach sollen die Atomradien  $r_{A,Leg}$  der Legierungselemente deutlich größer sein als die Atomradien von Eisen  $r_{A,Eisen}$ . Damit ergibt sich für den Gleitlagerwerkstoff auch eine bessere Verschleißfestigkeit [70].

Element	Sn	Sb	Cu	Bi	Te	Zn	Ni	Fe
Atomradius [Å]	1,62	1,59	1,28	1,70	1,49	1,53	1,25	1,26

**Tabelle 3.4.1:** Atomradien einiger Legierungselemente [57]

Element	Gittertyp	Schmelzpunkt °C	Binäres Sn-Me-System		
			Eutektisch/ Peritektisch T [°C]	Verbindung	Löslichkeit in Sn [m/o]
<b>Sn</b>	tetr.	232	-	-	-
<b>Cu</b>	kfz	1083	227	Cu <sub>6</sub> Sn <sub>5</sub>	0,2 bei 195°C
<b>Sb</b>	rh.	631	246	SbSn	ca.10,2
<b>Bi</b>	rh.	271	139	-	ca. 21
<b>Te</b>	hex.	449	232	SnTe	äußerst gering
<b>Zn</b>	hex.	420	199	-	0,3
<b>Ni</b>	hex.	1453	795	Ni <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub>	27
<b>Ag</b>	kfz	960	221	Ag <sub>3</sub> Sn	< 0,1
<b>As</b>	rh.	817	231	As <sub>3</sub> Sn <sub>4</sub>	äußerst gering
<b>Cd</b>	hex.	321	176	-	1,1
<b>Pb</b>	kfz	328	183	-	2,2
<b>Al</b>	kfz	660	228	-	-

**Tabelle 3.4.2:** Wichtigste Eigenschaften von Metallen in Kombination mit Zinn [57], [58], [71]

### Zinn (Sn)

Das Element Zinn bildet im heterogenen Gefüge die weiche Grundmasse der Gleitlagerwerkstoffe auf Zinnbasis, in die harte intermetallische Verbindungen eingebettet sind. Die Zinnbasis hat eine gute Einlauffähigkeit, eine gute Wärmeableitung, eine gute Einbettungsfähigkeit von Fremdpartikeln und ein gutes Notlaufverhalten. Das heterogene Gefüge führt zu besserer Druckfestigkeit und besserem Schwingbruchverhalten. Die harten intermetallischen Verbindungen verbessern den mechanischen Verschleißwiderstand und die Belastbarkeit [32], [55], [61].

Tabelle 3.4.2 zeigt die wichtigsten Eigenschaften von Metallen in Kombination mit Zinn. Zur Erzielung von Festigkeitssteigerungen durch Mischkristallverfestigung sind in der Tabelle die Mischkristallbildner und deren binäres Sn-Metall-Eutektikum bzw.

Peritektikum sowie die maximale Löslichkeit in Zinn angegeben.

### Antimon (Sb)

Sb ist für Sn als Hauptmischkristallbildner das wichtigste Legierungselement. Die Sn-reiche Ecke des Zweistoffsystems Sn-Sb in der Abb. 3.4.1 ist durch ein Peritektikum bei 242°C gekennzeichnet. Bei dieser Temperatur vermag Sn bis zu 10 m/o Sb im Mischkristall zu lösen. Es weist, wie reines Sn, eine tetragonale Gitterstruktur auf. Durch den peritektischen Kurvenverlauf wird die Liquidustemperatur infolge des Legierens erhöht. Als Mischkristallbildner trägt Sb zur Steigerung der Festigkeit bei. Die Löslichkeit für Sb nimmt mit fallender Temperatur ab. Legierungen, die höhere Anteile aufweisen, scheiden einen Teil des Sb als würfelförmige SbSn-Härtekristalle aus. Diese Ausscheidungen erhöhen die Tragfähigkeit der Mischkristallmatrix [55].

Damit geht einher, dass Sb in Gehalten von 6-12 m/o die Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$  steigert. Bei höheren Antimonanteilen kann man eine Agglomeration der SnSb-Härtekristalle beobachten [72].

### Kupfer (Cu)

Auch Kupfergehalte bis zu 6 m/o steigern die Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$ . Bei zu hohen Kupferkonzentrationen entstehen an der Stützkörperoberfläche kupferreiche Ausscheidungen. Diese bilden eine harte Zwischenschicht mit einer geringen Zähigkeit, die zu Bindefehlern führt [72].

Kupfer und Zinn bilden an der Sn-reichen Ecke des Zweistoffsystems Cu-Sn, Abb. 3.4.2, ein Eutektikum bei 99,3% Sn und 227°C. Zinn weist für Kupfer praktisch keine Löslichkeit auf. Bei der eutektischen Erstarrung wird die nadelige, intermetallische Phase  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$  gebildet, die in Abb. 3.4.2 mit  $\eta'$  bezeichnet ist und zur Steigerung der Festigkeit beiträgt [73], [74].

Kupfer hat für das Legierungselement Sb eine maximale Löslichkeit von 10,6 m/o bei einer Temperatur von 645°C. Mit sinkender Temperatur nimmt die Löslichkeit für Sb in Cu ab, wobei sich bei 200°C und darunter eine maximale Antimonlöslichkeit von 2 m/o einstellt. Kupfer ist in Antimon praktisch nicht löslich (Abb. 3.4.3).

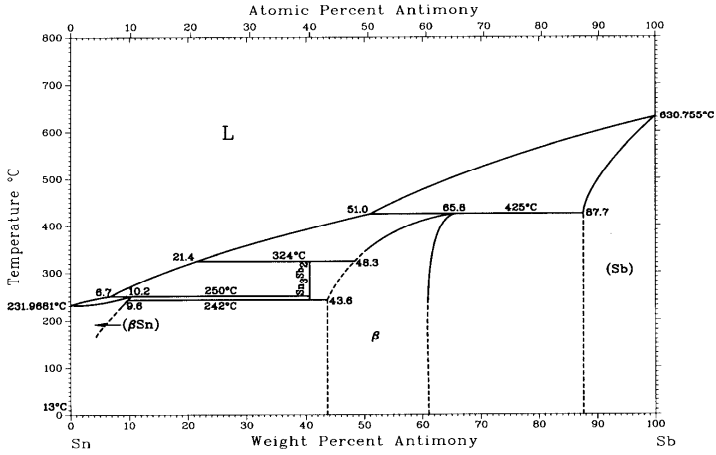


Abb. 3.4.1: Binäres Zustandsdiagramm Sn-Sb [58]

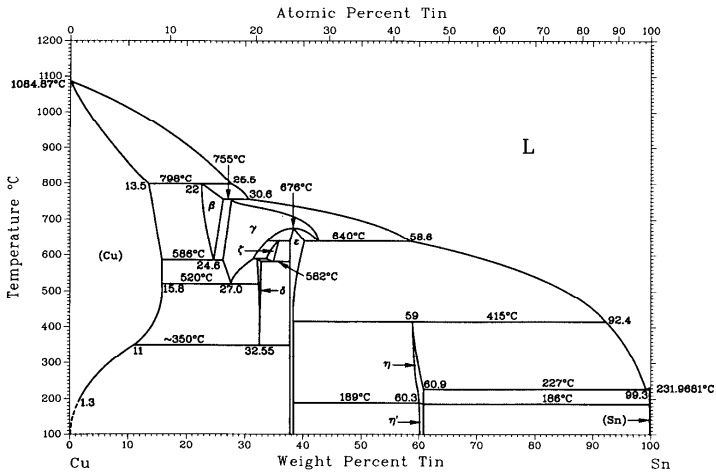


Abb. 3.4.2: Binäres Zustandsdiagramm Cu-Sn [58]

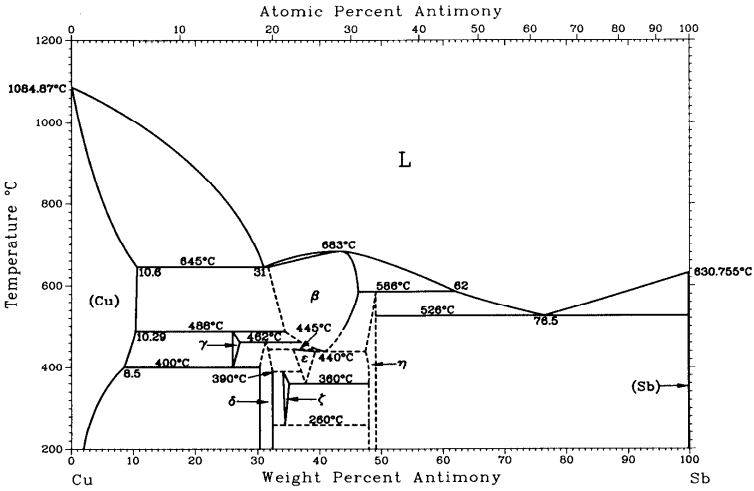


Abb. 3.4.3: Binäres Zustandsdiagramm Cu-Sb [58]

### Wismut (Bi)

Wismut verringert bei Sn/Sb/Cu-Gleitlagern die Adhäsionsneigung, insbesondere bei einer Lagerung von Wellen aus Stahl [70].

Die Zugabe von Wismut von 0,1 bis 18 m/o führt auch bei einer Sättigung der Sn-Matrix mit Legierungselementen zu einer Verfestigung der Weißmetalle, wobei diese Elemente einzeln oder auch zusammen zugegeben werden können [70].

Wismut wird jedoch wegen der Erniedrigung des Schmelzpunktes nur in beschränkter Menge den Weißmetallen beigemischt. Nach DIN ISO 4381 gilt für Bi eine Obergrenze von 0,1 m/o [68], [70].

Die in [70] angegebenen Grenzen für den Einsatz von Wismut richten sich einerseits nach ihrem Löslichkeitsbereich in der Sn/Sb/Cu-Matrix und andererseits nach der sich ergebenden Solidustemperatur der Legierung.

### Zink (Zn)

Zink hat in geringen Mengen auf das Gefüge keinen Einfluss und ist wegen seiner großen Löslichkeit in Kupfer in den Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>-Kristallen zu finden. Zink bewirkt bis zu einer Konzentration von 0,7 m/o eine Zunahme der Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$  und hat auf die SbSn- und die Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>-Ausscheidungen eine feinende Wirkung. Zusammen mit der Mischkristallhärtung wirkt sich dies auf die mechanischen Eigenschaften positiv aus. Oberhalb von 1 m/o zeigt sich eine Tendenz zu einer zunehmenden Abrundung der Ecken und Kanten der Ausscheidungen. Gleichzeitig nimmt dann die Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$  ab [73].

### **Silber (Ag)**

Bis zu einem Zusatz von 0,1 Massen-% bewirkt Silber eine Kristallfeinung und steigert die Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$ . Ab 0,15 Massen-% dagegen wird  $\sigma_{d0,2}$  verringert [73].

### **Blei (Pb)**

Blei wird hauptsächlich aus Kostengründen industriell eingesetzt. Blei hat ähnlich wie Zinn gute Gleit- und Laufeigenschaften und ist bei der Ausgussfertigung verhältnismäßig leicht handhabbar [55], [61].

Blei bildet ein niedrigschmelzendes PbSbSn-Eutektikum, das die thermische und dynamische Belastbarkeit des Werkstoffs negativ beeinflusst [2]. Die Löslichkeit von Blei im Sn-Mischkristall beträgt 2,5 m/o [73].

### **Nickel (Ni)**

Nickel kann zur Härtung der  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Mischkristalle beitragen [73].

Bei hochzinnhaltigen Lagerwerkstoffen unterdrückt Ni die Bildung der charakteristischen CuSn-Nadeln. Desweiteren bewirkt Nickel eine Kornfeinung [2].

Außerdem vermindert Nickel Oxidbildung und damit auch die Fähigkeit, Schutzschichten auf Oxidbasis zu bilden. Dadurch verschlechtern sich die Gleiteigenschaften [69].

### **Kadmium (Cd) und Arsen (Ar)**

Kadmium steigert bei 1,2 m/o die Stauchgrenze  $\sigma_{d0,2}$ , ist jedoch für die Umwelt problematisch [2], [73]. Zusätzlich erhöht Cd im Bereich 0,1-2,0 m/o die Festigkeit, ohne die Zähigkeit der Legierung zu beeinflussen [75].

Arsen trägt als Keimbildner zur Feinung der SbSn-Härtekristalle bei. Arsen ist gesundheitlich höchst bedenklich. Die Löslichkeit im Sn-Mischkristall beträgt 20 m/o [2], [73].

### **Selen (Se) und Tellur (Te)**

Durch die Zugabe von 0,05 m/o Selen oder Tellur wird eine Feinung der Cu-Stannide und der SbSn-Kristalle ermöglicht, wodurch eine Feinung der gesamten Matrix hervorgerufen wird [76].

Unterschiedliche Schmelztemperaturen und Haltezeiten oder mehrmaliges Schmelzen (bis zu 10x) ändern die Kornfeinungseigenschaft von Te und Se nicht. Wegen der gleichmäßigen Verteilung der intermetallischen Komponenten im Gefüge verbessern sich allgemein die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffs. Mit der



Zugabe von Te und Se erhält man höhere Kriechfestigkeiten, ohne dass die Bindefestigkeit sich ändert [76].

### **3.5 Metallurgische Eigenschaften und Bindung von Gleitlagerwerkstoffen auf Zinnbasis**

Die Kenntnis der metallurgischen Eigenschaften ist für die Herstellung guter Lagerausgüsse von großer Bedeutung. Die Legierungseigenschaften werden durch die Herstellbedingungen, insbesondere durch die Gieß- und Erstarrungsbedingungen wesentlich bestimmt. Diese Bedingungen hängen ihrerseits vom Gießverfahren, von den Schmelzgeräten, der Schmelzföhrung, der Gießform, der Desoxydation, der günstigsten Gießart usw. ab [56].

Hoch zinnhaltige Lagermetalle haben u. a. die Vorteile, dass sie leicht schmelz- und gießbar sind, dass ihre mechanischen Eigenschaften von einer Wärmebehandlung praktisch unabhängig sind und dass ein mehrmaliges Umschmelzen keine Qualitätseinbuße mit sich bringt [56].

Zu hohe Gießtemperaturen und lange Schmelzzeiten verursachen einen hohen Zinnabbrand und ein größeres Schwindmaß. Damit verbunden sind eine Vergrößerung der Körner und ein Auftreten von Lunkern im Gefüge. Das Gefüge wird durch eine zu langsame Abkühlung durch die Bildung von stark vergrößerten Primärkristallen negativ beeinflusst. Ein übermäßiger Abbrand durch Oxidation lässt sich vermeiden, indem geeignete Abdeckmittel verwendet werden. Nach E. R. DARBY sind die günstigsten Gießtemperaturen für hoch zinnhaltige Lagermetalle 100 bis 150°C über der Temperatur des Erstarrungsbeginns [56].

Eine metallurgische Bindung erfolgt durch physikalische und chemische Vorgänge der Diffusion, des Aufsinterns, des Verschweißens oder des Lötens zwischen den Bindepartnern. Bindevorgänge werden durch hohe Temperaturen gefördert. Die Bindekräfte können im Idealfall so hoch wie die Zugfestigkeit werden. Dies ist insbesondere der Fall, wenn die Schichtdicken sehr klein sind und dadurch nur verschwindend geringe Radial- oder Schrumpfspannungen zur Geltung kommen. Dünne Bindschichten zeigen bei Schwankung der Betriebstemperaturen ein ähnliches Wärmedehnungsverhalten wie der Trägerwerkstoff [69].

Die Güte einer metallurgischen Bindung hängt u. a. von der Reinheit der Oberflächen sowie ihrer Freiheit von Oxiden und Einschlüssen ab. Üblicherweise werden die Stahlstützkörper vor dem Ausgießen mit dem Lagermetall deswegen durch Tauchen in ein Bad aus reinem Zinn mit der Zinnschicht überzogen.

Für die metallurgische Bindung ist das Verzinn- und Ausgießverfahren mit ihren jeweiligen Temperaturhöhen und -intervallen von großer Wichtigkeit. Der Verzinnprozeß ist seinerseits vom Grad der Benetzung der Zinnschicht abhängig. Das

Zeitintervall zwischen dem Verzinnen und dem Ausgießen des Lagermetalls sollte dabei möglichst klein sein, um die Oxidbildung zu minimieren [69].

### 3.6 Die untersuchten Gleitlagerlegierungen und ihre Eigenschaften

Im Rahmen von zwei Forschungsvorhaben [77], [78] wurden am Institut für Werkstoff-anwendungen im Maschinenbau neue Gleitlagerlegierungen auf Zinnbasis entwickelt. Diese Legierungen bzw. Versuchslegierungen wurden mit konventionellen Gleitlagerlegierungen [79], [80] verglichen. Deren chemische Zusammensetzung ist in Tabelle 3.6.1 dargestellt.

Untersucht wurden die Versuchslegierungen:

Sn-12-6-1,8 , Sn-12-6-1,8 +Te5, Sn-12-6-1,8 +Ni5 und Sn-12-6-1,8 +Zn50

Sowie die konventionellen Gleitlagerlegierungen:

TEGOSTAR, TEGO V 738, TEGOTENAX und LM- THERMIT.

Leg.	Chemische Elemente										
	Sn	Sb	Cu	Bi	Zn	Te	Ni	Ag	As	Cd	Pb
Sn-12-6-1,8 [77]	80,2	12	6,0	1,8	-	-	-	-	-	-	-
Sn-12-6-1,8+Te5 [78]	80,15	12	6,0	1,8	-	0,05	-	-	-	-	-
Sn-12-6-1,8+Zn50 [78]	79,7	12	6,0	1,8	0,5	-	-	-	-	-	-
Sn-12-6-1,8+Ni5 [78]	80,15	12	6,0	1,8	-	-	0,05	-	-	-	-
Tegostar [79]	81,3	12	6,0	-	0,6	-	-	0,1	-	-	-
Tego V 738 [79], [80]	81,0	12	5,0	-	-	-	0,3	-	0,5	1,2	-
Tegotenax [79]	89,0	7,5	3,5	-	-	-	-	-	-	-	-
LM- Thermit [79]	6,0	15	1,2	-	-	-	0,5	-	0,5	1,0	75,8

**Tabelle 3.6.1:** Chemische Zusammensetzung der konventionellen und der Versuchslegierungen, Angaben in Massen- %

Im Folgenden werden die Eigenschaften und Einsatzgebiete der Werkstoffe geschildert:

## **TEGOSTAR**

TEGOSTAR ist ein vergleichsweise junger umweltfreundlicher Werkstoff ohne die toxischen Bestandteile Pb, Cd und As. Dieser Werkstoff hat die folgenden Eigenschaften [79]:

Gute Schlagbeanspruchbarkeit, höchste statische Belastbarkeit bis zu hohen hydrodynamischen Gleitgeschwindigkeiten, Widerstandsfähigkeit gegen dynamische Schwingungen (hohe Frequenzen), geringste Kriechverformung, somit beste Formbeständigkeit und hohe Lebensdauer.

Anwendungsbereiche für TEGOSTAR sind Gleitlager in Turbinenlagern (Axial-, Radial-), Verdichter und Getriebe, Kolben- und Expansionsmaschinen, Generatorlager, Haupt-, Pleuel- und Kreuzkopflager für große Kolbenmaschinen.

## **TEGO V 738**

TEGO V 738 ist ein konventioneller Werkstoff mit hohen Festigkeitswerten, enthält aber die für die Umwelt problematischen Bestandteile Pb, Cd und As. TEGO V 738 hat die folgenden Eigenschaften und Anwendungsbereiche [79], [80]:

Hohe Warmhärte und Formstabilität, gute Gleiteigenschaften, günstige Belastungsreserven bei Überschreitung der planmäßigen Betriebstemperatur, höchste statische Belastbarkeit bis zu hohen hydrodynamischen Gleitgeschwindigkeiten und Widerstandsfähigkeit gegen dynamische Schwingungen (hohe Frequenzen).

Verwendung findet TEGO V 738 in Turbinen (Radial- und Axiallager), Kolben- und Expansionsmaschinen, Verdichtern und Getrieben.

## **TEGOTENAX**

TEGOTENAX ist ebenfalls ein konventioneller Gleitlagerwerkstoff und hat die nachfolgenden Eigenschaften und Anwendungsbereiche [79]:

Höchste Schlagbelastbarkeit bei gleichzeitig mittlerer statischer Belastung, Schmiegsamkeit, gute Einbettfähigkeit, sehr geringer Bleianteil (< 0,06%), Widerstandsfähigkeit gegen dynamische Schwingungen und Biegewechselbeanspruchung.

Verwendung findet TEGOTENAX z.B. in Walzwerkslagern.

## **LM- THERMIT**

LM-THERMIT ist ein konventioneller bleibasierter Gleitlagerwerkstoff. LM- THERMIT hat folgende Eigenschaften und Verwendungsgebiete [79]:

Gute Einbettungsfähigkeit für Fremdpartikel, geringe Empfindlichkeit gegen Kantenpressung, geringe Seigerungen bei der Verarbeitung.

Verwendungsgebiete sind Gleitlager in Zementmühlen, Exzenter von Brecheranlagen, Getrieben, Kammwalzengetrieben und Elektromaschinen.

### **Sn-12-6-1,8 -Versuchslegierung**

Die am Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau entwickelte Versuchslegierung Sn-12-6-1,8 ist eine umweltfreundliche Alternative zu den konventionellen Gleitlagerlegierungen auf Zinnbasis. Diese Versuchslegierung hat eine hohe thermischer Stabilität.

Die Versuchslegierung hat die folgenden Eigenschaften:

Hohe Belastbarkeit, minimale Adhäsionsneigung zu Wellen oder Achsen aus Stahl, gute Einlauf- und Notlaufeigenschaften, geringe Reibung und niedriger Verschleiß, hohe Schlagbeanspruchbarkeit bei niedriger Frequenz, höchste Zeitfestigkeit unter schweller Druckbelastung und mittlerer Wärmeausdehnungskoeffizient [81].

	Kennwerte	Sn-12-6-1,8	Tego V 738	Tegostar	Tego-tenax	LM-Thermit
Technologische Eigenschaften	<b>Bindefestigkeit <math>R_{ch}</math> N/mm<sup>2</sup></b> Stahl C10; Lagermetalldicke $\geq 6$ mm <ul style="list-style-type: none"> <li>• bei Sn-Bad</li> <li>• bei SnZn50-Bad</li> </ul>	- (83)	98 (108) (110)	71 (93) (115)	75 (84) (113)	57 (64) (54)
	<b>Härte und Warmhärte HB 10/250/180</b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• 23-25°C</li> <li>• 50°C</li> <li>• 100°C</li> <li>• 150°C</li> </ul>	(32,9) (25,9) (14,6) (8,7)	35*(33,5) 28 (26,8) 17 (17,1) 10 (10,7)	24*(25,4) 20 (21,2) 12 (15,0) 10 (9,1)	23* 17 10 8	26* 21 14 8
	<b>Beanspruchung auf Zug</b> 0,2% Dehngrenze $R_{p0,2}$ N/mm <sup>2</sup> <ul style="list-style-type: none"> <li>• 23-25°C</li> <li>• 100°C</li> </ul>	(66) (46)	84 (74) 56 (45)	76 (68) 44	46 -	28 -
	<b>Beanspruchung auf Druck</b> 0,2% Stauchgrenze $\sigma_{d0,2}$ N/mm <sup>2</sup> <ul style="list-style-type: none"> <li>• 23-25°C</li> <li>• 100°C</li> </ul>	(98) (59)	80* (102) 48 (51)	90* (83) 50 (44)	47* 27	46* 27
	<b>Druckfestigkeit <math>R_{dB}</math> N/mm<sup>2</sup></b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• 23-25°C</li> <li>• 100°C</li> </ul>	(204) (98)	195*(186) 126 (106)	190*(150) 91 (93)	157* 100	134* 83
	<b>E-Modul N/mm<sup>2</sup></b> <ul style="list-style-type: none"> <li>• 23-25°C</li> <li>• 100°C</li> </ul>	(57100) (40600)	52500 (40000)	57000 (48600)	56500 -	29900 -
Physikalische Eigenschaften	<b>Thermische Analyse</b> Gießtemperatur °C Liquidustemperatur °C Solidustemperatur °C	500 374 235	520 390 235	540 360	440	520
	<b>Linearer Ausdehnungskoeffizient</b> $\alpha$ [ $10^{-6}$ 1/K] 80 -100°C	(23,0)	20,2 (23,0)	21,0 (22,8)	23,4	24,7
	<b>Dichte g/cm<sup>3</sup></b>	7,43	7,34	7,35	7,4	9,84

**Tabelle 3.6.2:** Eigenschaften der Legierung Sn-12-6-1,8 im Vergleich mit den Eigenschaften konventioneller Gleitlagerlegierungen [77], [78], [79]

In Tabelle 3.6.2 sind neben den Literaturangaben auch die vom Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau ermittelten Werte in Klammern angegeben. Mit „\*“ gekennzeichnete Werte sind Angaben bei 20°C.

### 3.7 Fehler der Lagermetalle und Trägerwerkstoffe

Lagerschäden, die durch einzelne oder auch durch das Zusammentreffen mehrerer Ursachen entstehen können [6], lassen sich in 9 Gruppen einteilen:

- Bindefehler
- Schmelz- und Gießfehler
- Wasserstoff im Stahl
- Verschmutzung
- Verschleiß
- Korrosion
- Auswaschungen / Kavitation
- Ermüdung
- Überhitzung und Einbaufehler

Im Rahmen dieser Arbeit wird insbesondere auf Bindefehler und Schmelz- und Gießfehler eingegangen.

#### 3.7.1 Fehler in weißen Gleitlagermetallen

Das Auftreten von netzartigen Ermüdungsbrüchen hängt zum einen von den dynamischen Eigenschaften, zum anderen von der Ausgussstärke wie auch von den Herstellbedingungen der Ausgusslegierung ab. Auch die Tragfähigkeit eines Lagers wird durch die Dicke der Ausgusschicht beeinflusst. Bei kleineren Dicken hat die Lagerschale eine größere stützende Wirkung auf das Lagermetall [6].

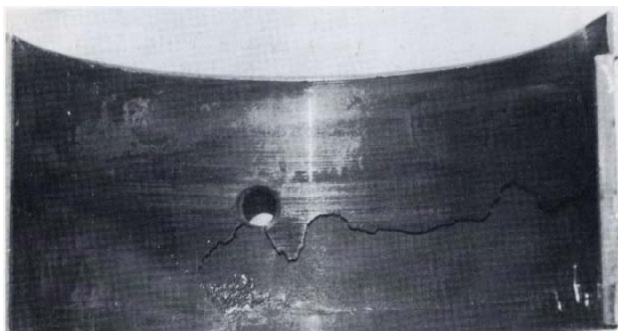
Die Eigenspannungen in der Ausgusschicht spielen für die Haltbarkeit eines Lagers eine große Rolle. Sie hängen wesentlich von den Herstellbedingungen ab. Durch unterschiedliche Wärmeausdehnungskoeffizienten für Weißmetallausguss ( $\alpha = 23 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) und für Stahl ( $\alpha = 12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ) entstehen bei großen Temperaturunterschieden zwischen der Erstarrungsfront und der Konvergenztemperatur Eigenspannungen, die den Werkstoff erheblich negativ beeinträchtigen [56].

Die Herstellbedingungen wie Schmelzföhrung, Gießmenge, Gieß-, Schalen- und Kerntemperatur bestimmen zu einem großen Anteil die Werkstofffehler. Diese sind im Wesentlichen Lunker, Seigerungen, Schwindungsrisse, Grobkörnigkeit, Verunreinigungen etc.. Sehr wichtig ist die Bindefestigkeit zwischen dem Lagermetall und dem Stützschaalenwerkstoff [82].

Weißmetalle mit einem hohen Bleianteil haben eine größere Neigung zur Oxidation, die eine gute Bindung erschwert. Eisen-Zinn-Verbindungen mindern die Verbindungsgüte nicht, dagegen sind  $\text{Cu}_2\text{Sn}$ -Kristalle viel schädlicher. Nach Wood kann man mit geringeren C- und Mn-Gehalten bessere Verbindungen erzielen [56].

### 3.7.2 Bindefehler zwischen Lagermetall und -schale

Im Bereich hoher Belastungen der Lagerschale ergeben sich häufig Abtrennungen des Lagermetalls. Bindefehler treten bevorzugt an Nuten, Bohrungen, eingebetteten Rohrleitungen für die Ölzufuhr zur Wellenanhebung und Schwalbenschwanzverhakungen auf. Bei lockerer Auflage des Lagermetalls entstehen im Betrieb Rissbildungen. Das Zwischenmedium „Schmieröl“ dringt bei hohem hydrodynamischem Druck in die Bindefehler zwischen Lagermetall und -schale ein. Das Schmieröl fließt entlang des Bindefehlers zu den Bereichen mit niedrigerem Schmierfilmdrücken hin. Die losen Metallteile werden hierdurch von der Lagerschale abgehoben und streifen an der Welle. Bindefehler werden häufig auch nach einer kurzzeitigen dynamischen Belastung bemerkt, z. B. nach einer Laufunruhe des Lagers. Die dabei beobachtete Beulenbildung wird auf das Ausdiffundieren von Wasserstoff aus der Stahlschale zurückgeführt [83].



**Abb. 3.7.2.1:** Bindungsverlust zwischen Stahlstützkörper und Lagermetallschicht; glatte Bruchfläche mit losen Rändern; Restbruchfläche mit guter Bindung am Lagerschalenrand unterhalb des Schmierloches; M3:1 [84].

Als Beispiel zeigt Abb. 3.7.2.1 einen Bindungsverlust am Stahlstützkörper. Bei dem hier großflächigen Bindungsverlust handelt es sich um in scharf begrenzten Zonen abgelöstes Lagermetall mit glattem und blankem Untergrund. Teilweise sind anschließende Ränder ebenfalls schon abgelöst. Als mögliche Ursachen können eine den aufgetretenen Belastungen und Temperaturen im Betrieb nicht gewachsene

Bindung, Verunreinigungen oder Verfahrensfehler bei der Lagerherstellung oder Überhitzung im Betrieb genannt werden [84].



## 4. Aufgabenstellung und Zielsetzung

Die fortschreitende Entwicklung im Maschinenbau erfordert sowohl die Entwicklung von neuen Werkstoffen als auch die Verbesserung bereits vorhandener Werkstoffe. Für die Leistungsfähigkeit und Dauereigenschaften ist die Übergangszone von Gleitlagerwerkstoff zum Trägerwerkstoff wesentlich. Insbesondere müssen die Bindungseigenschaften der neu entwickelten Legierungen den Anforderungen an Gleitlager genügen. Eine gute Bindung zwischen den Lagerstützkörpern aus Stahl und der eigentlichen Lagermetallschicht aus Weißmetallen wird dadurch erreicht, dass der Stützkörper vor dem Ausgießen mit Lagermetall in einem Zinnbad tauchverzinnt wird. Auf der dabei entstehenden Zinn-Zwischenschicht haftet das Lagermetall gewöhnlich mit guter Bindefestigkeit. Zum Stahl bildet sich beim Tauchverzinnen eine intermetallische Zwischenphase der Zusammensetzung  $\text{FeSn}_2$ , die die Haftung zum Stahl gewährleistet. Für höhere Tragfestigkeiten müssen nicht nur neue Werkstoffe entwickelt werden, sondern auch die Übergangsschicht zwischen Stützkörper und Lagermetall sowie das Fertigungsverfahren optimiert werden. Ein Ansatzpunkt bei den bekannten Gleitlagern ist die zinnbasierte Zwischenschicht. Einerseits ist Zinn verhältnismäßig teuer, und andererseits ist die mit Reinzinn erreichbare Bindefestigkeit verbesserungswürdig.

Am Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der RWTH Aachen wird dieses Ziel dadurch verfolgt, dass erstens neue Zwischenschichten und zweitens auch neue Werkstoffe entwickelt werden. Dazu wurde anfänglich auf Grundlage einer Sn-Sb-Cu-Basislegierung die Legierung Sn-12-6-1,8 [77] mit einem Wismutgehalt von 1,8 m/o entwickelt. Bei dieser Legierung haben sich die Festigkeitseigenschaften als viel versprechend erwiesen. Mit dieser neuen Versuchslegierung wurde unter Verwendung eines Reinzinnbads die Bindefestigkeit untersucht. Dabei wurde stets ein Stützkörper aus C10 verwendet, da dieser Stahl in der Industrie häufig als Stützkörperwerkstoff verwendet wird. Während die meisten Proben gar keine Bindung aufwiesen, hatten einige Bindefestigkeiten von 4 bis 23 MPa. Diese Werte liegen erheblich niedriger als die Bindefestigkeiten der konventionellen Gleitlagerlegierungen unter gleichen Herstellbedingungen.

Gemeinsames Merkmal der Proben mit unzureichender Bindung waren die bisherigen Verfahrensbedingungen. Alle Proben wurden nach dem Bürsten des Stützkörpers mit demselben Aktivierungsmittel behandelt, anschließend in einem Reinzinnbad bei einer Temperatur von 300°C und einer Eintauchzeit von 5 Minuten verzinkt, das Lagermetall wurde bei einer Temperatur von 510°C vergossen, 2 min an Luft gekühlt und danach mit steigendem Wasserspiegel abgeschreckt.

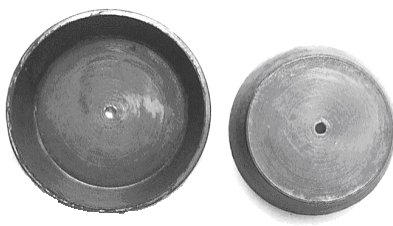
Um bessere Bindefestigkeiten zu erzielen, wurden die Verfahrensparameter entsprechend Tabelle 4.1 systematisch variiert. Dabei wurde jeweils nur eine Größe verändert. Die restlichen Bedingungen wurden konstant gehalten. Wesentliche Verbesserungen wurden trotz des großen Aufwandes nicht erzielt.

Gießtemperatur $T_G$ des Lagermetalls Sn-12-6-1,8 in °C	470 - 500 - 510 - 530 - 540
Sn- Badtemperatur $T_B$ in °C	275 - 280 - 290 - 300 - 310
Verweilzeit im Sn-Bad $t_B$ in min	2,0 - 3,0 - 5,0 - 7,0 - 10
Abkühlzeit $t_l$ an Luft in min	1,0 - 1,5 - 2,0 - 2,5 - 3,0
Abschrecken in Wasser $t_w$ in s	30 - 45 - 60 - 90
Angewandte Aktivierungsmittel	Tegoroptin, Soldaflux K, Soldaflux K15, Microbond Tacky Flux WSD 3810

**Tabelle 4.1:** Variation der Herstellbedingungen der Zwischenschicht

Die Untersuchungen mittels Rasterelektronenmikroskop und EDX-Analysen ergaben, dass die schlechte Bindung auf sprödes Werkstoffverhalten im Lagermetall und Sauerstoffaufnahme beim Ausgießen der Stützkörper mit Lagermetall zurückzuführen ist.

Zur Herstellung von Chalmers-Proben [85] zur Bindefestigkeitsprüfung wird ein Stahlnapf verzinkt und mit Lagermetall ausgegossen. Die Endabmessungen werden durch eine Drehbearbeitung erzeugt. Einzelheiten finden sich in Kapitel 6. Abb. 4.1 zeigt eine Probe, bei der sich während des Drehens der Stahlnapf und das Lagermetall unter Einwirkung minimaler Kräfte trennten.

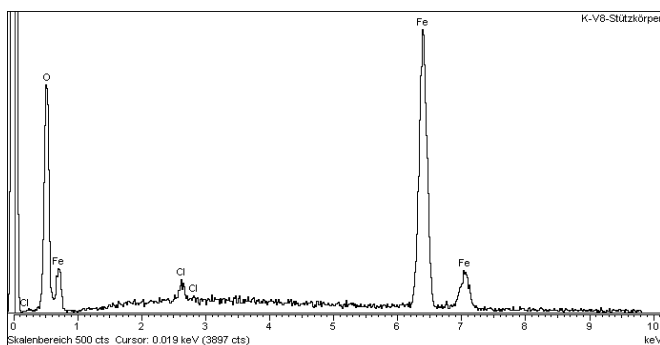


**Abb. 4.1:** Probe, die sich während der mechanischen Bearbeitung aufgrund ungenügender Bindefestigkeit zerlegte

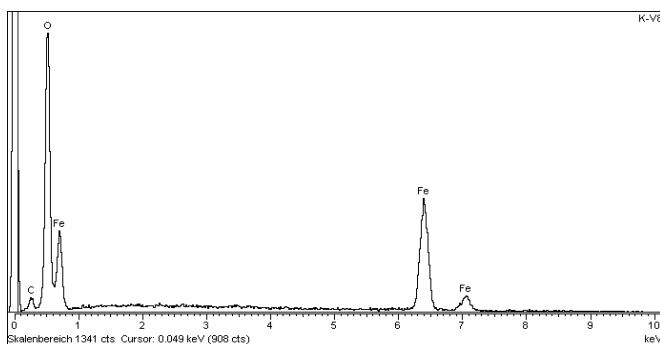
EDX-Analysen an den in Abb. 4.1 dargestellten Oberflächen zeigen sehr deutlich, dass sowohl stützkörperseitig wie auch lagermetallseitig an den Oberflächen erhöhte Sauerstoff- und Eisen-Konzentrationen vorhanden sind. Damit ist erwiesen, dass hier eine erhebliche Oxidation stattgefunden hat und die Sn-Beschichtung keinen ausreichenden Schutz gewährleisten konnte. In den Abbildungen 4.2 und 4.3 sind die zugehörigen EDX-Analysen dargestellt. Die fehlende Bindefestigkeit mit einer sauerstoffreichen Zwischenschicht stellte sich in allen Versuchen nur mit der Legierung Sn-12-6-1,8 ein. Wismutfreie konventionelle Gleitlagerlegierungen waren unter gleichen Bedingungen frei von Bindefehlern.

Abb. 4.2 und 4.3 belegen weiterhin, dass die Trennung innerhalb einer Eisenoxidschicht auftritt, über deren Entstehung letztlich Unklarheit herrscht.

Der Chlorpeak in Abb. 4.2 stammt von Rückständen des verwendeten Aktivierungsmittels.



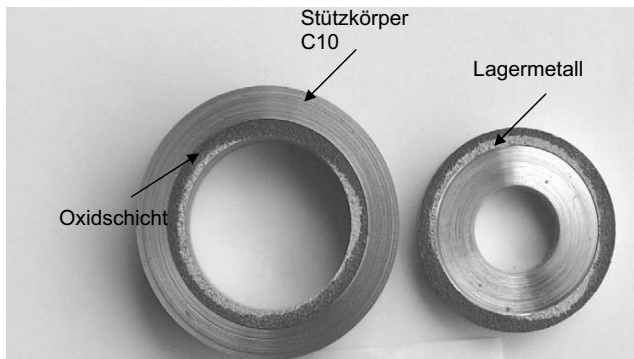
**Abb. 4.2:** EDX-Analyse des Stützkörpers aus Stahl



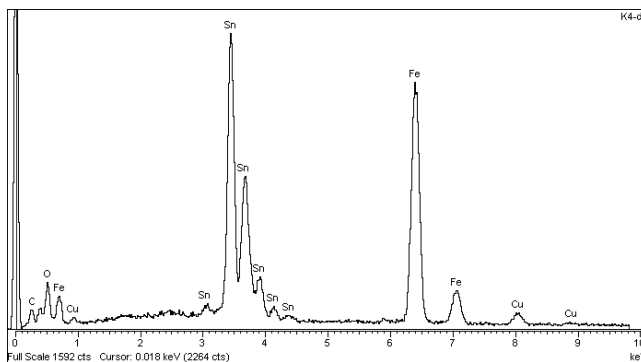
**Abb. 4.3:** EDX-Analyse des Lagermetalls

Bruchflächen von Proben mit messbarer Bindefestigkeit zeigten zwei charakteristische unterschiedliche Flächenanteile, eine glitzernde helle und eine matte dunkle Zone. In Abb. 4.4 sind die verschiedenen Zonen gut erkennbar.

Mittels EDX-Analysen der beiden Zonen in der Trennfläche sollten die Unterschiede ermittelt werden. Die Ergebnisse sind in Abb. 4.5 und 4.6 dokumentiert.



**Abb. 4.4:** Bruchfläche einer Chalmers-Probe mit Sn-12-6-1,8, bei der eine messbare Bindefestigkeit vorlag

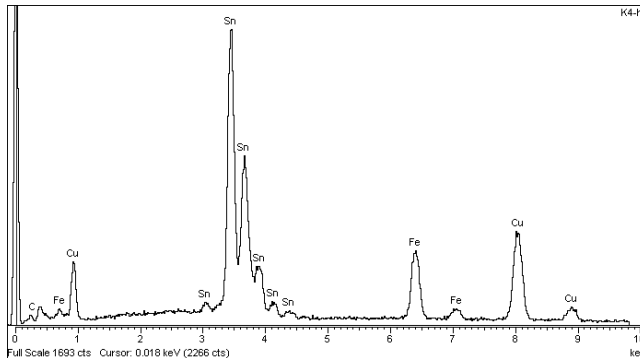


**Abb. 4.5:** EDX-Analyse einer dunklen Stelle des Lagermetalls in Abb. 4.4

In den dunklen Stellen der Bruchfläche des Stützkörpers in Abb. 4.4 finden sich nach Abb. 4.5 stets neben einer großen Menge Zinn

- ein deutlicher Sauerstoffpeak (Metalloxid),
- ein schwacher Kupferpeak und

- ein hoher Eisenpeak.



**Abb. 4.6:** EDX- Analyse einer hellen Stelle des Stützkörpers in Abb. 4.4

Die EDX- Analyse, Abb. 4.6, an einer hellen Stelle der Bruchfläche des Stützkörpers in Abb. 4.4 zeigt im Gegensatz dazu

- keinen Sauerstoffpeak,
- einen deutlichen Kupferpeak und
- einen geringen Eisenpeak.

Die Bruchfläche der wismuthaltigen Legierung zeichnet sich durch interkristallinen Bruch aus. Bei dieser Bruchart verläuft der Bruch entlang der Korngrenzen. Weiterhin ist auffällig, dass nicht benetzte Bereiche häufiger vorzufinden sind und dass mehr  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide ausgeschieden sind. Die Abbildungen 4.7 und 4.8 zeigen diesen Sachverhalt ganz deutlich.

Das Bruchverhalten und die Oberflächenstruktur der wismuthaltigen Legierung Sn-12-6-1,8 mit 1,8% Bi bei Stützkörpern aus C10 lässt sich folgendermaßen charakterisieren:

- Häufiger interkristalliner Bruch an den  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden längs den Korngrenzen,
- Ausscheidung vieler kleiner  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide an der verzinneten Oberfläche,
- deutlich mehr nicht benetzte bzw. nicht mit Lagermetall beschichtete Stellen der  $\text{FeSn}_2$ -Schicht.

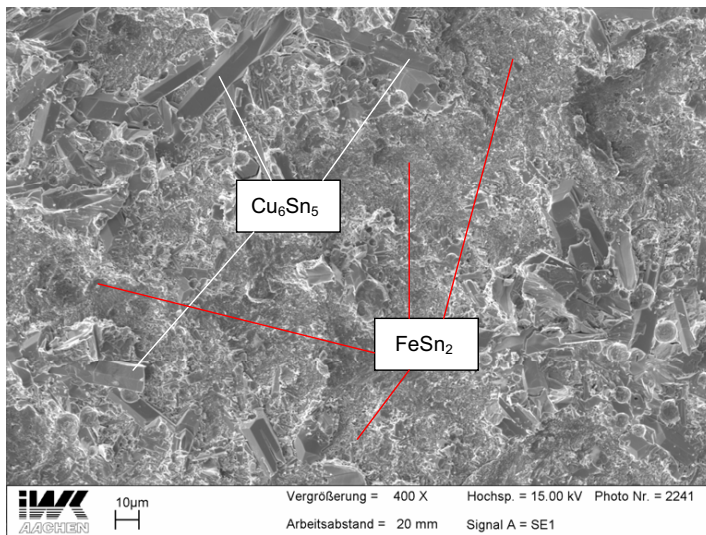


Abb. 4.7: Bruchfläche der wismuthaltigen Legierung Sn-12-6-1,8; V=400:1

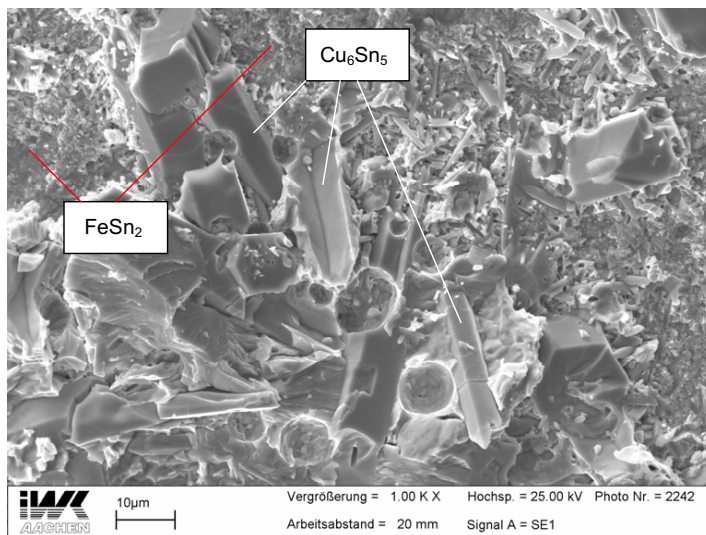
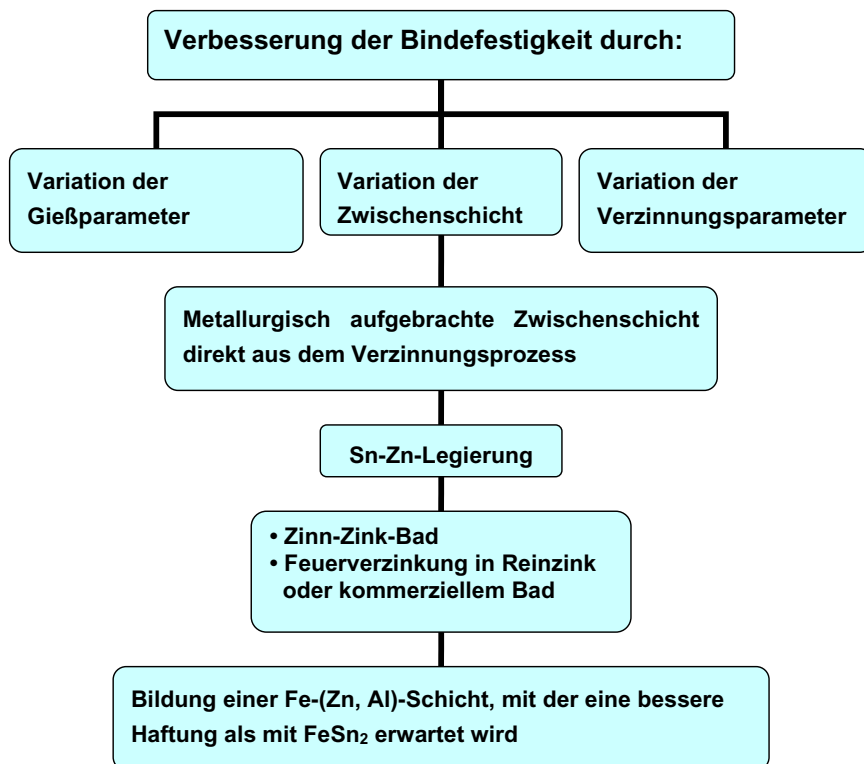


Abb. 4.8: Bruchfläche der wismuthaltigen Legierung Sn-12-6-1,8; V=1000:1

Aus den angeführten Untersuchungsergebnissen mit der Sn-12-6-1,8-Legierung ergeben sich einige Abhilfemaßnahmen, die zur Verbesserung der Bindefestigkeit zwischen dem Stützkörper aus C10 und wismuthaltigem Lagermetall führen sollen. Die Möglichkeiten sind in Abb. 4.9 zusammengestellt. Die Variationen der Verzinnungs- und Gießparameter nach Tabelle 4.1 hatten sich bereits als nicht Erfolg versprechend herausgestellt. Deshalb blieb zur Lösung des Bindefestigkeitsproblems mit wismuthaltigen Weißmetallen nur die Modifikation des Verzinnungsbades übrig, um die Bindung zum Stahlstützkörper zu gewährleisten.



**Abb. 4.9** : Entwicklung eines neuen Verzinnungsverfahrens

Die Entwicklung eines modifizierten Verzinnungsbades hat folgende Verbesserungen zum Ziel:

- Bildung einer anderen intermetallischen Phase aus Eisen, Zinn, Zink oder Aluminium, mit der eine bessere Bindung als mit FeSn<sub>2</sub> erwartet wird.

