kupfer_

Informationsdruck i.33

Relaxation von Kupferlegierungen für elektromechanische Bauteile und Kontaktelemente

Herausgeber:
Kupferverband e.V.
Emanuel-Leutze Straße 11
40547 Düsseldorf
Telefon +49 211 239469-0
Telefax +49 211 239469-10
info@kupfer.de
kupfer.de

Alle Rechte, auch die des auszugsweisen Nachdrucks und der fotomechanischen oder elektronischen Wiedergabe, vorbehalten.
© 2025

1. Auflage 1/2025

Erarbeitet von:
Dr. Robert Zauter (Teil 1) und Dr. Michael Bohsmann (Teil 2) – Wieland Werke AG

Unter der Mitwirkung von:

Dr. Peter Boehlke	KME Germany GmbH
Dr. Florian Seuss	Diehl Brass Solutions Stiftung & Co. KG
Dr. Axel Jörg	HME Brass Germany GmbH
Christian Blecking	Kupferverband e.V.
Dr. Ulrich Lorenz	Sundwiger Messingwerk GmbH
Dr. Björn Reetz	OTTO FUCHS Dülken GmbH & Co. KG
Dr. Alexander Treff	OTTO FUCHS Dülken GmbH & Co. KG
Albert Rumbach	KME Stolberg GmbH
Hark Schulze	KME Germany GmbH
Dr. Andreas Frehn	Materion Brush GmbH
Dr. Ladji Tikana	Kupferverband e.V.

Inhaltsverzeichnis

Vorwort 5

1 Relevanz der thermischen Relaxation von Band aus Kupferlegierungen bei elektromechanischen Komponenten in der Elektronik 6

1.1 Anwendungen, bei denen thermische Relaxation relevant ist 6

1.2 Messung der Relaxation 7

1.3 Daten zur Beständigkeit gegen thermische Relaxation 8

1.4 Einfluss des Kristallgitters auf die Relaxationseigenschaften eines Werkstoffes 9

1.5 Literatur 11

2 Technisch-wissenschaftliche Betrachtung der Relaxation in Kupferlegierungen 12

Kurzfassung 12

2.1 Messmethoden 12
2.1.1 Versuchsparameter 13
2.1.2 Vergleich der Messmethoden 13
2.1.3 Vergleich der Versuche an Halbzeugproben und realen Bauteilen 14

2.2 Metallkundliche Gesichtspunkte 14

2.3 Analytische Beschreibung der Relaxation. Der Larson-Miller-Ansatz 15

2.4 Einflussparameter auf die Relaxation 16
2.4.1 Einfluss der Kaltverformung 16
2.4.2 Einfluss einer Wärmebehandlung 17
2.4.3 Einfluss eines Richtvorgangs 17
2.4.4 Richtungsabhängigkeit der Spannungsrelaxation 17
2.4.5 Spannungsabhängigkeit der Relaxation und Pseudorelaxation 18

2.5 Relaxationsmessungen an Halbzeugformen und ihre Anwendbarkeit auf reale Bauteile 20

2.6 Schlussfolgerungen 20

2.7 Literatur 22

_ Vorwort

Die Publikation **„Relaxation von Kupferlegierungen für elektromechanische Bauteile und Kontaktelemente“** wurde in einem Team von Experten aus der Kupferhalbzeugindustrie ausgearbeitet. Relaxation ist ein physikalisches Phänomen, welches federnde Komponenten, gefertigt aus Halbzeugen (Bänder, Drähte) aus Kupferlegierungen betrifft, die Federkräfte mittels elastischer Spannung aufbringen. Relaxation manifestiert sich in Spannungsabfall und Formänderung im Zeitverlauf bei einer vorgegebenen konstanten Dehnung.

Die Broschüre wendet sich an Ingenieure, Bauteildesigner und Fertigungsexperten. Sie ist zweiteilig gestaltet, um zwei Zielgruppen unter den Lesern zu bedienen. Zum einen gibt Teil 1 eine Übersicht über das Phänomen und spricht damit Interessenten an, die sich zum ersten Mal mit diesem Thema befassen und die einen Überblick benötigen. Der zweite Teil bietet eine tiefgehende technisch-wissenschaftliche Analyse der Relaxation in Kupferlegierungen und spricht somit Interessenten an, die ein detailliertes Verständnis anstreben.