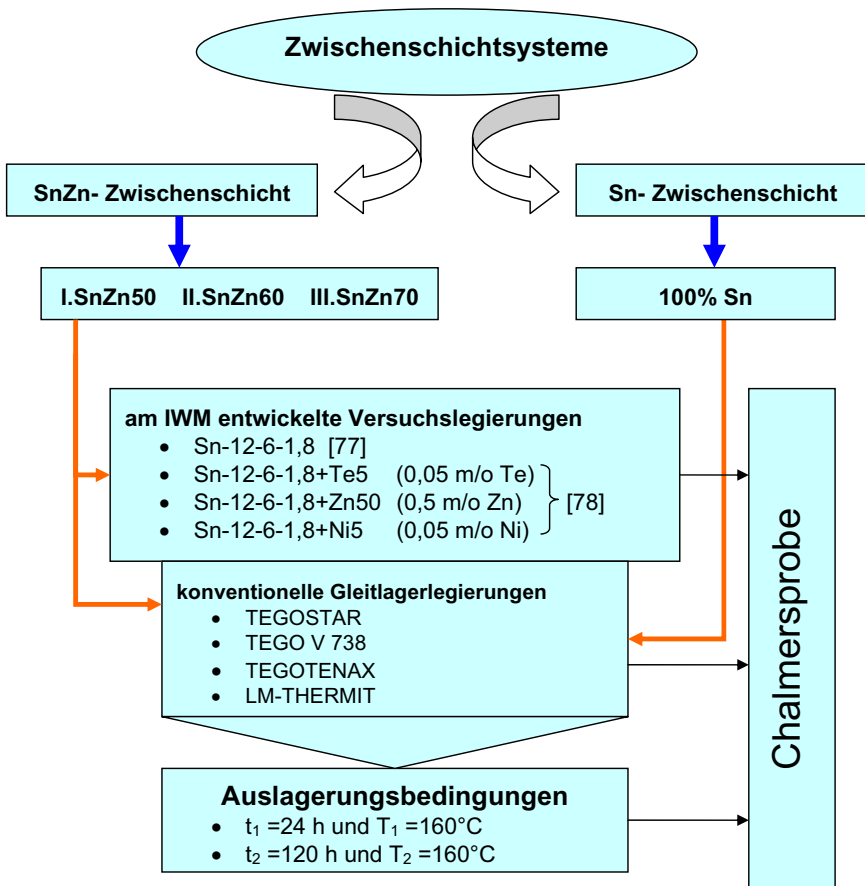
- Aufbringung einer Zwischenschicht, die direkt bei der Verzinnung aus Legierungselementen gebildet wird.
- Wirtschaftlichkeitsverbesserung, da Zink preisgünstiger ist als Zinn.

Der neue Lösungsansatz besteht aus dem Aufbringen einer Zwischenschicht direkt aus dem Verzinnungsprozess. Das Verzinnungsbad, welches bisher aus Reinzinn bestand, wird durch zusätzliche Legierungselemente modifiziert, die eine hohe Affinität zu Eisen haben. Die Elemente Zink (Zn) und Aluminium (Al) kommen hierfür in Betracht. Dadurch soll sich auf dem Stahlstützkörper eine Fe-Me-Schicht bilden, die eine höhere Bindefestigkeit aufweist als beim bisherigen Verzinnungsprozess. Es kommt hinzu, dass das modifizierte Verzinnungsbad auch wirtschaftlicher gestaltet werden kann als das bisherige Bad. Da Reinzinn recht teuer ist, könnte der Preis durch Zusatz von Legierungselementen reduziert werden.



## 5. Versuchsplanung der Bindefestigkeitsuntersuchungen

Das Versuchsprogramm zur Bindefestigkeitsuntersuchung mittels Chalmersproben ist maßgeblich durch die Zwischenschichtsysteme charakterisiert. Der Ablauf richtet sich nach Abbildung 5.1.



**Abb. 5.1:** Versuchsplan der Bindefestigkeitsuntersuchungen von Gleitlagerwerkstoffen mittels Chalmersproben bei Raumtemperatur

Als Zwischenschichtsystem wurden neben Reinzinn auch drei SnZn-Legierungen untersucht. Der Zn-Anteil wurde zwischen 50, 60 und 70 m/o variiert, um das Verzinnungsbad wirtschaftlicher zu gestalten und die Veränderung der Bindefestigkeit mit dem höheren Zinkanteil zu bestimmen. Für diese verschiedenen SnZn-Zwischenschichten wurden die Bezeichnungen SnZn50, SnZn60 und SnZn70 gewählt. Die Badtemperaturen für die einzelnen Zwischenschichten betragen 280 bis 380°C. Tabelle 5.1 gibt die genauen Temperaturbereiche und die Legierungsanteile der einzelnen Bäder wieder.

Bäder	Legierungsanteil in m/o		Badtemperatur [°C]	Bezeichnung des Bades
	Sn	Zn		
Bad I	100	-	280-300	Sn
Bad II	50	50	350-360	SnZn50
Bad III	40	60	360-370	SnZn60
Bad IV	30	70	370-380	SnZn70

**Tabelle 5.1:** Verschiedene Zwischenschichten mit chemischer Zusammensetzung und entsprechendem Temperaturbereich

Die Bindefestigkeit von konventionellen Gleitlagerlegierungen wurde mit Zinn- und Zinn/Zink-Bädern unter Verwendung von Chalmersproben zum einen ohne Auslagerung, zum anderen unter verschiedenen Auslagerungsbedingungen ermittelt. In Tabelle 5.2 sind die Versuchsbedingungen mit der jeweiligen Probenanzahl dargestellt.

Um eine hohe statistische Absicherung zu gewährleisten, wurde bei vertretbarem Aufwand an einer möglichst hohen Zahl an Proben die Bindefestigkeit ermittelt und ein Mittelwert gebildet.

Die Auslagerung der Proben erfolgte, um zu ermitteln, wie die Legierungen unter erschwerten Bedingungen reagieren. Es ist bekannt, dass die Einsatztemperaturen der Gleitlager in der Regel 80 bis 120°C betragen. Die kurzzeitige Auslagerung bei einer Temperatur von 160°C bedeutet für die Proben eine Beschleunigung der im normalen Betrieb ablaufenden thermischen Vorgänge im Werkstoff.

Die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen nach [77], [78] wurde ausschließlich mit Zinn/Zink-Bädern, auch unter Verwendung von Chalmersproben nach DIN ISO 4386, Teil 2, mit und ohne Auslagerung ermittelt. Die Tabelle 5.3 enthält die Versuchsbedingungen mit der jeweiligen Probenanzahl.

konventionelle Gleitlager- legierungen	Zwischenschicht						Proben- anzahl
	Sn- Bad			SnZn50-, SnZn60-, SnZn70-Bäder			
	T= 280-300°C			T= 350-380°C			
	ohne Auslagerung	Auslagerungs- bedingungen		ohne Auslagerung	Auslagerungs- bedingungen		
t [h]		T [°C]	t [h]		T [°C]		
TEGOSTAR	X	24 120	160	X	24 120	160	96
TEGO V 738	X	24 120	160	X	24 120	160	96
TEGOTENAX	X	24 120	160	X	24 120	160	96
LM-THERMIT	X	24 120	160	X	24 120	160	96
Probenanzahl je Legierung							∑ 384

**Tabelle 5.2:** Versuchsplan für Herstellung und Auslagerung von Chalmersproben mit konventionellen Gleitlagerlegierungen

Versuchslegierungen	SnZn50- Bad T= 350-360°C	ohne Auslagerung	Auslagerungs- bedingungen		Proben- anzahl
			t [h]	T [°C]	
Sn-12-6-1,8 [77]	X	X	24 120	160	72
Sn-12-6-1,8-Te5 [78]	X	X	24 120	160	72
Sn-12-6-1,8-Zn50 [78]	X	X	24 120	160	72
Sn-12-6-1,8-Ni5 [78]	X	X	24 120	160	72
Probenanzahl je Legierung					∑ 288

**Tabelle 5.3:** Versuchsplan für Herstellung und Auslagerung von Chalmersproben mit den Versuchslegierungen nach [77], [78]

Einer der Nachteile von Chalmersproben ist, dass die Schichtdicke nicht beliebig klein gewählt werden kann. Um den Schichtdickeneinfluss auf die Bindefestigkeit  $R_{Sp} = R_{Sp}(s, t)$  untersuchen zu können, wurde ein neuer Prüfkörper entwickelt, der im Folgenden als Stirnprobe bezeichnet wird. Einzelheiten dazu finden sich in 6.3. Damit wurde die Schichtdicke zwischen 0,5 mm und 6,0 mm variiert. Auch hier wurde zur statistischen Absicherung zu jeder Schichtdicke von mehreren Proben die Bindefestigkeit ermittelt und der Mittelwert gebildet. Die Stirnprobenversuche wurden

ausschließlich mit dem konventionellen Gleitlagerwerkstoff TEGOSTAR (Tabelle 5.4) durchgeführt. Die Gesamtanzahl der Versuche beläuft sich auf 160.

Schichtdicke S [mm]	Zwischenschicht		Auslagerungsbedingungen		Probenanzahl
	Sn-Bad T=280-300°C	ZnSn50-Bad T=350-360°C	T=160°C		
			24 h	120 h	
0,5	X	-	X	X	40
	-	X	-	-	
1,0	X	-	X	X	40
	-	X	-	-	
1,5	X	-	X	X	40
	-	X	-	-	
6,0	X	-	X	X	40
	-	X	-	-	
Summe der Probenanzahl der Legierung					Σ 160

**Tabelle 5.4:** Versuchsumfang und Parameter der Bindefestigkeitsprüfung mittels Stirnprobe bei RT unter Verwendung der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR

## 6. Prüfkörper und Prüfmethode zur Ermittlung der Bindefestigkeit

Prüfkörper und Prüfmethode zur Ermittlung der Bindefestigkeit sollen im Rahmen dieser Arbeit kritisch bewertet sowie Vor- und Nachteile gegenübergestellt werden. Es sollen auch weitere, verbesserte Methoden entwickelt werden.

Bei der Auswahl eines Prüfverfahrens zur Bestimmung der Bindefestigkeit sind folgende Kriterien zu berücksichtigen [28]:

- Dicke der Zwischenschicht
- Belastungsart
- Duktilität/Sprödigkeit der Zwischenschicht
- Größenordnung der Bindefestigkeit
- qualitative/quantitative Auswertemöglichkeit
- Einfachheit der Durchführung
- Reproduzierbarkeit des Verfahrens
- Durchführbarkeit am Bauteil/an der Probe
- Zerstörung/Nichtzerstörung der Probe/des Bauteils

Das Ergebnis der Bindefestigkeitsprüfung einer Zwischenschicht-Werkstoffpaarung wird von verschiedenen Faktoren bestimmt [28]:

- Festigkeit des Grundwerkstoffs
- Festigkeit der Zwischenschicht
- Bindefestigkeit Zwischenschicht/Werkstoff

Damit ergeben sich drei verschiedene Möglichkeiten der Trennung:

- Abriss im Grundwerkstoff
- Abriss in der Zwischenschicht
- Abriss in der Grenzfläche Zwischenschicht/Werkstoff

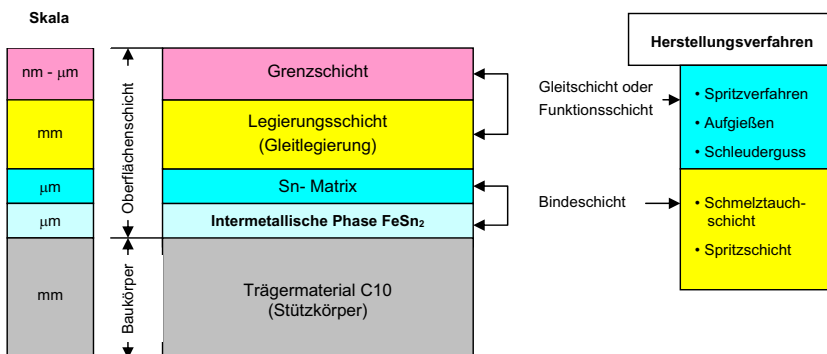
## Bindefestigkeitsprüfungen

Zur quantitativen Bestimmung der Bindefestigkeit wurden drei verschiedene Prüfungen angewendet, wobei zwischen unterschiedlichen Beanspruchungsarten zu differenzieren ist (Tabelle 6.1).

Beanspruchungsart	Chalmersprobe	Stirnprobe	Rohrprobe
Zug	x	x	
mehrdimensional	x		
Scherung			x

**Tabelle 6.1:** Vorliegende Beanspruchung in Abhängigkeit von der Probengeometrie

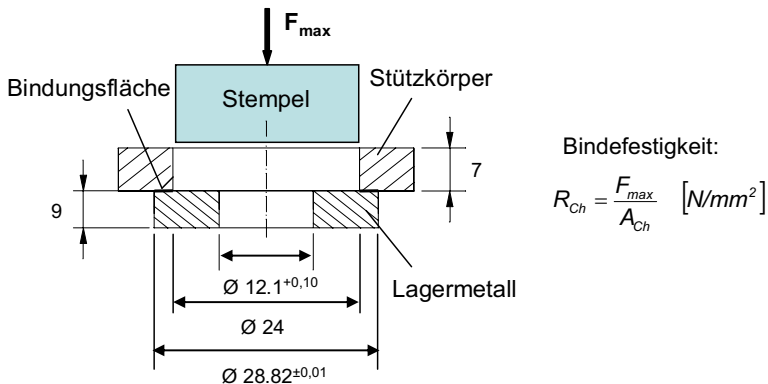
Im Rahmen dieser Arbeit wurden die Beschichtungsverfahren Schmelztauchen und Verbundguss angewendet. Durch das Schmelztauchen wurde der Trägerwerkstoff beschichtet und durch Aufgießen die Legierungsschicht aufgebracht (Abb. 6.1).



**Abb. 6.1:** Aufbau und Funktion der Bindungsschicht

### 6.1 Chalmersprobe nach DIN ISO 4386 Teil 2

Die Prüfung nach dieser Norm dient dazu, die Bindefestigkeit zwischen Lagermetall und Stützkörper zu ermitteln. Die Bindefestigkeit  $R_{Ch}$  in  $N/mm^2$  ist der Quotient aus der Höchstkraft  $F_{max}$  in N senkrecht zur Bindungsfläche und der Bindungsfläche  $A_{Ch}$  der Probe in  $mm^2$  (Abb. 6.1.1).



**Abb. 6.1.1:** Chalmersprobe zur Ermittlung der Bindefestigkeit [85]

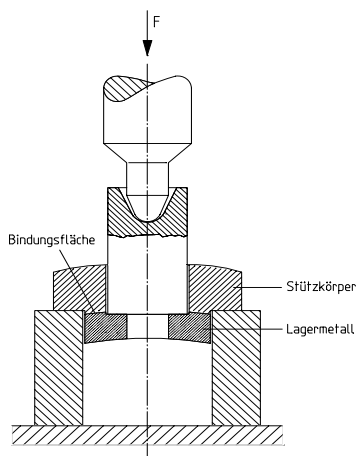
Die Verwendung von Chalmersproben bietet folgende Vorteile:

- Das Verfahren ist genormt (DIN ISO 4386, Teil 2 [85]).
- Die Probenentnahme kann aus dem mittels Schleuderguss hergestellten Lager erfolgen, womit die Bindefestigkeit an einem realen Lager geprüft werden kann, Abb. 6.1.2.

Den Vorteilen stehen auch Nachteile gegenüber, die unbedingt zu beachten sind:

- Bei der Herstellung des Rohlings nach DIN ISO 4386, Teil 2, entsteht durch Drehen ein nicht genau definierbarer Radius, der eine Kerbwirkung hervorruft.
- Bei der Belastung der Probe entsteht ein mehrachsiger Spannungszustand, dessen Richtungen und Dehnungen nicht definierbar sind. Dieser führt zu einer Versprödung der Probe.
- Die Versuchsergebnisse zeigen manchmal eine breite Streuung.

- Der Versuch ist bei geringen Dicken des Lagermetalls nicht durchführbar, da das Lagermetall aufgrund der beim Versuch aufgetragenen Kräfte sich durchbiegt oder abschernd und dadurch keine Trennung vom Grundkörper stattfindet.



**Abb. 6.1.2:** Prüfvorrichtung zur Bindefestigkeitsbestimmung an Proben aus schleudergelassenen Lagern

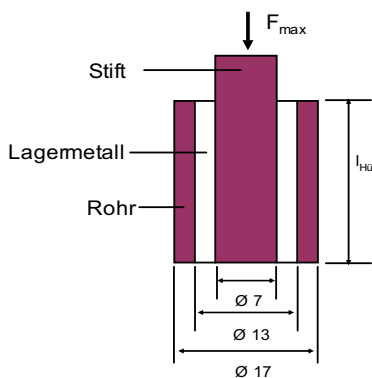
Die Vorrichtung wird in eine Druckprüfmaschine so eingebaut, dass die Kraft senkrecht zur Bindungsfläche angreift, also die Probe durch einen Stempel gleichmäßig belastet wird. Das Lagermetall löst sich durch die aufgetragene komplexe Belastung vom Stützkörper ab. Bei der Prüfung von Proben, die schleudergelassenen Gleitlagern entnommen wurden, wird die Krümmung vernachlässigt.

## 6.2 Rohrförmige Proben für Haftscherfestigkeitsprüfung

Eine einfache Methode zum Überprüfen der Scherfestigkeit ist in Abb. 6.2.1 dargestellt. Ein verzinnter Stahlstift wird in einem ebenfalls verzinnnten Stahlrohr zentriert positioniert, der Hohlraum wird mit der Lagermetalllegierung ausgegossen. Dadurch entsteht eine metallurgische Verbindung. Dazu wird eine Gießvorrichtung nach Abbildung 6.2.2 verwendet. Anschließend wird der Stift herausgedrückt. Der Stift kann auch durch eine Zugbelastung aus dem Rohr heraus gezogen werden, wodurch Verkantungen vermieden werden.



Da hier nur Scherkraft angreift, ergibt sich  $\tau_{\max}$  sofort.



Scherfestigkeit:

$$\tau_{\max} = \frac{F_{\max}}{A_{\text{St}}} = \frac{F_{\max}}{2\pi r_{\text{St}} l_{\text{Hü}}}$$

$A_{\text{St}}$ : Scherfläche des Stifts [mm<sup>2</sup>]

$l_{\text{Hü}}$ : Länge der Hülse [mm]

$r_{\text{St}}$ : Durchmesser des Stifts [mm]

**Abb. 6.2.1:** Rohrförmige Probe zur Bestimmung der Scherfestigkeit

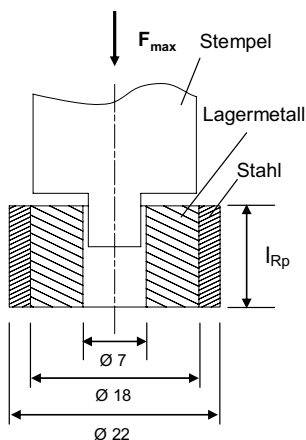
Mit der rohrförmigen Probe wurden keine guten Erfahrungen gemacht, weil es beim Auspressen des Stiftes öfters zu Verkantungen kam. Die Geometrie wurde deshalb zu ringförmigen Probe nach Bild 6.2.3 modifiziert.



**Abb. 6.2.2:** Gießvorrichtung; Seitenansicht (links) und Draufsicht (rechts)

Ringscherproben sind einfach herzustellen und leicht handzuhaben. Besonders zwischen der Verzinnung und dem Abgießen des Lagermetalls verliert man keine unnötige Zeit, und das Gießen kann unmittelbar nach dem Verzinnen erfolgen. Dies fördert die Reproduzierbarkeit der Ergebnisse und gewährleistet eine bessere

Bindung, da weniger Zeit zur Oxidation verbleibt. Zur Zentrierung der Probe zum Stempel ist in der Vorrichtungsmitte eine Bohrung angebracht. Dies erleichtert die Versuchsdurchführung und minimiert eine eventuelle Verkantungsgefahr. Die Probenhöhe wurde klein im Verhältnis zum Durchmesser gewählt, um ein Gleiten in der Bindungszone sowie eine Scherung im Lagermetall zu verhindern zu können (Abb. 6.2.3).



Scherfestigkeit:

$$\tau_{max} = \frac{F_{max}}{A_{Rp}} = \frac{F_{max}}{\pi d_{Rp} l_{Rp}} \quad [N/mm^2]$$

$A_{Rp}$ : Bindungsfläche der ringförmigen Probe [ $mm^2$ ]

$l_{Rp}$ : Länge der ringförmigen Probe [mm]

$d_{Rp}$ : Durchmesser der ringförmigen Probe [mm]

**Abb. 6.2.3:** Ringförmige Probe eines neuen, überarbeiteten Versuchsaufbaus zur Bestimmung der Scherfestigkeit (Ringscherversuch)

Der Vorteil der rohr- und ringförmigen Proben im Vergleich zu Chalmersproben liegt in der kurzen Herstellungszeit, denn die Anfertigung von Chalmersproben ist recht aufwendig. Weitere Vorteile sowie die Nachteile von Rohr- und Ringproben sind in Tabelle 6.2.1 aufgeführt.

Vorteile	Nachteile
<ul style="list-style-type: none"> <li>➤ Einfache Probeform und Herstellung</li> <li>➤ Preisgünstig</li> <li>➤ Definierter Spannungszustand</li> <li>➤ Einfache Versuchsdurchführung</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>➤ Nicht genormt</li> <li>➤ Verkantungen</li> <li>➤ Streuung der Versuchsergebnisse</li> </ul>

**Tabelle 6.2.1:** Vor- und Nachteile von Rohr- und Ringproben

### 6.3 Stirnprobe für Zug-Bindefestigkeitsprüfung

Zur Ermittlung der Bindefestigkeit an Gleitlagerverbundwerkstoffen bei Schichtdicken kleiner 2 mm ist in der Literatur kein genormtes Verfahren beschrieben. Vorhandene Normen zur Prüfung von Haftfestigkeiten betreffen metallische Überzüge. Diese ermöglichen überwiegend qualitative Aussagen. Eine quantitative Bestimmung der Haftfestigkeit bietet der Stirnabzugstest nach DIN EN ISO 4624 [86]. Deswegen wurde für die Prüfung der Bindefestigkeit ein neues Verfahren entwickelt. Dabei wurde von der Norm DIN EN ISO 4624 für Stirnabzugstests die Zuanordnung übernommen. Bei diesem Verfahren wurden die Schichtdicken zwischen 0,5 mm und 6,0 mm variiert.

Dazu wurde eine Gießvorrichtung konstruiert, in die zwei verzinnete Stahlkörper (zylinderförmige Anschlussstücke) mit einem definierten Abstand eingelegt werden. Der Hohlraum zwischen beiden zylinderförmigen Anschlussstücken wurde mit dem Lagermetall ausgegossen. Um die Probe in der Zugvorrichtung einspannen zu können, wurde an beiden Stirnseiten eine Gewindestange eingedreht. Die schematische Prüfanordnung eines solchen metallurgischen Verbundes zeigt Abb. 6.3.1a. In Abb. 6.3.1b ist die aus dem Gussstück hergestellte Probe dargestellt. Nachfolgend sind die formelmäßigen Zusammenhänge und Bezeichnungen wiedergegeben.

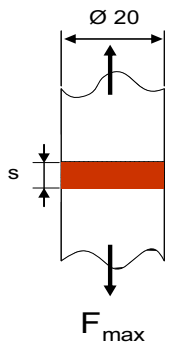
Zugfestigkeit:

$$R_{Sp} = \frac{F_{max}}{S_0} = \frac{F_{max}}{\pi r_{Sp}^2} \quad [N/mm^2]$$

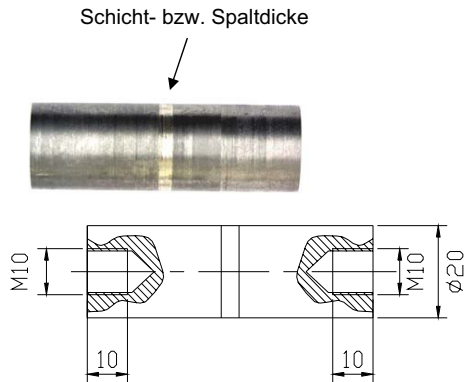
$R_{Sp}$ : Zugfestigkeit der Stirnprobe [ $N/mm^2$ ]

$S_0$ : Bindungsfläche der Stirnprobe [ $N/mm^2$ ]

$r_{Sp}$ : Durchmesser der Stirnprobe [mm]



**Abb. 6.3.1a:** Metallurgisch verbundene Stempel



**Abb. 6.3.1b:** Probe zur Zugfestigkeitsprüfung

Stirnproben bieten drei Vorteile:

- Es herrscht dabei ein einachsiger Spannungszustand und einachsige Dehnung,
- die Schichtdicke kann variiert und damit deren Einfluss auf die Bindefestigkeit bestimmt werden,
- es gibt dabei keine Kerbwirkung.

Nachteilig ist bei Stirnproben, dass

- sie einem Bauteil nicht entnehmbar sind und
- für sie keine Norm existiert.

## 7. Versuchsdurchführung

### 7.1 Probenherstellung und Gießen des Lagermetalls

Die für die Untersuchungen benötigten Proben wurden jeweils in 500g-Kokillen gegossen. Die verwendeten konventionellen Gleitlagerlegierungen wurden in Form von dünnen Stäben geliefert. Die am Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau entwickelte Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8 wurde aus abgewogenen Vorlegierungen entsprechend der unten angegebenen Tabelle zusammengesetzt. Alle verwendeten Legierungen wurden von der Firma Balver Zinn Josef Jost GmbH & Co. KG geliefert.

Vorlegierungen	Gegebene Konz. [Gew.-%]	Notwendige Menge an Vorlegierung für 100 g Versuchslegierung in [g]
Sn/Cu	80/20 Zinn-Kupfer	29,556
Sn/Sb	75/25 Zinn-Antimon	51,724
Sn/Bi	75/25 Zinn-Wismut	7,114
Sn	99,9 Reinzinn	11,606

**Tabelle 7.1.1:** Herstellung der Legierung Sn-12-6-1,8

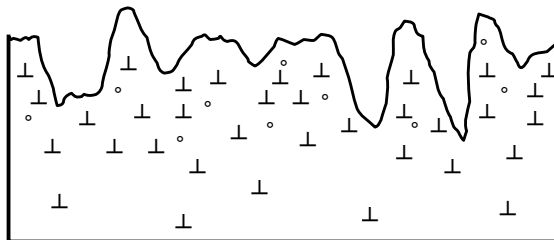
Das Schmelzen der Legierungen erfolgte in einem geschichteten und vorgeheizten Stahl Tiegel. Der Tiegel wurde mit „SIMSON“-Kokillenschlichte geschichtet, um eine unerwünschte Reaktion der Schmelze mit dem Stahl zu verhindern. Danach wurde der Tiegel in einen widerstandsbeheizten Schmelzofen gestellt, wobei die Temperatur je nach Gleitlagerlegierung zwischen 440 und 540°C betrug. Die Schmelze wurde dabei auf Gießtemperatur gehalten. Die mit der Zeit entstehende Schlacke wurde in regelmäßigen Abständen entfernt. Gleichzeitig wurde eine Unterlegplatte in einem Kammerofen auf 180°C vorgewärmt, um die Temperatur der verzinkten Chalmersprobe beim Gießen nicht zu sehr sinken zu lassen. Für die Stirn- und rohrförmigen Proben wurden die Gießvorrichtungen auch in einem Kammerofen auf 250°C vorgewärmt. Die Kokille für die Chalmersproben besteht aus Stahl und wurde wie der Tiegel innenseitig geschichtet.

Zur Bestimmung der Bindefestigkeit wurden folgende Proben vergossen:

- Chalmersprobe für Bindefestigkeit
- Rohrförmige Probe für Scherbeanspruchung
- Stirnprobe für Zugbeanspruchung

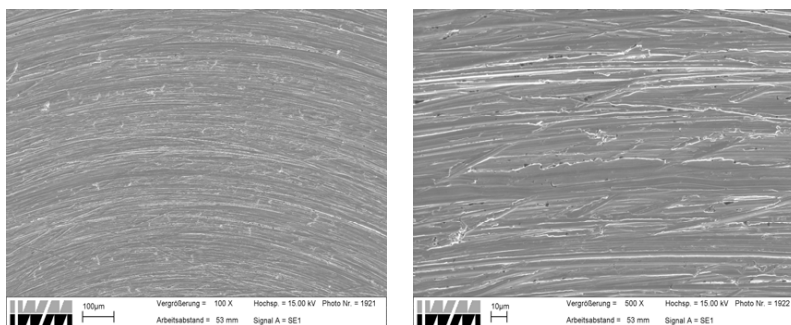
Für eine gute metallurgische Verbindung ist die Reinheit der Oberflächen sowie die Freiheit von Oxiden eine Hauptvoraussetzung. Aus diesem Grund wurde auf die Vorbereitung des Stützkörpers besonders geachtet. Deswegen wurde zuerst der Stützkörper im Falle von Chalmers- und Stirnproben mechanisch gebürstet und im Falle der Rohrproben sandgestrahlt.

Durch das mechanische Bürsten wird die Probe an der Oberfläche gereinigt und gleichzeitig mechanisch aktiviert. Bei der mechanischen Aktivierung werden bis einige  $\mu\text{m}$  unterhalb der Oberfläche Punktdefekte und Versetzungen in hoher Dichte erzeugt. Die Materialumformung liefert einen Teil der für die Bindung erforderlichen Energie. Infolge der mechanischen Aktivierung tritt bei relativ niedrigen Temperaturen eine Legierungsbildung auf [87]. In Abb. 7.1.1 ist skizzenhaft eine gebürstete Probe dargestellt.

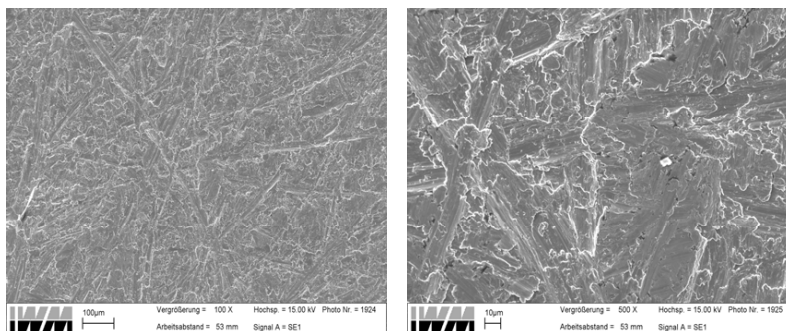


**Abb. 7.1.1:** Skizze einer Probe nach einem Bürstvorgang mit  $\circ$  als Punktdefekt und  $\perp$  als Versetzung [87]

In Abb. 7.1.2 ist die Oberfläche einer unbehandelten Chalmersprobe dargestellt. Darin sind die Riefen, die beim Drehen entstanden sind, deutlich zu erkennen. In Abb. 7.1.3 ist die Oberfläche einer gebürsteten Chalmersprobe dargestellt. Hierin ist die Aufrauung der Oberfläche ohne eine bestimmte Orientierung zu sehen.



**Abb. 7.1.2:** Oberfläche einer Chalmersprobe mit den Riefen, die beim Drehen entstehen



**Abb. 7.1.3:** Oberfläche einer gebürsteten Chalmersprobe

Nach der mechanischen Behandlung wurden die Stützkörper mit Aceton entfettet. Die anschließende Benetzung mit einem Flussmittel (Aktivierungsmittel) TEGO-Roptin wurde durch Bestreichen mittels eines Pinsels erzielt. Nach Abtropfen der überflüssigen Menge wurde der behandelte, noch feuchte Stützkörper in das Zinnbad getaucht, bis er die Zinnbadtemperatur erreichte. Ziel hierbei war, eine Zwischenschicht aus  $\text{FeSn}_2$  im Sn-Bad entstehen zu lassen.

Durch das Eintauchen der Chalmersprobe trat ein Wärmeverlust im Zinnbad ein, der dazu führte, dass die Badtemperatur um ca.  $2^\circ\text{C}$  sank. Deswegen wurde die Sn-Badtemperatur auf  $300^\circ\text{C}$  eingestellt, damit eine tatsächliche Proben­temperatur von  $298^\circ\text{C}$  gewährleistet werden konnte. Nach der Entnahme aus dem Zinnbad wurde der Gleitlagerwerkstoff mittels einer Kelle von Hand in die verzinn­ten Chalmersproben eingegossen (Abb. 7.1.4a). Die Einstellung der Temperaturen für verschiedene Bäderzusammensetzungen beim Verzinnen der Chalmersproben ist in Tabelle 7.1.2

wiedergegeben.

Verwendete Bäder	Ofeneinstellung [°C]	Badtemperatur [°C]	Probentemperatur [°C]
Sn	320	300	298
SnZn50	390	362	360
SnZn60	395	372	370
SnZn70	400	382	380

**Tabelle 7.1.2** : Temperaturen beim Verzinnen der Chalmersproben

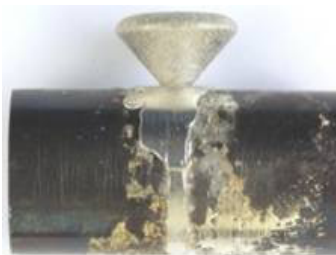
Die rohrförmigen Proben aus nahtlosem Stahl S235 mit Innendurchmesser 22 mm und Höhe 20 mm werden zuerst verzinkt. Anschließend wird ein verzinnter Stift in die rohrförmige Probe mittig eingelassen, und danach wird der geschmolzene Lagerwerkstoff in die verbliebene Spalte eingegossen (Abb. 7.1.4b).



a: Chalmersprobe



b: Rohrprobe



c: Stirnprobe

**Abb. 7.1.4:** Überblick der Proben nach dem Guss

Für die Stirnproben wurde Rundstahl C10 verwendet. Es wurden zwei Teile mit einem Durchmesser von 30 mm und einer Höhe von 30 mm in eine Gießform mit einem Abstand in den vorgesehenen Schichtdicken eingelegt. In diese Lücke wurde dann der eingeschmolzene Lagerwerkstoff gegossen (Abb. 7.1.4c).

Im Anschluss an den Gießvorgang wurde der Stützkörper von außen zuerst an Luft abgekühlt und dann durch einen langsam steigenden Wasserspiegel abgeschreckt.

Als Gieß- und Abkühlbedingungen wurden folgende Parameter festgestellt (Tabelle 7.1.3):



Legierung	Gießtemperatur [°C]	Abkühlung an Luft [s]	Verweilzeit im	
			Zn/Sn-Bad [min]	Sn-Bad [min]
Sn-12-6-1,8	500	120	7	5
TEGO V 730	520	120	7	5
TEGOSTAR	540	150	7	5
TEGOTENAX	440	90	7	5
LM- TERMIT	520	120	7	5

**Tabelle 7.1.3:** Gieß- und Abkühlbedingungen der untersuchten Legierungen

## 7.2 Probenvorbereitung und Prüfaufbau zur Bindefestigkeitsprüfung

Die Chalmersproben wurden durch mechanische Bearbeitung von ihrer Ausgangsform (Abb. 7.1.4a) auf die in der Abb. 6.1.1 dargestellte Form gebracht.

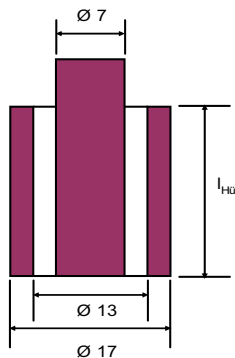
Die Bindefestigkeit nach DIN ISO 4386, Teil 2, wurde sowohl bei konventionellen Gleitlagerlegierungen als auch an den neu entwickelten Legierungen ermittelt.

In Abb. 7.1.4c ist die Stirnprobe nach dem Ausgießen dargestellt. An beiden Stirnseiten der Probe wird eine Gewindestange eingedreht, die das Einspannen der Probe in die Zugvorrichtung ermöglicht (Abb. 6.3.1).

Die Prüfung der Stirnprobe erfolgt durch Belastung der Probe in Zugrichtung bis zum Bruch.

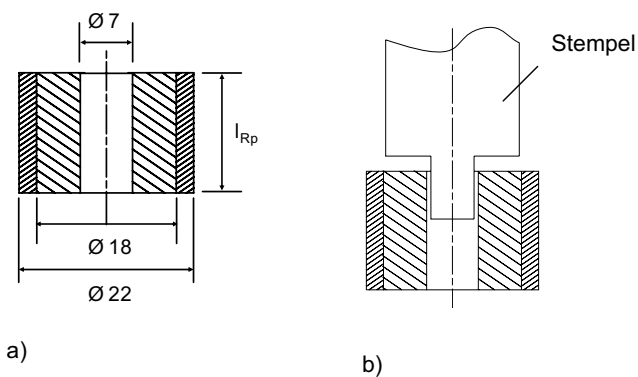
Die Bindefestigkeitsprüfung der rohrförmigen Probe erfolgt durch Herausdrücken des Stahlstifts, Abb. 7.2.1. Die dafür benötigte Kraft bildet ein Maß für die Bindung des Lagermetalls am Stab. Dabei entsteht im Lagermetall eine Scherbeanspruchung.

Der Stift kann auch durch eine Zugbelastung aus dem Rohr heraus gezogen werden.



**Abb. 7.2.1:** Rohrförmige Probe mit Stift

Die Bindefestigkeitsprüfung der ringförmigen Probe erfolgte durch Herausdrücken des Lagermetalls aus dem Stahlring. Dafür wurde der in Abb.7.2.2 dargestellte Stempel verwendet. Die Probenhöhe wurde zwischen 3-7 mm gehalten.



**Bild 7.2.2:** Ringförmige Probe

## 8. Erhöhung der Bindefestigkeit durch Modifikation der Übergangsschicht und thermodynamische Untersuchung des Verzinnungsprozesses

Mit dem Verzinnungsprozess wird eine Zwischenschicht zwischen Stützkörper und Gleitlagerlegierung eingebracht, um die Bindefestigkeit des Lagermetalls am Stahlgrundkörper zu erhöhen.

Die Zwischenschicht wird beim Standardverfahren in einem Bad aus reinem Zinn aufgebracht. Dies ist jedoch für einige Fälle nicht geeignet, und die erforderlichen Bindefestigkeiten werden nicht erreicht. Dies gilt vor allem für die neu entwickelten Legierungen. Für solche Fälle wurden neuartige Zwischenschichten entwickelt. Bei der Herstellung von Zwischenschichten spielt die Affinität der Bindepartner zueinander und die Bildung von intermetallischen Phasen eine wichtige Rolle.

### 8.1 Verzinnungsbad aus Reinzinn

Bei den ersten Versuchen wurde ein Verzinnungsbad aus reinem, flüssigem Zinn verwendet. Dabei wurden, wie in Tabelle 8.1.1 aufgeführt, insgesamt 45 Stützkörper bei 300°C verzinkt. Die Gießtemperatur wurde von 470 bis 530°C und die Verweilzeit von 2 bis 10 min variiert. Bei den gewählten Verweilzeiten wurden jeweils 15 Chalmersproben verzinkt. Die verzinkten Proben wurden anschließend mit der Sn-12-6-1,8-Versuchslegierung vergossen. Die Gießtemperaturen betragen 470°C, 500°C und 530 °C.

Gießtemperatur in [°C]	Verweilzeit in [min]			Probenanzahl
	2	5	10	
470	5	5	5	15
500	5	5	5	15
530	5	5	5	15
Gesamtanzahl der Proben				45

**Tabelle 8.1.1:** Versuchsparameter bei Verzinnung im Zinnbad für Chalmersproben

Die Untersuchung der Bindefestigkeit dieser Proben ergab mit durchschnittlich 23 MPa nur ein unzureichendes Ergebnis, da von der Industrie für die Bindefestigkeit der Gleitlagerwerkstoffe mindestens 50 MPa gefordert wird. Aus diesem Grunde war es erforderlich, eine neue Zwischenschicht zu entwickeln. Die Zwischenschicht sollte folgende Bedingungen erfüllen:

1. Die Bindefestigkeit soll  $\geq 50$  MPa betragen.
2. Der Werkstoff soll mit in der Industrie vorhandener Infrastruktur bearbeitbar sein.
3. Die Durchführung der Verzinnung soll wirtschaftlich sein.

## **8.2 Entwicklung eines modifizierten Verzinnungsbades**

Zur Verbesserung der Bindefestigkeit wurden folgende Maßnahmen ergriffen:

1. Ergänzung des bisherigen Zinnbads mit weiteren Legierungselementen
2. Variationen der Verzinnungsparameter
3. Gießtechnische Optimierung des Verfahrens zur Aufbringung des Lagerwerkstoffs.

Für die Modifizierung des Zinnbads kommt das Zulegieren von Zink und Aluminium in Betracht. Diese Elemente bilden stabile intermetallische Verbindungen mit Eisen und versprechen damit die Bildung von Zwischenschichten hoher Bindefestigkeit.

Das Zulegieren von Zink zum Zinn wurde in drei Schritten mit steigenden Anteilen vorgenommen. Mit 9 m/o Zn wurde begonnen, dann wurde der Zinkanteil auf 24 m/o und danach auf 50 m/o erhöht. Dabei wurde jedes Mal überprüft, ob die tatsächlich gebildete Eisen-Zink-Schicht im Vergleich mit einer Verzinnung im reinen Zinnbad bei der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8 eine bessere Bindefestigkeit ergibt.

Die Untersuchungen der Proben mit 9 m/o Zink bzw. mit 24 m/o Zink durch Versuche mit rohrförmigen Proben und Chalmersproben ergaben keinen durchschlagenden Erfolg.

Zur genaueren Untersuchung der Bindefestigkeit der mit 24 m/o Zink im Verzinnungsbad gebildeten Zwischenschicht wurden weitere Versuche durchgeführt, wobei die Parameter wie folgt variiert wurden:

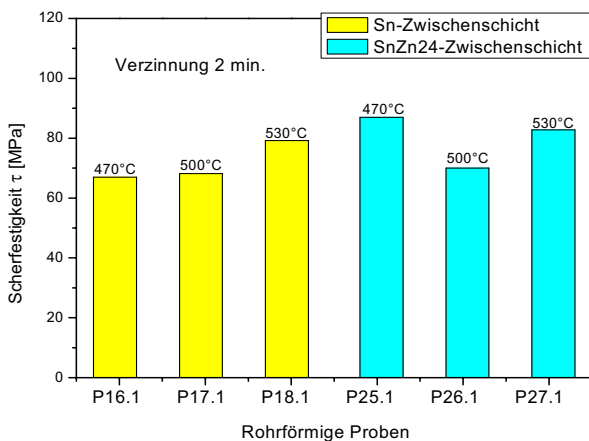
- Verweilzeiten: 2, 5 und 10 min,
- Gießtemperaturen: 470, 500 und 530°C,
- Verzinnungsbad: Sn und SnZn24

Die Ergebnisse dieser Versuche sind in den Abbildungen 8.2.1 bis 8.2.3 zusammengefasst. Abbildung 8.2.1 zeigt die ermittelten Scherfestigkeiten an Proben nach einer

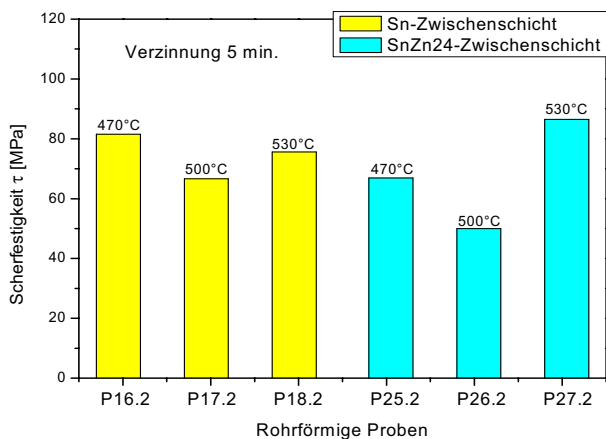
Verzinnungsdauer von zwei Minuten. Die Bindefestigkeit der Zwischenschicht wird durch den Zinkanteil im Metallbad nur geringfügig verbessert.

Abbildung 8.2.2 und Abbildung 8.2.3 zeigen die Ergebnisse nach 5- und 10-minütiger Verzinnungsdauer.

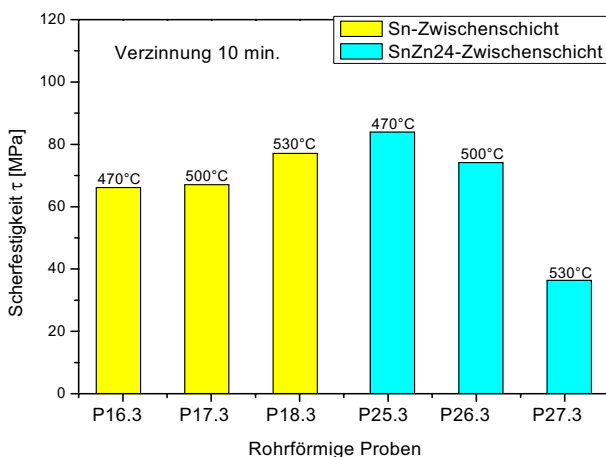
Aufgrund der Streuung der Versuchsergebnisse an Proben mit SnZn24-Zwischenschicht in Abb. 8.2.2 und 8.2.3 lässt sich ein Einfluss der Verzinnungsdauer, der Art des Verzinnungsbades oder der Gießtemperatur auf die Bindefestigkeit nicht eindeutig erkennen. Ein Grund für die Streuung der Messwerte ist im Ablauf des Rohrscherversuchs liegen, bei dem Verkantungen nicht immer auszuschließen sind. Deshalb wurde die Probenform zur Ringprobe nach Abb. 6.2.3 modifiziert.



**Abb. 8.2.1:** Scherfestigkeiten von rohrförmigen Proben mit Sn- bzw. SnZn24-Zwischenschicht mit verschiedenen Gießtemperaturen, Verzinnungsdauer 2 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8



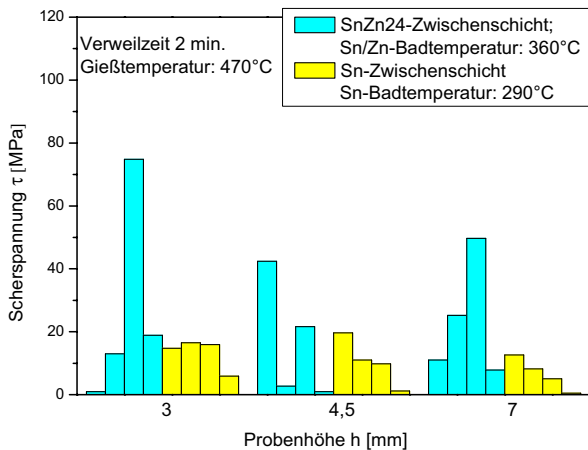
**Abb. 8.2.2:** Scherfestigkeiten von rohrförmigen Proben mit Sn- bzw. SnZn24-Zwischenschicht mit verschiedenen Gießtemperaturen, Verzinnungsdauer 5 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8



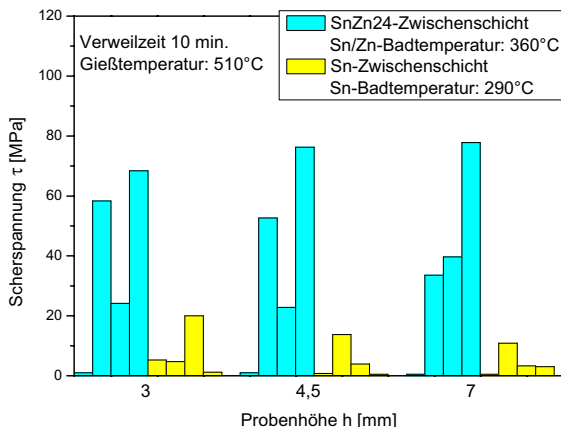
**Abb. 8.2.3:** Scherfestigkeiten von rohrförmigen Proben mit Sn- bzw. SnZn24-Zwischenschicht mit verschiedenen Gießtemperaturen, Verzinnungsdauer 10 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8

Damit nicht die Scherfestigkeit des Lagermetalls, sondern die Bindefestigkeit des Lagermetalls gegenüber dem Stahl ermittelt wird, wurden die Proben in unterschiedlichen Höhen von 3, 4,5 und 7 mm ausgeführt und entsprechende Prüfungen durchgeführt. Bei niedriger Probenlänge  $l_{Rp}$  nach Bild 6.2.3 wird mit der Ringprobe gewährleistet, dass die Scherung in der Bindungszone stattfindet.

Die Ergebnisse der Ringscherversuche an den überarbeiteten Ringproben sind in den Abb. 8.2.4 und Abb. 8.2.5 dargestellt. In diesen Graphiken sind die Scherfestigkeiten in Abhängigkeit von der Probenhöhe, der Verweildauer im Verzinnungsbad und der Gießtemperatur aufgetragen. Deutlich zu erkennen ist der Unterschied zwischen dem Zinnbad und dem SnZn-Bad. Die wesentlich höheren Festigkeitswerte werden im SnZn-Bad erzielt, doch liegen die Mittelwerte nicht wesentlich anders als bei der Rohrprobe. Auch die Streuung der Einzelwerte bleibt unbefriedigend.



**Abb. 8.2.4:** Scherspannungen in Abhängigkeit von der Probenlänge  $l_{Rp}$  von Ringproben und der Zusammensetzung des Verzinnungsbades, Gießtemperatur 470°C, Verweilzeit 2 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8



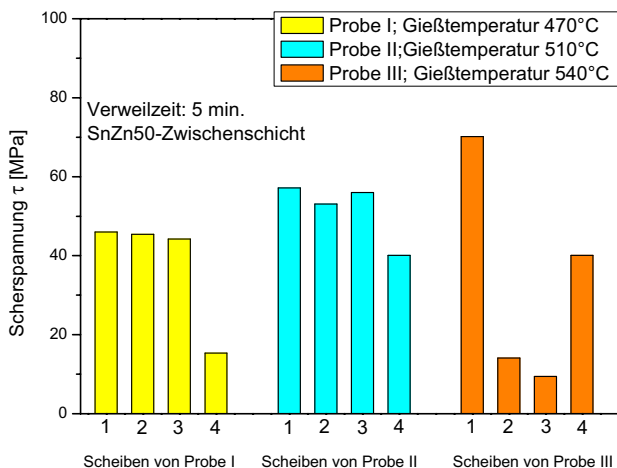
**Abb. 8.2.5:** Scherspannungen in Abhängigkeit von der Probenlänge  $l_{Rp}$  von Ringproben und der Zusammensetzung des Verzinnungsbades, Gießtemperatur 510°C, Verweilzeit 10 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8

Die SnZn-Badtemperaturen wurden für alle Untersuchungen im vereinfachten Prüfaufbau in Bezug auf Chalmersversuche zwischen 350 und 370 °C gehalten. Mit den längeren Verweilzeiten und Gießtemperaturen um 500°C konnten im Mittel höhere Festigkeitswerte festgestellt werden.

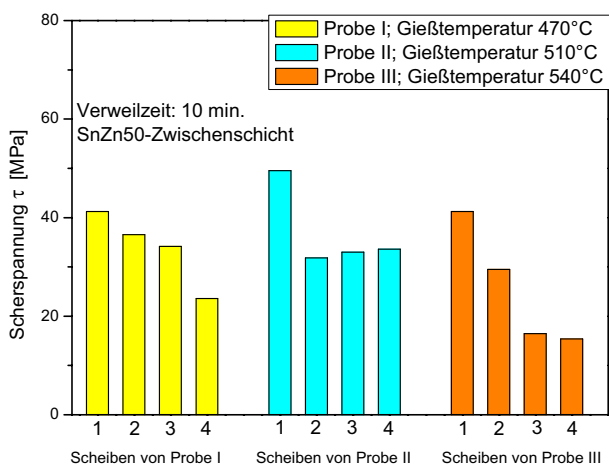
Aufgrund dieser Versuchsergebnisse wurde die chemische Zusammensetzung des Verzinnungsbades auf 50% Zn erhöht. Um den Verlauf der Bindefestigkeit über der Kontaktfläche zwischen den Bindungspartnern zu erfassen, wurden bei den Gießtemperaturen 470, 510 und 540 °C mit den Verweilzeiten von jeweils 5 und 10 Minuten neue ringförmige Proben gegossen. Diese Proben wurden in Scheiben von  $l_{Rp} = 3$  mm geschnitten, um Verkantungen zu vermeiden. Dabei wurden die Scheiben von unten nach oben nummeriert. „unten“ entspricht dem unteren Bereich während des Gießprozesses und „oben“ dem oberen Bereich. In den Abb. 8.2.6 und 8.2.7 ist die Position 4 oben.

Die Untersuchung der Bindefestigkeiten der einzelnen Scheiben ergab, dass bei der 5-minütigen wie auch bei der 10-minütigen Verweilzeit die Scherfestigkeit von unten nach oben tendenziell abnimmt, wobei die Festigkeitswerte bei der Gießtemperatur 540 °C gegenüber denen bei den Gießtemperaturen 470, 510 °C eine große Streuung zeigen. In den Abbildungen 8.2.6 und 8.2.7 sind die entsprechenden Ergebnisse dargestellt.





**Abb. 8.2.6:** Scherfestigkeiten von Scheiben, die ringförmigen Proben entnommen wurden, in Abhängigkeit von der Gießtemperatur sowie der Position der Scheibe in der ringförmigen Probe mit modifiziertem Verzinnungsbad (SnZn50-Badtemperatur: 360°C), Verweilzeit 5 min., Lagerwerkstoffe Sn-12-6-1,8

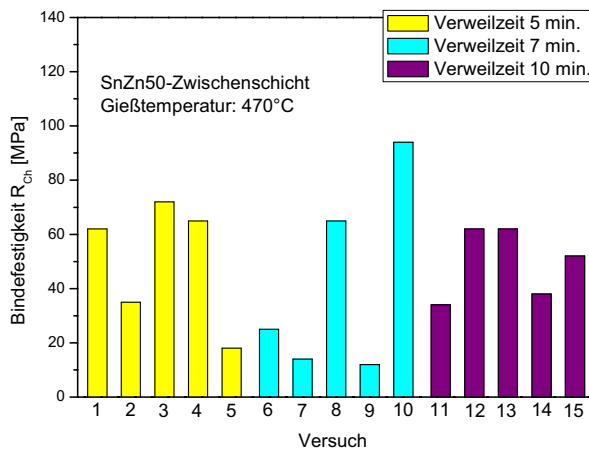


**Abb. 8.2.7:** Scherfestigkeit von Scheiben, die ringförmigen Proben entnommen wurden, in Abhängigkeit von der Gießtemperatur sowie der Position der Scheibe in der ringförmigen Probe mit modifiziertem Verzinnungsbad (SnZn50-Badtemperatur: 360°C), Verweilzeit 10 min., Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8

Ausgehend von diesen deutlich verbesserten Ergebnissen mit ringförmigen Scheibenproben wurden Chalmersproben hergestellt, um Bindefestigkeiten nach den in der Industrie üblichen Standards zu prüfen. Als Versuchsparameter wurden Gießtemperaturen von 470, 500 und 510 °C bei Verweilzeiten von 5, 7 und 10 min (s. Tabelle 8.2.1) gewählt.

Verweilzeit im SnZn50-Bad [min]	Versuchstemperatur [°C]			Anzahl der Proben
	470	500	510	
5	X	X	X	15
7	X	X	X	15
10	X	X	X	15
Summe der Probenanzahl der Legierung				45

**Tabelle 8.2.1:** Versuchsprogramm zur Ermittlung von Bindefestigkeiten mit dem Lagerwerkstoff Sn-12-6-1,8 mittels Chalmersprobe



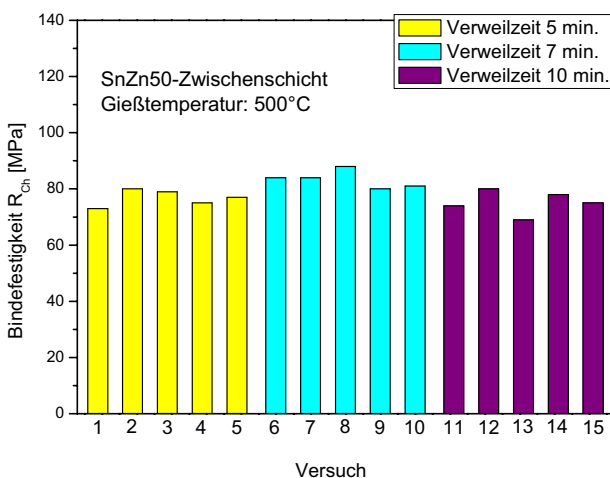
**Abb. 8.2.8:** Bindefestigkeiten von Chalmersproben bei einer Gießtemperatur von 470°C in Abhängigkeit von der Verweilzeit mit dem modifizierten Verzinnungsbad (SnZn50-Badtemperatur: 360°C), Lagermetall Sn-12-6-1,8

Die durchschnittlichen Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung betragen

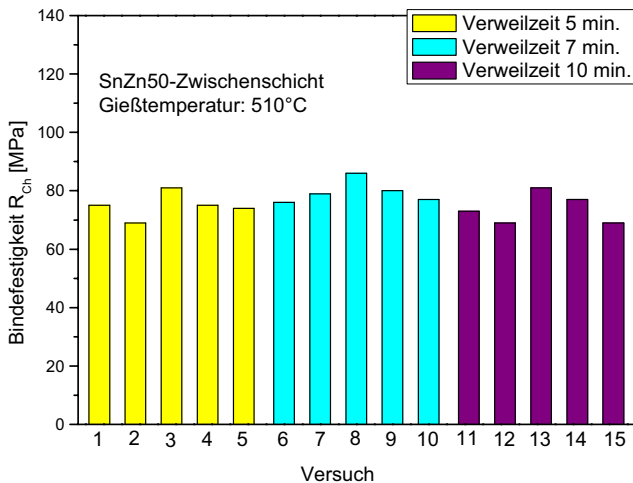
- bei der Verweilzeit von 5 min. 50 MPa,
- bei der Verweilzeit von 7 min. 42 MPa und
- bei der Verweilzeit von 10 min. 50 MPa.

Bei 470°C erkennt man, dass die Ergebnisse eine große Streuung aufweisen. Auch die unterschiedlichen Verweilzeiten im SnZn50-Bad machen hierbei keinen wesentlichen Unterschied. Deshalb wurde 470°C Gießtemperatur als ungeeignet eingestuft. Zudem ergeben sich bei diesen Versuchen, wie man auch durch die angegebenen Mittelwerte erkennen kann, eine unzulässig niedrige Bindefestigkeit.

Die folgenden Abbildungen 8.2.9 und 8.2.10 zeigen für 500°C bzw. 510°C viel höhere Bindefestigkeiten. Auch die Streuung der Werte ist mit der höheren Arbeitstemperatur viel geringer. Aus dem Vergleich zwischen Abb. 8.2.9 und 8.2.10 ergibt sich, dass die besten Ergebnisse bei einer Verweilzeit von 7 min und bei der Gießtemperatur von 500°C erzielt werden. Bei der weiteren Versuchsdurchführung und bei der Herstellung von Versuchsproben wurde deshalb 500°C als Gießtemperatur und eine Verweilzeit von 7 min angewendet.



**Abb. 8.2.9:** Bindefestigkeiten von Chalmersproben bei einer Gießtemperatur von 500°C in Abhängigkeit von der Verweilzeit mit dem modifizierten Verzinnungsbad (SnZn50-Badtemperatur: 360°C), Lagermetall Sn-12-6-1,8



**Abb. 8.2.10:** Bindefestigkeiten von Chalmersproben bei einer Gießtemperatur von 510°C in Abhängigkeit von der Verweilzeit mit dem modifizierten Verzinnungsbad (SnZn50-Badtemperatur: 360°C), Lagermetall Sn-12-6-1,8

Demnach ergeben sich folgende mittlere Bindefestigkeiten aus Abbildung 8.2.9:

- bei der Verweilzeit von 5 min. 77 MPa,
- bei der Verweilzeit von 7 min. 83 MPa und
- bei der Verweilzeit von 10 min. 75 MPa.

Analog ergeben sich aus Abbildung 8.2.10 folgende mittlere Bindefestigkeiten:

- bei der Verweilzeit von 5 min. 75 MPa,
- bei der Verweilzeit von 7 min. 80 MPa und
- bei der Verweilzeit von 10 min. 74 MPa.

Zur Bewertung der Versuchsergebnisse wird das in Abbildung 8.2.11 dargestellte Phasendiagramm Sn-Zn herangezogen. Zinn- und Zinkanteile des Sn-Bades liegen annähernd gleich bei 50 m/o. Danach liegt die Liquiduskurve im eutektischen Sn-Zn-System mit 50 m/o Sn bei etwa 350°C. Mit anderen Worten ist die Schmelze bei 350°C bei 50 m/o Sn an Zn gesättigt.

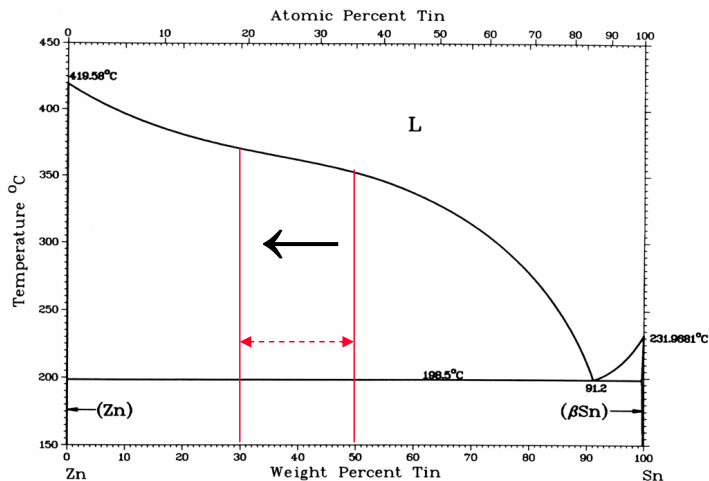


Abb. 8.2.11: Phasendiagramm Sn-Zn

Die bei der Verzinnung mit dem SnZn50-Bad gebildete Zwischenschicht wurde anhand von REM-Aufnahmen untersucht. Darin erkennt man drei charakteristische Bereiche, die in Abbildung 8.2.12 gekennzeichnet sind.

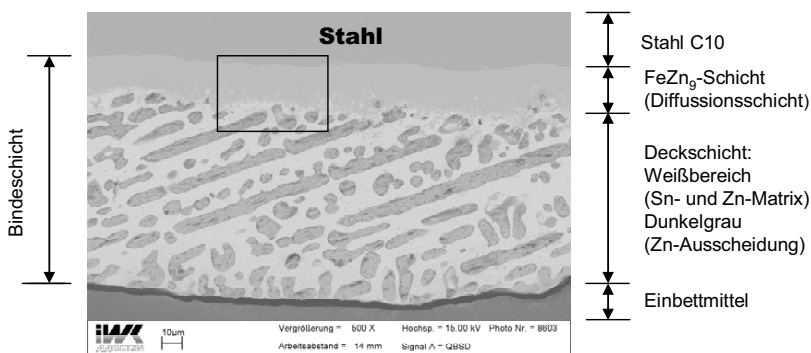
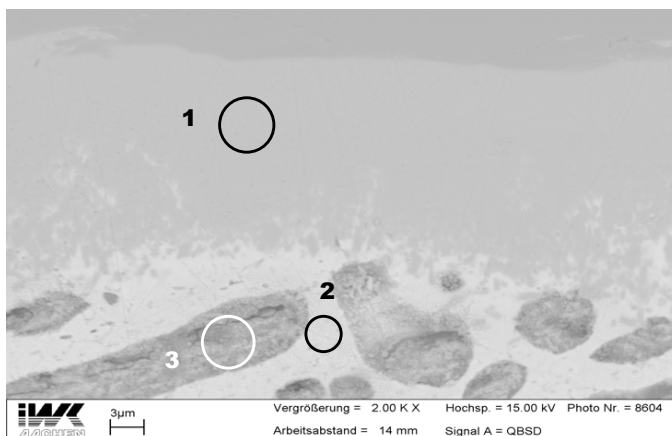


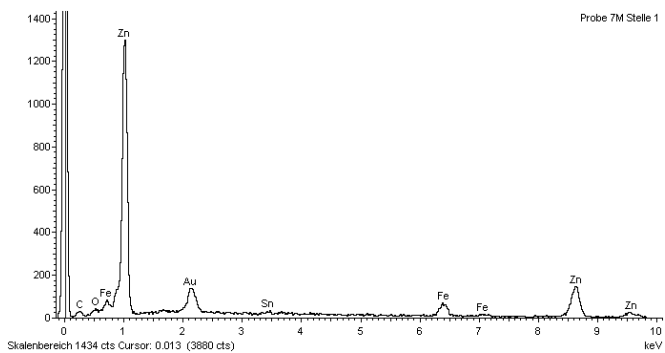
Abb. 8.2.12: Zwischenschicht auf Stahl C10 bei der modifizierten Verzinnung; REM, V= 500:1



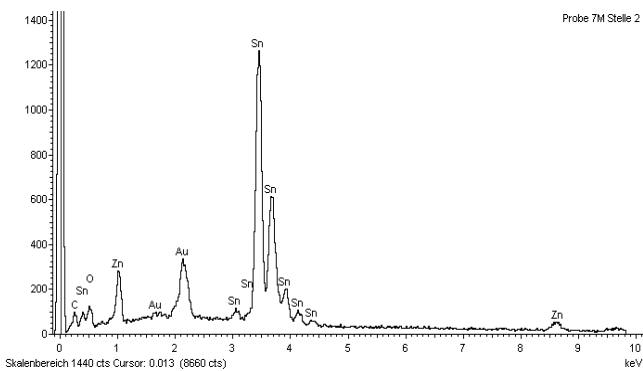
**Abb. 8.2.13:** Detailaufnahme aus Abbildung 8.2.12; V= 2000:1

Die dunkelgraue Zone im oberen Bildbereich zeigt den Stahl (Stützkörper). Bei einer 7-minütigen Vorverzinnung im SnZn50-Bad bildet sich bei 360°C eine etwa 20 μm dicke FeZn<sub>9</sub>-Verbindungsschicht unmittelbar auf dem Stützkörper aus. Dies ist die hellgraue Zone im Schlibfbild. Die dunkelgrauen Ausscheidungen wurden bei der Erstarrung gebildet und weisen nach Abb. 8.2.12 eine stängelig dendritische Struktur auf.

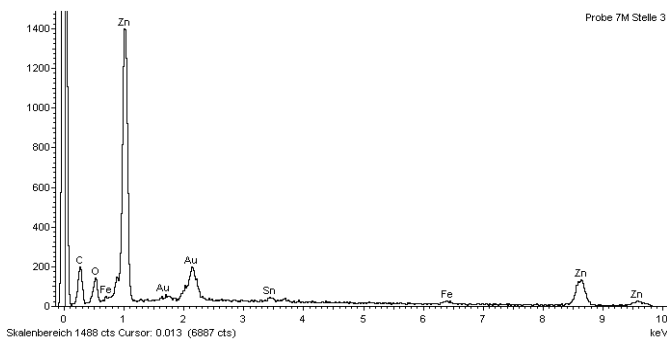
Zur analytischen Ermittlung der einzelnen Schichten wurde, wie in Abbildung 8.2.13 dargestellt, an den charakteristischen Stellen jeweils eine EDX-Analyse durchgeführt. Um die in der unmittelbaren Bindezone (in der Abb. 8.2.13 durch Stelle „1“ gekennzeichnet) vorliegenden Phasen eindeutig bestimmen zu können, wurde zusätzlich eine wellenlängendispersive Mikrosonden-Analyse durchgeführt. Nach diesen Untersuchungen besteht die am Stahl gebildete Schicht aus zinkreichem δ-FeZn<sub>9</sub>. An der Stelle „2“ erkennt man die sehr zinkarme Matrix aus β-Mischkristall, und an der Stelle „3“ ist eine Zn-Kristall-Ausscheidung zu erkennen. Die zugehörigen EDX-Diagramme sind in den Abb. 8.2.14 bis 8.2.16 dargestellt. Das Goldsignal in diesen Schrieben stammt von der Vergoldung der Probe, die als in Kunststoff eingebetteter metallographischer Schliff vorlag.



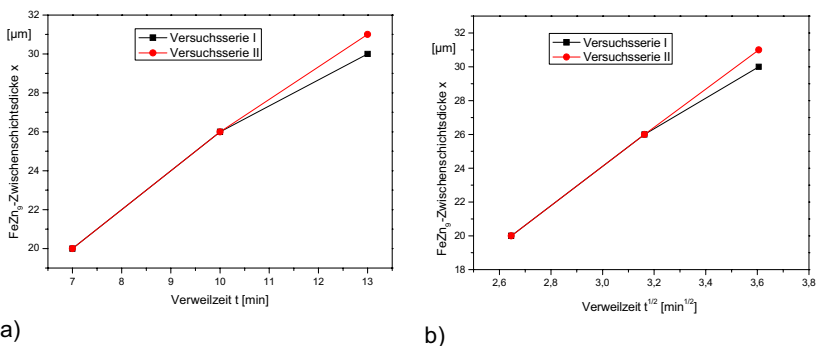
**Abb. 8.2.14:** EDX-Analyse an Stelle 1 in Abb. 8.2.13, zinkhaltige Schicht aus  $\text{FeZn}_9$



**Abb. 8.2.15:** EDX-Analyse an Stelle 2 in Abb. 8.2.13, Matrix aus zinkarmem  $\beta$ -Mischkristall



**Abb. 8.2.16:** EDX-Analyse an Stelle 3 in Abb. 8.2.13, primäre Zinkausscheidung



**Abb. 8.2.17:** Wachstum der Zwischenschichtdicke in Abhängigkeit von der Zeit bei der SnZn50-Badtemperatur von 360°C

Die hellgraue Zone in Abbildung 8.2.12 repräsentiert die FeZn<sub>9</sub>-Schicht (Übergang vom Stahl zur modifizierten Verzinnung). Die Dicke dieser hellgrauen FeZn<sub>x</sub>-Schicht wurde nach bestimmten Verweilzeiten im SnZn-Bad bei konstanter Temperatur gemessen. Die Ergebnisse dieser Messungen sind in Tabelle 8.2.2 zusammengestellt. Die gemessenen Schichtdicken sind Abb. 8.2.17 in Abhängigkeit von der Verweilzeit dargestellt.

Verweilzeit t [min]	FeZn <sub>9</sub> -Schichtdicke x [μm]	
	Versuchsserie I	Versuchsserie II
t		
7	20	20
10	26	26
13	30	31

**Tabelle 8.2.2:** FeZn<sub>x</sub>-Schichtdicken nach verschiedenen Verweilzeiten im SnZn50-Bad bei 360°C

Wie Abb. 8.2.17a, b zeigt, nimmt die Schichtdicke mit der Verweilzeit an verschiedenen Proben unterschiedlich zu. Eine Auswertung der Messwerte aus zwei Messungen mit je drei Messpunkten im Hinblick auf die Kinetik des Schichtwachstums ist nur eingeschränkt möglich. Nach der Darstellung in Abb. 8.2.17a könnte man mit Einschränkungen ein nahezu zeitlich konstantes Wachstum annehmen. In Abb. 8.2.17b ist die Schichtdicke über der Quadratwurzel der Zeit aufgetragen. Der Ansatz gemäß



$$x \sim \sqrt{t} ,$$

der einen diffusionsgesteuerten Prozess charakterisiert, wird gut erfüllt. Darin ist  $x$  die Schichtdicke und  $t$  die Zeit. Wenn dieser Zusammenhang [88] zutreffend ist, beruht das Wachsen der Zwischenschicht bei der Verzinnung auf Diffusion. Für einen Diffusionsprozess ohne Quellen und Senken im Diffusionsfeld gilt:

$$\frac{dx}{dt} = \frac{1}{x} \cdot k$$

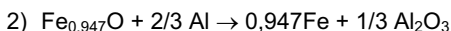
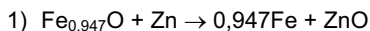
und damit

$$x = k \cdot \sqrt{t} \text{ oder}$$

$$x^2 = k^2 \cdot t$$

Darin repräsentiert  $k$  die „Tammann-Konstante“. Es ist zu erwarten, dass diese Beziehung im vorliegenden Fall bei größeren Schichtdicken nach längeren Verzinnungszeiten stärker zur Geltung kommt. Bei kurzen Verzinnungszeiten ist eher ein linearer Zusammenhang der Form  $x \sim t$  möglich. In diesem Fall liegt im Allgemeinen ein reaktionsbestimmter Vorgang vor, bei dem wahrscheinlich die Anlagerung von Zn an der Phasengrenze Schmelze(li)/Zwischenschicht(s) die Geschwindigkeit des Schichtwachstums bestimmt.

Die Versuche zeigen, dass verzinnzinkte Flächen eine bessere Bindung als verzinte Flächen gewährleisten. Möglicherweise wird bei Anwesenheit von Zn die auf der Metalloberfläche vorhandene Oxidschicht abgebaut (desoxidiert). Bekanntlich sind Zn und Al im Vergleich zu Sn stärkere Desoxidationsmittel. Unter der Annahme, dass der Sauerstoff an der Metalloberfläche als  $\text{Fe}_{1-y}\text{O}$  (Wüstit) gebunden ist, lässt sich die Desoxidationswirkung von Zn mit der von Al vergleichen. Letzteres ist bekanntlich ein starkes Desoxidationsmittel. Für diesen Vergleich werden folgende Reaktionen betrachtet:



Nach den in [89] tabellierten Daten erhält man für 350°C (623,15 K) für die Gleichgewichtsgrößen folgende Zahlenwerte:

$$\Delta G_1^\circ = -64,796 \text{ kJ/mol}, \quad K_1 = 2,7 \cdot 10^5$$

$$\Delta G_2^\circ = -269,971 \text{ kJ/mol}, \quad K_2 = 4,26 \cdot 10^{22}$$

Darin sind  $\Delta G_1^\circ$  und  $\Delta G_2^\circ$  die freien Reaktionsenthalpien und  $K_1$  und  $K_2$  die Gleichgewichtskonstanten der Reaktionen 1 und 2. Dabei gilt

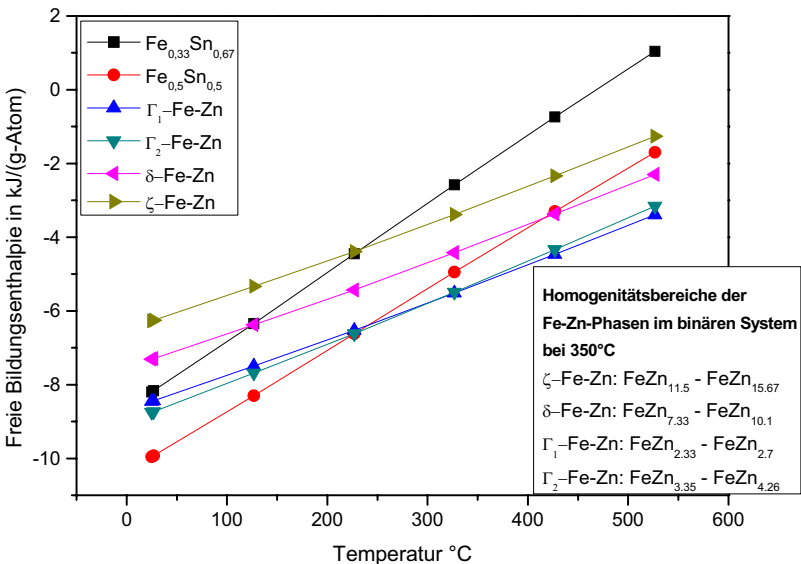
$$K_i = \exp\left(-\frac{\Delta G_i^\circ}{RT}\right)$$

Ein Vergleich der oben angegebenen Zahlenwerte zeigt:

$$\Delta G_1^\circ > \Delta G_2^\circ \text{ und entsprechend } K_1 < K_2.$$

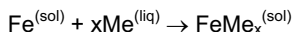
Reaktion 2 führt also zu einem Gleichgewichtszustand auf einem wesentlich niedrigeren Energieniveau beim Abbau von einem Grammatom Sauerstoff aus  $\text{Fe}_{0,947}\text{O}$  (Wüstit), d.h. Al ist ein stärkeres Reduktionsmittel als Zn.

Wie aus den Zahlenwerten  $\Delta G_1^\circ$  und  $K_1$  folgt, kann auch Zn  $\text{Fe}_{0,947}\text{O}$  reduzieren. Der Zusatz von Zn zur Zinnschmelze hat aber auch metallurgische Gründe. Zink bewirkt offensichtlich die rasche Bildung einer an der Eisenoberfläche fest haftenden Schicht einer intermetallischen Verbindung. Auf Grund des niedrigen Schmelzpunktes dieser intermetallischen Verbindung schmilzt die Zink-Eisen-Schicht beim Ausgießen mit Lagermetall auf und wird in der Lagermetalllegierung aufgelöst. Somit entsteht eine feste Bindung ohne störende Oxide zwischen dem Lagermetall und dem Stützkörper. Die Versuche zeigen, dass durch die Bildung einer Zwischenschicht im Zn-haltigen Sn-Bad eine feste Bindung zwischen Lagermetall und Stützkörper erreicht wird.



**Abb. 8.2.18:** Freie Bildungsenthalpie von intermetallischen Phasen in den Systemen Fe-Sn und Fe-Zn in Abhängigkeit von der Temperatur

Zur thermodynamischen Bewertung der Stoffumwandlungen, die beim Eintauchen des Stahlwerkstücks in das SnZn-Bad ablaufen, wurden die freien Bildungsenthalpien der intermetallischen Phasen nach folgenden Beziehungen berechnet:



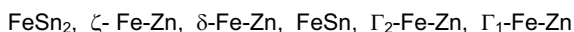
$$\Delta G^\circ = G^\circ(\text{FeMe}_x^{(\text{sol})}) - G^\circ(\text{Fe}^{(\text{sol})}) - xG^\circ(\text{Me}^{(\text{liq})})$$

In der Reaktionsgleichung repräsentiert Me die Metalle Sn und Zn,  $G^\circ(i)$  ist die freie Enthalpie von  $i$  (gemäß der Definition in [89]) und  $\Delta G^\circ$  die freie Reaktionsenthalpie, die im vorliegenden Fall der freien Bildungsenthalpie der jeweiligen intermetallischen Verbindung gleich ist. Die berechneten freien Bildungsenthalpien sind in Abbildung 8.2.18 über der Temperatur aufgetragen.  $\text{FeMe}_x$  ist das feste Reaktionsprodukt. Es ist zu beachten, dass bei diesen Reaktionen für Zink oder Zinn stets die Daten für den flüssigen Zustand eingesetzt werden.

Die thermodynamischen Daten von Fe-Zn- und Fe-Sn- Verbindungen wurden der aktuellen Datenbank von [89] entnommen, die freie Bildungsenthalpie von  $\text{FeSn}_2$  von Kumar, et al. [90]. Die Daten von Fe-Zn-Verbindungen in [89] wurden unter Berücksichtigung von Untersuchungen von Reumont et al. [91] zusammengestellt.

In Abbildung 8.2.18 sind die Homogenitätsbereiche der Fe-Zn-Phasen der Form  $\text{FeZn}_x$  bei 350°C aufgeführt. Die thermodynamischen Daten werden zwar in Bezug auf eine bestimmte Zusammensetzung angegeben, die durch die stöchiometrischen Verhältnisse in Formeln der Form  $\text{Fe}_x\text{Zn}_y$  festgelegt sind, aber sie sollen die thermodynamischen Eigenschaften der Phase im ganzen Homogenitätsbereich mit ausreichender Genauigkeit beschreiben. Die bei REM-Untersuchungen festgestellte Fe-Zn-Verbindung  $\text{FeZn}_9$  liegt innerhalb des Existenzbereiches der  $\delta$ -Fe-Zn-Phase.

Aus Abb. 8.2.18 geht zunächst hervor, dass im Temperaturbereich von 350 bis 370°C, in dem die Versuche durchgeführt wurden, die freien Bildungsenthalpien der intermetallischen Phasen in folgender Reihenfolge angeordnet sind:



Bei vereinfachter Betrachtung kann man in dieser Reihenfolge die zunehmende Stabilität erkennen; die Verbindung mit der niedrigsten freien Bildungsenthalpie besitzt aus energetischen Gründen eine höhere Stabilität als die anderen und sollte daher bei vollständiger Gleichgewichtseinstellung gebildet werden. Diese thermodynamische Argumentation gilt allerdings nicht immer, da die Bildung neuer Phasen auch durch kinetische Phänomene bei Phasenumwandlungen, Stofftransportwiderstände, Keimbildungshemmungen usw. bestimmt wird.

Aus Abb. 8.2.18 kann man jedoch schließen, dass beim Eintauchen von Stahlkörpern in ein Sn-Zn-Bad die aufgeführten Fe-Zn und Fe-Sn-Phasen gebildet

werden können. Dabei ist zu erwarten, dass die Bildung der Phasen  $\Gamma_1$ -Fe-Zn und  $\Gamma_2$ -Fe-Zn aus thermodynamischen Gründen bevorzugt ist.

Zur genaueren Erfassung der intermetallischen Phasen in der Schicht wurden Stahlproben in Sn-Zn-Bädern der Zusammensetzung SnZn50 und SnZn70 beschichtet. Die Querschliffe der dabei gebildeten Schichten wurden mit der wellenlängendispersiven Mikrosonde untersucht, und die Ergebnisse sind in Tabellen 8.2.3a und 8.2.3b wiedergegeben.

Durchschnitt aus 10 Messpunkten

Metall	K-ratio		Sigma/K		Gew.- %		Atom-%	
	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung
Fe	0,1048	0,0158	1,79	0,12	9,259	1,437	11,269	1,750
Zn	0,8387	0,0200	0,70	0,00	84,639	2,003	88,009	1,910
Sn	0,0105	0,0071	3,79	0,98	1,254	0,844	0,721	0,491
					95,152		100,00	

**Tabelle 8.2.3a:** Ergebnisse der quantitativen Mikrosondenanalysen von der Probe I aus dem SnZn50-Bad

Durchschnitt aus 10 Messpunkten

Metall	K-ratio		Sigma/K		Gew.- %		Atom-%	
	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung	Durchschnitt	Standardabweichung
Fe	0,0930	0,0082	1,89	0,10	8,174	0,738	9,885	0,890
Zn	0,8615	0,0114	0,70	0,00	86,981	1,119	89,857	0,966
Sn	0,0038	0,0019	4,90	0,62	0,451	0,227	0,257	0,131
					95,607		100,00	

**Tabelle 8.2.3b:** Ergebnisse der quantitativen Mikrosondenanalysen von der Probe II aus dem SnZn70-Bad

In Tabelle 8.2.3c ist die Auswertung der Mikrosondenanalysen zusammengefasst. Darin wurde ausgehend von Mittelwerten der Elementkonzentrationen versucht,

diese zu diskreten Verbindungen zuzuordnen, wobei eine Gesamtmolzahl (Grammatom) von 100 als Summe der Menge von Fe, Sn und Zn betrachtet wurde. Zunächst wurde eine Fe-Sn-Verbindung ( $\text{FeSn}$  oder  $\text{FeSn}_2$ ) vorgegeben, deren molare Menge durch die von Sn festgelegt ist. Diese Fe-Sn-Verbindungen sind in Spalte 2 der Tabelle 8.2.3c aufgeführt. In den nächsten Spalten sind die entsprechenden Molzahlen von Sn und Fe angegeben. Im Fall I wurde FeSn vorgegeben, deren Molzahl entsprechend der von Sn 0,721 beträgt. Die verbliebene Eisenmenge ist in Spalte 8 angegeben, die vereinfachend einer Fe-Zn-Verbindung zugeordnet wurde. Damit ergibt sich das molare Zn/Fe-Verhältnis zu  $88,009/10,548 = 8,34/1$  und eine Verbindung mit der Stöchiometrie  $\text{FeZn}_{8,34}$ . Unter der Annahme, dass das Zinn als  $\text{FeSn}_2$  vorliegt, wird das Verhältnis von Zn zu Fe 8,07.

	Verbindung	Sn mol	Fe mol	FeSn mol	FeSn <sub>2</sub> mol	Fe (gesamt) mol	Fe (Fe-Zn) mol	Zn mol	Verbindung
SnZn50-Bad	I. FeSn	0,721	0,721	0,721		11,269	10,548 1	88,009 8,34	FeZn <sub>8,34</sub>
	II. FeSn <sub>2</sub>	0,721	0,3605		0,3605	11,269	10,9085 1	88,009 8,07	FeZn <sub>8,07</sub>
	Fazit	Mögliche Phasen: FeSn oder FeSn <sub>2</sub> und $n(\text{Zn})/n(\text{Fe}) > 8,07$ : d.h. $\delta$ -FeZn eventuell mit sehr geringen Mengen von $\Gamma_2$ -FeZn							
SnZn70-Bad	III. FeSn	0,257	0,257	0,257		9,885	9,628 1	89,857 9,33	FeZn <sub>9,33</sub>
	IV. FeSn <sub>2</sub>	0,257	0,1285		0,1285	9,885	9,7565 1	89,857 9,21	FeZn <sub>9,21</sub>
	Fazit	Mögliche Phasen: FeSn oder FeSn <sub>2</sub> und $n(\text{Zn})/n(\text{Fe}) > 9$ : d.h. $\delta$ -FeZn							

**Tabelle 8.2.3c:** Auswertung der Mikrosondenanalyse

Die Zuordnung von Sn zu FeSn und FeSn<sub>2</sub> führt zu einer bestimmten Relation von Fe- und Zn-Atomen. Bei der mit den SnZn-Bäder erzeugten Schicht ist auch bei Erhöhung der Zn-Konzentration auf 70 m/o das Zn/Fe-Molverhältnis größer als 8.3 und weist damit auf die Existenz von  $\delta$ -Fe-Zn-Phase hin. Im Homogenitätsbereich

der  $\delta$ -Phase beträgt das Zn/Fe-Molverhältnis 7.33 bis 10.1. Bemerkenswert ist, dass das Zn/Fe-Molverhältnis in der Schicht bei Einsatz des SnZn70-Bades mit 9,21 bis 9.33 höher ist als bei Einsatz des SnZn50-Bades.

Die kristallographischen Eigenschaften der in der Schicht enthaltenen Phasen konnten nicht spezifiziert werden. Alle oben aufgeführten Fe-Sn- und Fe-Zn-Verbindungen (intermetallische Phasen) haben bestimmte Kristallstrukturen. Diese können aber nur dann erfasst werden, wenn sie in der dafür notwendigen Menge oder räumlichen Ausdehnung vorhanden sind. In Deckschichten können die Kristalle zudem von einer amorphen Phase überdeckt werden.

Bei der Auswertung der Mikrosondenanalysen wurde Sn den Phasen FeSn oder FeSn<sub>2</sub> zugeordnet. In beiden Fällen führt die stöchiometrische Rechnung zur Bildung der  $\delta$ -Fe-Zn-Phase. Es kann aber nicht ausgeschlossen werden, dass Sn auch in anderer Form, zum Beispiel als Komponente einer ternären Mischphase auftritt. Wenn die Bildung der  $\delta$ -Fe-Zn-Phase zutrifft, so kann nach der Rechnung auch FeSn<sub>2</sub> gebildet werden.

### FeSn und FeSn<sub>2</sub>

Aus dem Phasendiagramm für das Fe-Sn-System geht hervor, dass beim Eintauchen von festem Eisen in ein flüssiges Sn-Bad die intermetallischen Verbindungen FeSn und FeSn<sub>2</sub> gebildet werden können. Aus der Analyse der freien Bildungsenthalpien (Gibbsenergien) der Fe-Sn-Phasen (in Bezug auf 1 Gramm-Atom) folgt, dass FeSn bei den Temperaturen in Abb. 8.2.18 die stabile Phase ist, d.h. dass die Bildung von FeSn aus thermodynamischen Stabilitätsgründen bevorzugt ist [89]. Eine Voraussetzung dafür ist, dass die Eisenaktivität in beiden Fällen gleich ist.

Ein quantitativer Vergleich der Bildungsbedingungen von FeSn und FeSn<sub>2</sub> lässt sich nach dem Massenwirkungsgesetz durch folgende Beziehungen herbeiführen [89].



Darin sind  $K_a$  und  $K_b$  die Gleichgewichtskonstanten der Reaktionen a und b. Die Aktivitäten der Verbindungen wurden zu 1 gesetzt. Bei Gleichheit der Eisenaktivität gilt folgende Relation:

$$a_{\text{Sn}}(a) / a_{\text{Sn}}(b) = K_b^{3/2} / K_a^2 \cdot 1 / a_{\text{Fe}}^{1/2}$$

Nach den Daten in [89] ergeben sich:  $K_a = 2,781$  und  $K_b = 1,784$  bei  $T = 350^\circ\text{C}$  und damit

$$a_{\text{Sn}}(a)/a_{\text{Sn}}(b) = 0,308/(a_{\text{Fe}})^{1/2}$$

Daraus geht hervor, dass für die Bildung von  $\text{FeSn}_2$  in Kontakt der Schmelze mit reinem Eisen eine höhere Sn-Aktivität, also höhere Sn-Konzentration in der Schmelze erforderlich ist als für die Bildung von  $\text{FeSn}$ . Bei  $a_{\text{Fe}} \leq 0,095$  ist  $a_{\text{Sn}}(a)/a_{\text{Sn}}(b) \geq 1$ . Bei  $a_{\text{Fe}} < 0,095$  ist also die Bildung von  $\text{FeSn}_2$  thermodynamisch begünstigt.

Bei der Bildung von festen Reaktionsprodukten an festen Körpern ergibt sich nach der Ostwaldschen Stufenregel eine bestimmte Phasenfolge, die durch die örtlich wirksamen thermodynamischen Aktivitäten bestimmt wird. So entstehen bei der Oxidation von Eisen an trockener Luft Schichten unterschiedlicher Dicke aus  $\text{FeO}$  und  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ , die an Eisen anwachsen.  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  ist die luftseitige Schicht, die bei dem  $\text{O}_2$ -Partialdruck der Luft die stabile Verbindung ist. Das ist konform mit dem Fe-O-Zustandsdiagramm.

Betrachtet man nun die Phasenbildung beim Eintauchen von festem Eisen in ein flüssiges Zinnbad, so steht nach dem Fe-Sn-Phasendiagramm bei Temperaturen unterhalb  $500^\circ\text{C}$  die weitgehend aus flüssigem Zinn bestehende Schmelze mit festem  $\text{FeSn}_2$  im Gleichgewicht. Wächst an der Eisenoberfläche eine feste Schicht aus  $\text{FeSn}_2$  an, so ist in der Tiefe dieser Schicht die von der Zinnschmelze auferlegte Sn-Aktivität nicht mehr wirksam. Wirksam wird dort die  $\text{FeSn}$ - $\text{FeSn}_2$ -Wechselwirkung in Kopplung mit der von Fe- $\text{FeSn}$ . Die Folge davon ist die Bildung von  $\text{FeSn}$ .

Wenn nur die binären Systeme Fe-Sn und Fe-Zn in Betracht gezogen werden, so kann man vereinfachend die bei Mikrosondenuntersuchungen ermittelten Sn-Gehalte unter Annahme nahezu vollständiger Gleichgewichtseinstellung zu  $\text{FeSn}$  zuordnen. Wenn aber kinetische Effekte infolge von Diffusion, Keimbildung usw. wirksam werden, so kann auch die Phase mit der höheren Gibbsenergie (Freie Enthalpie) im Produkt enthalten sein. Die Mikrosondenuntersuchungen sprechen eher dafür, dass bei den Eintauchversuchen  $\text{FeSn}$  gebildet wurde und dies auch mit thermodynamischen Stabilitätskriterien im Einklang steht [89].

### **$\delta$ -Fe-Zn**

Nach der Darstellung in Abb. 8.2.18 werden bei Temperaturen um  $400^\circ\text{C}$  die Phasen  $\Gamma_1$ ,  $\Gamma_2$  und  $\delta$  bevorzugt gebildet. Während der Metalltransport durch Festkörperdiffusion in den festen Eisenphasen sehr langsam ist, werden Sn und Zn durch Diffusion (im chemischen Potentialgefälle) und Konvektion in der Schmelze schnell und in großer Menge an die Eisenoberfläche herangeführt. An der Phasengrenze  $\text{Fe}_x\text{Sn}_y\text{Zn}_z$ /Schmelze liegt an der Schmelzseite ein Überangebot an Sn und Zn vor.

Deshalb liegt es nahe anzunehmen, dass aus kinetischen Gründen und aufgrund des Stofftransports die genannten Zn-reichen Phasen (intermetallische Verbindungen

gemäß dem binären Fe-Zn-Diagramm) entstehen. Die thermodynamische Betrachtung unterstützt diesen Mechanismus, und die Mikrosondenergebnisse sowie die metallographischen Bilder bestätigen diese Betrachtung.

Die Auswertung der Mikrosondenanalysen bei vollständiger Zuordnung von Sn zu FeSn führt zu der Feststellung, dass die mit dem SnZn70-Bad erzeugte Schicht aus den Phasen FeSn (in geringem Anteil) und FeZn<sub>9</sub> (im Hauptanteil) ( $\delta$ -Phase im System Fe-Zn) besteht. Im Fall der mit dem SnZn50-Bad erzeugten Schicht führt die Auswertung der Mikrosondenanalyse zur Bildung von FeZn<sub>8,34</sub>. Auch diese Zusammensetzung liegt noch im Homogenitätsbereich der  $\delta$ -Fe-Zn-Phase.

### 8.3 Bestimmung der Badtemperatur

Beim Eintauchen des Rohlings ins SnZn50-Bad sinkt auf der einen Seite die Temperatur des SnZn50-Bads, und auf der anderen Seite steigt die Temperatur des Rohlings an. Es stellt sich dann eine mittlere Temperatur ein, die als Beschichtungstemperatur betrachtet werden kann. Die Liquidustemperatur für ein SnZn50-Bad beträgt entsprechend dem Sn-Zn-Phasensystem ca. 360°C. Um den Wärmeverlust des Bads beim Eintauchen des Rohlings zu kompensieren, muss die Anfangstemperatur des SnZn50-Bads höher gewählt werden.

Die einzustellende Temperatur des SnZn50-Bads wurde nach den grundlegenden Gesetzmäßigkeiten der Wärmeübertragung berechnet.

Die Wärmemenge  $Q$ , die für eine Temperaturänderung  $\Delta T$  erforderlich ist, beträgt nach [92] für kleine  $\Delta T$ -Werte:

$$Q = m \cdot c_p \cdot \Delta T$$

mit

$m$ : Masse der Substanz,

$T_R$ ,  $T_{BA}$  und  $T_m$ : Raum-, Badanfangs- und mittlere Temperatur in K (oder °C, da es nur auf die Temperaturdifferenzen ankommt) und

$c_p$ : Wärmekapazität.

Höhe der Temperaturen:

$$T_R = 20^\circ\text{C}$$

$$T_m = 360^\circ\text{C}$$

$C_n$ : Index der Chalmersprobe



$$m_{Ch} \cdot c_{p,Ch} \cdot (T_R - T_m) = -m_{Bad} \cdot c_{p,Bad} \cdot (T_{BA} - T_m)$$

$$T_{BA} = T_m + \frac{m_{Ch} \cdot c_{p,Ch} \cdot (T_m - T_R)}{(m_{Bad} \cdot c_{p,Bad})}$$

### Spezifische Wärmekapazitäten:

Stahl:  $c_{p,St} = 0,477 \text{ [J/(gK)]}$

Zinn:  $c_{p,Sn} = 0,230 \text{ [J/(gK)]}$

Zink:  $c_{p,Zn} = 0,389 \text{ [J/(gK)]}$

SnZn50-Bad:  $c_{p,SnZn50} = (0,5 \cdot 0,230 + 0,5 \cdot 0,389) \text{ [J/(gK)]} = 0,3095 \text{ [J/(gK)]}$

### Dichten:

$\rho_{Zn} = 6,57 \text{ g/cm}^3$  und  $\rho_{Sn} = 6,98 \text{ g/cm}^3$

Dichte des SnZn50-Bads:  $\rho_{Bad} = (0,5 \cdot 6,57 + 0,5 \cdot 6,98) \text{ g/cm}^3 = 6,78 \text{ g/cm}^3$

Masse des SnZn50-Bads:  $m_{Bad} = V_{Bad} \cdot \rho_{Bad} = 2884 \text{ cm}^3 \cdot 6,78 \text{ g/cm}^3 = 19553 \text{ g}$

Masse des Chalmers-Proben-Rohlings:  $m_{Ch} = 81 \text{ g}$

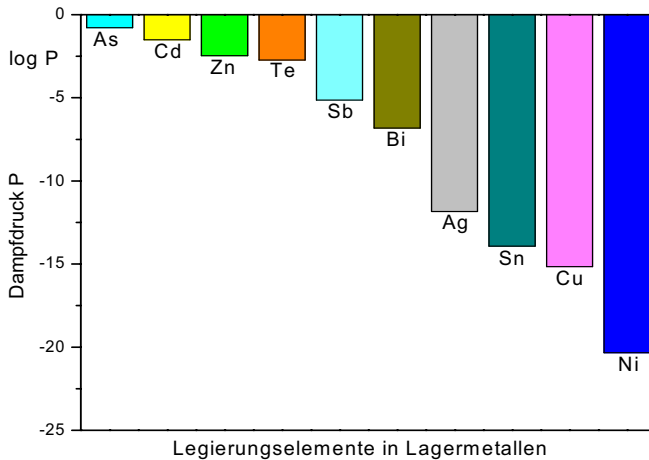
$$T_{BA} = T_m + \frac{m_{Ch} \cdot c_{p,Ch} \cdot (T_m - T_R)}{(m_{Bad} \cdot c_{p,Bad})}$$

$$T_{BA} = 360^\circ\text{C} + \frac{81\text{g} \cdot 0,477 \text{ J/(gK)} \cdot (360 - 20)}{[19553 \text{ g} \cdot 0,3095 \text{ J/(gK)}]} \approx 362^\circ\text{C}$$

Damit ergibt sich für die einzustellende Badtemperatur  $T_{BA} = 362^\circ\text{C}$ , wenn bei  $360^\circ\text{C}$  beschichtet werden soll.

## 8.4 Abbrandverhalten der Legierungselemente

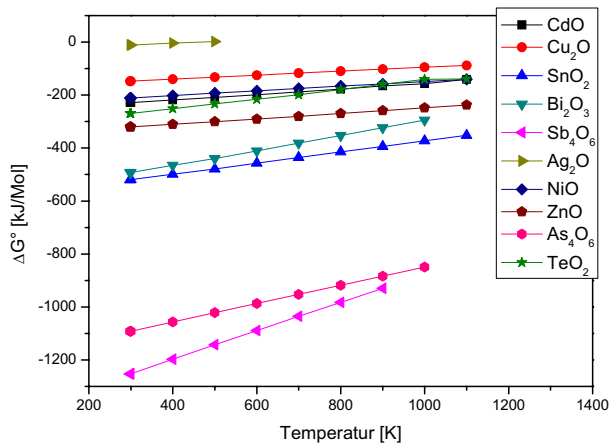
Die Güte eines Werkstoffs hängt u. a. von den tatsächlichen Anteilen der Legierungselemente ab. Die theoretischen und tatsächlichen Massenanteile können sich je nach Abbrandverhalten der einzelnen Legierungselemente voneinander stark unterscheiden. Der Abbrand erfolgt auf zwei Arten, erstens durch Verdampfen und zweitens durch Oxidbildung mit Sauerstoff bzw. durch Lösung in der Schlacke.



**Abb. 8.4.1:** Dampfrücke der reinen Legierungselemente bei T=800 K [93]

Einer der wichtigsten Faktoren, die die Bindefestigkeit beeinträchtigen, ist das Abbrandverhalten der beteiligten Legierungselemente in der Schmelze [56].