Neben den Erklärungen zum physikalischen Hintergrund der Relaxation werden die Messmethoden, Hinweise zum Auffinden von Relaxationsdaten sowie der Einfluss von Fertigungsschritten bei der Halbzeug- und Bauteilherstellung vorgestellt. Ziel ist es, die verschiedenen Einflüsse auf die Relaxation bei der Konstruktion zu verstehen, Bauteile relaxationsresistent konstruieren sowie die Höhe der Relaxationseffekte einschätzen zu können.

Teil 1 von Dr. Robert Zauter
Relevanz der thermischen Relaxation von Band aus Kupferlegierungen bei elektromechanischen Komponenten in der Elektronik

Teil 2 von Dr. Michael Bohsmann
Technisch-wissenschaftliche Betrachtung der Relaxation in Kupferlegierungen

1 _ Relevanz der thermischen Relaxation von Band aus Kupferlegierungen bei elektromechanischen Komponenten in der Elektronik

1.1 Anwendungen, bei denen thermische Relaxation relevant ist

Aufgrund der guten elektrischen Leitfähigkeit von Kupfer und seinen Legierungen werden Kupferwerkstoffe in der Elektronik zur Übertragung von elektrischen Strömen eingesetzt. Elektromechanische Bauelemente besitzen neben der Funktion der reinen Stromleitung zusätzlich die Funktion, über mechanische Kräfte eine stabile elektrische Verbindung zu einem benachbarten Bauteil herzustellen. Derartige Komponenten, beispielsweise Steckverbinder (Abbildung 1) und Kontaktfedern zur Kontaktierung von ICs (Sockets, Abbildung 2) werden hauptsächlich aus Bändern gestanzt. Ebenso gibt es federnde Steckverbinder, die aus gezogenen Halbzeugen (Stangen, Drähte) mittels Zerspanung hergestellt werden, wobei die federnde Komponente zusätzlich mittels Umformung erzeugt wird (Abbildung 3).

Häufig kommt es während des Betriebes der elektromechanischen Bauteile zu einer Erhöhung der Temperatur der Bauteile, üblicherweise nicht höher als 150 °C, da sonst gewisse Komponenten (u.a. Isolierungen aus Kunststoff, Halbleiter, ...) Schaden nehmen würden. Dies kann bedingt sein durch äußere Einflüsse (z.B. Erwärmung durch einen in der Nähe befindlichen Motor) oder auch schlicht durch den Stromdurchfluss selbst. Derartige Temperaturerhöhungen führen zu einem unerwünschten Nachlassen der Federkräfte, verbunden mit einer dauerhaften Formänderung gegenüber dem Ausgangszustand. Dieser Effekt wird „thermische Relaxation“ genannt und kann zu einer Verschlechterung des elektrischen Kontakts führen. Es handelt sich eindeutig nicht um Hochtemperatur-Kriechen, welches erst ab einer Temperatur von 0,4 x T_s (T_s = Schmelztemperatur) wirksam wird.

Abbildung 1: Schematische Darstellung eines tulpenförmigen, federnden Steckverbinders (linke Seite), und des dazugehörigen Gegensteckers (rechte Seite).

Abbildung 2: Schematische Darstellung eines Sockets (einer Kontaktfeder), die den elektrischen Kontakt zwischen den Zuleitungen eines Halbleiter-Chips und der Leiterplatte gewährleistet.

Abbildung 3: Schematische Darstellung eines federnden Rund-Steckverbinders, hergestellt mittels Zerspanung aus einem gezogenen Halbzeug (Stange oder Draht). Die Federwirkung wird durch Umformung der Kontaktlamellen (Biegen ins Zentrum) erzeugt.

1.2 Messung der Relaxation

Die Relaxation von Kupferwerkstoffen unter Last bei erhöhter Temperatur hat zwei Komponenten, nämlich

a) den thermischen Anteil, genannt „Thermische Relaxation“, welcher im Wesentlichen vom Grundwerkstoff und seiner Mikrostruktur abhängig ist.

b) den athermischen Anteil, auch „Pseudorelaxation“ genannt, der nicht von der Temperatur, sondern von der Höhe der aufgebrachten Spannung und von der Fertigungsvorgeschichte des Werkstoffes abhängig ist.

Die Summe beider Anteile wird „Gesamtrelaxation“ genannt. Beide Anteile lassen sich in einer Versuchsanordnung bestimmen. Die ASTM E328-21 [1] schlägt mehrere Messverfahren für Bandproben vor, die äquivalente Ergebnisse liefern. Die folgende Beschreibung bezieht sich auf das Verfahren „Biegung der Probe über einen Dorn“.