In der Abbildung 8.4.1 sind die Dampfrücke  $P$  der reinen Legierungselemente Arsen, Cadmium, Zink, Tellur, Antimon, Wismut, Silber, Zinn, Kupfer und Nickel aufgeführt. Mit dem Dampfdruck steigt die Tendenz zum Abbrand an, allerdings wird der Dampfdruck eines Metalls in einer Legierung durch seine Aktivität bestimmt, die eine Funktion von Temperatur und Legierungszusammensetzung ist.



**Abb. 8.4.2:** Änderung der freien Enthalpie  $\Delta G^\circ$  bei der Oxidation [89] [93]

In Abbildung 8.4.2 ist die freie Enthalpie verschiedener Oxidationsreaktionen in Abhängigkeit von der Temperatur dargestellt [89], [93]. In dieser Abbildung wurde  $\Delta G^\circ$  für eine Oxidation mit 1 mol  $O_2$  betrachtet. Demnach sind die Reaktionsprodukte der Oxidation stabiler, je negativer  $\Delta G^\circ$  ist. So hat beispielsweise Antimon die höchste und Silber die niedrigste Oxidationsneigung bei den hier aufgeführten Elementen. Neben den hier betrachteten Oxiden existieren noch weitere mit anderen stöchiometrischen Zusammensetzungen, wie z. B.  $Sb_2O_5$ . Auf diese Oxide wird hier nicht weiter eingegangen, da ihr  $\Delta G^\circ$  im betrachteten Temperaturbereich höher liegt.

Obwohl die Oxidationsneigung ein wichtiger Faktor ist, scheint doch die Verdampfung eine größere Rolle zu spielen, da laut Herstellern von Lagerwerkstoffen trotz hoher Oxidationsneigung von Antimon nur ein geringer Verlust beobachtet wird.

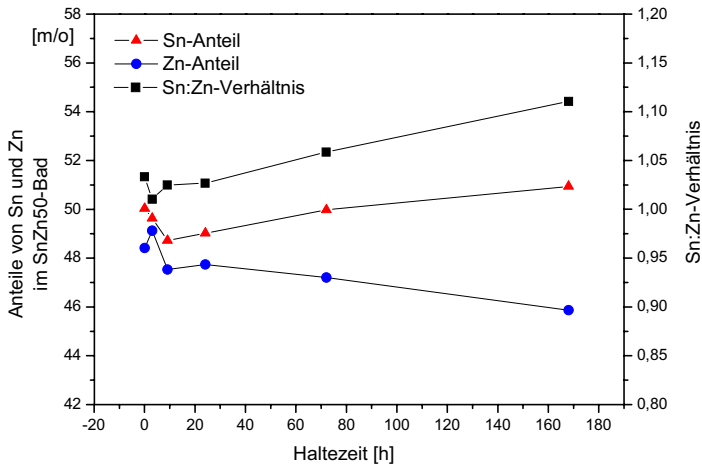
Auf Grund des höheren Dampfdrucks ist zu erwarten, dass der Verlust von Zink höher sein wird als der von Zinn.

In einem Laborversuch wurde das tatsächliche Abbrandverhalten des SnZn50-Bads untersucht. Dazu wurden in einem Tiegel mit einem Durchmesser von 5 cm und einer Höhe von 11 cm jeweils 500 g Zinn und Zink bei 370°C geschmolzen. Das Bad wurde bei dieser Temperatur gehalten und nach 0 h, 3 h, 9 h, 24 h, 72 h und 168 h Proben entnommen. Die Proben wurden chemisch analysiert und die tatsächlichen Massenanteile bestimmt. Die währenddessen entstandenen Schlacken wurden entnommen und gewogen.

Probe Nr.	Haltezeit [h]	Schlacke [g]	Element Gew.-%		Verhältnis Sn:Zn
			Zinn	Zink	
P1	0	-	50,03	48,41	1,0334
P2	3	3,42	49,63	49,12	1,0103
P3	9	4,02	48,72	47,53	1,0250
P4	24	3,78	49,02	47,74	1,0268
P5	72	2,76	49,98	47,21	1,0586
P6	168	4,09	50,94	45,87	1,1105

**Tabelle 8.4.1:** Chemische Analyse der Sn-Zn-Legierung und Schlackenmenge

In der Tabelle 8.4.1 ist das Abbrandverhalten in Abhängigkeit von der Zeit tabellarisch und in Abbildung 8.4.3 graphisch dargestellt. Nach den chemischen Analysen findet bei Zinn kaum Abbrand statt. Dagegen nimmt der Abbrand von Zink mit fortschreitender Zeit zu.



**Abb. 8.4.3:** Legierungszusammensetzungen nach verschiedenen Haltezeiten

## 9. Ergebnisse und Diskussion

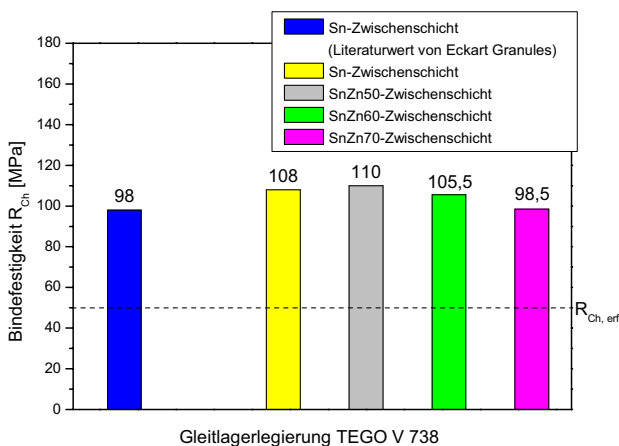
Im Rahmen dieser Untersuchungen wurden Bindefestigkeiten an Hand von Chalmersproben bei Raumtemperatur ermittelt. Dabei wurden unterschiedliche Zwischenschichten auf Sn- und SnZn-Basis getestet. Die untersuchten Gleitlagerlegierungen waren TEGO V 738, TEGOSTAR, TEGOTENAX, LM-THERMIT und die neu entwickelten Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8, Sn-12-6-1,8+Te5, Sn-12-6-1,8+Zn50, Sn-12-6-1,8+Ni5.

In diesem Zusammenhang stellt TEGO V 738 die Basislegierung dar, an der die neu entwickelten Legierungen gemessen werden. Insbesondere wurden die neu entwickelten Versuchslegierungen mit der neuartigen und umweltfreundlichen Legierung TEGOSTAR verglichen. Zudem wurden auch die Legierungen TEGOTENAX und LM-THERMIT mit untersucht. TEGOTENAX ist auf Grund seiner hohen Duktilität eine wichtige Gleitlagerlegierung und kommt bei hohen dynamischen Lasten bevorzugt zur Anwendung.

Neben den oben genannten Chalmersproben wurden sowohl ringförmige Proben als auch Stirnproben geprüft. Zur Prüfung des Alterungsverhaltens wurden die Chalmersproben vor der Festigkeitsprüfung bei 160°C 24 h bzw. 120 h gegläht (Ergebnisse im Anhang).

## 9.1 Untersuchung der Gleitlagerlegierungen TEGO V 738 und TEGOSTAR

Die Bindefestigkeit der konventionellen Gleitlagerlegierungen TEGO V 738 und TEGOSTAR wurde bei Anwendung von Sn- und SnZn-Bädern ohne Auslagerung und nach Auslagerung von 24 h und nach 120 h ermittelt. Dabei wurden für jede Versuchsbedingungen ungefähr 10 einzelne Proben verwendet. Der Ergebnisse in den Abbildungen sind Mittelwerte aus diesen Versuchen.

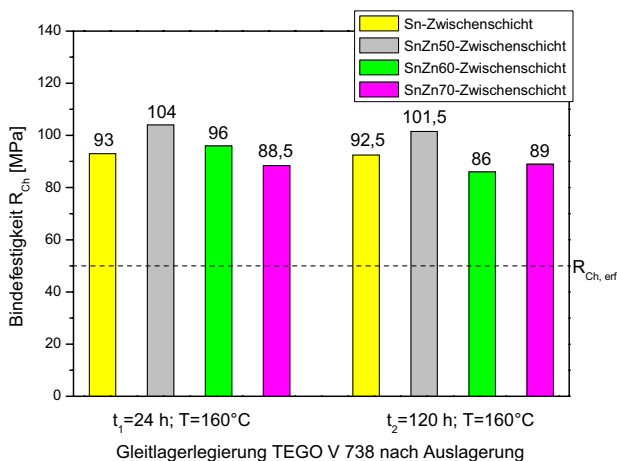


**Abb. 9.1.1:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGO V 738 mit verschiedenen Zwischenschichten

In den Abbildungen 9.1.1, 9.1.2 und 9.1.3 sind die Bindefestigkeiten von Chalmersproben mit der Legierung TEGO V 738 in Abhängigkeit von der Zwischenschicht dargestellt. Die Ergebnisse der Bindefestigkeitsprüfung ohne vorherige Auslagerung der Proben sind in der Abbildung 9.1.1 als Balkendiagramm zusammengefasst wiedergegeben. Demnach ist die Bindefestigkeit ohne Auslagerung der Proben mit Sn-Bad ähnlich hoch wie mit dem SnZn50-Bad.

Es zeigt sich, dass mit höherem Zinkanteil als 50 m/o die Bindefestigkeit tendenziell abnimmt, wobei die Mindestanforderung in Höhe von 50 MPa immer noch weit übertroffen wird.

Die Ergebnisse der Bindefestigkeitsuntersuchung der Legierung TEGO V 738 nach Auslagerung von 24 h und 120 h finden sich in Abb. 9.1.2.

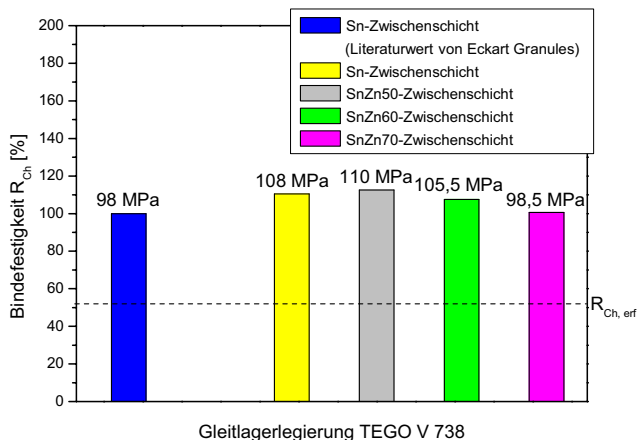


**Abb. 9.1.2:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGO V 738 nach verschiedenen Auslagerungszeiten

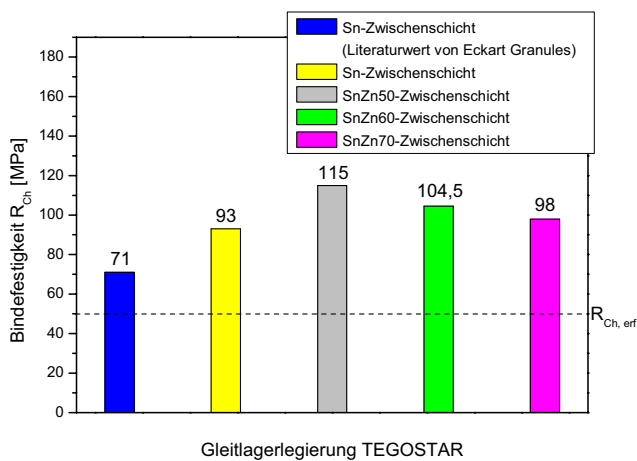
Die Bindefestigkeit der Proben mit Sn-Zwischenschicht beträgt nach Auslagerung von 24 h im Mittel 93 MPa, damit verringert sie sich im Vergleich zu dem ohne Auslagerung um ca. 16%. Die Bindefestigkeit bei Verwendung der SnZn50-Zwischenschicht ist im Vergleich zu der ohne Auslagerung um ca. 6% niedriger und beträgt 104 MPa. Dieser Wert ist 12% höher als die Bindefestigkeit der Proben mit Sn-Zwischenschicht. Mit steigendem Zn-Gehalt zeigt die Bindefestigkeit nach 24 h ähnlich der Bindefestigkeit ohne Auslagerung einen tendenziell abnehmenden Verlauf. Mit der SnZn60-Zwischenschicht beträgt die Bindefestigkeit 96 MPa, und mit der SnZn70-Zwischenschicht beträgt sie ca. 89 MPa. Auch hier bleibt die Bindefestigkeit weit über dem erforderlichen Mindestwert.

Ein Vergleich der Bindefestigkeiten nach der Auslagerung von 120 h ergibt ähnliche Werte, wobei die Bindefestigkeit der Proben mit SnZn50-Zwischenschicht wieder am höchtesten liegt. Die mittleren Bindefestigkeitswerte der Proben mit SnZn50- und SnZn60-Zwischenschicht nehmen mit steigender Auslagerungsdauer ab. Die Bindefestigkeiten der Probe mit Sn- und SnZn70-Zwischenschicht dagegen bleiben von 24- zu 120-stündiger Auslagerungszeit im Mittel annähernd gleich.

In der Abbildung 9.1.3 sind die Bindefestigkeitswerte der Gleitlagerlegierung TEGO V 738 in Abhängigkeit von der Zwischenschicht prozentual dem entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht) gegenübergestellt. Die Überlegenheit des modifizierten Verzinnungsbaus ist mit etwa 2% nur gering.



**Abb. 9.1.3:** Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung TEGO V 738 in Abhängigkeit von der Zwischenschicht, prozentuale Gegenüberstellung zum entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht)

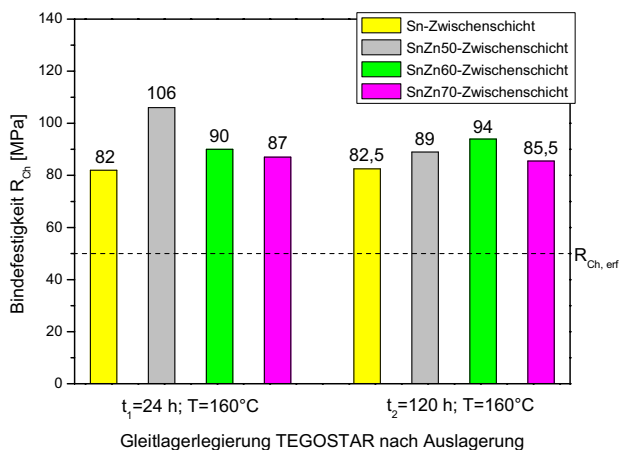


**Abb. 9.1.4:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR mit verschiedenen Zwischenschichten

Das Balkendiagramm in Abb. 9.1.4 zeigt die Bindefestigkeitswerte der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Zwischenschicht.



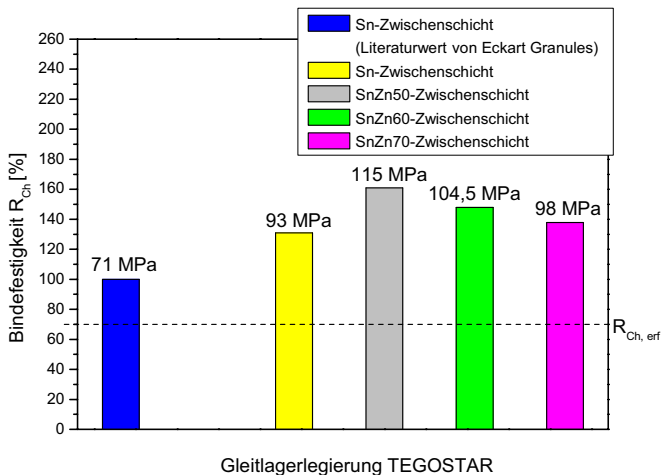
Die Bindefestigkeit erfährt durch die Modifizierung der Verzinnung eine signifikante Steigerung. Dabei ist die Bindefestigkeit mit der SnZn50-Zwischenschicht am höchsten. Der Bindefestigkeitswert der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR fällt zwar um ca. 15% bei einem Anstieg des Zinkgehaltes auf 70 m/o ab, dennoch stellt sich auch bei dieser Gleitlagerlegierung ein höheres Bindefestigkeitsniveau als beim herkömmlichen Verzinnungsprozess ein.



**Abb. 9.1.5:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR nach verschiedenen Auslagerungszeiten

In Abb. 9.1.5 sind die Bindefestigkeitswerte der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Zwischenschicht und der Auslagerung dargestellt. Die Auslagerung führt zu einer generellen Verringerung der Bindefestigkeitswerte. Dabei nimmt die Bindefestigkeit mit zunehmender Auslagerungsdauer ab. Bemerkenswert ist dabei, dass die Bindefestigkeitswerte mit den SnZn50-, SnZn60-, und SnZn70-Zwischenschichten stets höher ausfallen als mit der Sn-Zwischenschicht. Der ursprüngliche Bindefestigkeitswert steigt mit der SnZn50-Zwischenschicht um ca. 24% auf 115 MPa, fällt aber nach Auslagerung von 120 h bei 160°C auf 89 MPa ab, wobei der Industriestandard immer noch übertroffen wird. Mit Sn-Zwischenschicht stellt sich ein großer Abfall der Bindefestigkeit nach Auslagerung von 24 h bei 160°C ein, eine längere Auslagerung bringt keine Verschlechterung.

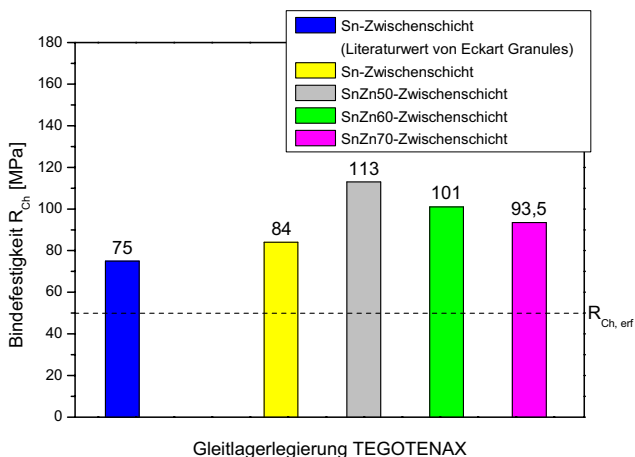
In Abb. 9.1.6 sind die Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Zwischenschicht im prozentualen Vergleich mit dem entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht) dargestellt.



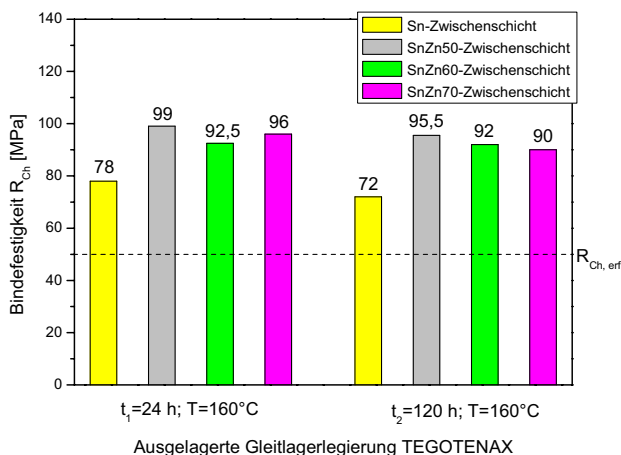
**Abb. 9.1.6:** Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Zwischenschicht, prozentuale Gegenüberstellung zum entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht)

## 9.2 Untersuchung der Gleitlagerlegierungen TEGOTENAX und LM-THERMIT

Abb. 9.2.1 zeigt die Bindefestigkeit der konventionellen Gleitlagerlegierung TEGOTENAX in Abhängigkeit von der Zwischenschicht. Erneut steigt die Bindefestigkeit signifikant an, wenn mit SnZn50 statt mit Sn verzinnt wird. Mit der Steigerung des Zn-Gehalts im Bad fällt die Bindefestigkeit stetig ab, wobei auch hier alle Bindefestigkeiten höher sind als mit der Sn-Zwischenschicht.



**Abb. 9.2.1:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGOTENAX mit verschiedenen Zwischenschichten

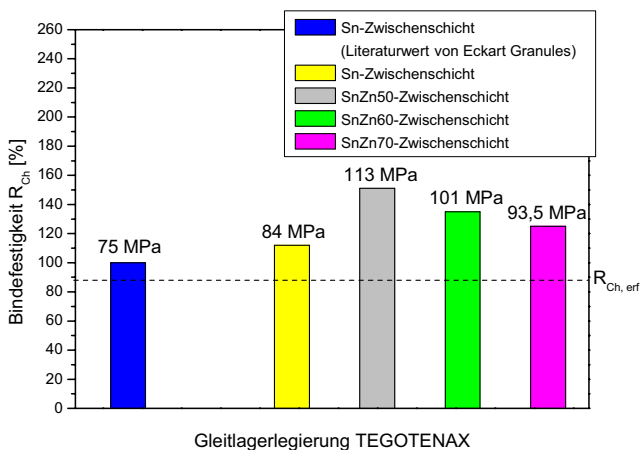


**Abb. 9.2.2:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGOTENAX nach verschiedenen Auslagerungszeiten

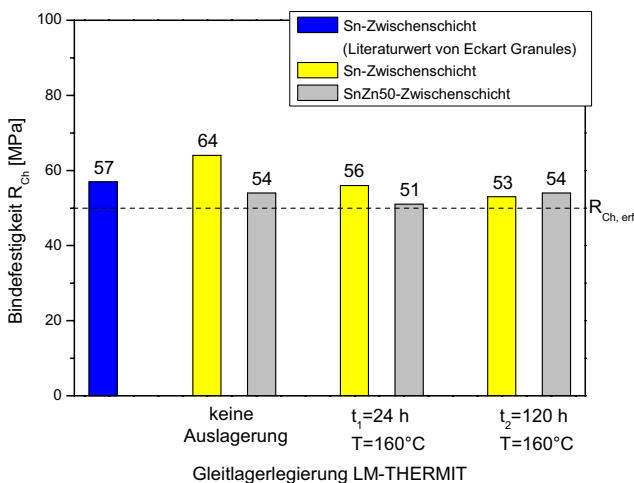
In Abb. 9.2.2 sind die Bindefestigkeitswerte der Gleitlagerlegierung TEGOTENAX bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Zwischenschicht und der Auslagerung dargestellt. Auch bei diesem Werkstoff führt die Auslagerung zu einer generellen Verringerung der Bindefestigkeitswerte. Dabei nimmt die Bindefestigkeit mit zunehmender Auslagerungsdauer ab, jedoch bleiben die Bindefestigkeitswerte mit

allen SnZn-Zwischenschichten, ob mit oder ohne Auslagerung, stets besser als mit der Sn-Zwischenschicht.

Abb. 9.2.3 gibt die Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung TEGOTENAX mit verschiedenen Zwischenschichten im prozentualen Vergleich mit dem entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht) wieder.

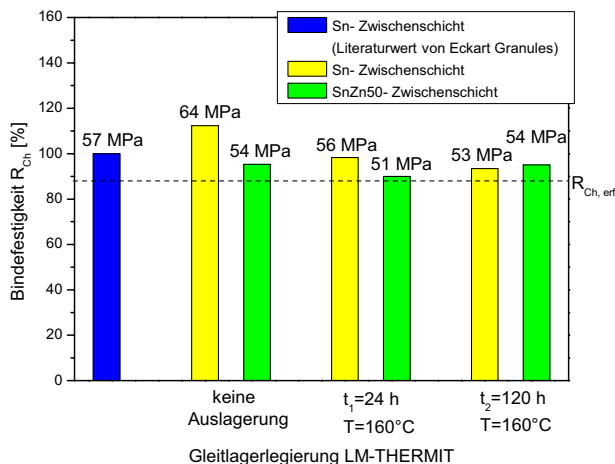


**Abb. 9.2.3:** Bindefestigkeit im Vergleich zu verschiedenen Zwischenschichten für die Gleitlagerlegierung TEGOTENAX



**Abb. 9.2.4:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung LM-THERMIT

In Abb. 9.2.4 sind die Bindefestigkeitswerte der bleibasierten Gleitlagerlegierung LM-THERMIT für die Sn-Zwischenschicht und die SnZn50-Zwischenschicht mit und ohne Auslagerung dargestellt. Bei Verwendung des modifizierten Verzinnungsbades ist eine Reduzierung der Bindefestigkeit um 15% bzw. um 10 MPa zu erkennen. Die Bindefestigkeit bleibt mit der SnZn50-Zwischenschicht allerdings über der Mindestanforderung in Höhe von 50 MPa. Damit erweist sich die SnZn50-Zwischenschicht für alle untersuchten Gleitlagerwerkstoffe als geeignet.

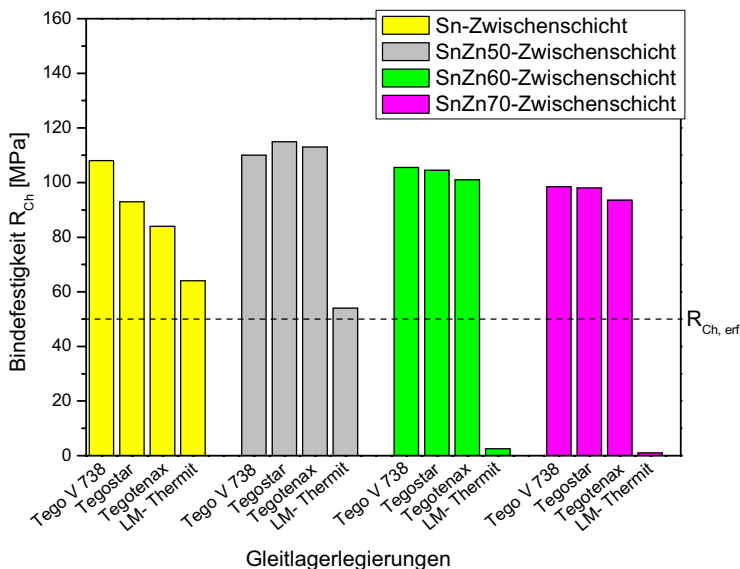


**Abb. 9.2.5:** Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung LM-THERMIT in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit und der Zwischenschicht, prozentuale Gegenüberstellung zum entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht)

Abb. 9.2.5 zeigt die Bindefestigkeiten der Gleitlagerlegierung LM-THERMIT in Abhängigkeit von der Zwischenschicht und der Auslagerung im prozentualen Vergleich mit dem entsprechenden Literaturwert (Sn-Zwischenschicht).

### 9.3 Bindefestigkeit der Standardlegierungen und von TEGOSTAR

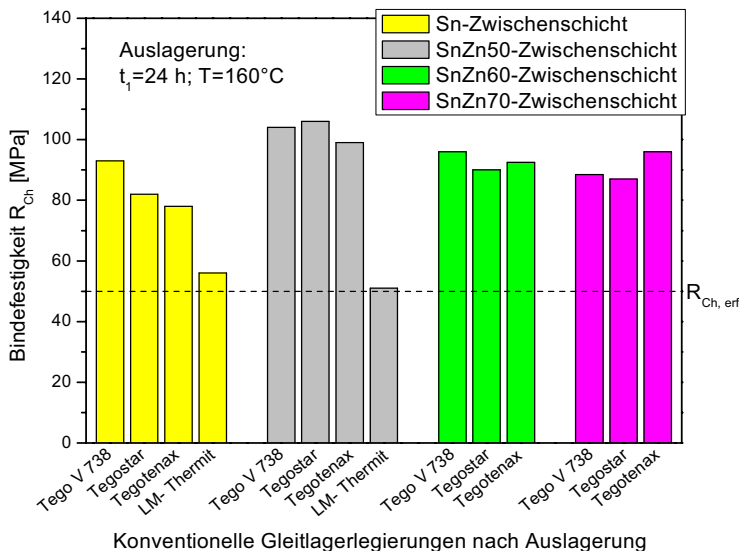
Zusammenfassend kann anhand der Abbildung 9.3.1 gezeigt werden, dass die Bindefestigkeiten von TEGO V 738, TEGOSTAR und TEGOTENAX mit SnZn-Zwischenschichten weit über der Grenze von 50 MPa liegen und mit ca. 100 MPa sehr gute Bindefestigkeiten gewährleisten. Niedrigste Werte um 90 MPa werden mit der SnZn70-Zwischenschicht festgestellt.



**Abb. 9.3.1:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit von konventionellen Gleitlagerlegierungen ohne Auslagerung

Eine Ausnahme stellt bei dieser Untersuchung LM-THERMIT dar. Lediglich die SnZn50-Zwischenschicht erreicht eine Bindefestigkeit oberhalb von 50 MPa. Bei allen anderen SnZn-Bädern versagt die Verbindung.

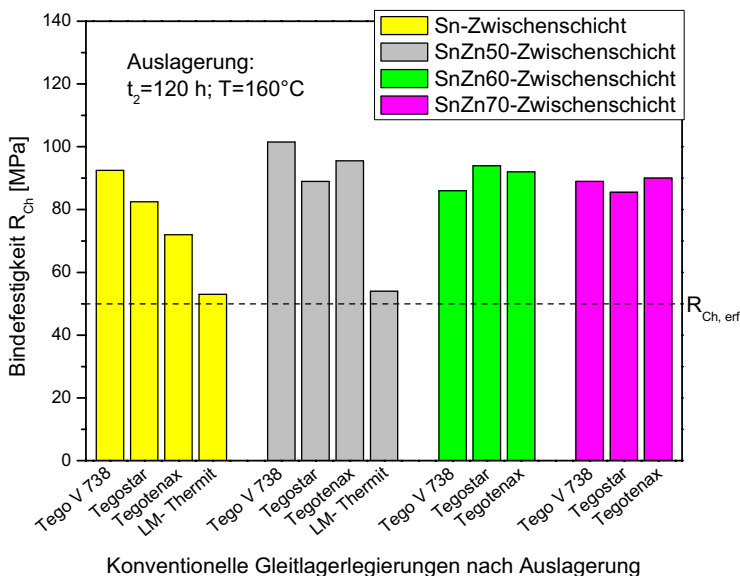
Mit der Sn-Zwischenschicht liegt die Bindefestigkeit der konventionellen Gleitlagerlegierungen zwischen Werten von 64 MPa bei LM-THERMIT und 108 MPa bei TEGO V 738 mit einer erheblichen Variation, während die Anbindung mit den SnZn-Zwischenschichten weitgehend gleichmäßig ist.



**Abb. 9.3.2:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit von konventionellen Gleitlagerlegierungen mit der Auslagerung  $t_1 = 24 \text{ h}$ ,  $160^\circ\text{C}$

Mit Auslagerung ergibt sich ein ähnliches Bild wie ohne Auslagerung; auch hier liegen die Bindefestigkeitswerte für TEGO V 738, TEGOSTAR und TEGOTENAX mit SnZn-Bädern weit über dem Mindestwert. Bei einer Auslagerung von 24 h betragen das Minimum 87 MPa und der Durchschnitt 95 MPa. Bei 120-stündiger Auslagerung sinken das Minimum auf 86 MPa und der Durchschnitt auf 91 MPa. LM-THERMIT bildet wiederum eine Ausnahme; eine Bindefestigkeit über 50 MPa wird nur mit der SnZn50-Zwischenschicht erreicht.

Die Auslagerung der konventionellen Gleitlagermetalle ohne LM-THERMIT ergibt mit der Sn-Zwischenschicht bei Auslagerung von 24 h ein Minimum von 78 MPa und einen Durchschnitt von 85 MPa. Bei 120-stündiger Auslagerung ergibt sich ein Minimum in Höhe von 72 MPa, wobei der Durchschnitt 82 MPa beträgt. Die Bindefestigkeit von LM-THERMIT liegt nach den Auslagerungen jeweils knapp über 50 MPa.



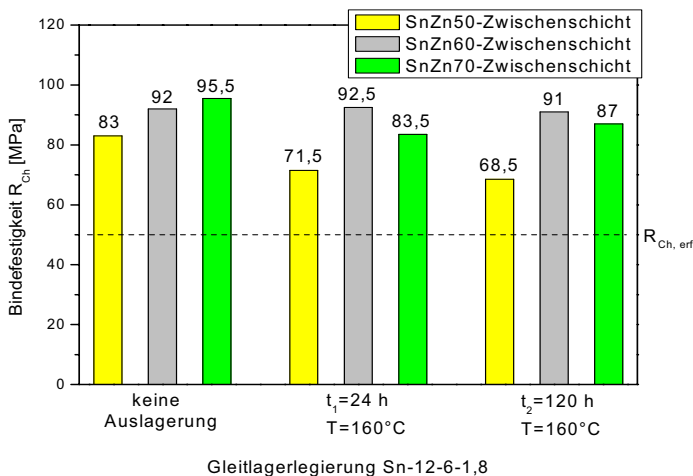
**Abb. 9.3.3:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit von konventionellen Gleitlagerlegierungen mit der Auslagerung  $t_2=120$  h,  $160^\circ\text{C}$

#### 9.4 Untersuchung der Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8; Sn-12-6-1,8+Te5; Sn-12-6-1,8+Ni5; Sn-12-6-1,8+Zn50

Die Bindefestigkeit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8 ohne Auslagerung steigt mit zunehmendem Zinkanteil. Der niedrigste Wert liegt mit SnZn50-Zwischenschicht vor und beträgt 83 MPa. Der höchste Bindefestigkeitswert steigert sich gegenüber dem niedrigsten Wert signifikant um 16,7 % auf 95 MPa, Abb. 9.4. 1.

Beim Vergleich der Bindefestigkeiten nach Auslagerung ergeben die SnZn60- und SnZn70-Zwischenschichten insgesamt eine bessere thermische Alterungsbeständigkeit als die SnZn50-Zwischenschicht. Es ist beachtlich, dass die Bindefestigkeit bei der SnZn70-Zwischenschicht nach Auslagerung von 120 h nicht absinkt. Die Bindefestigkeit bleibt mit der SnZn60-Zwischenschicht sowohl ohne Auslagerung als auch nach Auslagerung mit ca. 92 MPa beinahe unverändert.



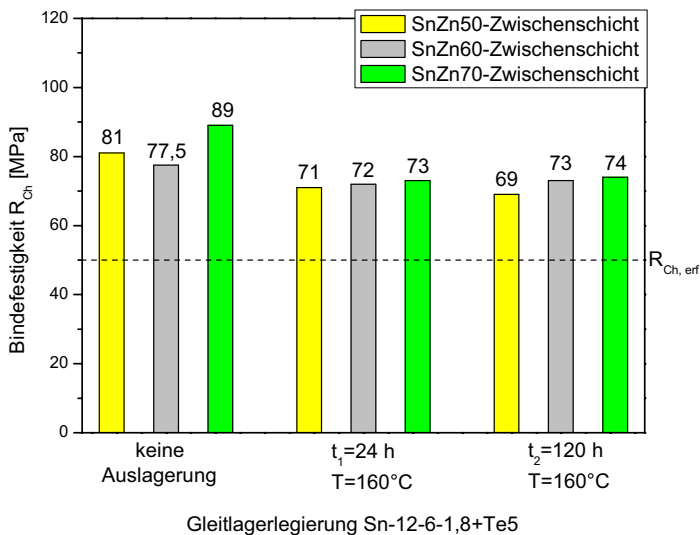


**Abb. 9.4.1:** Bindefestigkeit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8 nach verschiedenen Auslagerungszeiten

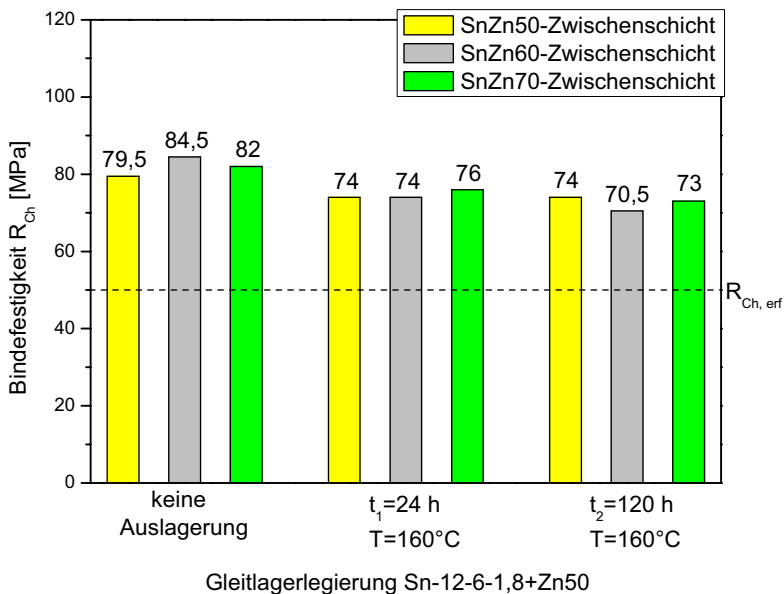
Das Zulegieren von Te, Ni und Zn zu der Basislegierung Sn-12-6-1,8 sollte eine Kornfeinung bewirken. Dadurch wird die Festigkeit und gleichzeitig auch die Duktilität der Legierung verbessert. Es wurde untersucht, welchen Einfluss das Zulegieren obiger Elemente auf die Bindeeigenschaften hat.

In Abb. 9.4.2 sind die Ergebnisse der Bindefestigkeitsprüfung der mit 0,05 m/o Te dotierten Versuchslegierung zusammengestellt. Durch das Zulegieren von Te nimmt die Bindefestigkeit bei allen Zwischenschichten gegenüber der Basislegierung geringfügig ab. Dabei ist die Abnahme der Bindefestigkeit bei der SnZn60-Zwischenschicht am größten und bei der SnZn70-Zwischenschicht am geringsten. Die Auslagerung bewirkt eine Abnahme der Bindefestigkeit. Es zeigt sich jedoch, dass die Bindefestigkeit nicht erkennbar vom Zinkgehalt abhängig ist, und auch die Länge der Auslagerung scheint keinen negativen Einfluss zu haben.

Abb. 9.4.3 gibt die Resultate der Bindefestigkeitsprüfung der mit 0,5 m/o Zn dotierten Versuchslegierung wieder. Durch das Zulegieren von Zn wurden die gleichen Resultate erzielt wie mit dem Zulegieren mit Te. Auch hier nimmt die Bindefestigkeit bei allen Zwischenschichten gegenüber der Basislegierung geringfügig ab. Dabei ist die Abnahme der Bindefestigkeit bei allen Zwischenschichten etwa gleich groß. Die Auslagerung bewirkt eine Abnahme der Bindefestigkeit, wobei die Bindefestigkeit bei fortschreitender Auslagerung konstant bleibt.

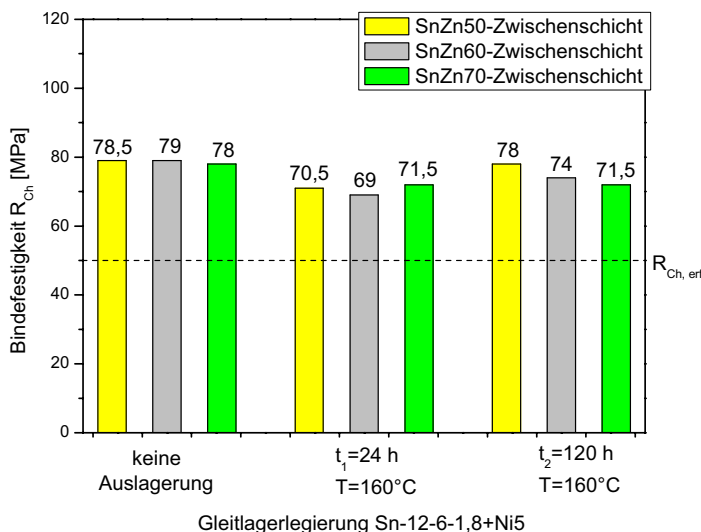


**Abb. 9.4.2:** Bindefestigkeit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8+Te5 nach verschiedenen Auslagerungszeiten



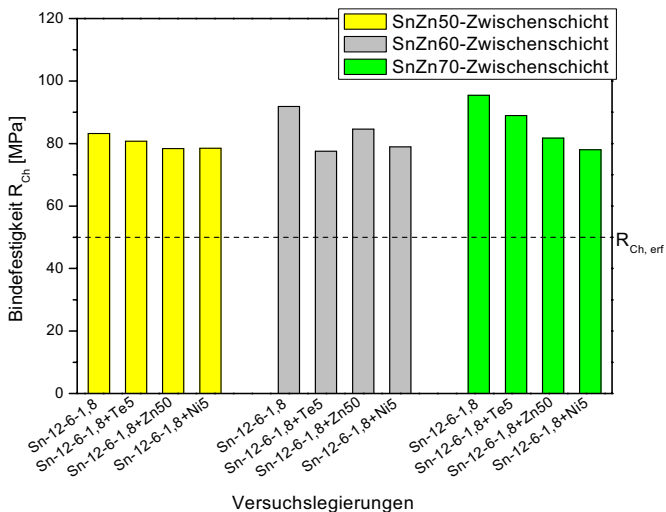
**Abb. 9.4.3:** Bindefestigkeit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8+Zn50 nach verschiedenen Auslagerungszeiten

Abb. 9.4.4 zeigt die Ergebnisse der Bindefestigkeitsuntersuchung der mit 0,05 m/o Ni legierten Versuchslegierung. Mit Ni ergibt sich ohne Auslagerung eine Bindefestigkeit in Höhe von 78 MPa bei allen Zwischenschichten. Nach Auslagerung von 24 h sinkt die Bindefestigkeit bei allen Zwischenschichten auf ungefähr 70 MPa. Bei Auslagerung von 120 h ändert sich die Bindefestigkeit nicht signifikant.



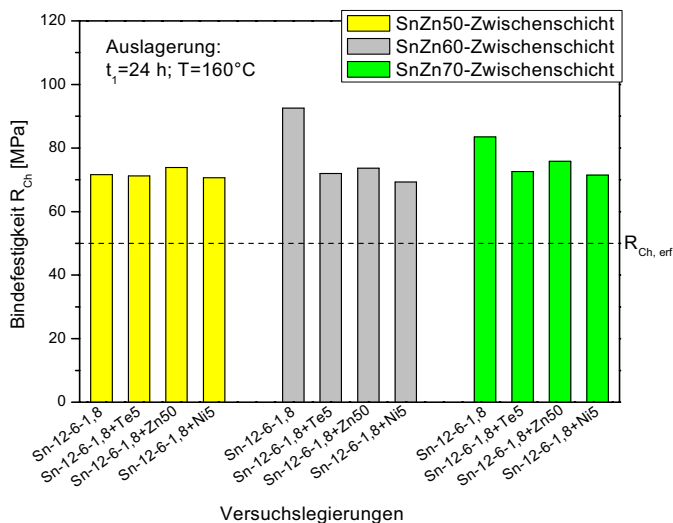
**Abb. 9.4.4:** Bindefestigkeit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8+Ni5 nach verschiedenen Auslagerungszeiten

In Abb. 9.4.5 findet sich der Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen ohne Auslagerung. Mit der SnZn50-Zwischenschicht ergibt sich für alle Versuchslegierungen eine ungefähr gleich hohe Bindefestigkeit. Die Bindefestigkeit der Basis-Versuchslegierung steigt mit dem Zinkgehalt der Zwischenschicht, während sie bei anderen Legierungen entweder nur wenig steigt oder gleich bleibt. Die Modifizierung der Basis-Versuchslegierung verursacht eine Minderung der Bindefestigkeit. Beachtenswert ist aber der Umstand, dass dabei der niedrigste Wert mit 78 MPa die Forderungen der Industrie noch weit übertrifft.

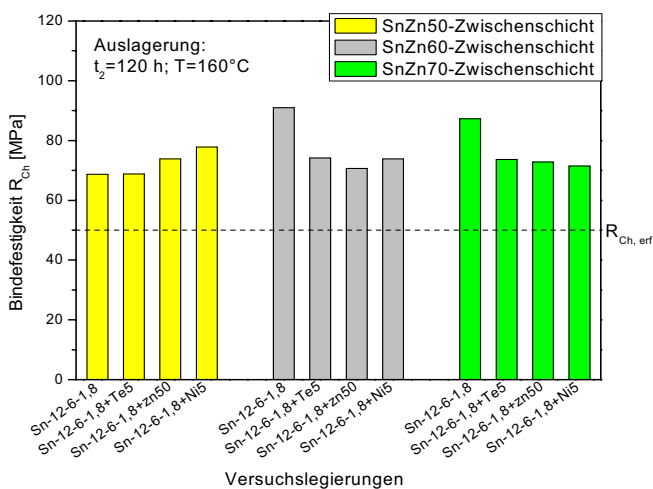


**Abb. 9.4.5:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen ohne Auslagerung

Der Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen nach einer Auslagerung von 24 h ist in Abb. 9.4.6 dargestellt. Die Bindefestigkeit ist mit der SnZn50-Zwischenschicht bei allen Versuchslegierungen ungefähr gleich hoch. Der Durchschnittswert ist mit 72 MPa ca. 11% niedriger als ohne Auslagerung. Nach Auslagerung von 24 h wird die höchste Bindefestigkeit mit der Basis-Versuchslegierung und SnZn60-Zwischenschicht erreicht (92 MPa). Bei den modifizierten Versuchslegierungen ergibt sich eine Bindefestigkeit, die für alle Zn-Gehalten ungefähr gleich ist.



**Abb. 9.4.6:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen mit Auslagerung ( $t_1 = 24 \text{ h}$ ,  $T = 160^\circ\text{C}$ )



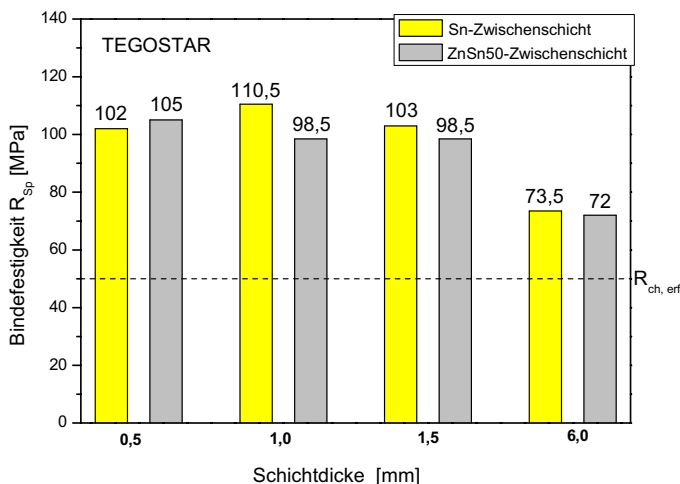
**Abb. 9.4.7:** Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen mit Auslagerung ( $t_2 = 120 \text{ h}$ ,  $T = 160^\circ\text{C}$ )

Abb. 9.4.7 zeigt den Einfluss des Zn-Gehaltes des modifizierten Verzinnungsprozesses auf die Bindefestigkeit der Versuchslegierungen nach Auslagerung von 120 h. Mit der SnZn50-Zwischenschicht sind die Bindefestigkeiten der Basislegierung und der mit Tellur modifizierten Legierung mit 69 MPa gleich groß. Bei gleicher Zwischenschicht hat die mit Zink modifizierte Legierung eine Bindefestigkeit von 74 MPa und die mit Nickel modifizierte Legierung eine Bindefestigkeit von 78 MPa.

Es zeigt sich, dass die Bindefestigkeit der Basislegierung bei der SnZn60-Zwischenschicht mit 91 MPa ca. 20% höher liegt als die Bindefestigkeit der modifizierten Legierungen. Bei der SnZn70-Zwischenschicht ergeben sich ähnliche Größenverhältnisse, wobei sie hier im Vergleich mit der SnZn60-Zwischenschicht etwas niedriger sind.

### 9.5 Bindefestigkeitsuntersuchungen anhand von Stirnproben in Abhängigkeit von der Schichtdicke

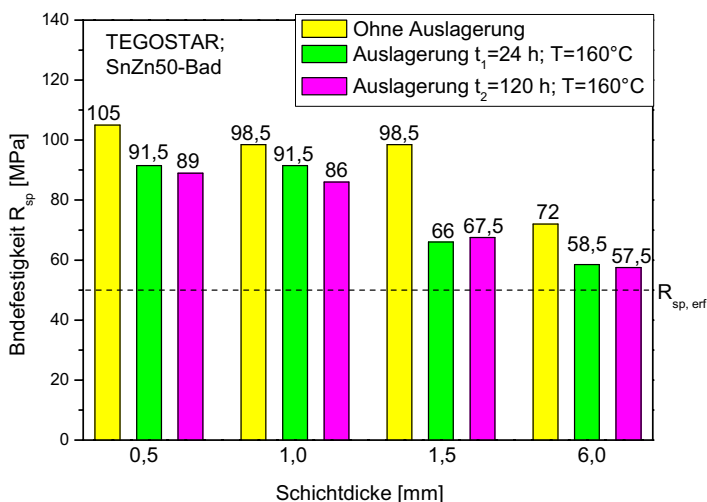
Das Balkendiagramm in Abb. 9.5.1 gibt die Bindefestigkeitswerte von Stirnproben der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR bei Raumtemperatur in Abhängigkeit von der Zwischenschicht und der Schichtdicke wieder.



**Abb. 9.5.1:** Bindefestigkeit  $R_{Sp}$  der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Schichtdicke und der Zwischenschicht

Die Bindefestigkeitsbestimmung an Proben mit verschiedenen Schichtdicken ergab, dass mit zunehmender Schichtdicke die Bindefestigkeit signifikant erst ab 1,5 mm abnimmt. Es fällt auf, dass die Bindefestigkeit bei 0,5 mm mit SnZn50-Zwischenschicht etwa gleich hoch ist wie mit Sn-Zwischenschicht. Bei den größeren Schichtdicken ist die Bindefestigkeit mit SnZn50-Zwischenschicht stets niedriger als mit Sn-Zwischenschicht.

Bei einer Schichtdicken von 6,0 mm nimmt die Bindefestigkeit gegenüber kleineren Schichtdicken deutlich ab. Sie beträgt für die SnZn50-Zwischenschicht 74 MPa und für die Sn-Zwischenschicht 57,5 MPa.



**Abb. 9.5.2:** Bindefestigkeit  $R_{Sp}$  der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR in Abhängigkeit von der Schichtdicke und der Auslagerungszeit, SnZn50-Bad

In Abb. 9.5.2 ist die Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung TEGOSTAR mit der Zwischenschicht SnZn50 in Abhängigkeit von der Schichtdicken nach einer 24- und 120-stündigen Auslagerung dargestellt. Wie zu erkennen ist, verursachen die unterschiedlich langen Auslagerungen keine großen Veränderungen der Bindefestigkeit bis 1 mm Schichtdicke. Allerdings sinkt die Bindefestigkeit gegenüber Abb. 9.5.1 auf ca. 90 MPa. Bei den Schichtdicken 1,5 mm und 6,0 mm fällt die Bindefestigkeit durch die Auslagerung deutlich ab.

## 9.6 Charakterisierung der Binde- und Übergangsschicht

Die SnZn50-Zwischenschicht wurde in Verbindung mit den Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8, Sn-12-6-1,8+Te5 und Sn-12-6-1,8+Zn50 untersucht. Die Legierung mit 0,05% Ni wurde für eine industrielle Verwendung nicht als aussichtreich erachtet und deshalb hier nicht weiterverfolgt. Für die Untersuchungen wurden an den charakteristischen Stellen REM-Aufnahmen gemacht und energiedispersive EDX-Analysen durchgeführt. Die Legierungen, die im Rahmen dieser Untersuchungen analysiert wurden, sind in Tabelle 9.6.1 angegeben. Zur Charakterisierung wurden auch die Gießtemperatur, die Wärmebehandlung und die Abkühlzeit eingetragen.

Probe	Gießtemperatur [°C]	Auslagerung	Abkühlzeit an Luft [min]
50 (Sn-12-6-1,8)	510	-	1,45
51 (Sn-12-6-1,8)	508	24 h, 160°C	1,45
52 (Sn-12-6-1,8)	509	120 h, 160°C	1,46
54 (Sn-12-6-1,8+Te5)	508	-	1,44
55 (Sn-12-6-1,8+Te5)	510	24 h, 160°C	1,45
56 (Sn-12-6-1,8+Te5)	509	120 h, 160°C	1,45
60 (Sn-12-6-1,8+Zn50)	512	-	1,44
61 (Sn-12-6-1,8+Zn50)	510	24 h, 160°C	1,45
64 (Sn-12-6-1,8+Zn50)	509	120 h, 160°C	1,45

**Tabelle 9.6.1:** Im REM untersuchte Gleitlagerlegierungen mit SnZn50-Zwischenschicht

Nach der Beschichtung des Stützkörpers aus C10 im SnZn50-Bad bei ca. 360°C wurden die Gleitlagerlegierungen abgegossen. Bei diesem Vorgang bildet sich zwischen Stützkörper und Lagermetall eine Zwischenschicht mit einer Stärke von ca. 20 µm. Dabei wird die ursprünglich entstandene intermetallische Phase FeZn<sub>9</sub> teilweise durch das aufgegossene Lagermetall aufgenommen. Es kommt zu einer Saumbildung mit feinen Ausscheidungen, in der verstärkt intermetallische SnSb-Härtekrystalle mit vereinzelt Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>-Stanniden zu finden sind. Dies unterstützt die Bindung am Stützkörper und erhöht die Werkstofffestigkeit im Randbereich durch begünstigten Keimbildungsmechanismus sowie feinere Korngrößen als im Lagermetall.



### Versuchslegierung Sn-12-6-1,8

In Abb. 9.6.1 ist das Schlibbild der Legierung Sn-12-6-1,8 dargestellt. Die Abbildungen 9.6.1, 9.6.2, 9.6.12, 9.6.13, 9.6.14 und 9.6.23 zeigen die SnZn50-Zwischenschicht. Die Abbildungen konzentrieren sich auf die Übergangszone mit Bindungsbereich und Gleitlagerlegierung. Zwischen dem Trägerkörper aus Stahl und dem Lagermetall erkennt man eine feinere Zone, die sich saumartig unmittelbar auf die Übergangszone zum Stahl erstreckt. Im Gleitlagerlegierungsbereich erkennt man unterschiedliche Ausscheidungen, die rundliche bzw. nadelige Ausbildung aufweisen.

In Abb. 9.6.2 ist der in Abb. 9.6.1 angegebene Bereich vergrößert. Für die Mikroanalyse sind Punkte 1 bis 9 angegeben. An der unmittelbar an den Stahl angrenzenden Bindungszone (Stelle „1“) befindet sich eine intermetallische Schicht. Diese besteht laut EDX-Analyse aus regelmäßigen  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannidausscheidungen mit wenig aufgelöstem Eisen sowie sehr geringen Anteilen von Antimon und Zink (Abb. 9.6.3).

An der Stelle „2“ ist die Sn-Matrix mit Bi-Einschlüssen zu erkennen (Abb. 9.6.4).

An der Stelle „3“ befinden sich die hellgrau dargestellten SnSb-Härtekristalle mit einem Bi-Anteil (Abb. 9.6.5).

An der Stelle „4“ sind  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit darin sehr wenig gelöstem Antimon erkennbar (Abb. 9.6.6).

An der Stelle „5“ befinden sich SnSb-Härtekristalle (Abb. 9.6.7).

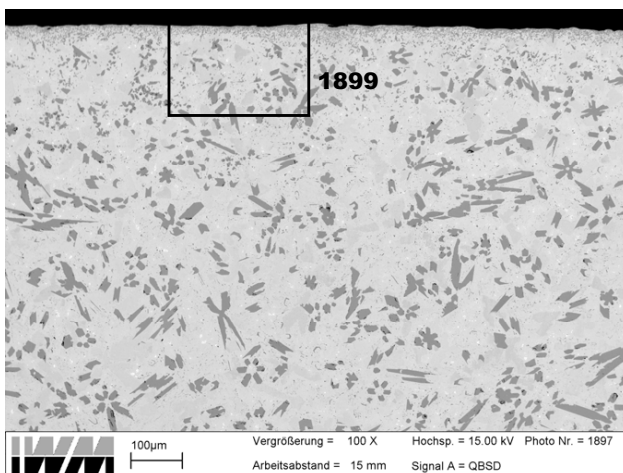
An der Stelle „6“ ist die Lagermetallmatrix mit sehr hohen Sn- und geringen Anteilen von Sb und Bi zu erkennen (Abb. 9.6.8).

Der Schwarze Punkt an der Stelle „7“ ist eine C-reiche Ablagerung unbekannter Herkunft umgeben von einem  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit wenig darin gelöstem Sb (Abb. 9.6.9). Bei dem C-reichen Einschluss wird es sich wahrscheinlich um ein Diamantkorn des Poliermittels aus der Schlibfpräparation handeln.

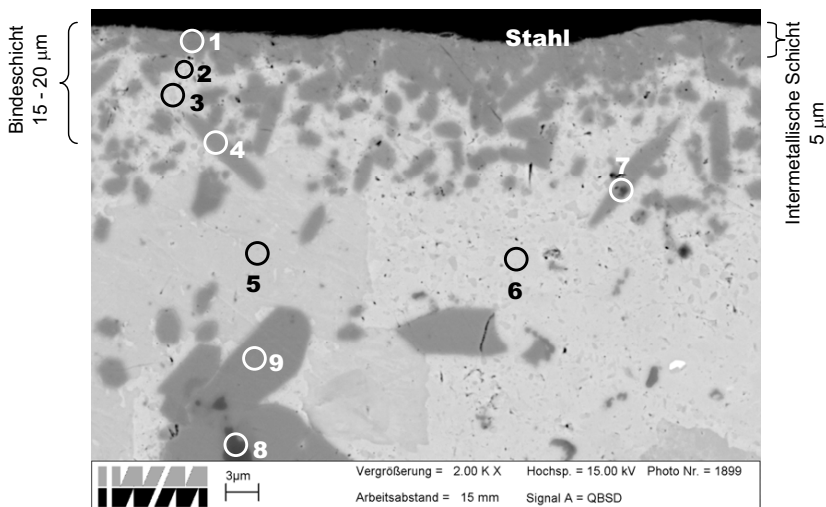
An der „8“ findet sich eine CuZn-Legierung mit geringen Sn-Anteilen (Abb. 9.6.10).

An der Stelle „9“ sind  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit sehr geringen Zn- und Sb-Anteilen zu erkennen (Abb. 9.6.11). Das Spektrum ist mit dem von Stelle „4“ in Abb. 9.6.6 identisch.

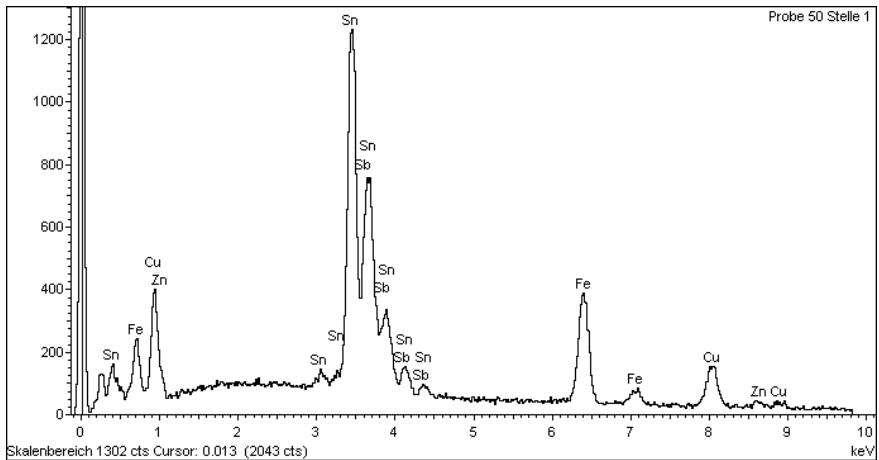
Die Bindschicht besteht einerseits aus der ca. 5  $\mu\text{m}$  dicken intermetallischen Zone an der Stelle „1“ und andererseits aus einer ca. 15  $\mu\text{m}$  dicken Übergangsschicht, in die fein verteilte Ausscheidungen von  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden und SnSb-Härtekristallen eingelagert sind. Diese sind eine Größenordnung feiner als die Ausscheidungen in der Gleitlagerlegierung. Daneben finden sich andere Phasen, etwa Messing oder Kohlenstoff, dessen Ursprung unklar bleibt.



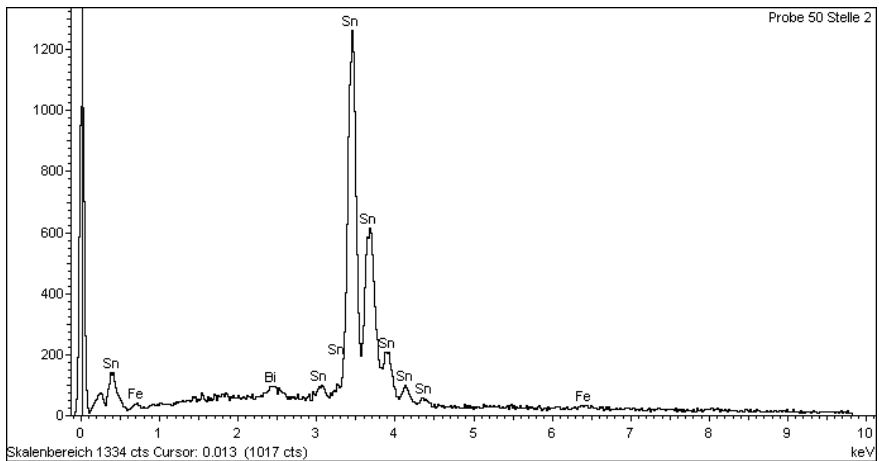
**Abb. 9.6.1:** REM-Aufnahme der Übergangsschicht vom Stahl zur modifizierten Verzinnung; Legierung Sn-12-6-1,8; V=100:1



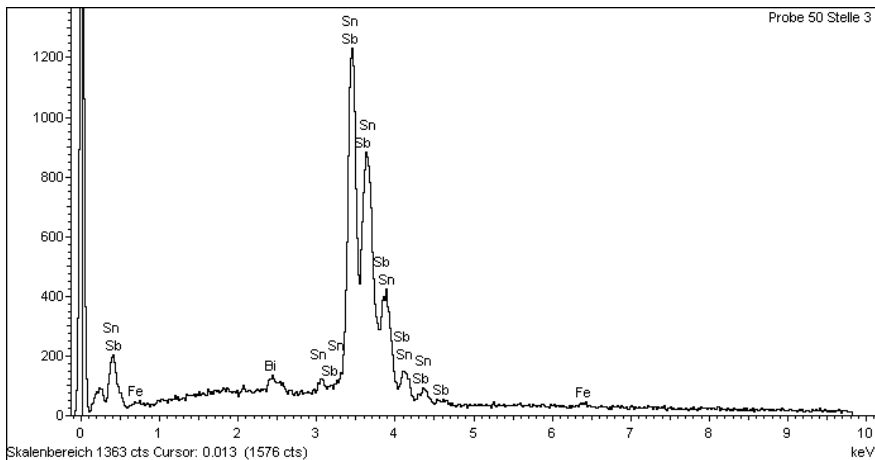
**Abb. 9.6.2:** Detailaufnahme aus Abb. 9.6.1 und Kennzeichnungsnummer 1899; V=2000:1



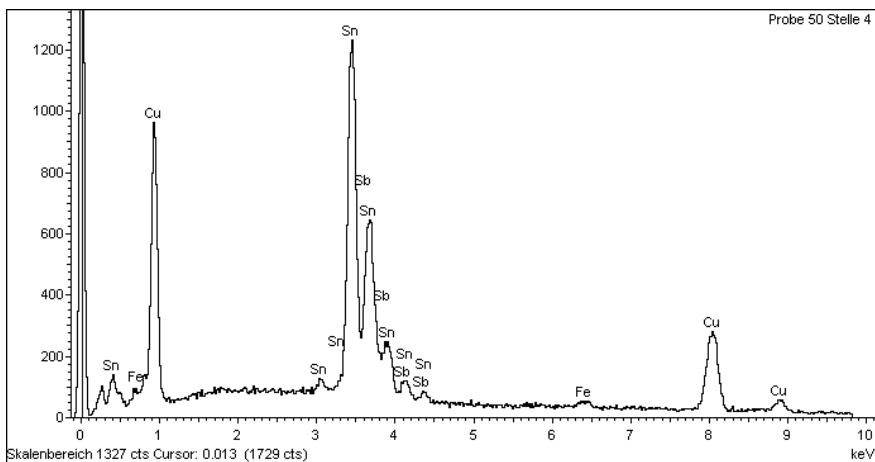
**Abb. 9.6.3:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



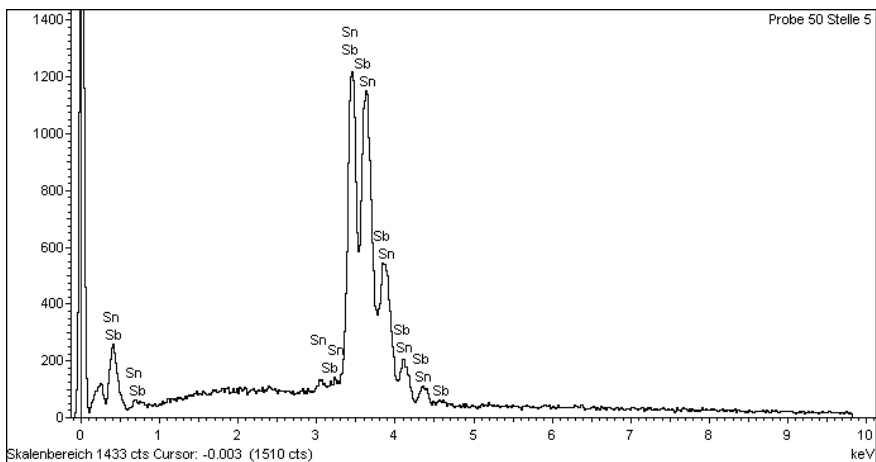
**Abb. 9.6.4:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



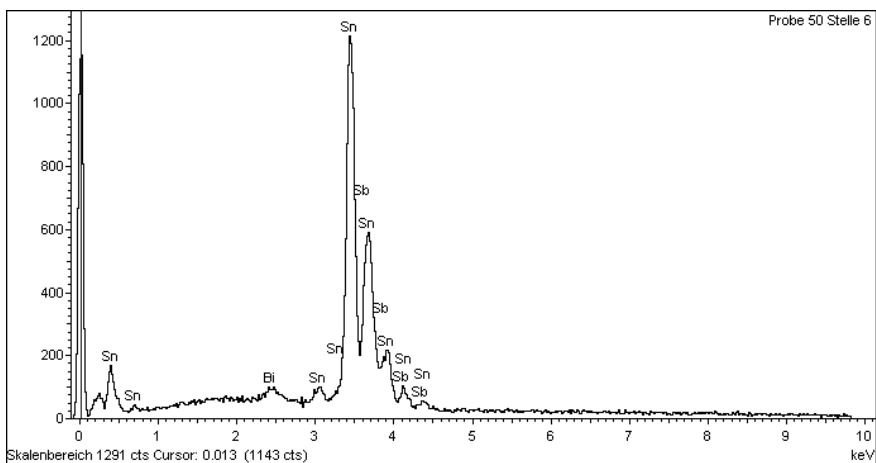
**Abb. 9.6.5:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



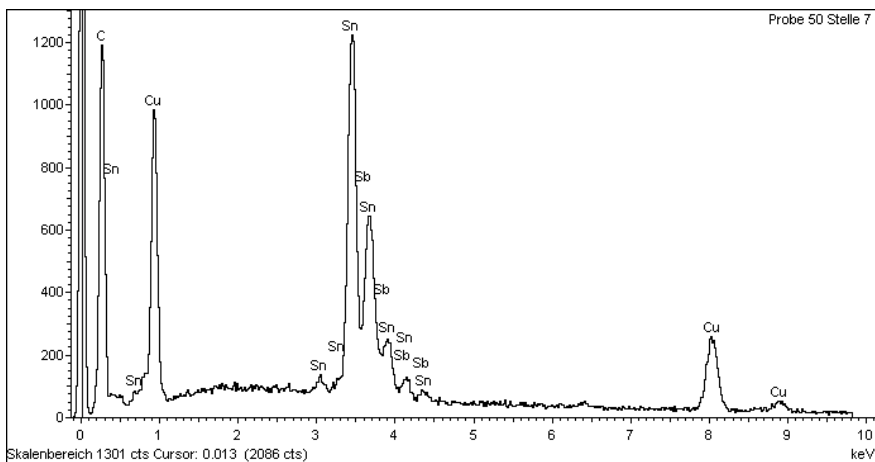
**Abb. 9.6.6:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



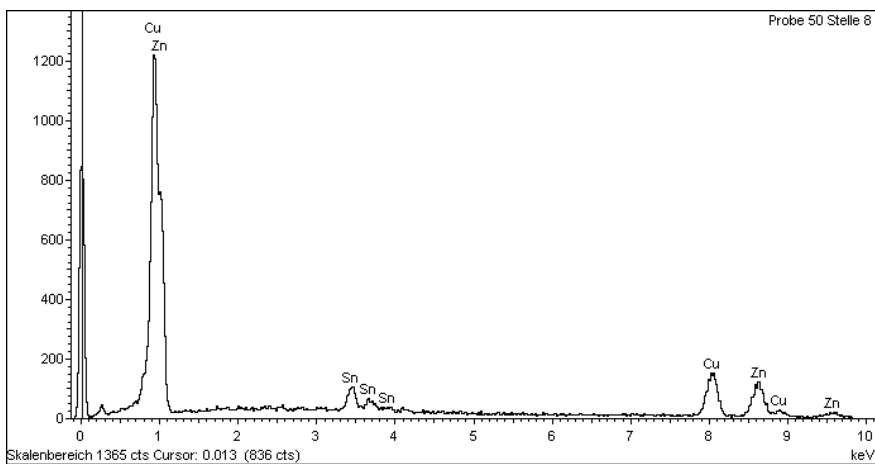
**Abb. 9.6.7:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



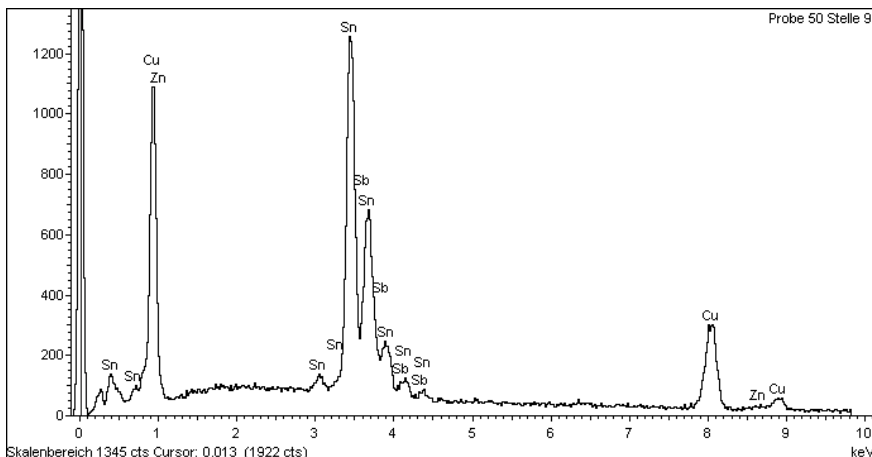
**Abb. 9.6.8:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



**Abb. 9.6.9:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



**Abb. 9.6.10:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 8 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8



**Abb. 9.6.11:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 9 von Abb. 9.6.2; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8

Bei einer 24-stündigen Auslagerung bildet sich an der Grenze zum Stahl ein heller Saum aus einer intermetallischen Verbindung aus Fe und Sn, der dünner als  $1\ \mu\text{m}$  ist. Die Bindschicht verändert sich aufgrund von Diffusionsvorgängen. Dabei lösen sich Anteile der Bindschicht inkl. des Zn-Anteils in der Matrix auf.

Anhand der EDX-Diagramme in den Abbildungen 9.6.15 bis 9.6.22 lassen sich die nummerierten Stellen in den Abbildungen 9.6.13 und 9.6.14 wie folgt interpretieren:

An der Stelle „1“ befindet sich ein Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid (Abb. 9.6.15).

An der Stelle „2“ ist ein SnSb-Härtekristall (Abb. 9.6.16) zu erkennen.

An der Stelle „3“ ist ein weißer Saum aus einer intermetallischen Verbindung aus Fe und Sn mit den Hauptelementen Sn (ca. 70%), Fe (ca. 20%) und geringen Anteilen von Sb und Cu (Abb. 9.6.17).

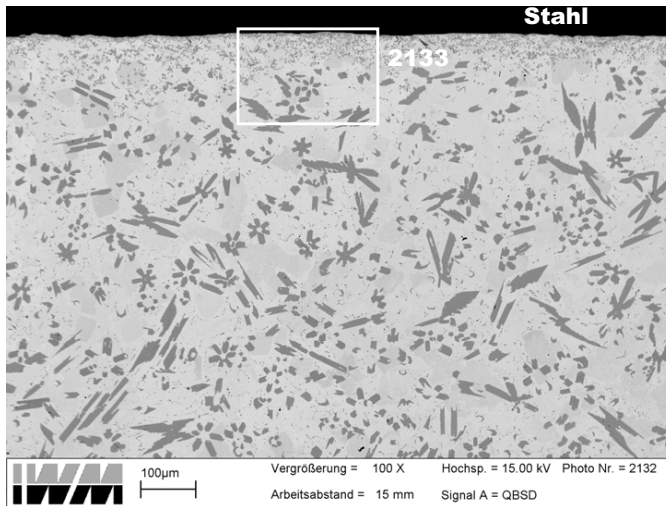
An der Stelle „4“ befinden sich fein verteilte  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit Spuren von Fe und Sb (Abb. 9.6.18).

Stelle „5“ ist vergleichbar mit Stelle „4“, wobei fein verteilte  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit Spuren von Fe und Sb zu erkennen sind (Abb. 9.6.19).

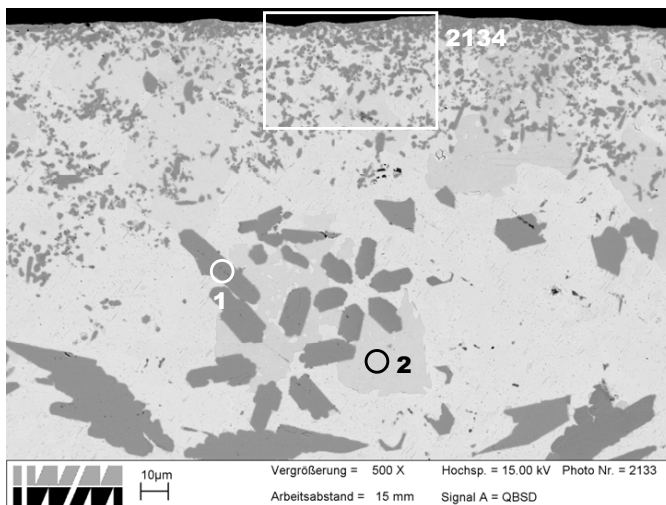
An der Stelle „6“ ist die Sn-Matrix mit vereinzelt Bi-Einschlüssen zu sehen (Abb. 9.6.20).

An der Stelle „7“ findet sich eine C-Ablagerung mit geringen Anteilen von Sb und Fe (Abb. 9.6.21). Auch hier stammt das C-Signal wahrscheinlich von Diamantresten, die sich bei der Ultraschallreinigung nicht aus der Oberfläche des Schliffs lösen lassen.

An der Stelle „8“ sind SnSb-Härtekristalle mit Spuren von Bi zu erkennen (Abb. 9.6.22).

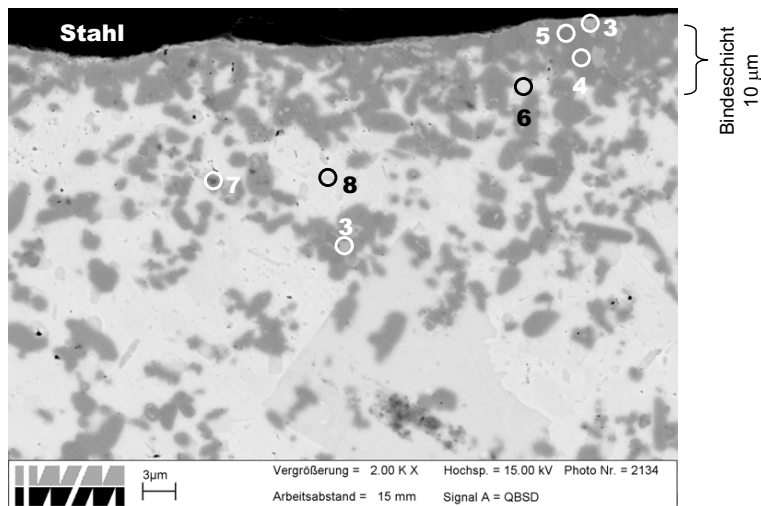


**Abb. 9.6.12:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 24 h bei der Temperatur von 160°C; Sn-12-6-1,8; V=100:1

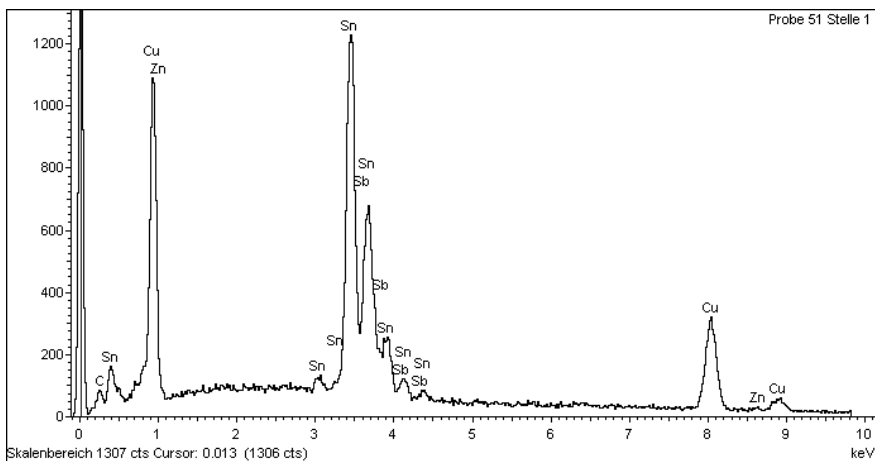


**Abb. 9.6.13:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 24 h bei der Temperatur von 160°C; Sn-12-6-1,8; V=500:1

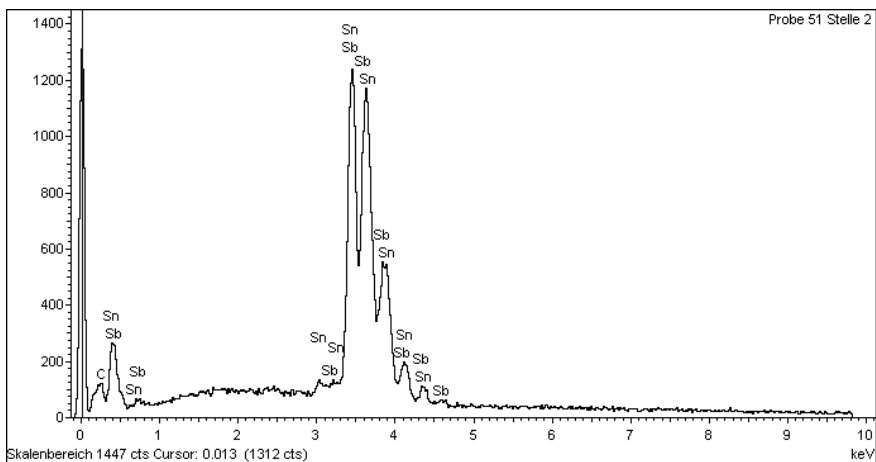




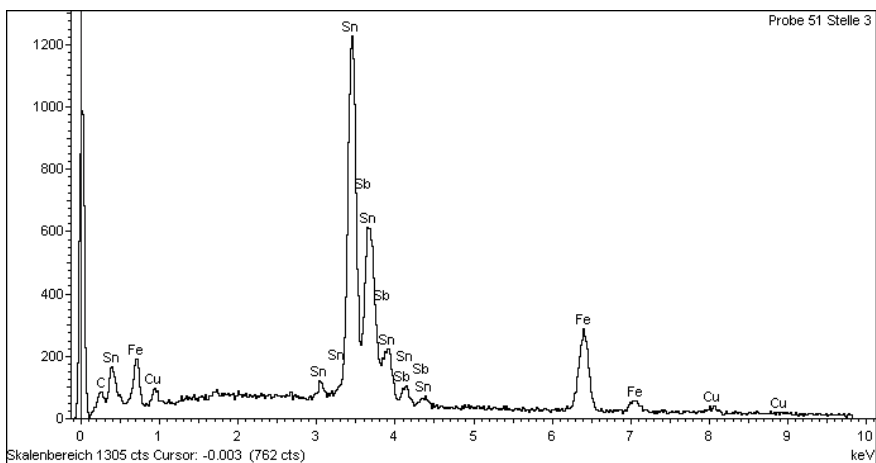
**Abb. 9.6.14:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 24 h bei der Temperatur von 160°C, Ausschnitt aus Abb. 9.6.13; V=2000:1



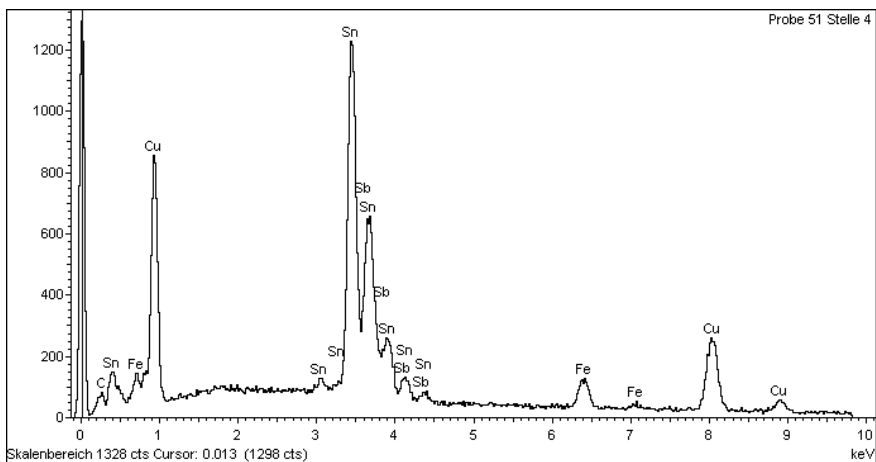
**Abb. 9.6.15:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.13; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



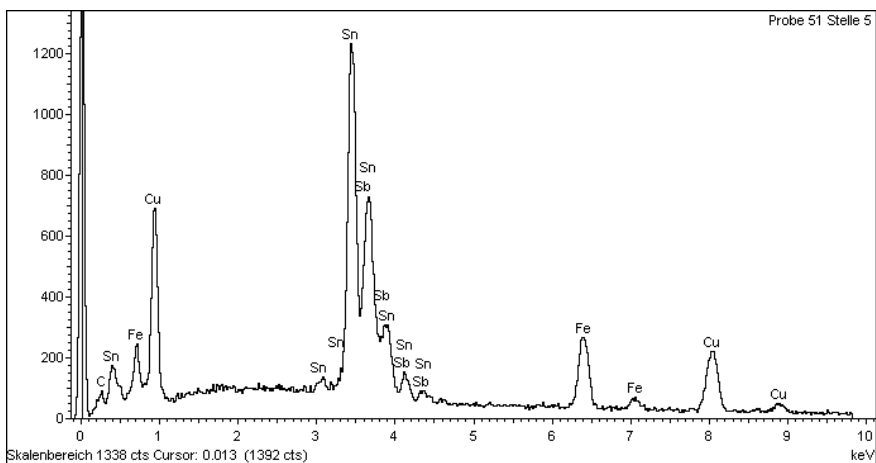
**Abb. 9.6.16:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.13; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



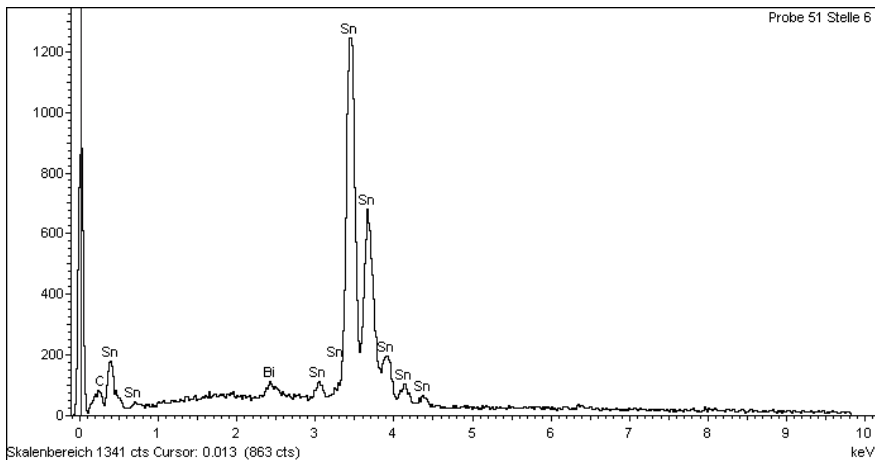
**Abb. 9.6.17:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



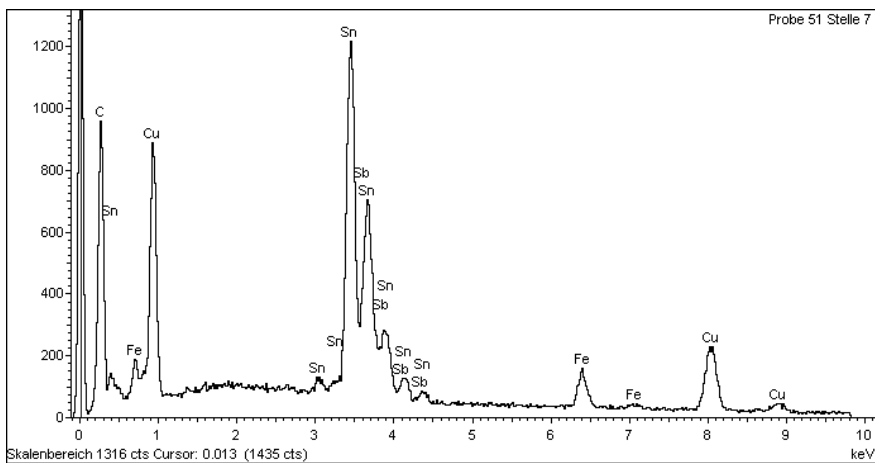
**Abb. 9.6.18:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



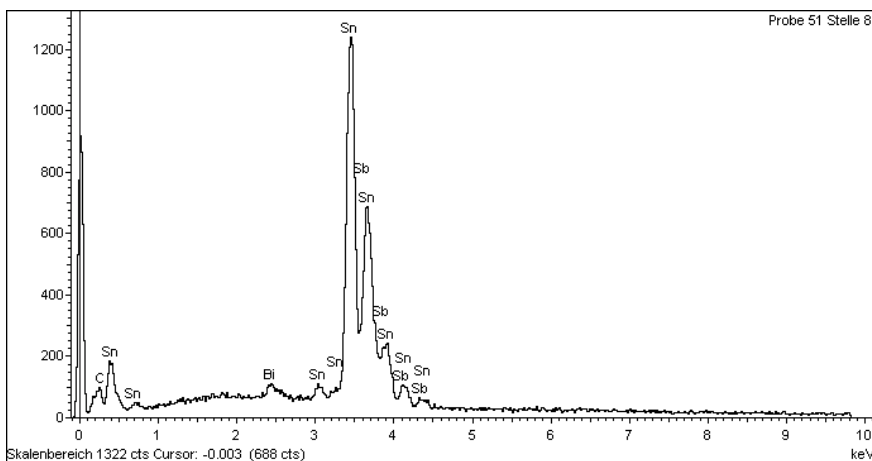
**Abb. 9.6.19:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



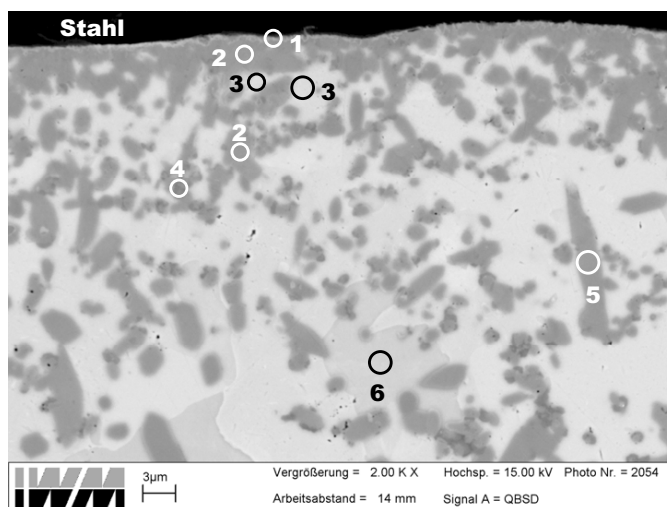
**Abb. 9.6.20:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



**Abb. 9.6.21:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



**Abb. 9.6.22:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 8 von Abb. 9.6.14; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 24 h



**Abb. 9.6.23:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 120 h bei der Temperatur von 160°C; Legierung Sn-12-6-1,8; V=2000:1

In Abb. 9.6.23 erkennt man, dass die Bindschicht mit zunehmender Auslagerung direkt an der Oberfläche außer der Sn- und Fe-reichen Schicht einen dichten Saum aus Stanniden gebildet hat. Die Unterscheide zu Bild 9.6.14 sind äußerst gering, jedoch sind bei weiterer Entfernung von der Stahloberfläche eher heterogene und

grob verteilte  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide sowie  $\text{SnSb}$ -Härtekristalle zu finden.

Ähnlich wie nach 24-stündiger Auslagerung ist an der Stelle „1“ der Sn-reiche Saum mit darin aufgelöstem Fe (ca. 22%), ca. 10% Cu und sehr geringem Zn-Anteil zu erkennen (Abb. 9.6.24).

An der Stelle „2“ finden sich  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit geringen Anteilen von Fe, Zn und Sb (Abb. 9.6.25).

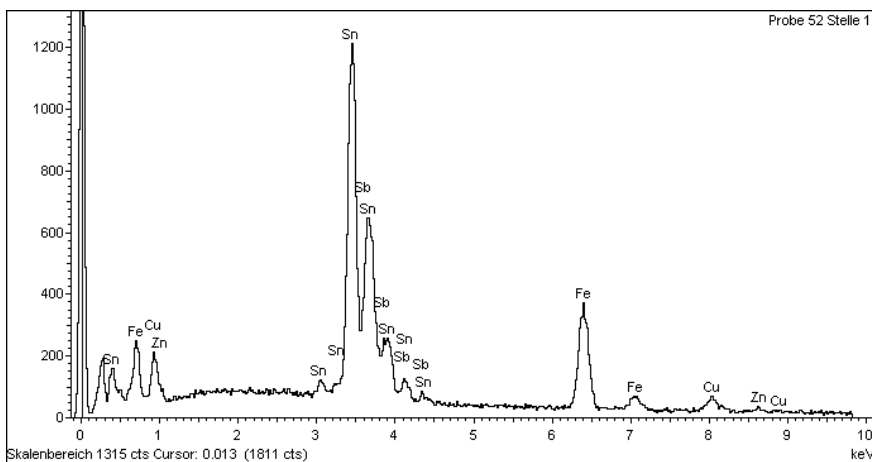
An der Stelle „3“ liegt die Sn-Matrix mit geringen Mengen Sb und Bi im gelösten Zustand vor (Abb. 9.6.26).

An der Stelle „4“ befindet sich, genau wie an der Stelle „2“, ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit darin gelöstem hohem Zn-Anteil (ca. 15%) und Spuren von Sb (Abb. 9.6.27).

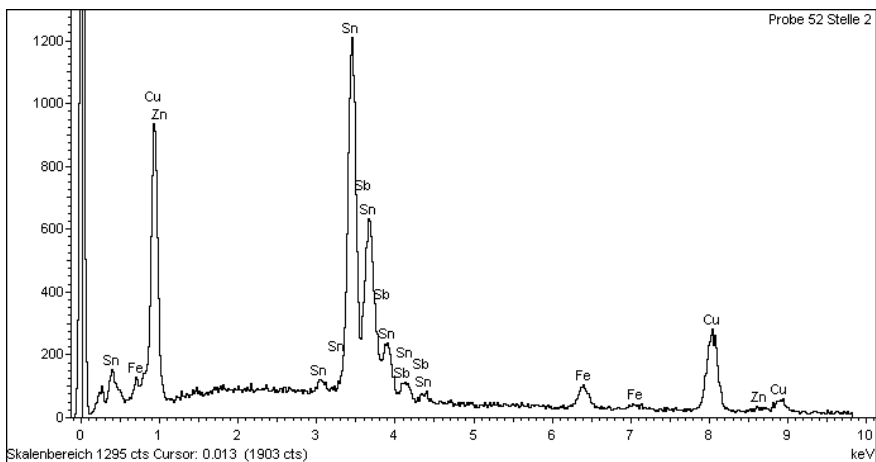
An der Stelle „5“ ist ein kaum Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit geringer Menge Sb und Fe-Spuren zu erkennen (Abb. 9.6.28).

An der Stelle „6“ sind  $\text{SnSb}$ -Härtekristalle mit Spuren von Bi zu erkennen (Abb. 9.6.29).

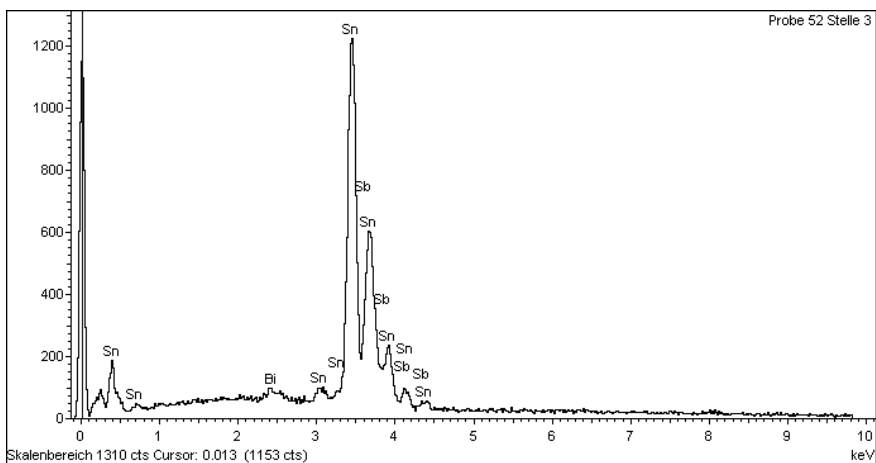
Messingphasen fanden sich in den ausgelagerten Proben nicht.



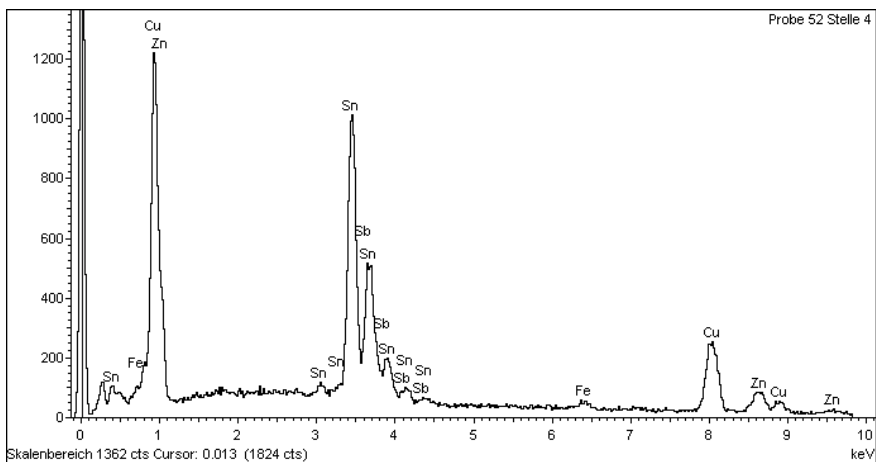
**Abb. 9.6.24:**  $\text{SnZn}_{50}$ -Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h



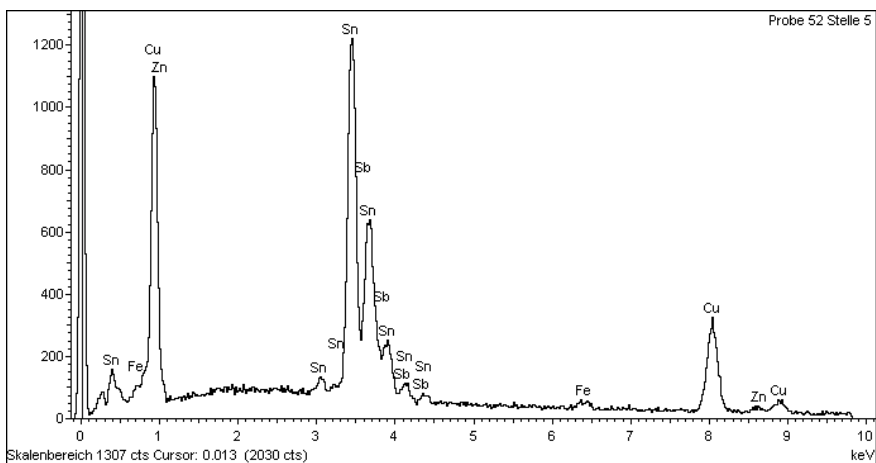
**Abb. 9.6.25:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h



**Abb. 9.6.26:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h

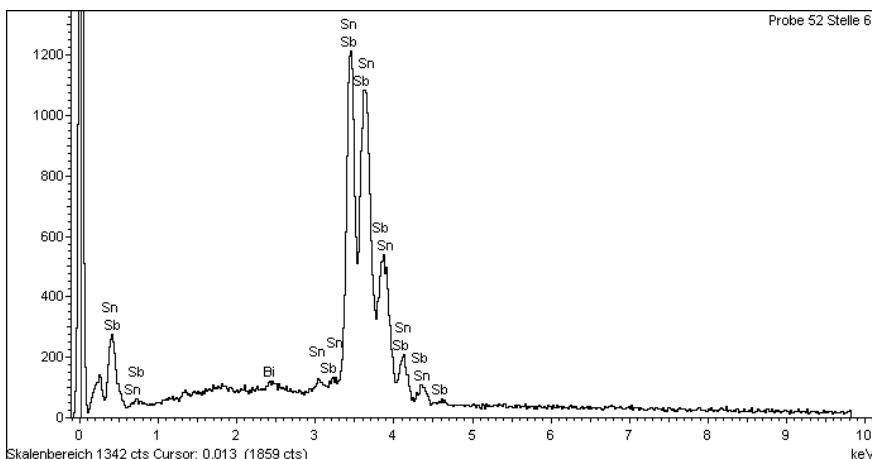


**Abb. 9.6.27:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h



**Abb. 9.6.28:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h





**Abb. 9.6.29:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.23; Legierung Sn-12-6-1,8; Auslagerungszeit von 120 h

### Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8+Te5

Te und Ni beeinflussen die Keimbildung. Sie wirken in diesen Legierungen korngfeinend. Deshalb wurden diese Elemente den Versuchslegierungen zugesetzt, um die Festigkeit zu steigern, ohne die Duktilität zu beeinträchtigen. Insbesondere sollten die Kriecheigenschaften der Versuchslegierungen positiv beeinflusst werden. In Kap. 9.4 wurde der Einfluss von Te auf die Bindefestigkeit untersucht. Hierzu wurden entsprechende Versuche an Chalmersproben ohne und mit entsprechender Wärmebehandlung durchgeführt. Diese Ergebnisse zeigen, dass das Zulegieren von Te keinen wesentlichen Einfluss auf die Bindefestigkeit hat.