Soll die Pseudorelaxation bestimmt werden, so ist es notwendig, eine Erstbelastung bei Raumtemperatur durchzuführen, die vergleichbar ist zu einer ersten Aufweitung eines federnden Steckverbinders durch Einstecken des Gegensteckers. In der Messeinrichtung wird die Bandprobe auf einen Zylinder (Dorn) mit definiertem Radius aufgespannt (Abbildung 4). Die Bandprobe im Ausgangszustand ist in Abbildung 5a dargestellt. Der Radius des Zylinders ist so gewählt, dass an der Außenfaser des Bandes eine definierte Spannung vorliegt, z.B. 1,0 x $R_{p0,2}$. Nach kurzer Zeit (ca. 1 Minute) wird die Probe abgenommen, die dann eine Krümmung aufweist (Abbildung 5b). Über mathematische Zusammenhänge lässt sich die Höhe der Krümmung in ein $\Delta\sigma_1$, also in einen Spannungsverlust, verursacht durch die Pseudorelaxation, umrechnen.

Die Gesamtrelaxation, bestehend aus athermischer und thermischer Relaxation, wird in einem zweiten Schritt bestimmt, in dem die gleiche Probe erneut auf den Zylinder aufgespannt und im aufgespannten Zustand für eine definierte Zeitdauer t einer definierten erhöhten Temperatur T ausgesetzt wird. Anschließend liegt eine stärkere Krümmung des Bandes vor (Abbildung 5c), die in eine Spannungsabnahme $\Delta\sigma_2$ umgerechnet werden kann. Die thermische Relaxation ergibt sich aus der Differenz:

$$\Delta\sigma_{thermisch} = \Delta\sigma_2 - \Delta\sigma_1$$

Durch bewusstes Wählen verschiedener Kombinationen Temperatur T und Temperaturdauer t bei einer zuvor definierten Spannung (eingestellt über den Durchmesser des Zylinders) können verschiedene definierte Larson-Miller-Parameter eingestellt werden. Aus den entsprechenden Ergebnissen ergeben sich die in den Abbildungen 6 und 7 dargestellten thermischen Relaxationskurven.

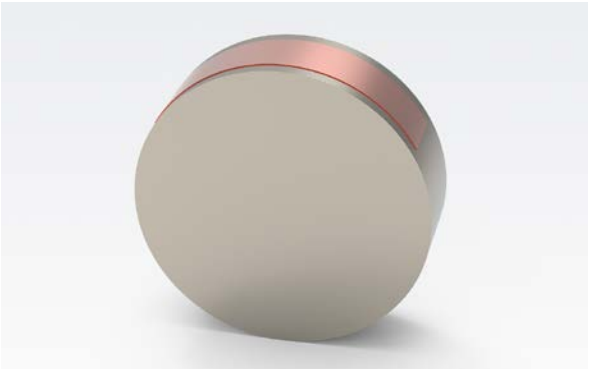


Abbildung 4: Zur Bestimmung der athermischen und der thermischen Anteile der Relaxation werden Bandproben auf einen Zylinder (Dorn) mit definiertem Durchmesser aufgespannt. Durch Variation des Durchmessers können unterschiedliche Spannungen eingestellt werden.

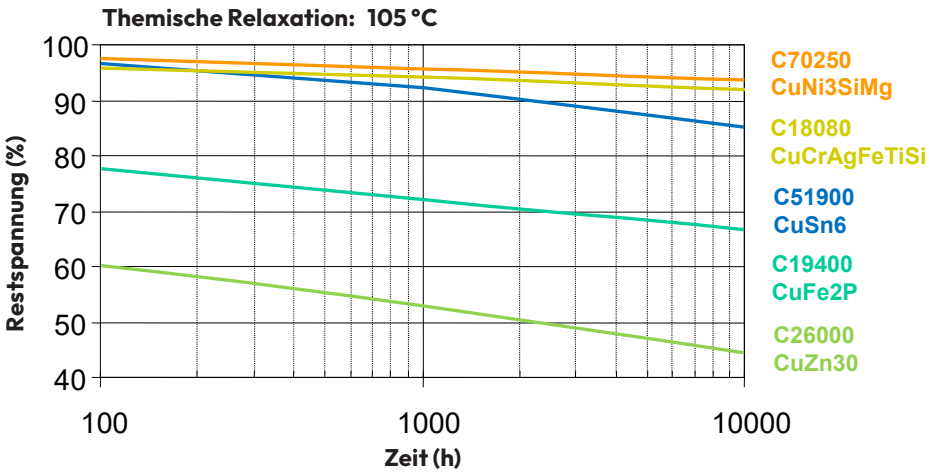
Abbildung 5: a) Bandprobe vor dem Relaxationsexperiment, b) Bandprobe nach Kurzzeit-Aufspannung bei Raumtemperatur, sie weist eine Formänderung durch athermische Relaxation auf, sowie c) Bandprobe nach der Aufspannung für eine definierten Zeitdauer t bei einer definierten erhöhten Temperatur T. Diese weist eine Formänderung durch die Gesamtrelaxation auf.