Im Folgenden wird kurz auf die Gefügeausbildung beim Zulegieren von Te in den Gleitlagerwerkstoff eingegangen. In den Abbildungen 9.6.30 bis 9.6.31 erkennt man, ähnlich wie in den Schlißbildern zuvor, einen feinen saumartigen Bindebereich.

Anhand der stärkeren Vergrößerungen in den Abbildungen 9.6.30 und 9.6.31 kann man die Mikrostruktur der Bindezone charakterisieren.

An der Stelle „1“ befindet sich ein SnSb-Härtekristall mit geringem Bi-Anteil (Abb. 9.6.32).

An der Stelle „2“ ist ein Bi-Einschluss erkennbar (Abb. 9.6.33).

Die Zone direkt am Rand, an der Stelle „3“, besteht aus intermetallischen Verbindungen aus Sn, Sb und Fe (Abb. 9.6.34). Zwischen Stahl und Bindschicht ist eine gute Haftung ohne Fehler zu erkennen.

An der Stelle „4“ besteht das zinnreiche Gefüge aus Cu/Sn mit wenig Bi und Spuren

von Fe (Abb. 9.6.35).

An den Stellen „5“ und „6“ findet man ähnliche Zusammensetzungen mit hohem Sn-Anteil (ca. 75 m/o), weniger Sb mit ca. 4% und ca. 2% Zn-Anteil (Abb. 9.6.36 und 9.6.37).

An der Stelle „7“ ist ein Sb- und Fe-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid zu erkennen (Abb. 9.6.38).

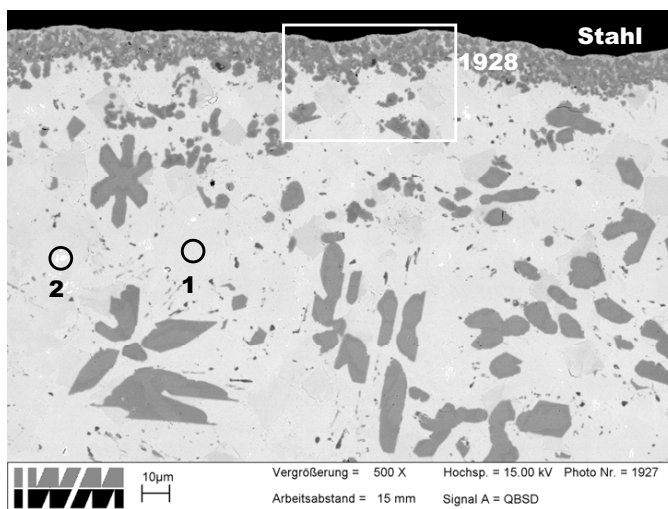
An der Stelle „8“ befindet sich eine Messing-Phase mit wenig Sn und Spuren von Fe (Abb. 9.6.39).

An der Stelle „9“ ist ein Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit darin gelöstem Sb und Spuren von Fe zu erkennen (Abb. 9.6.40).

An der Stelle „10“ liegt ein SnSb-Härtekrystall vor (Abb. 9.6.41).

An der Stelle „11“ befindet sich ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit Spuren von Fe und Zn (Abb. 9.6.42).

An der Stelle „12“ befinden sich Messing und Stannid (Abb. 9.6.43).



**Abb. 9.6.30:** Übergangsschicht vom Stahl zur modifizierten Verzinnung; Legierung Sn-12-6-1,8+Te5; V=500:1

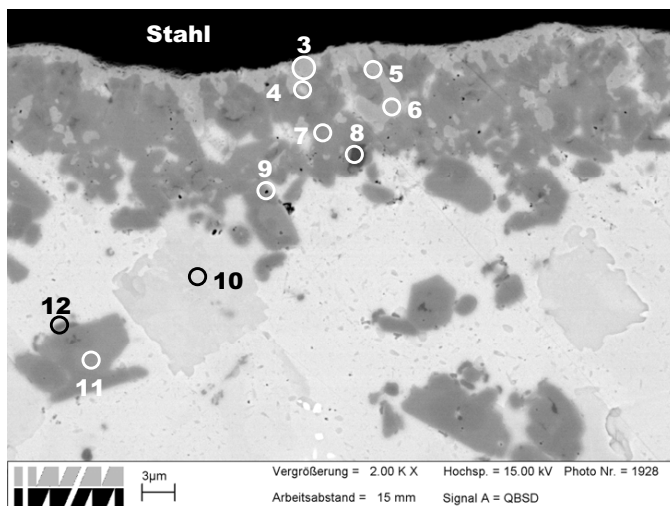


Abb. 9.6.31: Detail aus Abb. 9.6.30; V=2000:1

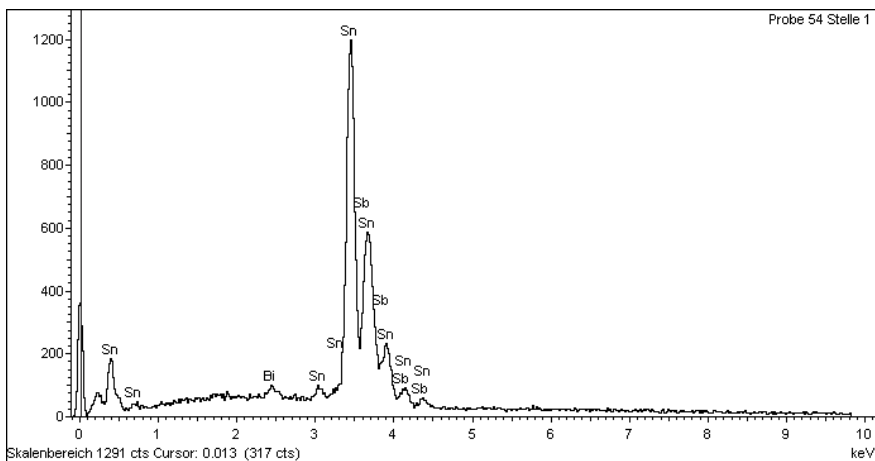
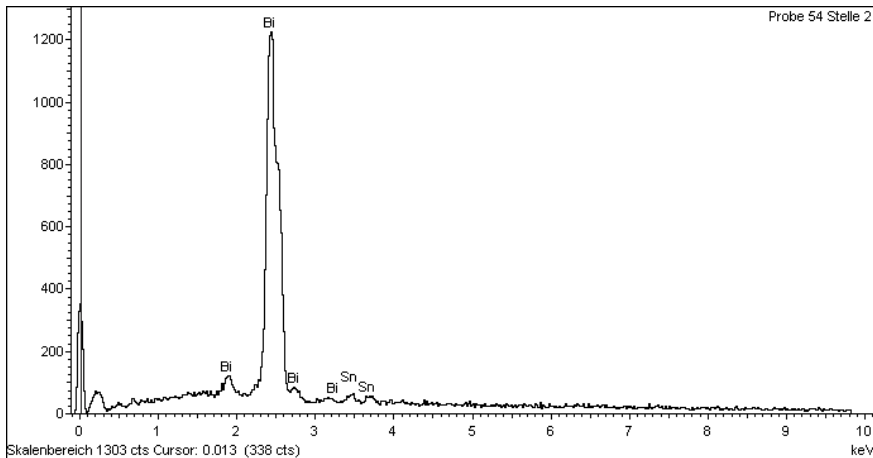
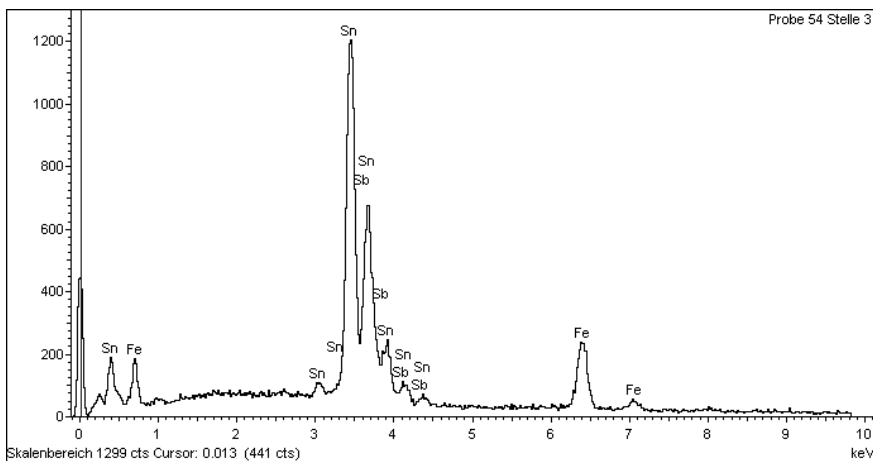


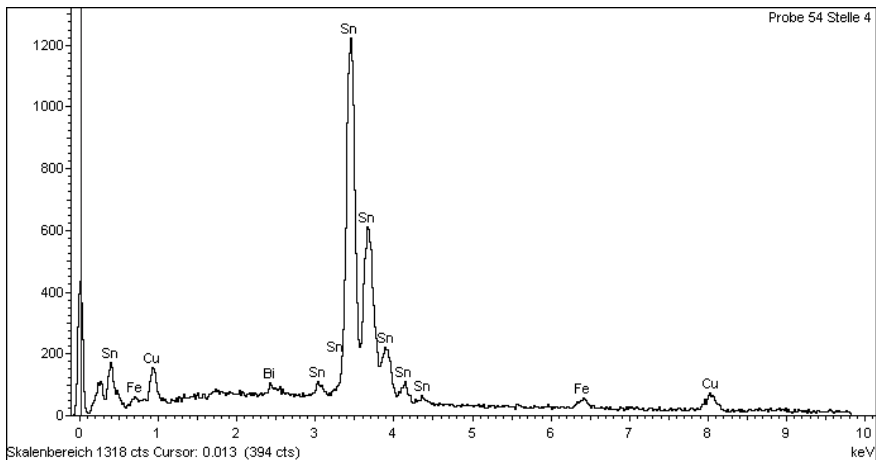
Abb. 9.6.32: SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.30; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



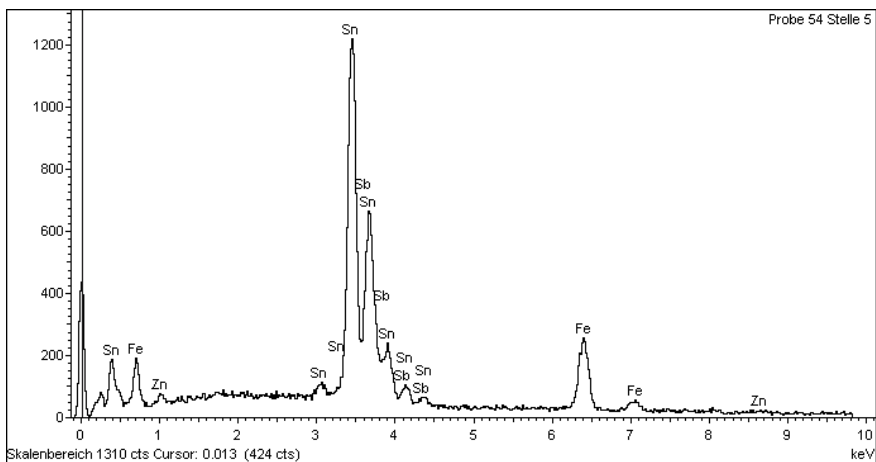
**Abb. 9.6.33:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.30; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



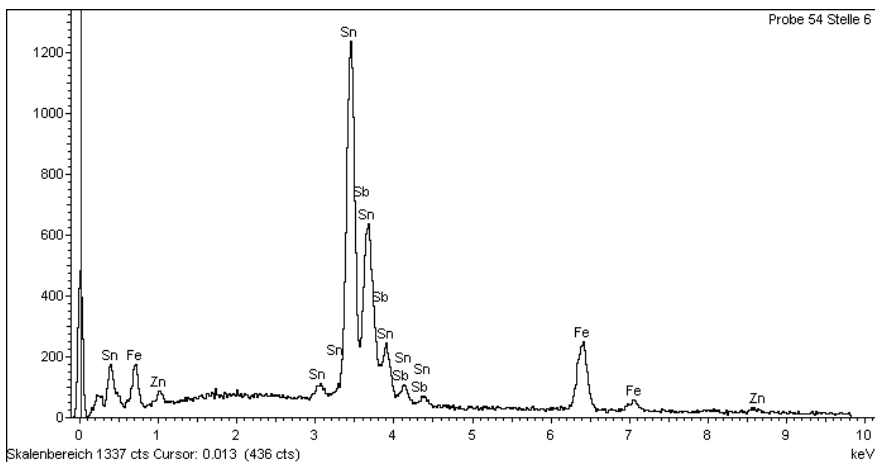
**Abb. 9.6.34:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



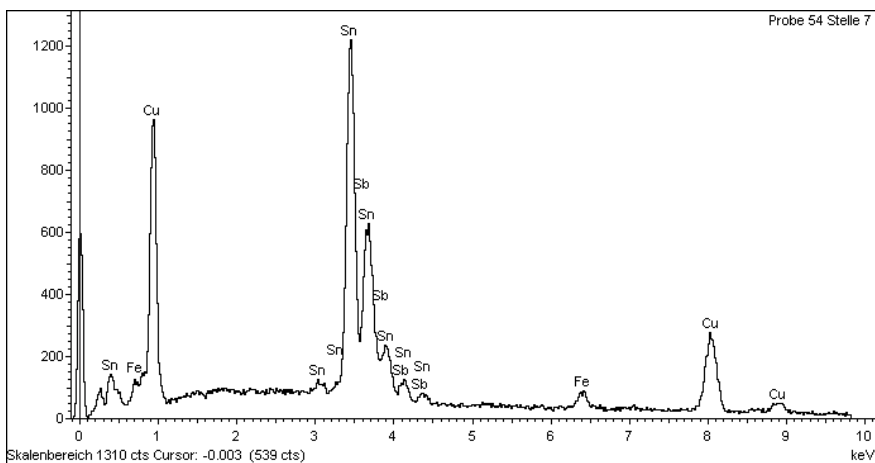
**Abb. 9.6.35:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



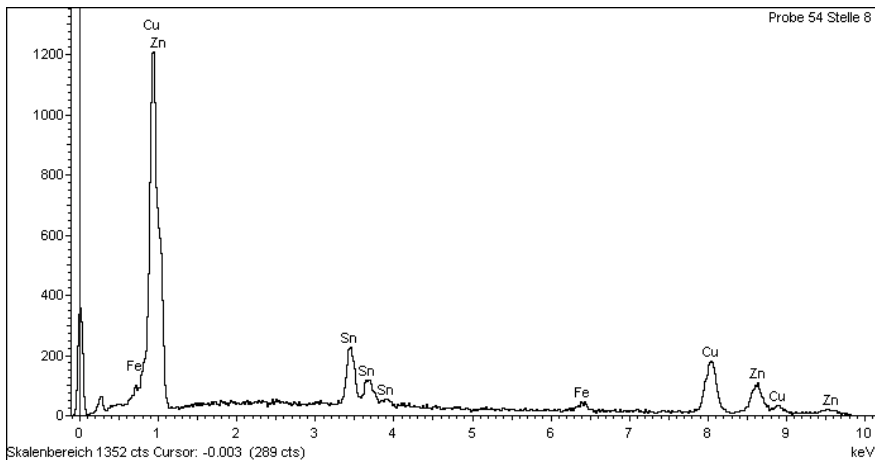
**Abb. 9.6.36:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



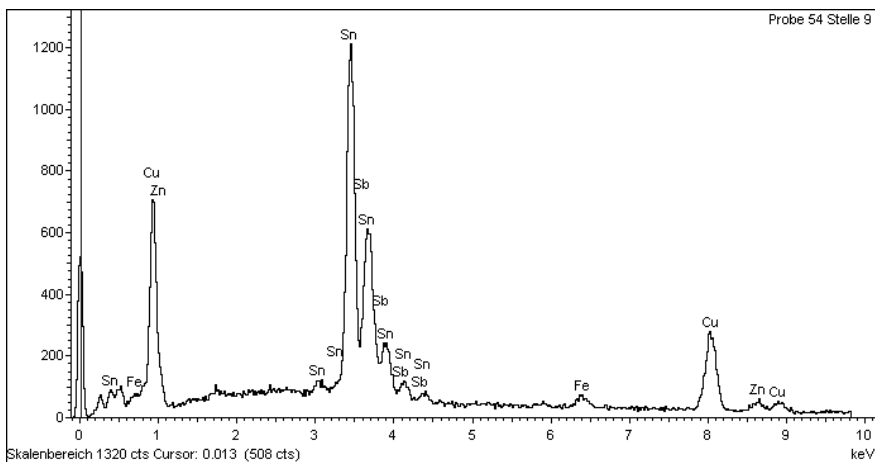
**Abb. 9.6.37:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



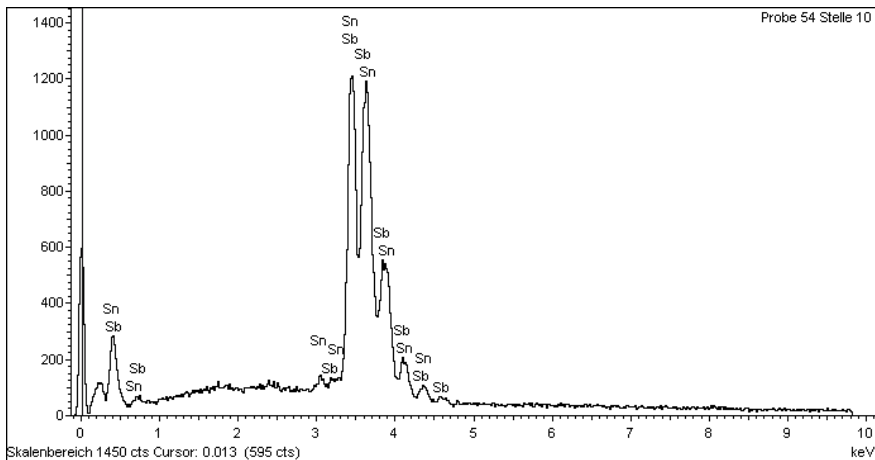
**Abb. 9.6.38:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



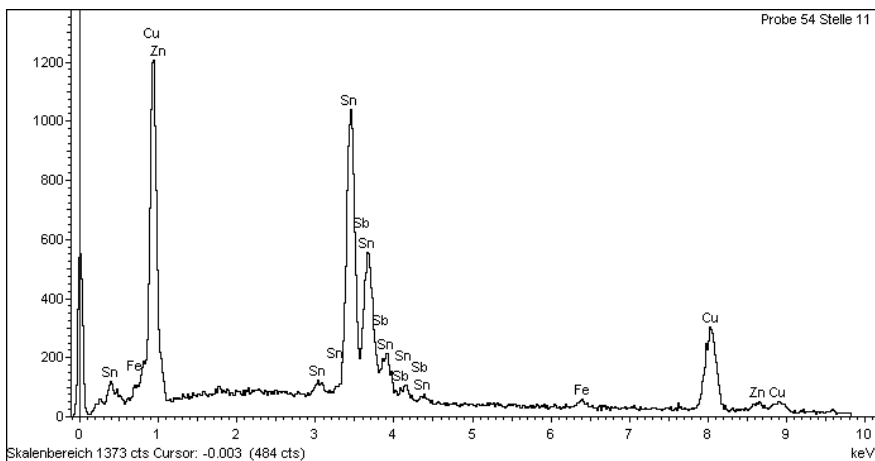
**Abb. 9.6.39:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 8 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



**Abb. 9.6.40:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 9 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5

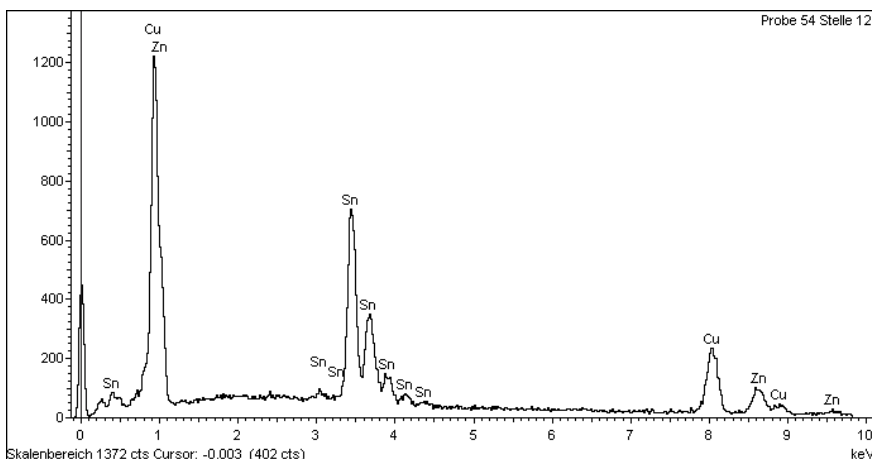


**Abb. 9.6.41:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 10 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5



**Abb. 9.6.42:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 11 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5





**Abb. 9.6.43:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 12 von Abb. 9.6.31; Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8+Te5

Bei der 24-stündigen Auslagerung der Te-haltigen Versuchslegierungen verdünnte sich die Binde-schicht von 12  $\mu\text{m}$  auf 4  $\mu\text{m}$ , und an der Grenze zum Stahl bildete sich ein weißer Saum aus einer intermetallischen Verbindung aus Fe und Sn, dessen Dicke geringer als 1  $\mu\text{m}$  ist (Abb. 9.6.44).

An der Stelle „1“ sind in der Matrix folgende Hauptelemente nachweisbar: ca. 71% Sn, 5% Cu, 3% Sb und ca. 21% Fe (Abb. 9.6.45). Wie bei der Basislegierung handelt es sich um eine Phase, die erst bei der Auslagerung entsteht.

An der Stelle „2“ liegt ein Sb-haltiges  $\text{Cu}_5\text{Sn}_5$ -Stannid mit Spuren von Fe vor (Abb. 9.6.46).

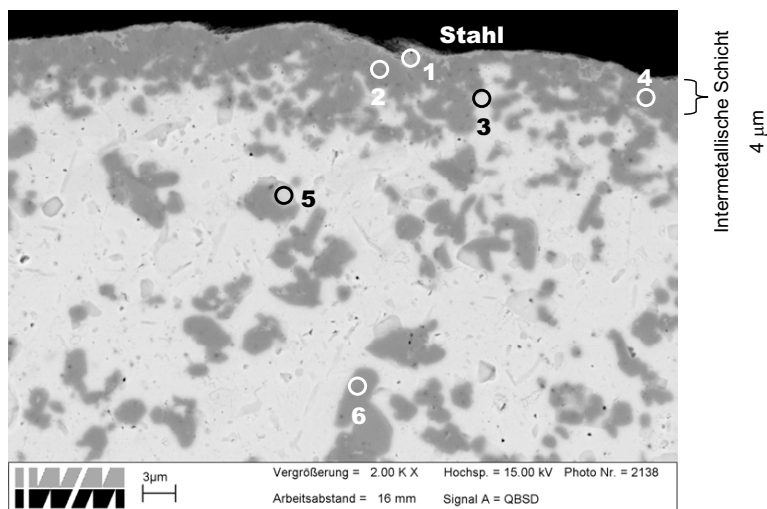
An der Stelle „3“ sind in der Sn-Matrix Spuren der Elemente Sb und Bi nachweisbar (Abb. 9.6.47).

An der Stelle „4“ befindet sich ein Sb-haltiges  $\text{Cu}_5\text{Sn}_5$ -Stannid mit Spuren von Fe (Abb. 9.6.48). Das Spektrum ist mit dem von Stelle „2“ in Abb. 9.6.46 identisch.

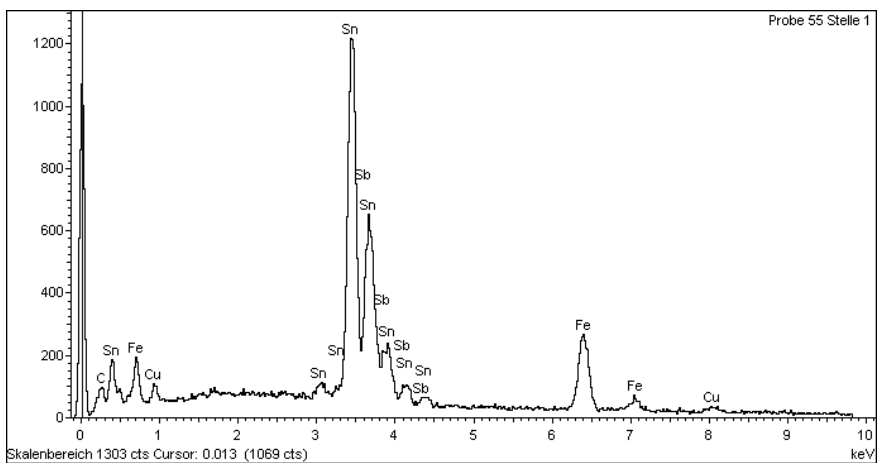
An der Stelle „5“ befindet sich ein SnSb-Härtekristall mit darin gelöstem Bi (Abb. 9.6.49).

An der Stelle „6“ ist ein  $\text{Cu}_5\text{Sn}_5$ -Stannid mit geringen Sb- und Fe-Spuren zu erkennen (Abb. 9.6.50).

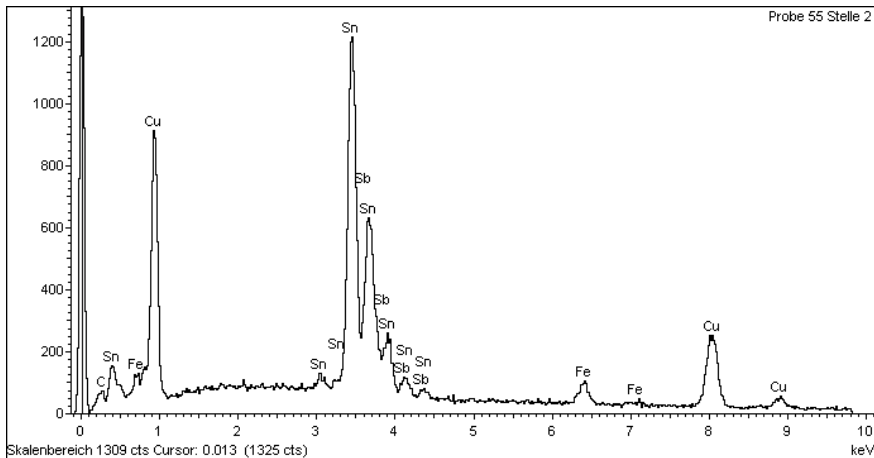
Zusammenfassend kann man festhalten, dass ein Tellurzusatz von 0,05 m/o zur Legierung Sn-12-6-1,8 keine nachweisbaren Spuren im Gefüge, in der Bindezone oder in der Bildung und Verteilung der Phasen hinterlässt. Das steht im Einklang mit dem Befund, dass der Tellurzusatz die Bindefestigkeit nicht beeinflusst.



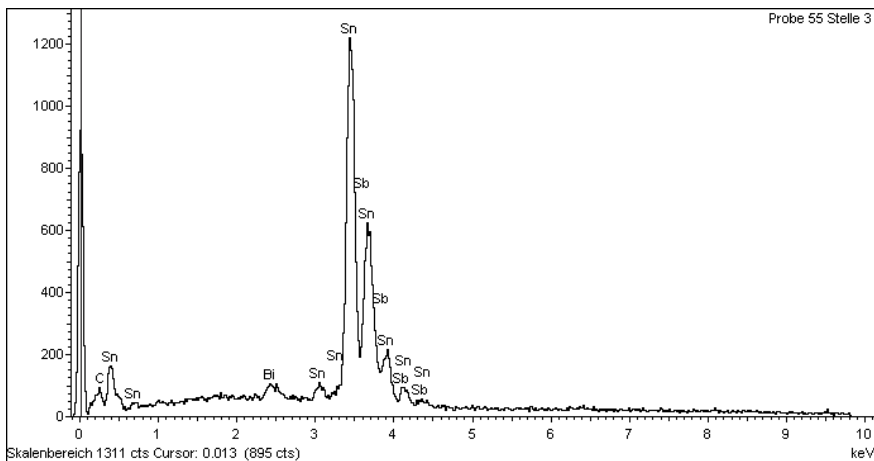
**Abb. 9.6.44:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Te5; V=2000:1



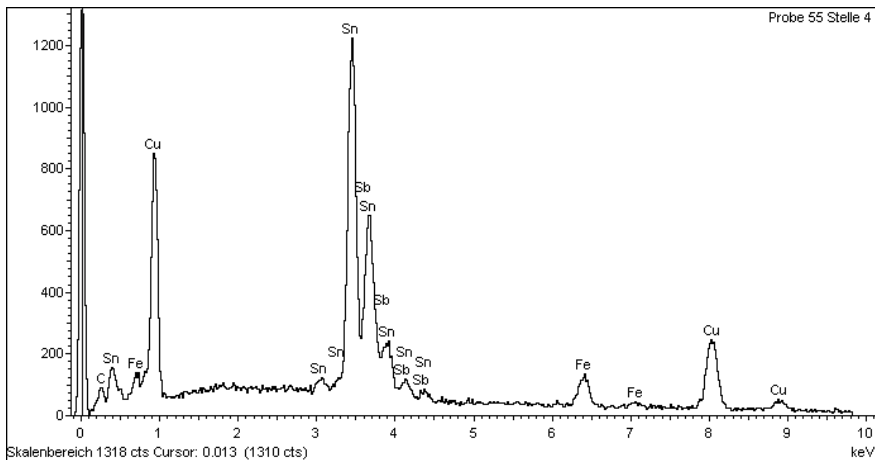
**Abb. 9.6.45:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h



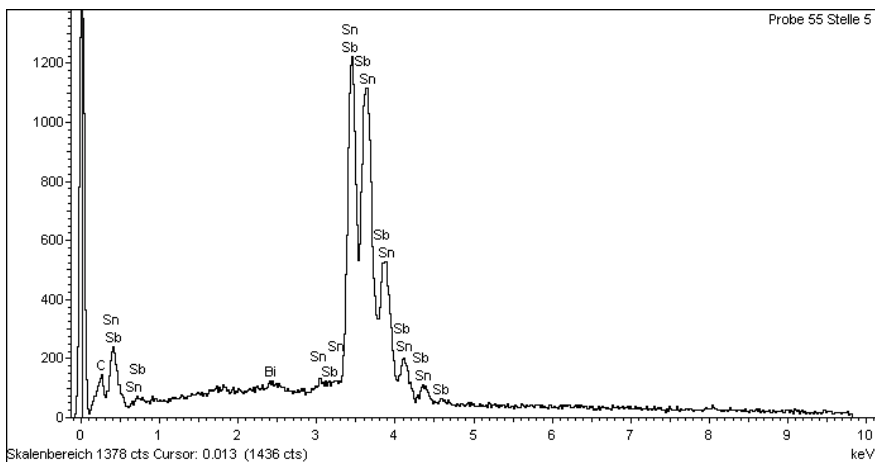
**Abb. 9.6.46:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h



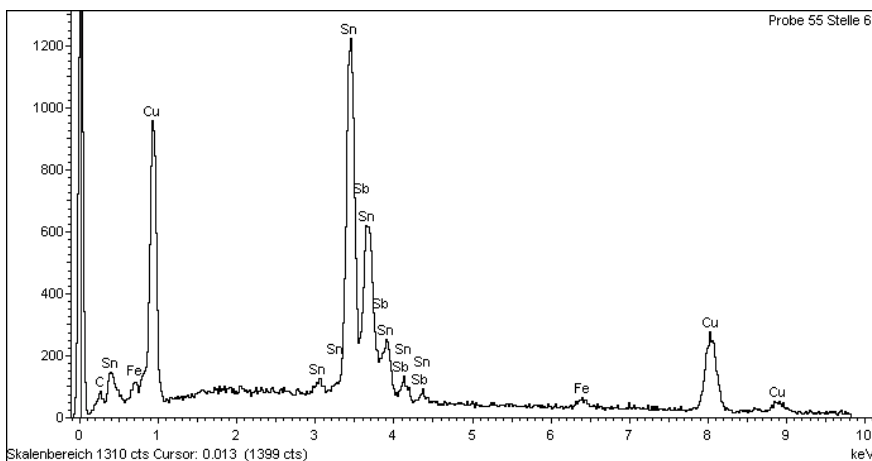
**Abb. 9.6.47:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h



**Abb. 9.6.48:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h



**Abb. 9.6.49:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h



**Abb. 9.6.50:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.44; Gleitlagerwerkstoff Sn-12-6-1,8+Te5; Auslagerung von 24 h

### Versuchslegierung Sn-12-6-1,8+Zn50

Als weitere Variante wurde der Legierung Sn-12-6-1,8 Zn zugesetzt, um eine höhere Festigkeit und bessere Kriecheigenschaften zu erzielen. Zn kann sich in der Gleitlagerlegierung lösen und dadurch zu einer Mischkristallverfestigung beitragen.

Schon kleine Mengen Zn können eine wirksame Verbesserung der Festigkeitseigenschaften bewirken. Wichtig ist in diesem Zusammenhang die Frage, ob und wie die Bindefestigkeit durch Zugabe von Zn verändert wird. Resümierend lässt sich feststellen, dass die Bindefestigkeit der Gleitlagerlegierung Sn-12-6-1,8 + Zn50 den anderen beiden Lagerwerkstoffen mit Te und Ni bei zunehmender Auslagerungszeit leicht überlegen ist, Kap. 9.4.

Die Untersuchungen nach Wärmebehandlung der Proben haben gezeigt, dass das Zulegieren von Zn eine Steigerung der Bindefestigkeitseigenschaften zu Folge hat. Aus diesem Grund kann man Zn bis ca. 0,5 m/o ohne Bedenken zusetzen. Dies bestätigen auch die Untersuchung der metallographischen Schliche im REM. Die Analysen der Bindefläche zeigen auch hier ähnliche Gefügestrukturen und Verbindungen wie bei den Legierungen ohne Zn. Es ist hier jedoch ein kleiner Unterschied anzumerken: Zn kann zusammen mit Cu eine Messing-Phase bilden, die bei der Auslagerung bis 24 h erhalten bleibt, statt sich wie bei den zinkfreien Legierungen bei 160°C aufzulösen.

In den Abbildungen 9.6.51 und 9.6.52 ist die SnZn50-Zwischenschicht dargestellt. Die Bindschicht ist im Gusszustand etwa 20 µm dick und auf der Eisenseite nicht so stannidreich wie bei der Basislegierung mit und ohne 0,05 m/o Tellur. Anhand der

EDX-Diagramme in den Abbildungen 9.6.53 bis 9.6.67 lassen sich die nummerierten Stellen in den Abbildungen 9.6.51 bis 9.6.52 wie folgt interpretieren:

An der Stelle „1“ ist ein weißer Bi-Einschluss erkennbar (Abb. 9.6.53).

An der Stelle „2“ ist die Sn-Matrix mit Sb und sehr geringem Bi-Anteil nachweisbar (Abb. 9.6.54).

An der Stelle „3“ ist ein SnSb-Härtekristall ohne Zinkspuren zu erkennen (Abb. 9.6.55).

An der Stelle „4“ befindet sich ein Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid (Abb. 9.6.56).

An der Stelle „5“ liegt Messing vor, das Sn-Signal stammt von der umgebenden Matrix (Abb. 9.6.57).

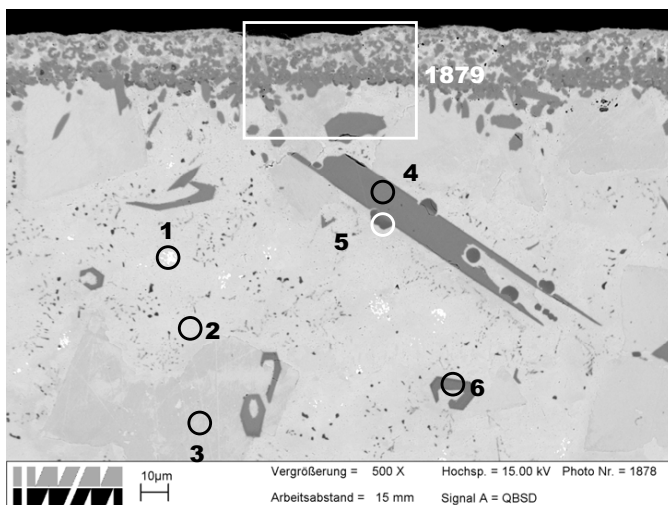
An der Stelle „6“ findet sich ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid, das Zn- und geringe Sb-Anteile enthält (Abb. 9.6.58).

Unmittelbar an der am Stahl angrenzenden Bindezone (Stelle „7“) befindet sich Sn mit Fe und geringen Mengen Sb ohne Cu oder Zn (Abb. 9.7.59).

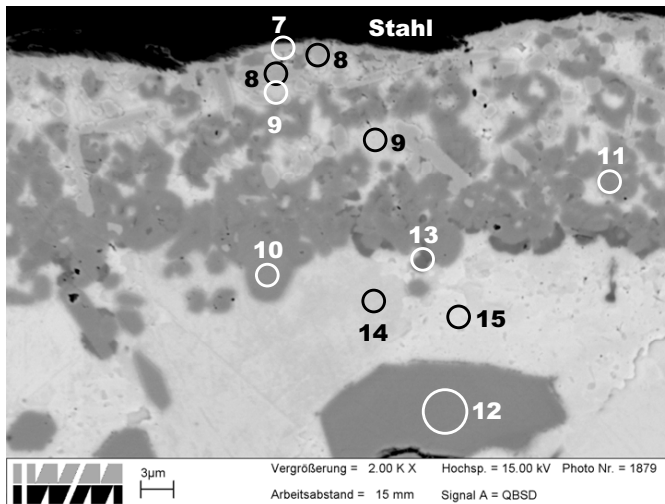
An der Stelle „8“ ist ein SnSb-Härtekristall mit gelöstem Fe zu erkennen (Abb. 9.6.60).

An der Stelle „9“ sind SnSb-Härtekristalle ohne Fe zu sehen (Abb. 9.6.61).

An den Stellen sind „10“, „11“ und „12“ befinden sich Zn-haltige  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide mit wenig gelöstem Sb und teilweise Fe (Abb. 9.6.62, Abb. 9.6.63 und Abb. 9.6.64).



**Abb. 9.6.51:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht ohne Auslagerung; Legierung von Sn-12-6-1,8+Zn50; V=500:1

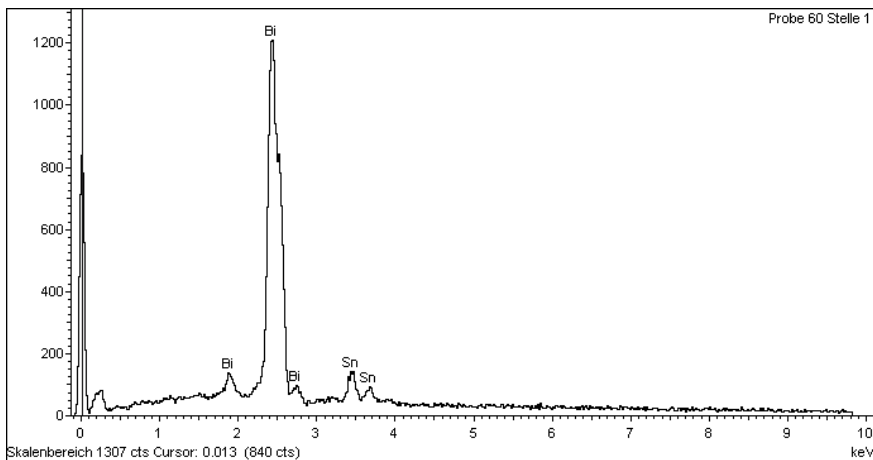


**Abb. 9.6.52:** Detail aus Abb. 9.6.51; V=2000:1

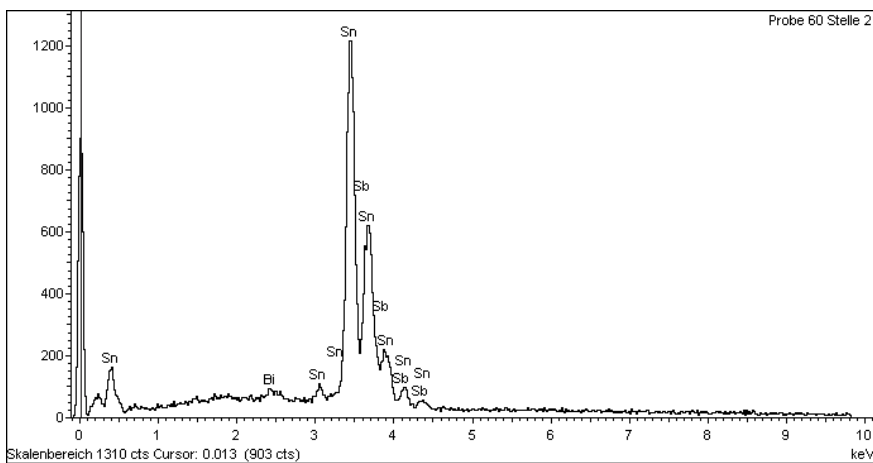
An der Stelle „13“ befinden sich Cu-Ausscheidungen mit gelöstem Zn und etwas Sn. Hier befindet sich eine Sn-haltige Messing-Phase, also kein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid (Abb. 9.6.65). Aufgrund der geringen Größe des analysierten Partikelchens an der Stelle „13“ kann das Sn-Signal auch aus dem Untergrund und der Umgebung stammen.

An der Stelle „14“ befindet sich ein SnSb-Härtekrystall (Abb. 9.6.66).

An der Stelle „15“ ist die SnSb-Matrix mit Spuren von Bi zu sehen (Abb. 9.6.67).

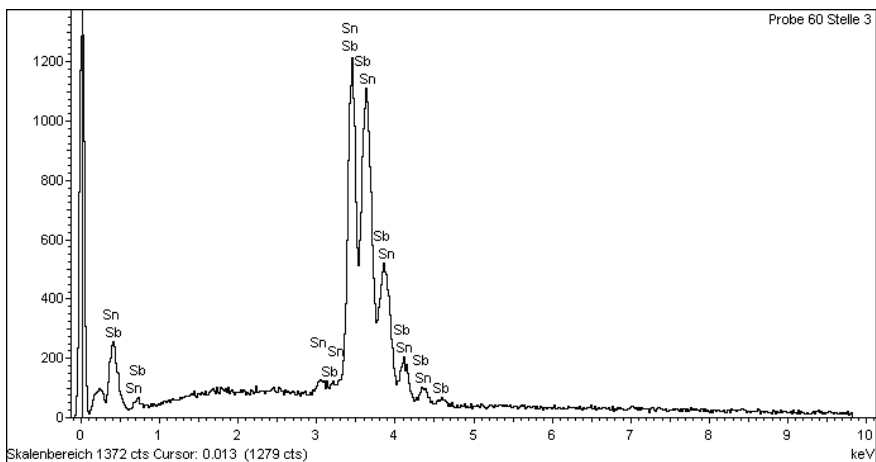


**Abb. 9.6.53:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

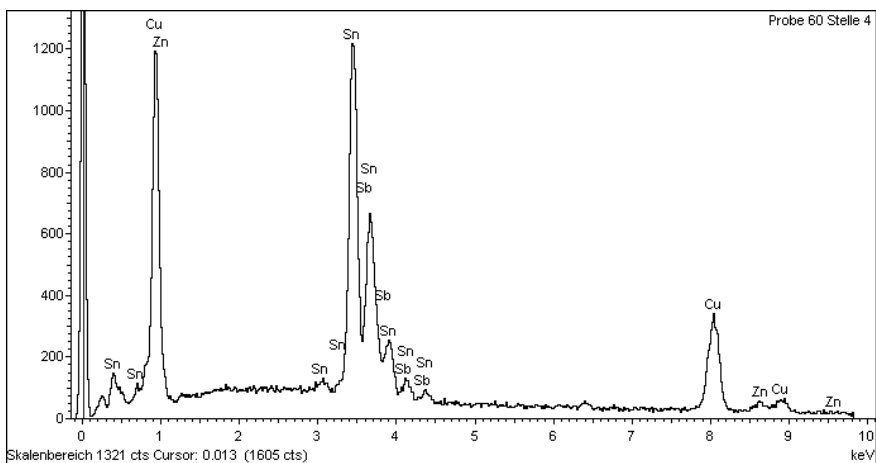


**Abb. 9.6.54:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

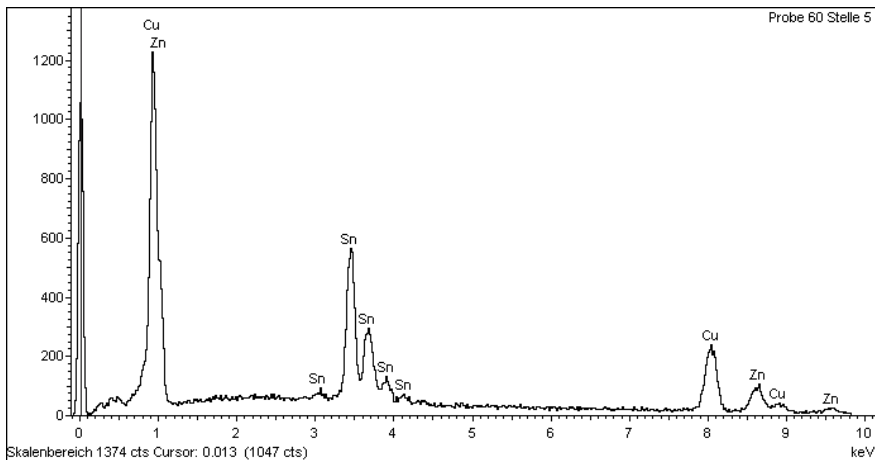




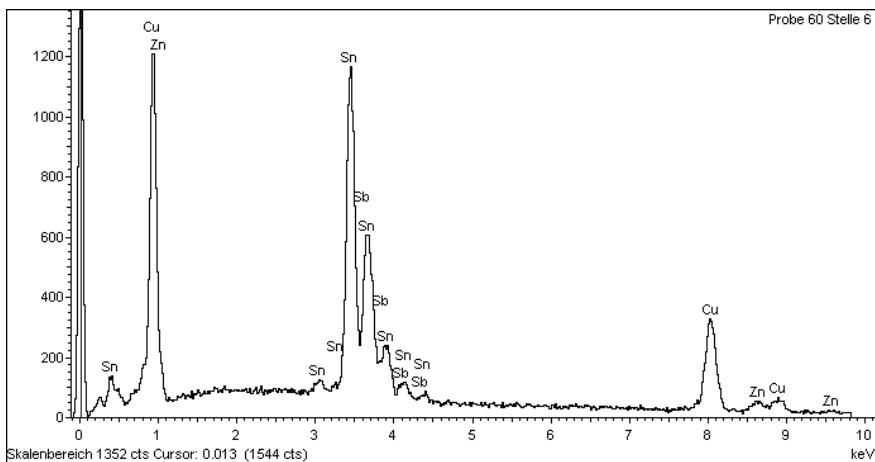
**Abb. 9.6.55:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



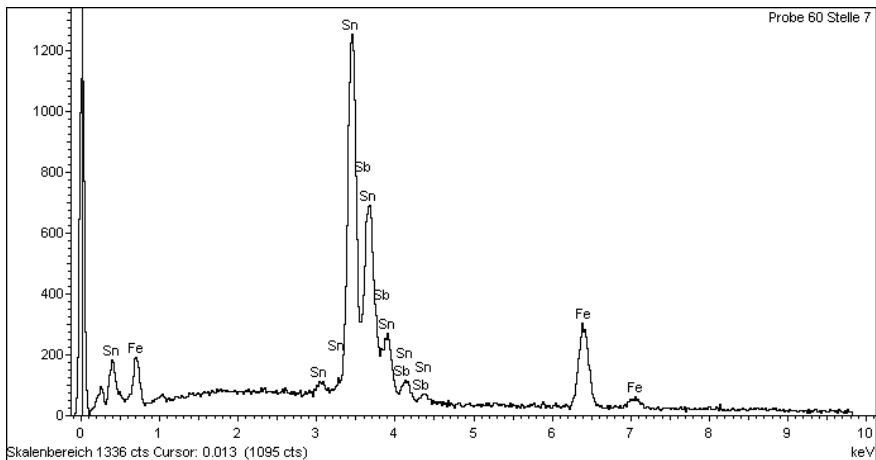
**Abb. 9.6.56:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



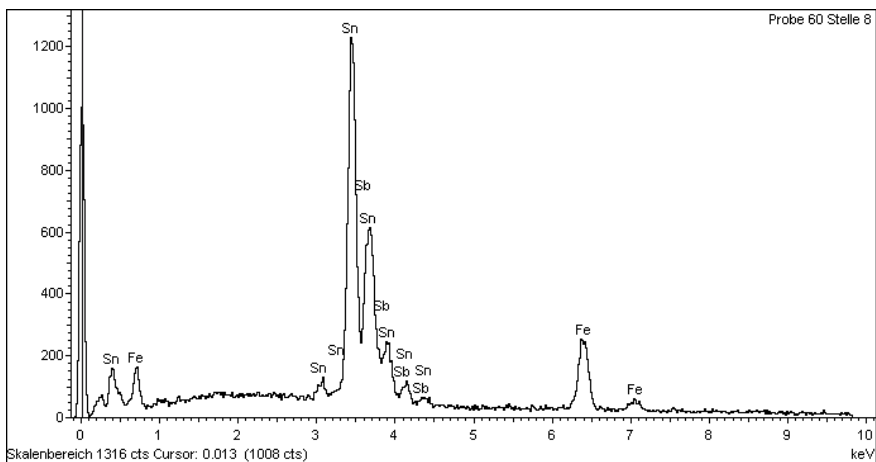
**Abb. 9.6.57:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



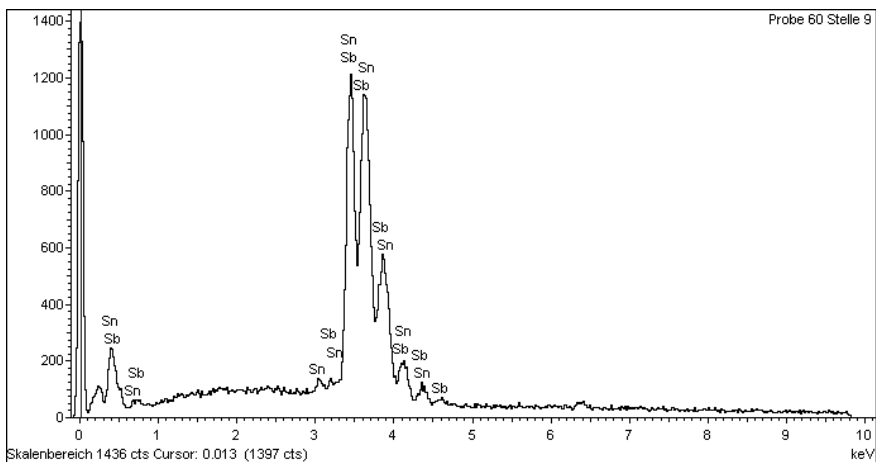
**Abb. 9.6.58:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.51; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



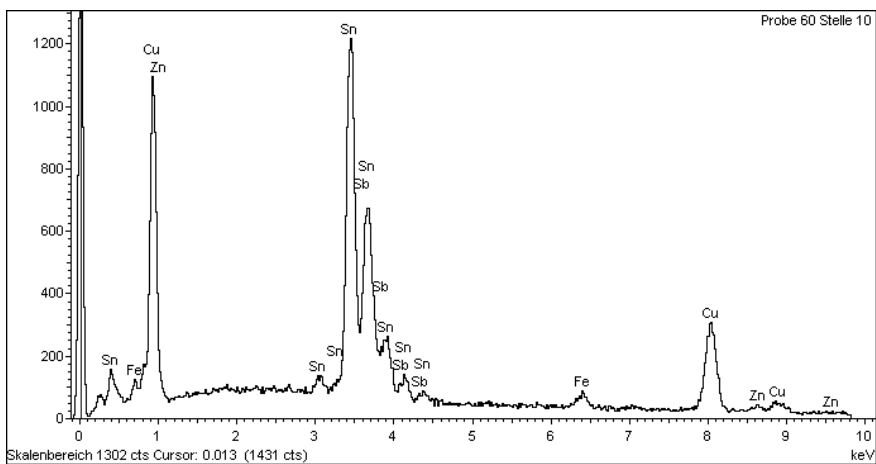
**Abb. 9.6.59:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



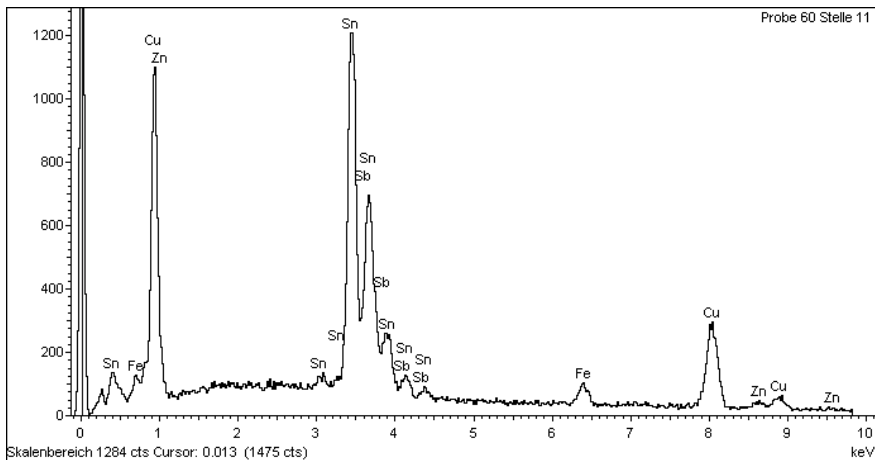
**Abb. 9.6.60:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 8 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



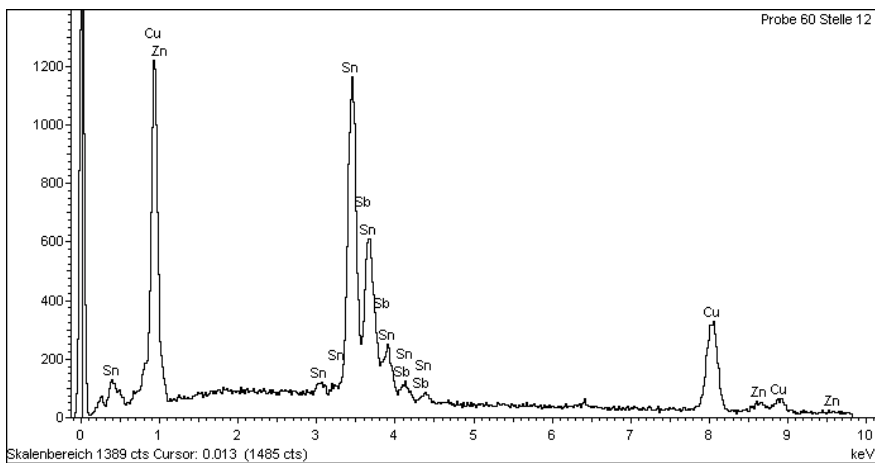
**Abb. 9.6.61:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 9 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



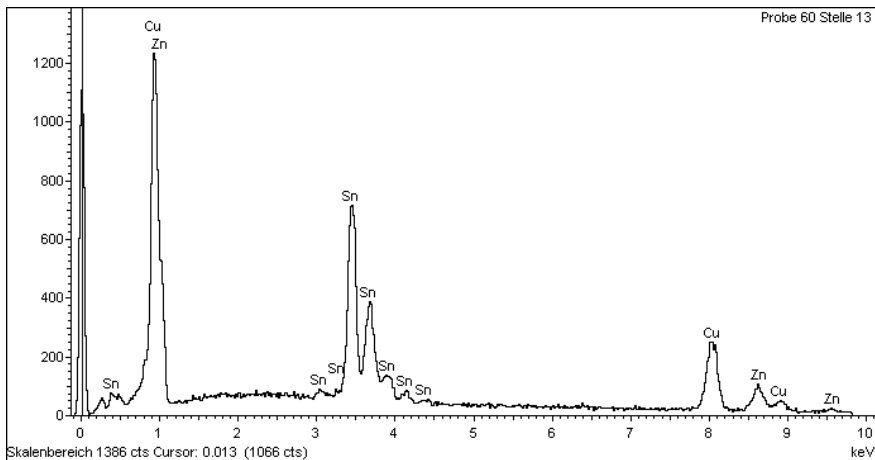
**Abb. 9.6.62:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 10 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



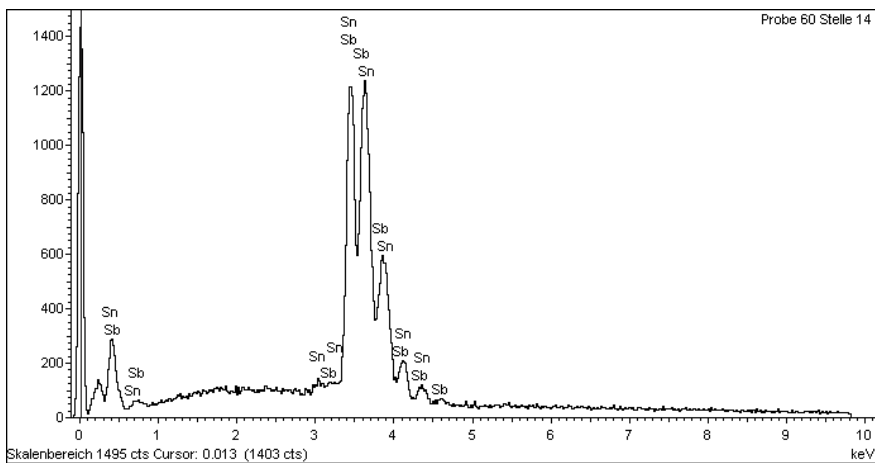
**Abb. 9.6.63:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 11 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



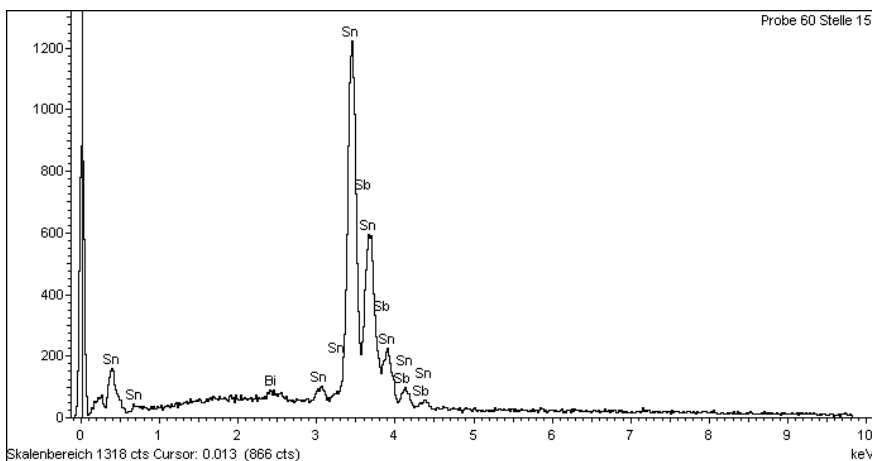
**Abb. 9.6.64:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 12 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.65:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 13 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.66:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 14 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.67:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 15 von Abb. 9.6.52; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

In den Abbildungen 9.6.68 bis 9.6.71 ist die SnZn50-Zwischenschicht mit der Versuchslegierung Sn-12-6-1,8+Zn50 nach 24-stündiger Auslagerung abgebildet. Der Vergleich von Abb. 9.6.70 mit 9.6.52 gibt den Einfluss der Auslagerung bei 160°C wieder. Innerhalb eines Abstandes von 5 µm zum Stahl hat sich eine fast zusammenhängende Stannidzone gebildet. Der Eisenreichtum in der Sn-Matrix im Abstand von wenigen µm unter der Grenze zum Stahl ist verschwunden. Anhand der EDX-Diagramme in den Abbildungen 9.6.72 bis 9.6.90 lassen sich die nummerierten Stellen in den Abbildungen 9.6.69 bis 9.6.71 wie folgt interpretieren:

An der Stelle „1“ ist die Sn-Matrix und mit Spuren von Bi zu erkennen (Abb. 9.6.72).

An der Stelle „2“ liegt die Sn-Matrix mit Spuren von Bi und wenig Sb vor (Abb. 9.6.73).

An der Stelle „3“ befindet sich ein eisenfreier SnSb-Härtekristall (Abb. 9.6.74).

An der Stelle „4“ ist ein Stannid mit den Hauptelementen Cu, Sn, Sb und Spuren von Zn erkennbar (Abb. 9.6.75).

An der Stelle „5“ befindet sich eine Messing-Phase in Sn-Umgebung ohne Sb, möglicherweise auch ein Zn-reiches Stannid (Abb. 9.6.76).

An der zum Stützkörper angrenzenden Stelle „6“ ist, ähnlich wie bei den anderen ausgelagerten Legierungen, die SnSb-Matrix mit darin gelöstem Fe und Cu zu erkennen (Abb. 9.6.77).

An der Stelle „7“ ist ein Zn-haltiges Cu<sub>6</sub>Sn<sub>5</sub>-Stannid mit den Elementen Sb und Fe dargestellt (Abb. 9.6.78).

An der Stelle „8“ ist ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid wie an der Stelle „7“, aber ohne Zn und aufgrund des größeren Randabstandes viel weniger Eisen zu erkennen (Abb. 9.6.79).

An den Stellen „9“ und „10“ ist die Sn-Matrix mit darin gering gelöstem Bi erkennbar (Abb. 9.6.80 und Abb. 9.6.81). Die randnahe Stelle „9“ erhält kein Fe mehr, das im Gusszustand noch in großem Umfang zu erkennen war, Abb. 9.6.60.

An der Stelle „11“ ist ein Einschluss aus Sn-Matrix mit Cu- und Fe-Anteilen in einer Umgebung von Stanniden zu sehen. Der hohe Fe-Anteil in einem Abstand von etwa 30  $\mu\text{m}$  vom Stahl ist eher ungewöhnlich (Abb. 9.6.82).

An der Stelle „12“ sind ein leicht Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit Spuren von Fe, Zn und Sb zu erkennen (Abb. 9.6.83).

An der Stelle „13“ ist ähnlich wie an Stelle „5“ eine Messing-Phase zu erkennen, die auch ein Zn-reiches Stannid sein könnte (Abb. 9.6.84).

An der Stelle „14“ befindet sich ein sekundär ausgeschiedener SbSn-Härtekristall mit Bi-Spuren (Abb. 9.6.85).

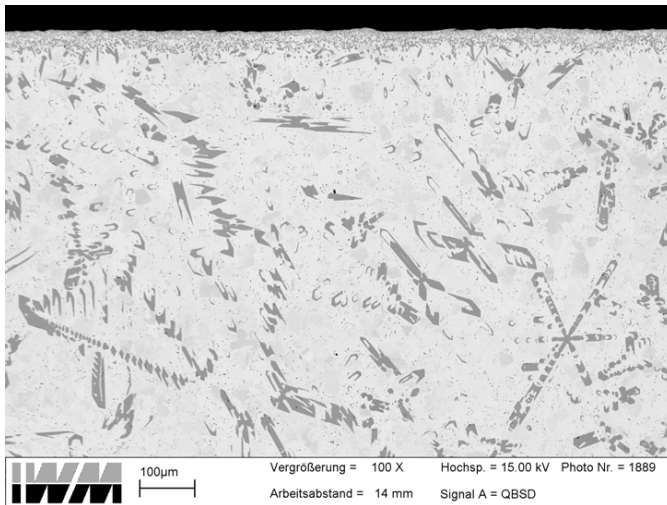
An der Stelle „15“ ist ein SnSb-Härtekristalle erkennbar (Abb. 9.6.86).

Stelle „16“ ist vergleichbar mit Stelle „7“, wobei ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit den Elementen Sb und Zn zu erkennen ist (Abb. 9.6.87).

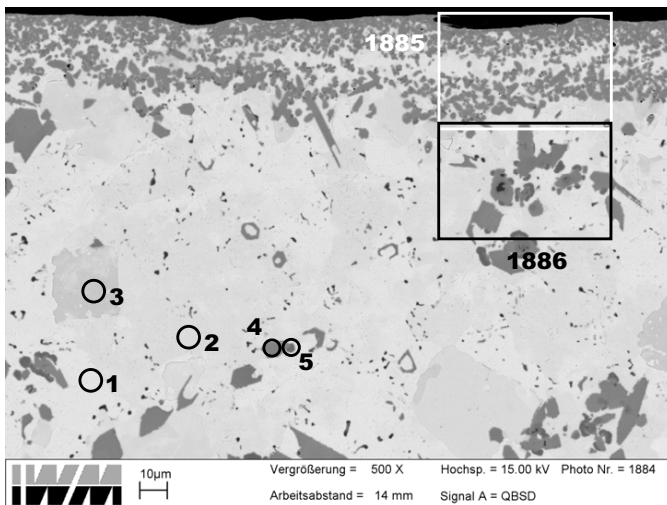
An der Stelle „17“ befindet sich wie bei „5“ und „13“ eine Phase, die chemisch zwischen Messing und Stannid liegt, Abb. 9.6.88.

Die sehr dunklen Einschlüsse der Stellen „18“ und „19“ in Abb. 9.6.71 haben dagegen Messingcharakter mit gelöstem Zinn oder Zinn aus dem Untergrund oder aus der Umgebung, Abb. 9.6.89 und Abb. 9.6.90. Die Anwesenheit von Zink in der Legierung führt also zu einer feinen Dispersion von CuZn(-Sn)-Partikelchen, die bei der Auslagerung innerhalb von 24 h nicht aufgelöst wird.





**Abb. 9.6.68:** Übergangsschicht vom Stahl zur modifizierten Verzinnung nach Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50; V=100:1



**Abb. 9.6.69:** REM-Aufnahme einer SnZn50-Zwischenschicht nach Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8 + Zn50; V=500:1

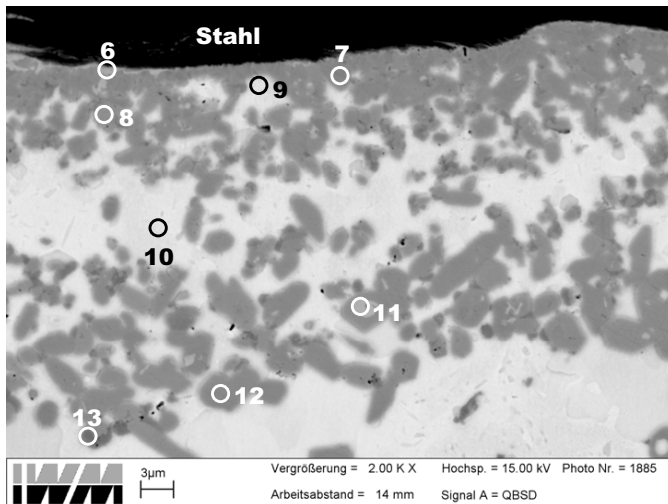


Abb. 9.6.70: Detailaufnahme aus Abb. 9.6.69; V=2000:1

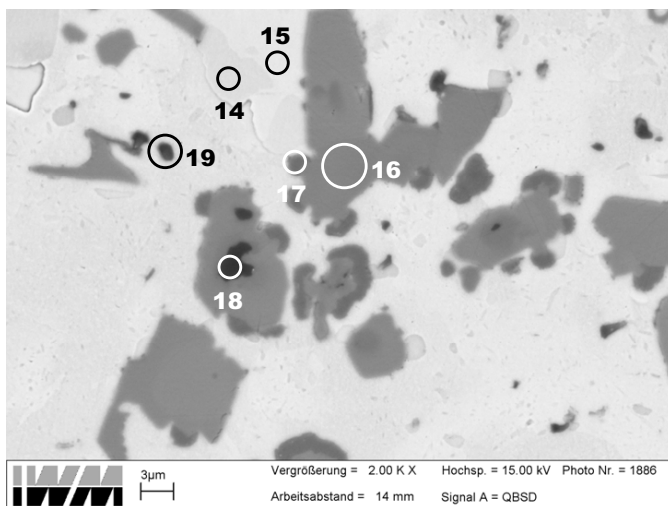
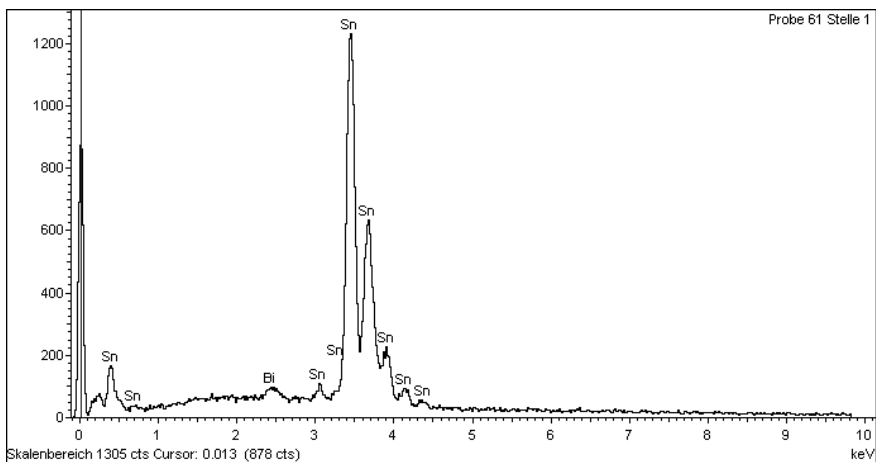
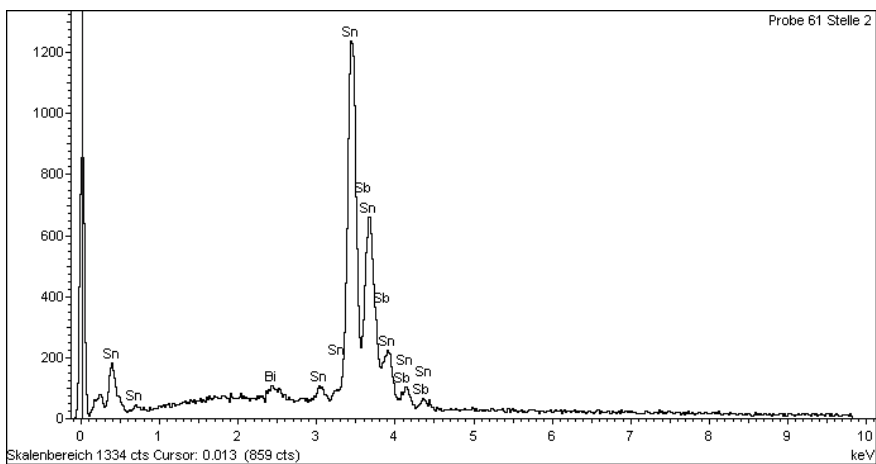


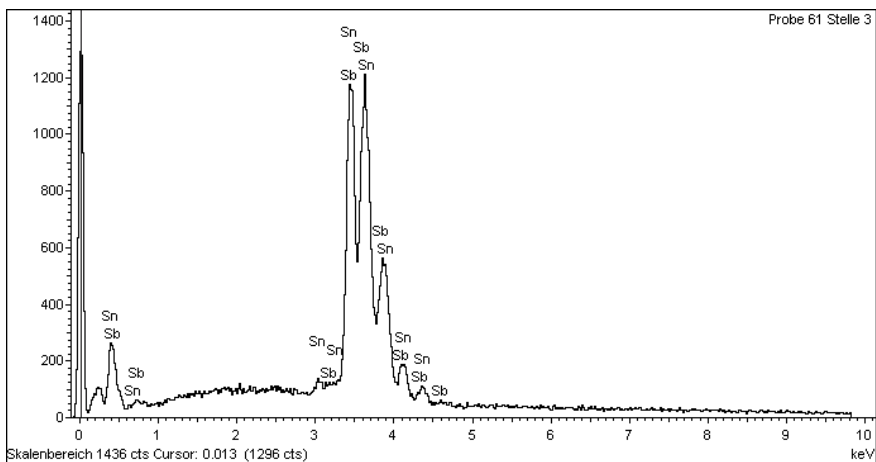
Abb. 9.6.71: Detailaufnahme aus Abb. 9.6.69; V=2000:1



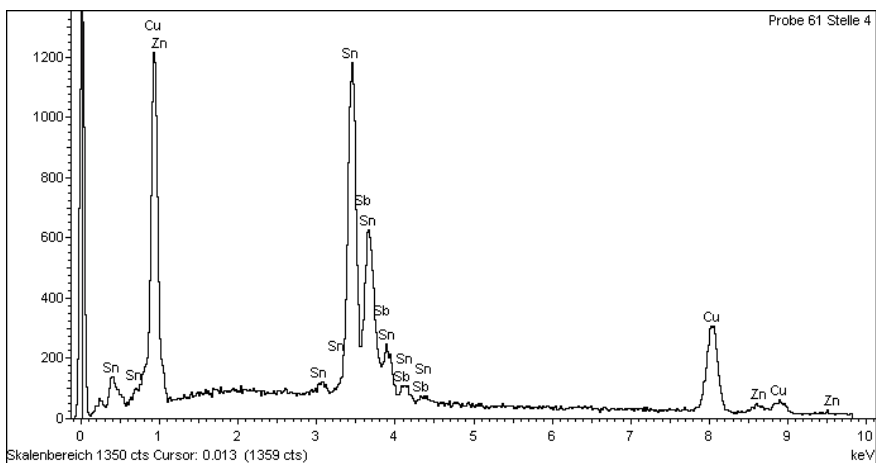
**Abb. 9.6.72:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.69; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



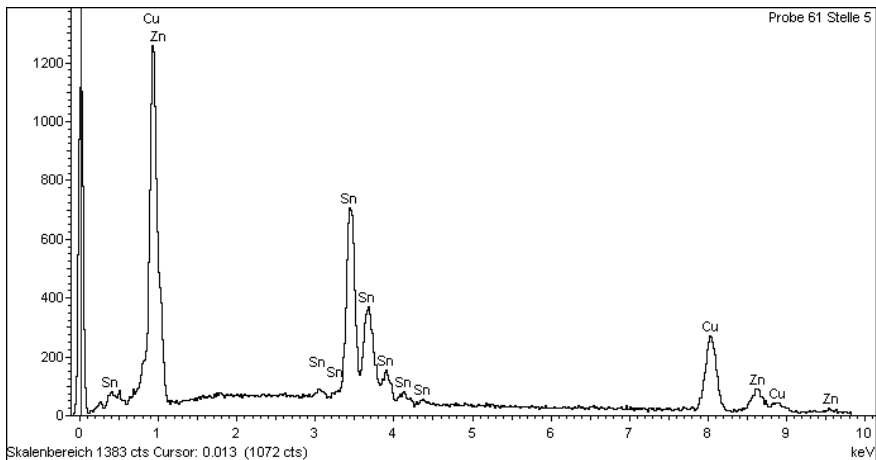
**Abb. 9.6.73:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.69; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



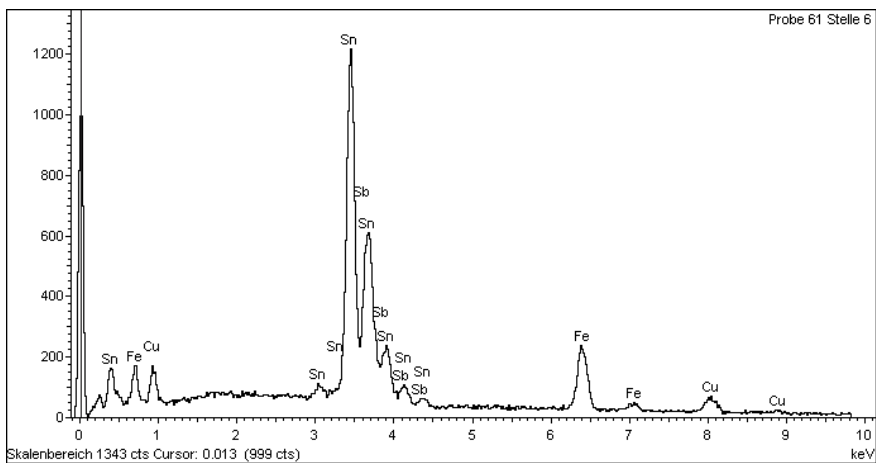
**Abb. 9.6.74:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.69; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



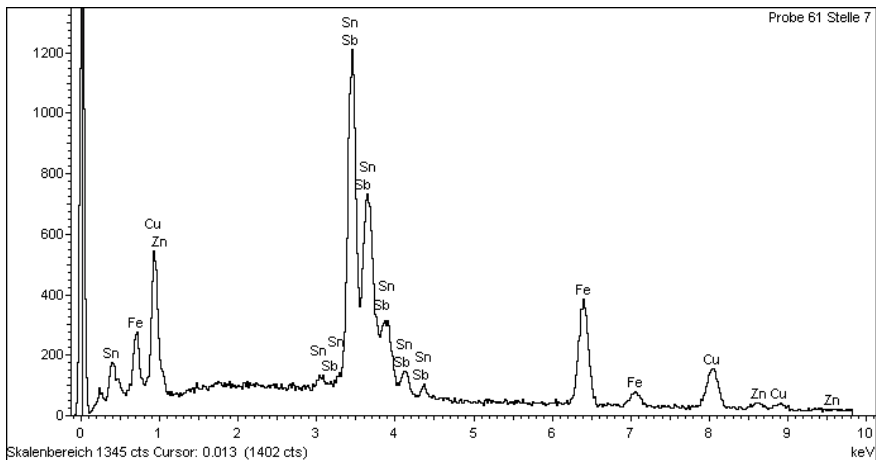
**Abb. 9.6.75:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.69; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



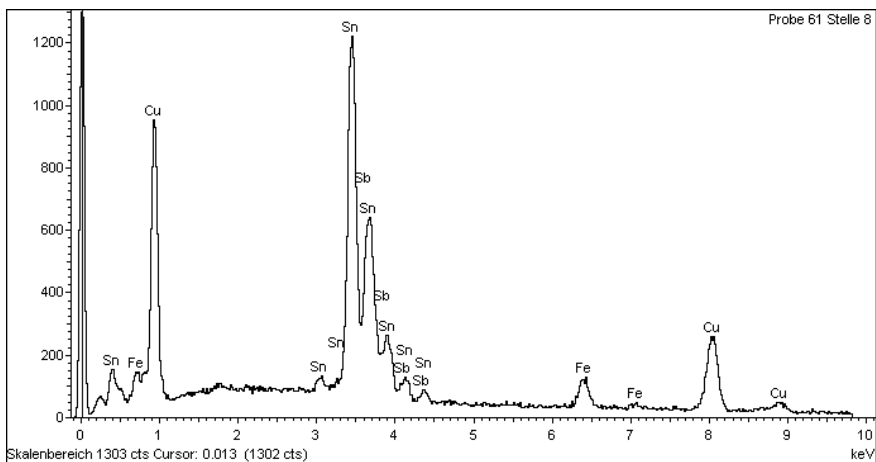
**Abb. 9.6.76:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.69; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



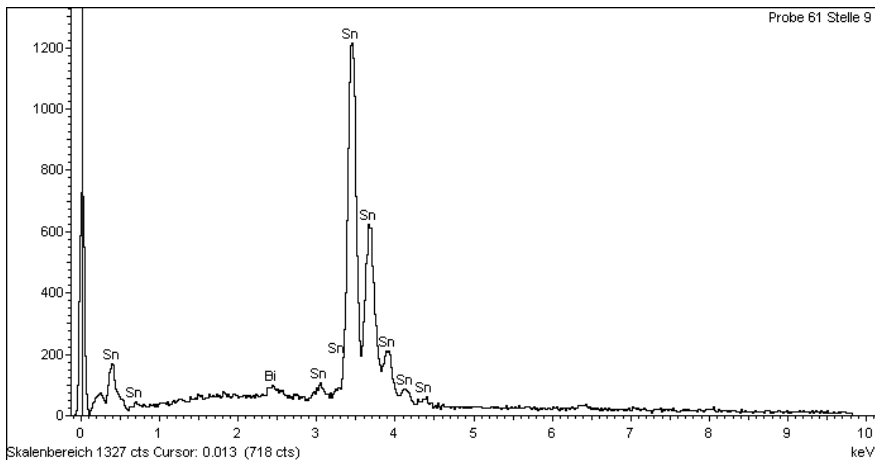
**Abb. 9.6.77:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



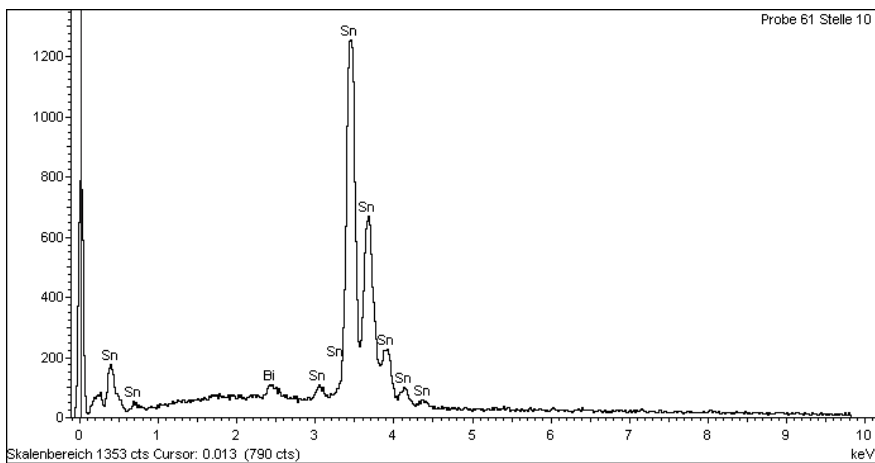
**Abb. 9.6.78:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



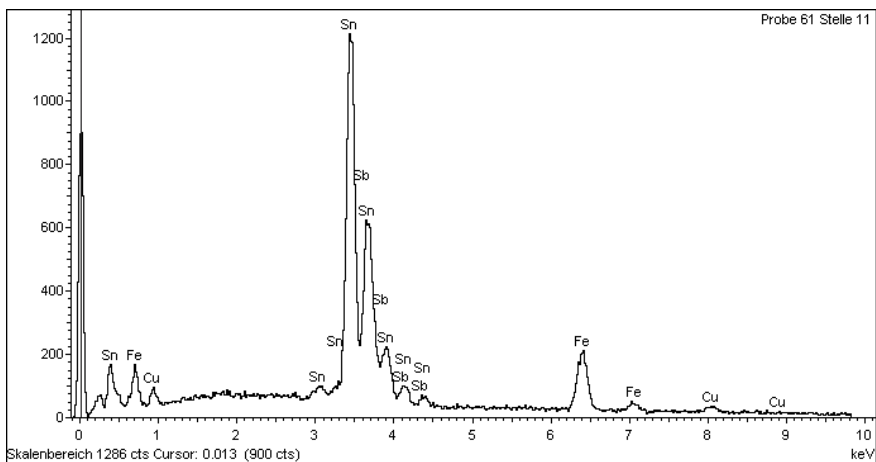
**Abb. 9.6.79:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 8 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



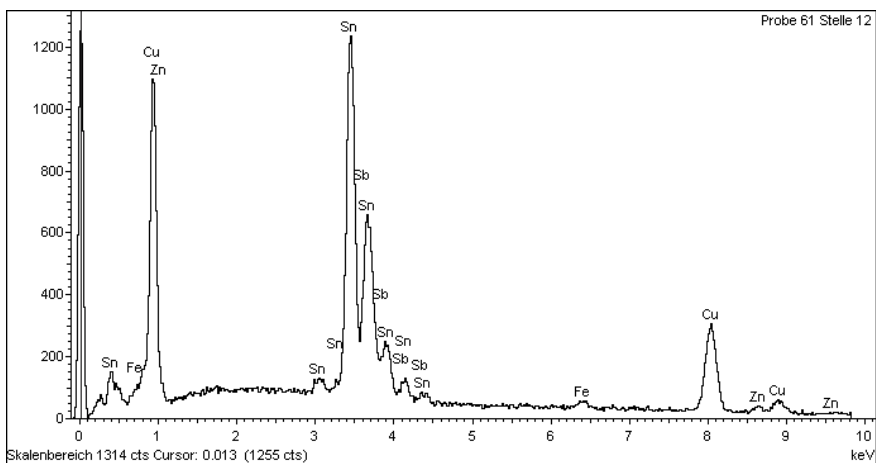
**Abb. 9.6.80:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 9 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.81:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 10 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

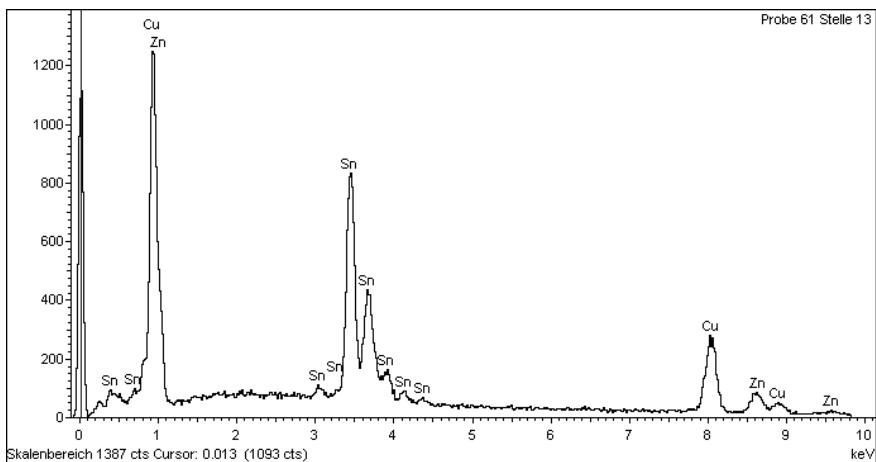


**Abb. 9.6.82:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 11 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

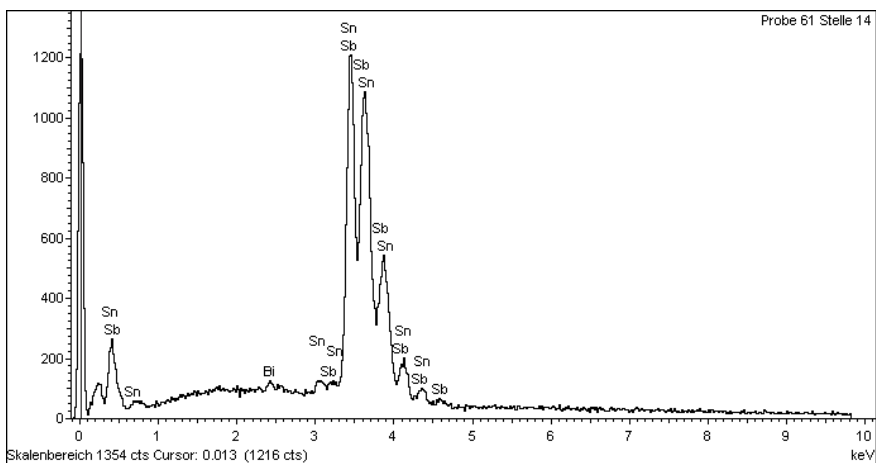


**Abb. 9.6.83:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 12 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

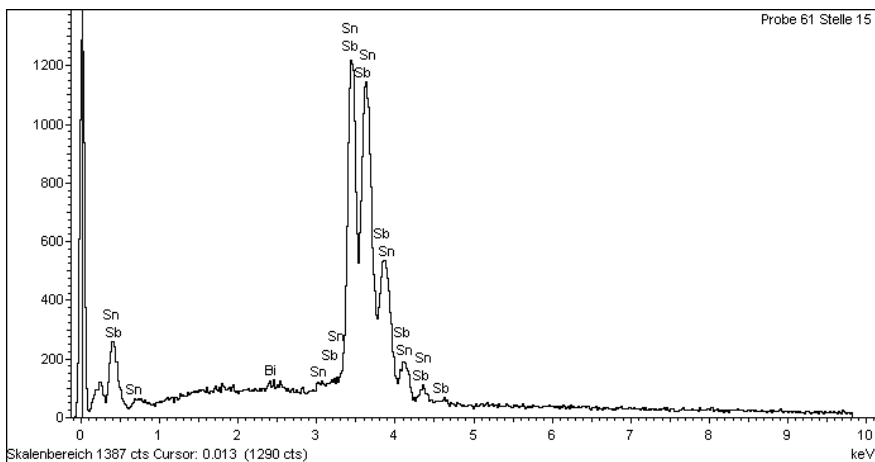




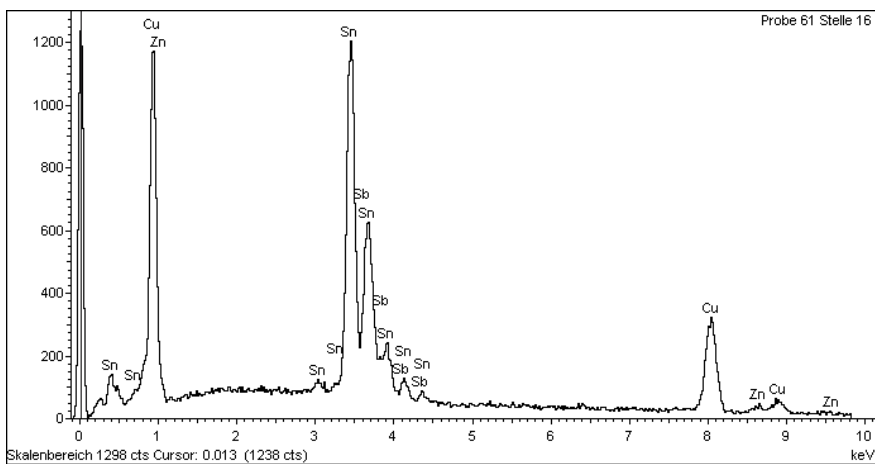
**Abb. 9.6.84:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 13 von Abb. 9.6.70; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



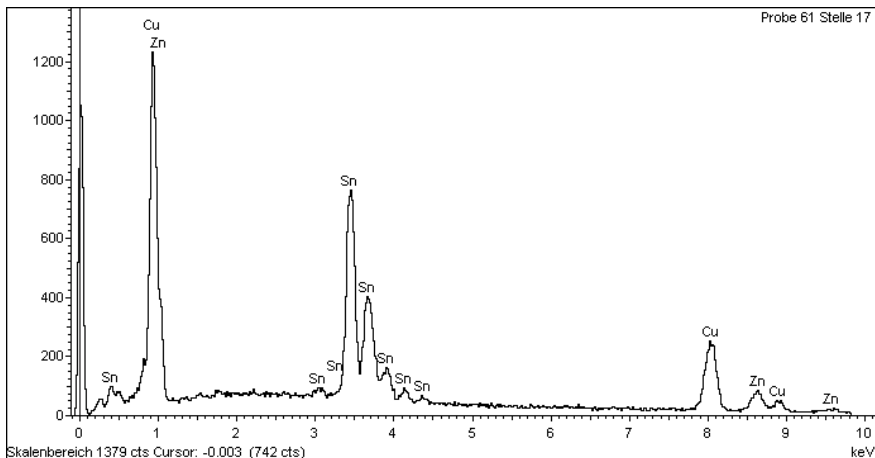
**Abb. 9.6.85:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 14 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



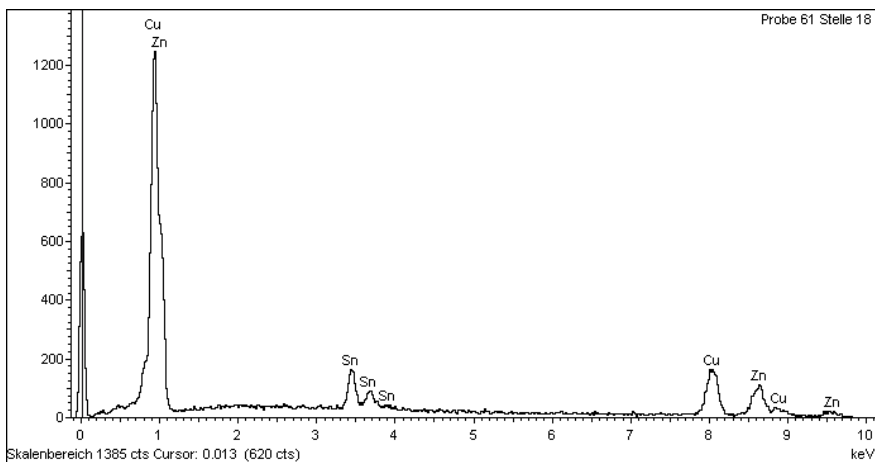
**Abb. 9.6.86:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 15 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



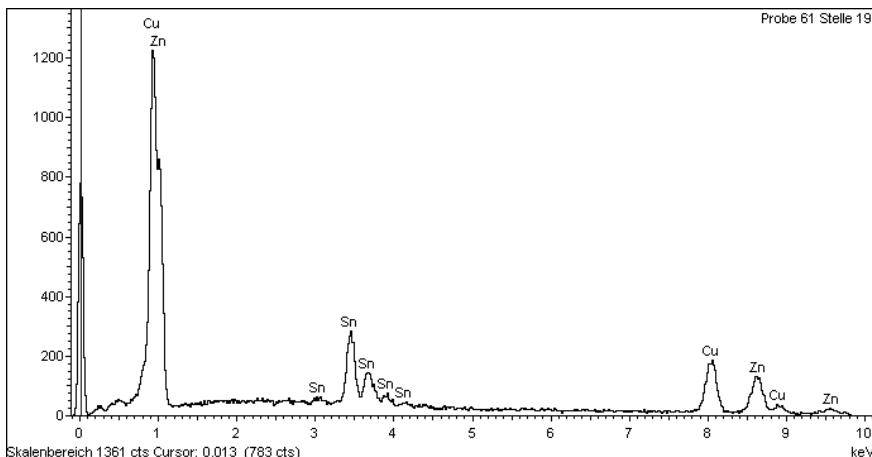
**Abb. 9.6.87:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 16 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.88:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 17 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.89:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 18 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.90:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 19 von Abb. 9.6.71; Auslagerung von 24 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

Die Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50 erwies sich in mehrfacher Hinsicht als aussichtsreich für hochbelastete Lager. Deshalb wurde an diesem Werkstoff auch der Zustand der Bindezone nach einer Auslagerung von 120 h bei 160°C genauer untersucht.

Der Übergangsbereich mit zusammenhängenden Stanniden erstreckt sich vom Stahl aus ca. 5-7  $\mu\text{m}$  in Richtung des Gleitlagermetalls und weist einen schmalen hellen Saum zum Stahlkörper hin auf, Abb. 9.6.91 und 9.6.92. In diesem Saum liegt gemäß den Analysen die Sn-Matrix mit hohem Fe-Gehalt vor, wie an der Stelle „1“ zu erkennen ist (Abb. 9.6.93).

Bei der Stelle „2“ handelt es sich ein  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit wenig gelöstem Sb, kaum Zn und Spuren von Fe (Abb. 9.6.94).

An der Stelle „3“ ist ein ähnliches Zn-haltiges  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannid mit wenig Sb und Spuren von Fe wie an der Stelle „2“ vorhanden (Abb. 9.6.95).

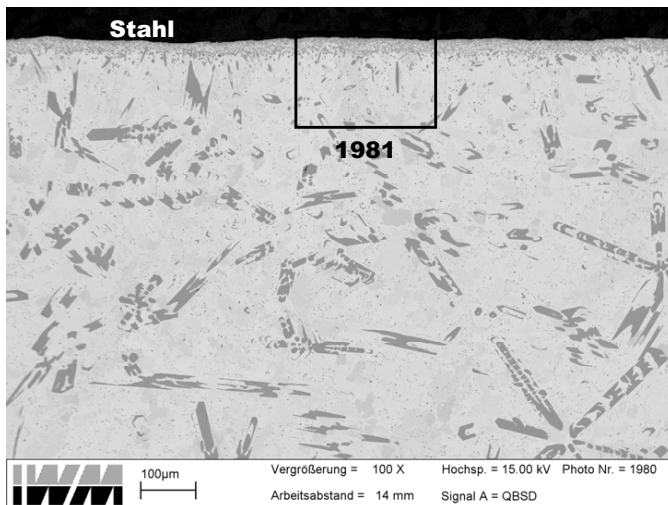
An der Stelle „4“ in etwa 9  $\mu\text{m}$  Abstand zum Stahl befindet sich die SnSb-Matrix mit gelöstem Bi und Fe an der Nachweisgrenze (Abb. 9.6.96).

An der Stelle „5“ ist ein SnSb-Härtekristall mit wenig gelöstem Bi zu erkennen (Abb. 9.6.97).

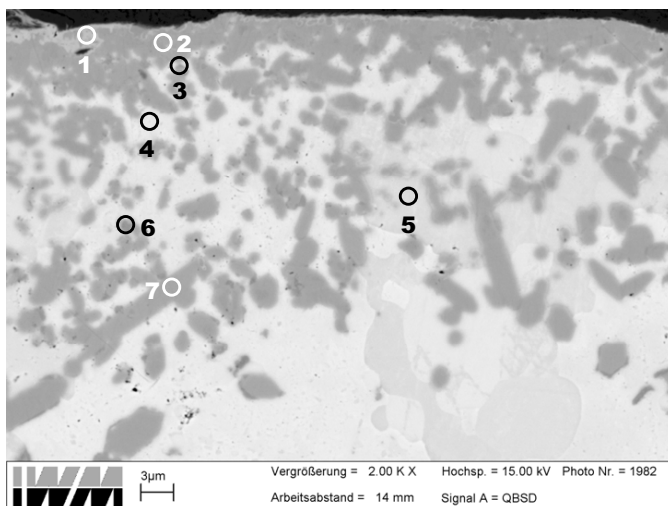
An den Stellen „6“ und „7“ liegt eine ähnliche chemische Zusammensetzung vor wie an den Stellen „2“ und „3“ (Abb. 9.6.98 und Abb. 9.6.99). Unterschiede liegen hauptsächlich im Zn-Gehalt.

Nach der Auslagerung bei 160°C für 120 h wurden an den untersuchten Stellen keine Messinganteile mehr gefunden. Dies mag auf der zufälligen Verteilung der

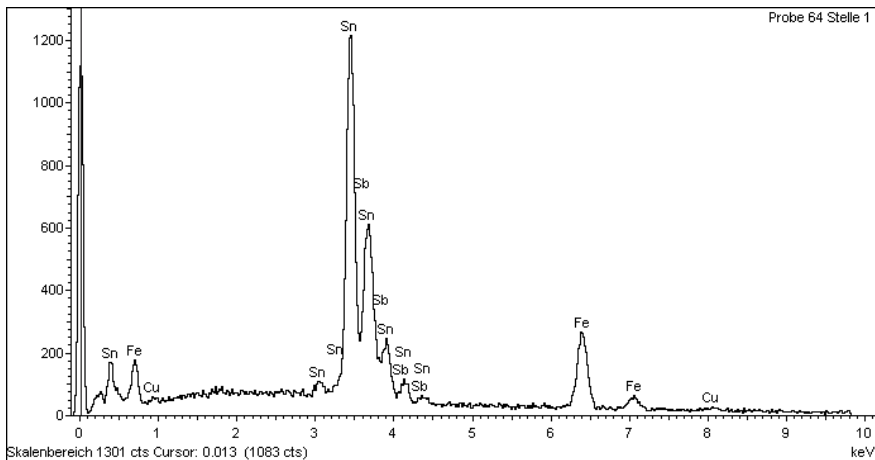
Messingpartikelchen beruhen, kann aber auch durch die diffusionsbedingte Auflösung der Teilchen verursacht sein.



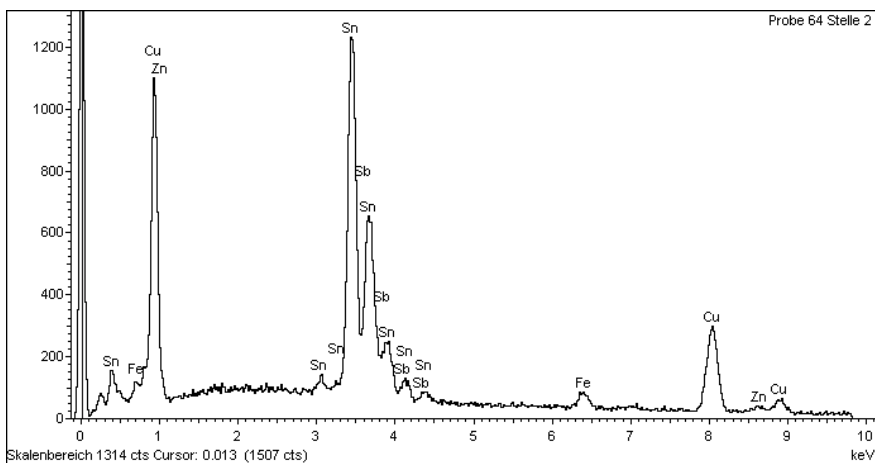
**Abb. 9.6.91:** Übergangsschicht von Stahl zur modifizierten Verzinnung nach Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50; V=100:1



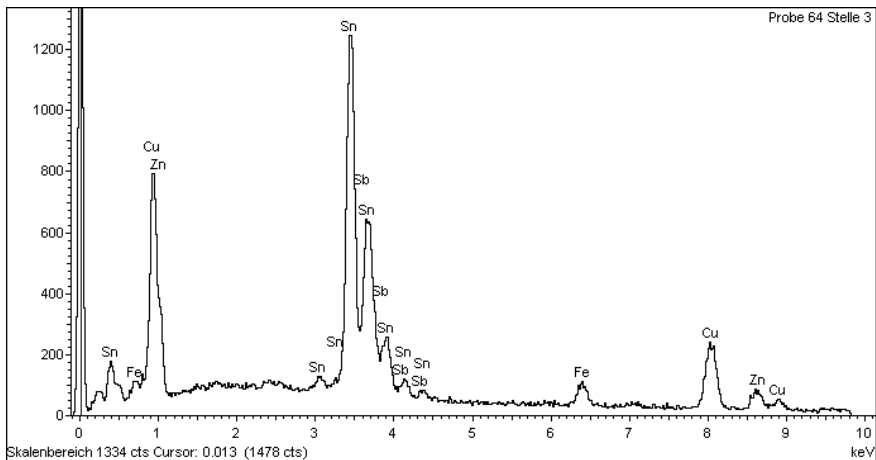
**Abb. 9.6.92:** Detailaufnahme aus Abb. 9.6.91; V=2000:1



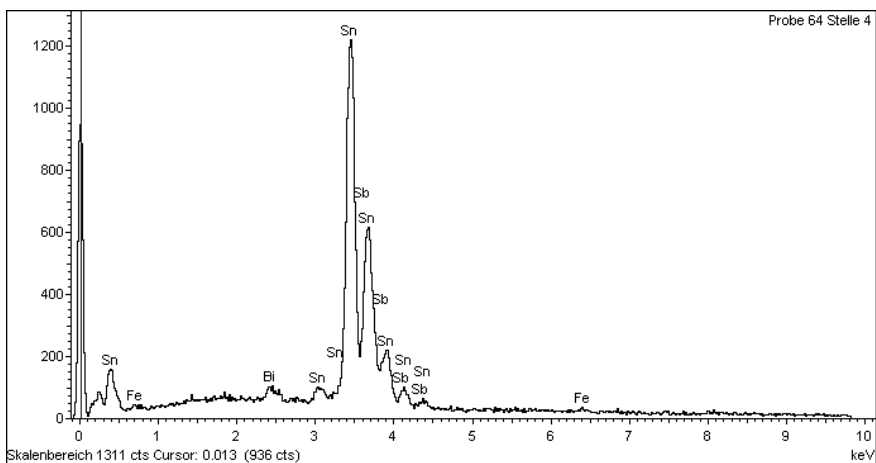
**Abb. 9.6.93:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 1 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



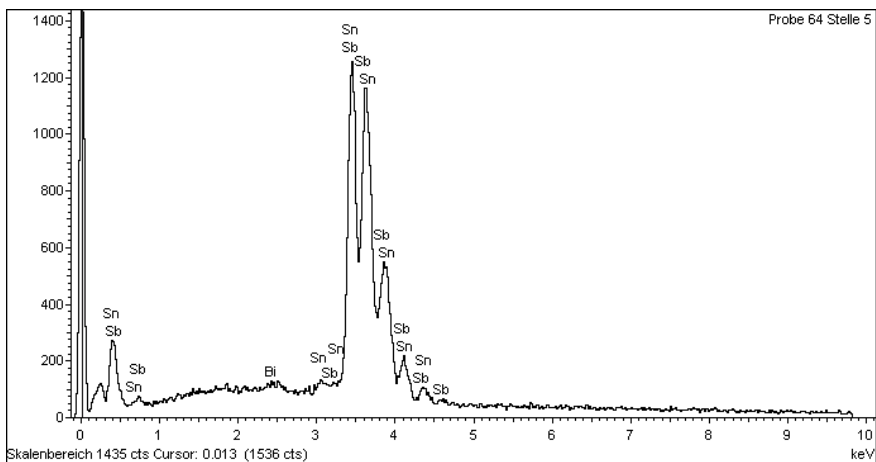
**Abb. 9.6.94:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 2 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



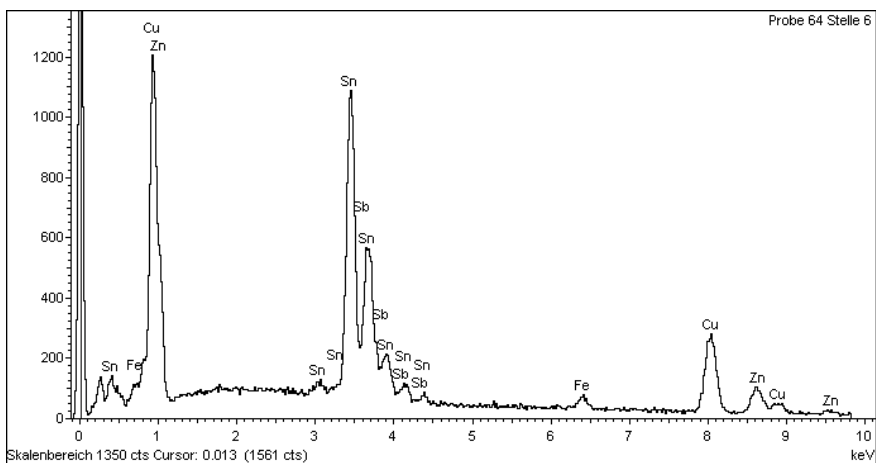
**Abb. 9.6.95:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 3 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.96:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 4 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

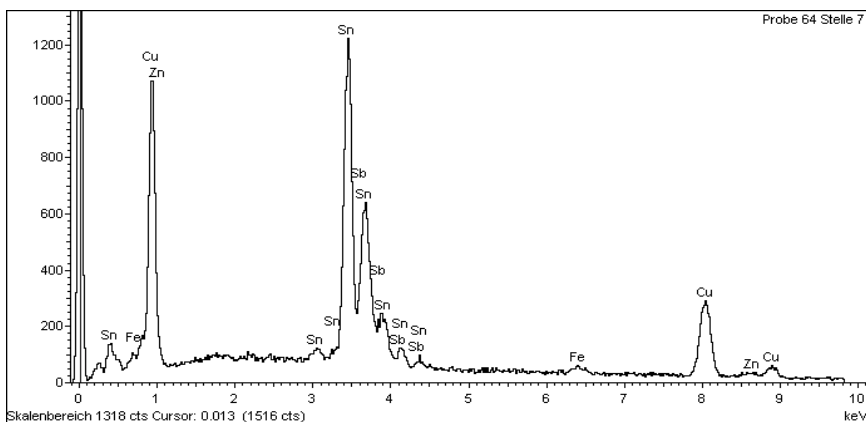


**Abb. 9.6.97:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 5 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50



**Abb. 9.6.98:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 6 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50





**Abb. 9.6.99:** SnZn50-Zwischenschicht, EDX-Analyse an der Stelle 7 von Abb. 9.6.92; Auslagerung von 120 h; Legierung Sn-12-6-1,8+Zn50

Die Wirkung der Elemente Bi, Fe, Te und Zn lässt sich nach den Untersuchungen dieses Kapitels wie folgt beschreiben:

Wismut wird vorwiegend in der Sn-Matrix gelöst. Im Gusszustand finden sich vereinzelt auch diskrete Bi-Metallpartikelchen, die nach einer Auslagerung bei 160°C nicht mehr auftreten. Die SnSb-Härtekristalle können geringe Bi-Mengen lösen, während die  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stannide innerhalb der Nachweisgrenzen frei von Bi bleiben.

Beim Beschichten der Stahlgrundkörper wird eine intermetallische  $\text{FeZn}_9$ -Schicht gebildet, die sich beim Ausgießen mit dem Lagermetall aufgelöst. Möglicherweise wird weiteres Eisen aus dem Grundkörper in der Sn-reichen Schmelze des Lagermetalls gelöst. Die frei gesetzten Eisenmengen befindet sich nach dem Gießen in großen Mengen in der Sn-Matrix, in den SnSb-Härtekristallen und in den  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden, allerdings nur innerhalb einer schmalen Zone von ca. 10 bis 20  $\mu\text{m}$  Abstand zum Stahl. Bei Auslagerung verschwindet der Fe-reiche Sn-Mischkristall außer in einem Saum von weniger als 1  $\mu\text{m}$  Dicke entlang der Stahloberfläche.

Tellur mit Gehalten von 0,05% liegt in allen untersuchten Phasen unterhalb der Nachweisgrenze der hier verwendeten Methode vor. Deshalb kann über eine eventuelle Anreicherung, die der Keimbildung dienen könnte, nichts gesagt werden.

Zink als Legierungselement im Lagermetall kann zu einer erhöhten Dispersion von feinsten messingartigen Partikelchen führen, die sich jedoch nach einer Glühung von 120 h bei 160°C nicht mehr nachweisen lassen. Zink wird in der Matrix und in den  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden gelöst. Die SnSb-Härtekristalle lösen keine messbaren Mengen Zink. Elementare Zn-Ausscheidungen waren unter keinen Umständen zu finden.

## 10. Zusammenfassung

Die Untersuchungen zur Bindefestigkeit wurden anhand von Chalmersproben nach DIN ISO 4368, Teil 2, durchgeführt. Hierzu wurden Tellerproben verzinkt und danach mit der Gleitlagerlegierung ausgegossen. Aus den Rohlingen wurden die Chalmersproben gedreht und die Bindefestigkeit ermittelt.

Die Untersuchung der Bindefestigkeit der neu entwickelten Legierung Sn-12-6-1,8 zeigt, dass durch eine Verzinnung eines Stützkörpers aus C10 in einem Sn-Bad, selbst mit Variation der Zinnbadtemperatur sowie der Gieß- und Abkühlbedingungen, keine zufriedenstellende Bindefestigkeit erzielt wird. Beim Ausgießen der verzinten Stahlnäpfchen für Chalmersproben bildet sich bei wismuthaltigen Schmelzen zwischen Stahl und dem Lagermetall eine Eisenoxidschicht, die eine einwandfreie Fe/Sn-Verbindung an der Stahloberfläche verhindert. Die Ursache dieser Oxidbildung bei wismuthaltigen Schmelzen ist nicht klar. Ein Lösungsansatz ist das Aufbringen einer neuartigen Zwischenschicht direkt aus dem Verzinnungsprozess. Hierzu wurde das Verzinnungsbad aus Reinzinn durch ein Legierungselement modifiziert, das eine höhere Affinität zu Eisen besitzt als Sn. Ein solches Element ist Zn. Damit bildet sich auf dem Stahlstützkörper eine Fe-Zn-Schicht, die eine höhere Bindefestigkeit aufweist als Zwischenschichten, die in einem reinen Sn-Bad gebildet werden.

Durch eine Anpassung der Vorverzinnung von Stützkörpern konnte nicht nur die anfänglich schlechtere Bindefestigkeit der neu entwickelten Versuchslegierungen auf das Niveau von konventionellen Gleitlagerlegierungen gebracht, sondern auch die Bindefestigkeit der konventionellen Gleitlagerlegierungen deutlich gesteigert werden.

Das modifizierte SnZn-Bad gewährleistet bei den untersuchten Versuchslegierungen Sn-12-6-1,8, Sn-12-6-1,8+Te5, Sn-12-6-1,8+Ni5, Sn-12-6-1,8+Zn50 und den konventionellen Gleitlagerlegierungen TEGO V 738, TEGOSTAR, TEGOTENAX eine recht hohe Bindefestigkeit. Die Bleibasislegierung LM-THERMIT erfährt keine Verbesserung, übertrifft aber stets einen Bindefestigkeitswert von 50 N/mm<sup>2</sup>. Damit ist das neue Bad universell verwendbar.

Um die Abhängigkeit der Bindefestigkeit vom Zn-Anteil der SnZn-Legierung zu ermitteln, wurde dieser mit 9, 24, 50, 60 und 70 m/o variiert. Die Badtemperaturen wurden je nach Legierungszusammensetzung zwischen 280-380°C eingestellt. Im Mittel ergab ein Zn-Gehalt von 50% die günstigsten Festigkeitswerte. Als Badtemperatur bewährte sich ein Wert von etwa 360°C.

Um das Verhalten der Legierungen unter erschwerten Bedingungen zu ermitteln, wurden die Proben einer Auslagerung oder thermischen Alterung unterzogen. Die Auslagerungszeiten bei 160 °C betragen 24 h und 120 h. Die Untersuchungen

ergaben, dass sowohl bei 24 h als auch 120 h und 160°C die Abnahme der Bindefestigkeit im zulässigen Bereich bleibt. Bei 24 h variieren die Bindefestigkeitsverluste zwischen 2,6% und höchstens 16%. Bei 120 h Alterungsbehandlung können die Bindefestigkeiten höchstens bis zu 30% absinken. Jedoch waren alle Proben nach 120 h bei 160°C im zulässigen Festigkeitsbereich, so dass man davon ausgehen kann, dass die Bauteile auch bei längerer Betriebsdauer noch ausreichende Bindefestigkeiten aufweisen.

Ein Vergleich zwischen Sn- und SnZn-Bad zeigt generell, dass bei beiden Fällen ähnliche Verhaltensweisen vorliegen. Erfahrungsgemäß kann man das Sn-Bad nur für Legierungen ohne höhere Wismutgehalte verwenden. Das SnZn-Bad jedoch eignet sich nach diesen Untersuchungen für alle Legierungen, besonders für die Versuchslegierungen. Ein Vergleich der unterschiedlichen SnZn-Bäder, die mit jeweils 50%, 60% bzw. 70% Zn angesetzt wurden, zeigt, dass die Versuchslegierungen beim SnZn70-Bad die höchste Bindefestigkeit und nach der Auslagerungsbehandlung die geringsten Bindefestigkeitsverluste aufweisen. Jedoch ist der Unterschied nicht als entscheidend zu bezeichnen. Wenn man die gesamten untersuchten Legierungen, d.h. auch die industriellen Legierungen, betrachtet, kann man nur mit dem SnZn50-Bad zufriedenstellende Ergebnisse erzielen. Dabei kann auch LM-THERMIT 120 h Behandlung bei 160°C ohne Festigkeitsverluste überstehen. Den größten Festigkeitsverlust beim Auslagern mit 29% zeigt TEGOSTAR. Dies ist aber nicht so dramatisch, weil die Bindefestigkeit in diesem Fall 89 MPa beträgt und weit über dem industriell geforderten Mindestwert liegt.

Um den Schichtdickeneinfluss auf die Bindefestigkeit untersuchen zu können, wurde die Stirnprobe entwickelt. Damit konnte die Schichtdicke zwischen 0,5 mm und 6,0 mm variiert werden. Die Bindefestigkeit der Stirnproben wurde mit dem Zugversuch ermittelt. Dabei wurde der konventionelle Gleitlagerwerkstoff TEGOSTAR verwendet. Die Bindefestigkeitswerte von Stirnproben unterscheiden sich nicht wesentlich von den Werten, die mit Chalmers-Proben erzielt werden, und hängen bei geringen Schichtdicken nicht von der Schichtdicke ab. Bei 6 mm Schichtdicke beobachtet man allerdings eine erhebliche Festigkeitsminderung um etwa 25%.

Zur Bestimmung der Bindefestigkeit unter Scherbelastung wurden rohrförmige und daraus abgeleitete ringförmige Proben entwickelt. Zur Ermittlung der Scherfestigkeit wurde das Lagermetall mit einem Stempel aus dem Rohr heraus gedrückt. Letztlich bleiben diese Versuch jedoch nicht ganz befriedigend.

Die Temperatur des SnZn-Bads wurde anhand des SnZn-Phasendiagramms und anhand von zusätzlichen Anwendungsversuchen folgendermaßen festgelegt:

SnZn50	360 °C
SnZn60	370 °C
SnZn70	380 °C

Die optimale Verweilzeit im SnZn-Bad von 7 min wurde über eine Versuchsreihe bestimmt.

Mit der Mikrosondenanalyse wurde nachgewiesen, dass durch Verzinnzinkung die vor Oxidation schützende Phase  $\text{FeZn}_9$  entsteht, wodurch auch die gute Bindung der Zwischenschicht zu erklären ist. Dieser Sachverhalt wurde durch die Berechnung der Änderungen der freien Bildungsenthalpien bestätigt.

Im einzelnen wurden die freien Bildungsenthalpien folgender Verbindungen bei  $350^\circ\text{C}$  in den binären Fe-Zn- und Fe-Sn-Systemen ermittelt:

Fe-Sn:	$\text{Fe}_{0,33}\text{Sn}_{0,67}$
	$\text{Fe}_{0,5}\text{Sn}_{0,5}$
Fe-Zn:	$\Gamma_1\text{-Fe-Zn: FeZn}_{2,33}\text{-FeZn}_{2,7}$
	$\Gamma_2\text{-Fe-Zn: FeZn}_{3,35}\text{-FeZn}_{4,26}$
	$\delta\text{-Fe-Zn: FeZn}_{7,33}\text{-FeZn}_{10,1}$
	$\zeta\text{-Fe-Zn: FeZn}_{11,5}\text{-FeZn}_{15,67}$

Zusätzlich wurden das Abbrandverhalten und die freien Enthalpien der Legierungselemente bei Oxidation bestimmt. Demnach hat  $\text{Ag}_2\text{O}$  die kleinste und  $\text{Sb}_4\text{O}_6$  die größte Änderung der freien Enthalpie. In einem Laborversuch wurde das Abbrandverhalten von Zinn und Zink untersucht. Dabei stellte sich heraus, dass Zink einen etwas stärkeren Abbrand aufweist als Zinn. Dieser beruht hauptsächlich auf Zinkverdampfung.

Die Untersuchung der Bindefestigkeiten ergab, dass das SnZn-Bad für alle Sn-Basis-Legierungen bessere Resultate liefert als das reine Sn-Bad. Bei den folgenden konventionellen Gleitlagerlegierungen und den neu entwickelten Versuchslegierungen ohne Auslagerung ergeben sich Bindefestigkeiten im Bereich von:

TEGO V738:	106 – 110 MPa
TEGOSTAR:	105 – 115 MPa
TEGOTENAX:	101 – 113 MPa
LM THERMIT:	54 MPa (nur im SnZn50-Bad)
Sn-12-6-1,8:	83 – 92 MPa
Sn-12-6-1,8+Te5:	78 – 81 MPa
Sn-12-6-1,8+Ni5:	78 – 79 MPa
Sn-12-6-1,8+Zn50:	79 – 85 MPa

Auch für den Bleibasiswerkstoff LM-THERMIT erhält man mit einer Beschichtung im SnZn50-Bad sehr gute Bindefestigkeiten, so dass dieses Bad bei 360°C universell für Weißmetalllager eingesetzt werden kann. Es besteht nicht die Notwendigkeit, neben dem SnZn50-Bad ein zweites Bad aus Reinzinn im Betrieb aufrecht zu erhalten. Damit ergeben sich neben verbesserten Bindefestigkeiten auch erhebliche Kosteneinsparungen.

Die Bindefestigkeiten werden nach Auslagerung generell schwächer, wobei Sn-12-6-1,8+Zn50 ein davon abweichendes Verhalten zeigt. Hier scheint die Bindefestigkeit konstant zu bleiben bzw. auch leicht zu steigen.

Das überaus komplexe Gefüge der SnZn50-Zwischenschicht in Verbindung mit den Versuchslegierungen wurde anhand von REM-Aufnahmen und EDX-Analysen untersucht. Demnach besteht die Bindschicht neben der vor Oxidation schützenden Phase  $\text{FeZn}_9$  an der Stahloberfläche aus einer vielphasigen Übergangsschicht mit ausgeprägten Löchlichkeiten für Eisen, Wismut, Zink und Antimon, in der sich wegen der lokalen Zinkverfügbarkeit mikroskopische Messingpartikel mit dem Kupfergehalt des Lagermetalls bilden können. Daran schließt sich mit einem Abstand von 20 bis 50  $\mu\text{m}$  von der Stahloberfläche das Lagermetall mit seiner Sn-Matrix,  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ -Stanniden und SnSb-Härtekristallen an.

Insgesamt konnte mit der Entwicklung des neuen Verzinnungsbades eine Lösung zur Verbesserung der Haftfestigkeit von wismuthaltigen Zinnbasis-Lagermetallen bereitgestellt werden. Das Bad ist für Weißmetalle aller Art einsetzbar und führt bei allen untersuchten Zinnbasiswerkstoffen zur Verbesserung der Bindefestigkeit.

## 11. Literaturverzeichnis

- [1] N.N.:  
Einfluß der Temperatur auf die dynamische Festigkeit von  
Gleitlagerwerkstoffen auf Blei- und Zinngrundlage  
Goldschmidt informiert, Heft 1/84, Nr. 60, Seite 2
- [2] Hilgers, W.:  
Lagerwerkstoffe für höhere Forderungen  
Sonderdruck aus VDI- Nachrichten Nr. 38, Essen, 1975
- [3] Tepper, H.; Schopf, H.:  
Beuth-Kommentare Gleitlager  
Konstruktion, Auslegung, Prüfung mit Hilfe von DIN-Normen  
Beuth Verlag, Berlin, Köln, 1985
- [4] Gold, P.W.:  
Maschinenelemente, Band 1, Vorlesungsumdruck  
Institut für Maschinenelemente und Maschinengestaltung,  
RWTH Aachen, 1998
- [5] Bartz, W.J.:  
Grundlagen der Kraftübertragung durch Lagerungen  
Antriebstechnik 13(1974), S. 187-192
- [6] Lang, O. R.; Steinhilper, W.:  
Gleitlager  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1978

- [7] Bowden, F. P.; Tabor, D.:  
The Friction and Lubrication of Solids  
Oxford: University Press 1954 (Part 1), 1964 (Part 2)  
Reibung und Schmierung fester Körper  
Springer-Verlag, Berlin, Göttingen, Heidelberg, 1959
- [8] Vogelpohl, G.:  
Betriebssichere Gleitlager, Berechnungsverfahren für Konstruktion und Betrieb  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 1967
- [9] Bartel, D.; Deters, L.:  
Radialgleitlager bei Mischreibung  
Tribologie und Schmierungstechnik 46(1999), S. 40-44
- [10] Steinhilper, W.; Sauer, B. (Hrsg.):  
Konstruktionselemente des Maschinenbaus 2  
Grundlagen von Maschinenelementen für Antriebsaufgaben  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2006
- [11] Brinksmeier, E.; Giwierzew, A.:  
Analyse der Reibungsvorgänge beim Schleifen mit niedrigen  
Schnittgeschwindigkeiten  
HTM-Härtereitechnische Mitteilungen 58(2003), S.141-152
- [12] Spikes, H. A.; Olver, A. V.:  
Grundlagen der Mischreibung  
International Colloquium Tribology, 13(2002) S.19-29
- [13] Zechel, R.; Netuschil, D.; Hänel, E.:  
Die Schmierung der Gleitlager unter Mischreibungsbedingungen  
VDI-Berichte, Band 1380, Seite 197-222  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1998

- [14] Deters, L.; Thiede, K.U.:  
Einfluss von Trennschichten in Gleitlagern bei Grenzreibung  
VDI-Berichte, Band 1380, Seite 223-234  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1998
- [15] Laschimke, R.:  
Patentschrift: DE 43 39 394 C1  
Verfahren zur Herstellung eines Gleitlagers und Gleitlager, 1994
- [16] Hilgers, W.  
Abhängigkeit der Lagerwerkstoffeigenschaften in Verbundlagern von der  
Stützkörperkonstruktion  
VDI-Berichte Nr. 248, S.149-158  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1976
- [17] Gläser, H.; Althaus, J.:  
Vergleichende Untersuchungen an Gleitlagern mit Weißmetall.  
Schleudergussverfahren contra Flammstanzverfahren  
Antriebstechnik 38(1999)3, S.77-82
- [18] Fuerst, A.:  
Analytische Simulation von hydrodynamischen Gleitlagern in  
Wasserkraftanlagen  
VDI-Fortschrittberichte, Reihe 1, Nr. 343, S.12-18  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 2001
- [19] Muhs, D.; Wittel, H.; Jannasch, D.; Voßiek, J.:  
Roloff / Matek Maschinenelemente  
Normung, Berechnung, Gestaltung  
Friedr. Vieweg & Sohn Verlag, Wiesbaden, 2005



- [20] N. N.  
VDI 2204, Blatt 1: Auslegung von Gleitlagerungen,  
Grundlagen  
Beuth-Verlag, Berlin, 2001
- [21] Niemann, G.; Winter, H.; Höhn, B.R.:  
Maschinenelemente, Band 1  
Berechnung von Verbindungen, Lagern, Wellen  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2001
- [22] Swiderski, L.; Kaniewski, W.:  
Einfluss des Verschleißes auf die statischen und dynamischen  
Radialgleitlager-Charakteristiken  
VDI-Berichte, Band 1380, S. 235-247  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1998
- [23] Faninger, G.; Poeschel, E.; Ehrhardt, J.:  
Methode zur Aufbringung von Oberflächenschichten unter dem Aspekt  
verschiedener Anwendungsmöglichkeiten  
Metall 31(1977), S.237-245
- [24] Laschimke, R.:  
Patent: DE 35 18 799 A1  
Mehrschicht-Gleitlager, 1986
- [25] Tanaka, T.; Sakamoto, M.; Satoh, Y.; Nakano, M.:  
Patent: DE 42 01761 A1  
Lagermetall für groß-dimensionierte Motoren, 1992

- [26] Wolf, G. K.; Engel, P.; Heyden, D.; Vera, E.; Stippich, F.:  
Maßgeschneiderte Schicht-Interfacesysteme mittels ionenstrahlgestützter  
Beschichtung  
Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, 29(1998), S.518-524
- [27] Graham, N.; Schnell, L.; Arnold, G.:  
Bleifreie Laufschrift für hochbelastete Haupt- und Pleuellager  
MTZ 64(2003), S. 880-883
- [28] Simon H.; Thoma, M.:  
Angewandte Oberflächentechnik für metallische Werkstoffe  
Eignung–Verfahren–Prüfung  
Carl-Hanser-Verlag, München, Wien, 1989
- [29] Haefer, R. A. :  
Oberflächen- und Dünnschicht-Technologie  
Teil I: Beschichtung von Oberflächen  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, London, Paris, Tokyo, 1987
- [30] Peeken, H.; Schueller, R.:  
Verbundgleitlager; Gleitlagerwerkstoffe  
Der Maschinenmarkt, 89(1983), S. 371-374
- [31] DIN EN 10084  
Ersatz für DIN 17210: 1986-09  
Einsatzstähle  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 1998
- [32] N.N.:  
Gleitlagertechnik  
Th. Goldschmidt AG, Essen, Firmenschrift, 1992

- [33] N.N.:  
DIN ISO 1681  
Ersatz für DIN EN 10293  
Stahlguss für allgemeine Anwendungen  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 2005
- [34] N.N.:  
DIN ISO 17100  
Ersatz für DIN EN 10025  
Warmgewalzte Erzeugnisse aus Baustählen  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 2005
- [35] DIN EN 1561  
Gusseisen mit Lagermetallgraphit  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 1997
- [36] N.N.:  
DIN ISO 4382, Teil 1  
Gleitlager; Kupferlegierungen  
Kupfer-Gusslegierungen für dickwandige Massiv- und Verbundgleitlager  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 1992
- [37] N.N.:  
DIN ISO 4383  
Verbundwerkstoffe für dünnwandige Gleitlager  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 2001
- [38] Guy, A. G.:  
Metallkunde für Ingenieure  
Bearbeiter der deutschen Ausgabe: Petzow, G.  
Akademische Verlagsgesellschaft, Frankfurt am Main, 1970

- [39] Habenicht, G.:  
Kleben  
Grundlagen, Technologien, Anwendungen  
Springer-Verlag, Berlin, Heidelberg, 2006
- [40] Gobrecht, J.:  
Werkstofftechnik - Metalle  
Oldenburg Wissenschaftsverlag, 2. Auflage, München, 2006
- [41] Bergmann, W.:  
Werkstofftechnik, Teil 1: Grundlagen  
Carl Hanser Verlag, 2. Auflage, 1989
- [42] Troost, A.:  
Einführung in die allgemeine Werkstoffkunde metallischer Werkstoffe  
Bibliographisches Institut Mannheim/Wien/Zürich  
B.I.-Wissenschaftsverlag, 1980
- [43] Dahl, W.:  
Eigenschaften und Anwendungen von Stahl, Band 1: Grundlagen  
Umdruck zum Praktikum: Werkstoffkunde am Institut für  
Eisenhüttenkunde der RWTH Aachen,  
Verlag der Augustinus-Buchhandlung, Aachen, 1993
- [44] Matthes, K. J.:  
Fügetechnik  
Hanser-Fachbuchverlag, 1. Auflage, Leipzig, 2003
- [45] Dilthey, U.:  
Vorlesungsskript: Grundlagen und Verfahren der Klebtechnik  
Institut für Schweißtechnik und Fügetechnik, RWTH Aachen, 2006

- [46] Eckel, H.:  
Festigkeits- und Strukturuntersuchungen in den Nahtbereichen titanplattierter  
Stahlrohre mit Haftvermittlungswerkstoffen  
Metall, 30(1976), S. 217-223
- [47] Hunger, W.:  
Patent: DE 195 11 628 A1  
Verfahren zum Beschichten von Laufflächen von Kolben-Zylinder-Einheiten,  
1996
- [48] Rühlicke, I.:  
Teleskopzylinder mit Metalloxid-Beschichtung Ceraplate 2000  
Firmenschrift: Walter Hunger KG, Lohr am Main, 2000
- [49] N.N.:  
DIN ISO 50282  
Gleitlager  
Das tribologische Verhalten von metallischen Gleitwerkstoffen  
Beuth-Verlag, Berlin, 1979
- [50] Pfestors, H.; Weiss, F.; Matucha, K. H.; Wincierz, P.:  
Metallkundliche Aspekte von Gleitlagerwerkstoffen  
In: Reibung und Verschleiß bei metallischen und nicht metallischen  
Werkstoffen, Seite 365-379  
DGM-Informationsgesellschaft-Verlag, Oberursel, 1986
- [51] N.N.:  
Sliding-bearing materials  
Machine Design 46(1974), S. 37-45

- [52] Weber, R.:  
Probleme des Gleitlagers  
Metall 29(1975), S.447-453
- [53] Sachs, G.; Göler, F.K.:  
Lagermetalle  
Mitteilung der Metallgesellschaft,  
Frankfurt a. M., Heft 10, 1935
- [54] Arnold, G.:  
Gleitlagerwerkstoffe für Hochleistungsmotoren  
VDI-Berichte, 1612, S. 219-235  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 2001
- [55] Roemer, E.:  
Werkstoffauswahl für Gleitlagerungen  
VDI-Berichte, Nr. 410, S. 133-144  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1981
- [56] Kühnel, R.:  
Werkstoff für Gleitlager  
Springer-Verlag, Berlin, 1952
- [57] N.N.:  
Metals Handbook: Metallography, Structures and Phase Diagrams,  
Volume 8,  
American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1973
- [58] N.N.:  
ASM Handbook, Alloy Phase Diagrams, Volume 3,  
ASM International, Materials Park, Ohio, 1992

- [59] Hummel, O.:  
Gleitlagerwerkstoffe  
Konstruktion, Elemente, Methode 11(1974), S. 26-27
- [60] N.N.:  
DIN ISO 4382, Teil 1  
Kupfer-Gußlegierungen für dickwandige Massiv- und Verbundgleitlager  
Beuth-Verlag, Berlin, 1992
- [61] Bartz, W. J. u.a.:  
Gleitlagertechnik, Teil I, Band 49  
Technische Akademie Esslingen,  
Expert-Verlag, 7031 Grafenau 1/Württ, 1981
- [62] N.N.:  
Copper and its alloys  
Eng. Mater. Des., 24(1980)1, S.32-38
- [63] Bögel, A., Feind, J.:  
Gleitlagerwerkstoffe auf Kupferbasis für den Fahrzeugbau  
Metall 46(1992), S. 1132-1135
- [64] Reimann, A.:  
Thermisch gespritzte Quasikristall-Verbundschichten für Anwendungen in der  
Gleitlagertechnik  
Werkstoffwissenschaftliche Schriftenreihe Band 57 (2003), S. 1-113, Aachen
- [65] N.N.:  
DIN ISO 6279  
Gleitlager  
Aluminiumlegierungen für Einstofflager  
Beuth-Verlag, Berlin, 1979

- [66] Adam, A., Staschko, K.:  
Bleifreie Schichten für Lageranwendungen  
Ulmer-Gespräch 26(2004), S. 83-89
- [67] Mohler, J.:  
Aluminum-alloy sleeve bearings  
Plant Engineering 29(1975), S. 257-260
- [68] N.N.:  
DIN ISO 4381  
Gleitlager-Blei- und Zinngusslegierungen  
Beuth-Verlag, Berlin, 2001
- [69] Gersdorfer, O.:  
Werkstoffe für Gleitlager  
Gesichtspunkte zur Beurteilung und Auswahl von Gleitwerkstoffen  
VDI-Berichte Nr. 141, S. 41-43  
VDI-Verlag, Düsseldorf, 1970
- [70] N.N.:  
Patent: DE 101 45 389 A1  
Gleitlagerlegierung auf Sn-Basis, 2003
- [71] Hansen, M.:  
Der Aufbau der Zweistofflegierungen,  
Springer-Verlag, Berlin, 1936
- [72] Koring, R.:  
B 23-94: Standard Specification for White Metal Alloys  
(Known Commercially as "Babbitt Metal")  
Annual Book of ASTM Standards, Vol.02.04, 1997



- [73] Koring, R.:  
Erfahrungen mit TEGOSTAR 738  
Vortrag zur 10. Internationalen Wasserkraft Tagung, TU Wien  
Ecka-Granules Essen GmbH, Essen, 1998
- [74] N.N.:  
VDI 2204, Blatt 1  
Auslegung von Gleitlagerlegierungen: Grundlagen  
Beuth-Verlag, Berlin, 2001
- [75] Mori, S.:  
Auslegeschrift: DE 27 42 729 R2  
Weißmetall- Lagerlegierungen auf Zinnbasis, 1979
- [76] Abdel-Reihim, M.; Hess, N.; Schaub, M.:  
Microstructural Refinement of Tin-base Bearing Alloys by Adding Selenium  
or Tellurium  
Metall 39(1985), S. 817-823
- [77] Beiss, P.; Gold, P.W.; Meyer, T.; Sell, A.:  
Abschlussbericht AIF-Vorhaben 9ZN „Entwicklung und Erprobung  
dynamisch hoch belastbarer , blei-, cadmium- und arsenfreier  
Gleitlagerlegierungen“, Arbeitsgemeinschaft industrieller  
Forschungsvereinigungen „Otto von Guericke“ e.V. (AIF), 2002
- [78] Beiss, P.; Gold, P.W.; Günter, T.; Nestic, D.:  
Abschlussbericht AiF-Vorhaben 167 ZN  
„Langzeitseignungs- und Verarbeitungsprozessoptimierung einer  
neuentwickelten, hochbelastbaren Gleitlagerlegierung“.  
Arbeitsgemeinschaft industrieller Forschungsvereinigungen  
„Otto von Guericke“ e.V. (AiF), 2007

- [79] N.N.:  
Eckart Poudmet Deutschland GmbH  
Metal-Powder-Technologies, Essen, 1999
- [80] Bohsmann, M.:  
Patent: DE 44 40 477 C1  
Gleitlagerlegierung auf Sn- Basis, 1996
- [81] Beiss, P.; Akin, O.; Sell, A.:  
Patent: DE 101 45389 C2  
Gleitlagerlegierung auf Zinn-Basis, 2003
- [82] Bartz, W. J.:  
Gleitlagertechnik, Teil 2,  
Kontakt & Studium Band 49  
Expert-Verlag, 1981
- [83] Bartz, W. J.:  
Schäden an geschmierten Maschinenelementen  
Kontakt & Studium Band 28  
Expert-Verlag, 1992
- [84] N.N.:  
DIN 31661  
Gleitlager  
Begriffe, Merkmale und Ursachen von Veränderungen und Schäden  
Beuth-Verlag, Berlin, 1983
- [85] DIN ISO 4386, Teil 2  
Metallische Verbundgleitlager  
Zerstörende Prüfung der Bindung für Lagermetall- Schichtdicke  $\geq 2$  mm  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 1982

- [86] DIN EN ISO 4624  
Abreiversuch zur Beurteilung der Haftfestigkeit  
Beuth-Verlag GmbH, Berlin, 2003
- [87] Schiller, S.; Htzsch, G.; Frster, H.; Reschke, I.:  
Einfluss der mechanischen Aktivierung auf Schichthaftung und  
Legierungsbildung beim Bedampfen von Bandstahl  
Metall 38(1984), S. 219-225
- [88] Haumann, Th.:  
Diffussion in Metallen  
Springer-Verlag, Berlin, 1992
- [89] Barin, I.:  
Thermochemical Data of Pure Substances Part I-II  
VCH-Verlagsgesellschaft, Weinheim, 1989
- [90] Hari Kumar, K.C.; Wollants, P.; Delaey, L.:  
Thermodynamic Evaluation of Fe-Sn Phase Diagram,  
Calphad 20(1996), S. 139-149
- [91] Reumont, G.; Perrot, P.; Fiorani, J.M.; Hertz, J.:  
Thermodynamic Assessment of the Fe-Zn System  
Journal of Phase Equilibria 21(2000), S. 371-378
- [92] Bosnjakovic, F.; Knoche, K.F.:  
Technische Thermodynamik, Teil 1  
Steinkopff-Verlag, Darmstadt, 1988

- [93] Knacke, O.; Kubaschewski, O. und Hesselmann, K.  
Thermochemical properties of inorganic substances I-II, Second Edition  
Springer-Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1991

## 12. Anhang : Ergebnisse der Bindefestigkeitsprüfung

Die angegebene Standardabweichung wurde nach der folgenden Formel für Stichproben errechnet:

$$S_x = \sqrt{\frac{n \cdot \sum_{i=1}^n X_i^2 - \left(\sum_{i=1}^n X_i\right)^2}{n \cdot (n-1)}}$$

Legierung	Durchschnittliche Bindefestigkeitswerte R <sub>Ch</sub> [MPa]			Standard- abweichung
	Ohne Auslagerung	Mit Auslagerung		
		t <sub>1</sub> =24 h	t <sub>2</sub> =120 h	
TEGO V 738	108	-	-	6,2
	-	93	-	6,36
	-	-	92,5	7,89
TEGOSTAR	93	-	-	10,9
	-	82	-	16,2
	-	-	82,5	9,98
TEGOTENAX	84	-	-	3,64
	-	78	-	1,82
	-	-	72	3,64
LM-THERMIT	64	-	-	6,37
	-	56	-	0,91
	-	-	53	4,29

**Tabelle 12.1:** Bindefestigkeitswerte von konventionellen Gleitlagerlegierungen mit Sn-Bad mit und ohne Auslagerung mittels Chalmersprobe, Auslagerung bei 160°C

Legierung	Durchschnittliche Binefestigkeitswerte $R_{Ch}$ [MPa]			Standard- abweichung
	Ohne Auslagerung	Mit Auslagerung		
		$t_1=24$ h	$t_2=120$ h	
Sn-12-6-1,8	83	-	-	4,18
	-	71,5	-	3,10
	-	-	68,5	7,88
Sn-12-6-1,8+Te5	81	-	-	2,78
	-	71	-	4,48
	-	-	69	4,94
Sn-12-6-1,8+Zn50	79,5	-	-	5,59
	-	74	-	4,08
	-	-	74	2,45
Sn-12-6-1,8+Ni5	78,5	-	-	2,64
	-	70,5	-	2,45
	-	-	78	0,84
TEGO V 738	110	-	-	6,4
	-	104	-	3,03
	-	-	101,5	3,71
TEGOSTAR	115	-	-	13,6
	-	106	-	5,05
	-	-	89	16,4
TEGOTENAX	113	-	-	5,8
	-	99	-	2,74
	-	-	95,5	7,30
LM-THERMIT	54	-	-	14,5
	-	51	-	11,3
	-	-	54	7,29

**Tabelle 12.2:** Binefestigkeitswerte von konventionellen und Versuchslegierungen mit SnZn50-Bad mit und ohne Auslagerung mittels Chalmersprobe, Auslagerung bei 160°C

Legierung	Durchschnittliche Biegefestigkeitswerte $R_{Ch}$ [MPa]			Standard- abweichung
	Ohne Auslagerung	Mit Auslagerung		
		$t_1=24$ h	$t_2=120$ h	
Sn-12-6-1,8	92	-	-	4,66
	-	92,5	-	7,94
	-	-	91	6,70
Sn-12-6-1,8+Te5	77,5	-	-	1,82
	-	72	-	1,28
	-	-	74	2,80
Sn-12-6-1,8+Zn50	84,5	-	-	5,14
	-	74	-	7,00
	-	-	70,5	1,60
Sn-12-6-1,8+Ni5	79	-	-	1,89
	-	69	-	0,02
	-	-	74	0,74
TEGO V 738	105,5	-	-	1,10
	-	96	-	4,04
	-	-	86	1,25
TEGOSTAR	104,5	-	-	2,08
	-	90	-	3,85
	-	-	94	3,20
TEGOTENAX	101	-	-	2,82
	-	92,5	-	7,11
	-	-	92	5,06
LM-THERMIT	2,5			0
		0		0
			0	0

**Tabelle 12.3:** Biegefestigkeitswerte von konventionellen und Versuchslegierungen mit SnZn60-Bad mit und ohne Auslagerung mittels Chalmersprobe, Auslagerung bei 160°C

Legierung	Durchschnittliche Binefestigkeitswerte $R_{Ch}$ [MPa]			Standard- abweichung
	Ohne Auslagerung	Mit Auslagerung		
		$t_1=24$ h	$t_2=120$ h	
Sn-12-6-1,8	95,5	-	-	15,34
	-	83,5	-	6,46
	-	-	87	6,44
Sn-12-6-1,8+Te5	89	-	-	0,94
	-	73	-	0,56
	-	-	74	4,18
Sn-12-6-1,8+Zn50	82	-	-	2,69
	-	76	-	3,72
	-	-	73	2,35
Sn-12-6-1,8+Ni5	78	-	-	2,93
	-	71,5	-	0,56
	-	-	71,5	1,42
TEGO V 738	98,5	-	-	8,81
	-	88,5	-	8,55
	-	-	89	4,81
TEGOSTAR	98	-	-	3,91
	-	87	-	9,04
	-	-	85,5	1,95
TEGOTENAX	93,5	-	-	5,62
	-	96	-	7,08
	-	-	90	7,21
LM-THERMIT	1,0			0
		0		0
			0	0

**Tabelle 12.4:** Binefestigkeitswerte von konventionellen und Versuchslegierungen mit SnZn70-Bad mit und ohne Auslagerung mittels Chalmersprobe, Auslagerung bei 160°C



Schichtdicke [mm]	Durchschnittliche Bindefestigkeitswerte $R_{Sp}$ [MPa]		Standard- abweichung
	Sn-Bad	SnZn50-Bad	
0,5	102	-	4,55
	-	105	7,56
1,0	110,5	-	4,18
	-	98,5	3,12
1,5	103	-	14,7
	-	98,5	3,50
6,0	73,5	-	14,42
	-	72	3,73

**Tabelle 12.5:** Bindefestigkeitswerte der Standardlegierung TEGOSTAR mit Sn- und SnZn50-Bad ohne Auslagerung mittels Stirnprobe

Schichtdicke [mm]	Durchschnittliche Bindefestigkeitswerte mit Auslagerung $R_{Sp}$ [MPa]		Standard- abweichung
	$t_1=24$ h	$t_2=120$ h	
0,5	91,5	-	2,75
	-	89	2,03
1,0	91,5	-	3,23
	-	86	1,89
1,5	66	-	2,58
	-	67,5	3,90
6,0	58,5	-	3,02
	-	57,5	3,04

**Tabelle 12.6:** Bindefestigkeitswerte der Standardlegierung TEGOSTAR mit SnZn50-Bad mit Auslagerung mittels Stirnprobe, Auslagerung bei 160°C

## **Lebenslauf**

Name: Kenan Sürül  
Geboren: 05. Mai 1964 in Akçaabat/Türkei  
Familienstand: verheiratet  
Eltern: Cafer Sürül  
Havva Sürül geb. Ergün

### SCHULBILDUNG

09/1970 - 06/1975: Volksschule in Trabzon/Türkei  
09/1975 - 06/1978: Mittelschule in Trabzon/Türkei  
09/1978 - 09/1981: Besuch des naturwissenschaftlichen Gymnasiums "Trabzon Fatih Lisesi" in Trabzon/Türkei

### HOCHSCHULBILDUNG

09/1983 - 09/1986: Universität Hacettepe, Fakultät für Ingenieurwesen in Zonguldak, Abschluss: Ingenieur Bergbau  
09/1987 - 06/1988: Deutsch als Fremdsprache an der RWTH (PNDS)  
10/1988 - 02/1990: Bergbau-Studium an der RWTH (Exmatrikulation 02/1990)  
04/1990 - 09/1992: Grundstudium an der RWTH Aachen, Studiengang Metallurgie & Werkstofftechnik  
10/1992 - 05/1996: Hauptstudium, Studienrichtung Werkstoffwissenschaften mit dem Schwerpunkt Eisen und Stahl  
Mai 1996: Abschluss: Diplom-Ingenieur

### WEITERBILDUNG

08/1998.-07/99: Objektorientierte Windows-Programmierung und Internet-Entwicklung bei der Microrep GmbH in Aachen  
Abschluss: MCSD (Microsoft Certified Solution Developer)

### BERUFLICHE TÄTIGKEIT

01/1982 - 07/1983: Bautechnik in Trabzon / Türkei  
10/1986 - 06/1987: Mineral-, Gesteins- und Metalltechniker bei TTK (Türkische Steinkohlenbetriebe), Zonguldak/Türkei  
07/1990 - 05/1996: studienbegleitende Nebentätigkeit als Aushilfe bei der Firma Ewald Schoeller GmbH/Langerwehe  
07/1994 - 09/1994: Militärdienst in der Türkei  
06/1996 - 08/1996: wissenschaftliche Hilfskraft beim Fraunhofer-Institut für Produktionstechnologie  
10/1996 - 03/1998: Selbstständigkeit  
08/1999 - 07/2000: Firma MobiCom in Aachen (Hardware & Software)  
07/2000 - 10/2000: Philips AG, Qualitätssicherung  
01/2000 - 02/2002: Firma MobiCom in Aachen (Hardware & Software)  
04/2002 - 01/2005: Wissenschaftliche Hilfskraft Institut für Werkstoffkunde der RWTH Aachen  
02/2005 - 05/2009: Wissenschaftlicher Mitarbeiter Institut für Werkstoffkunde, anschließend Institut für Werkstoffanwendungen im Maschinenbau der RWTH Aachen