1.3 Daten zur Beständigkeit gegen thermische Relaxation

Eine allgemeine Darstellung der Pseudorelaxation ist wegen ihrer Abhängigkeit von der Höhe der aufgebrachten Spannung und von der Fertigungsvorgeschichte des Werkstoffes sehr schwierig, so dass keine Daten hierzu publiziert sind. Der Effekt der Pseudorelaxation tritt bei der Erstbelastung des Bandes bzw. des Bauteils auf, wobei noch keine erhöhte Temperatur vorliegt, also bei Raumtemperatur. Es handelt sich um einen Setzeffekt, der während der Belastung mit mechanischer Spannung auftritt. Schwach verankerte Versetzungen werden aus ihren Positionen herausgelöst und wandern bis zu einem nicht mehr überwindbaren Hindernis, an dem sie nicht weiterlaufen können. Auf diesem Weg haben sie bereits eine Formänderung (plastische Verformung) bewirkt. Bei Entlastung bleibt die Formänderung bestehen.

Der thermische Anteil der Relaxation, genannt thermische Relaxation, ist abhängig davon, wie beweglich die Versetzungen im Gitter des Grundwerkstoffes sind. Beeinflusst wird diese Beweglichkeit von der Legierungszusammensetzung, der Mikrostruktur des Werkstoffes (Existenz von Ausscheidungen) sowie von dem Festigkeitszustand. Um Werkstoffe diesbezüglich miteinander vergleichen zu können, wurde die thermische Relaxation verschiedener Werkstoffe bei diskreten Temperaturen zwischen 100 und 200 °C über einen sehr langen Zeitraum ermittelt. Typische mechanische Belastungen betragen 0,5 x $R_{p0,2}$, 0,8 x $R_{p0,2}$ und 1,0 x $R_{p0,2}$. Da die thermische Relaxation spannungsunabhängig ist, ergeben verschiedene Spannungen identische Kurven. Versuchszeiten bis zu 10 000 h wurden tatsächlich angewendet [2]. Die entsprechenden Diagramme zeigen die Restspannung nach Belastung über die Temperatur, logarithmisch aufgetragen (Abbildung 6a und 6b), ermittelt in Versuchen bei unterschiedlichen Zeiten und Temperaturen.

a)



b)

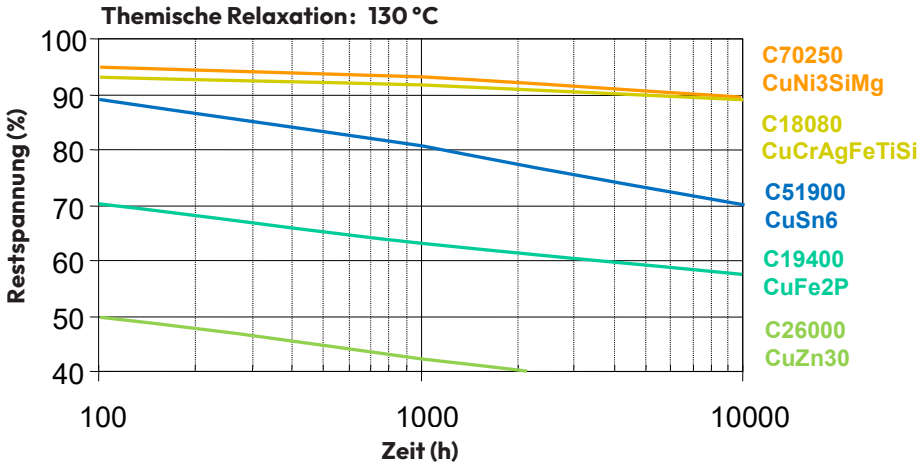


Abbildung 6: klassische Relaxationsdiagramme verschiedener Legierungen, ermittelt bei a) 105 °C und b) 130 °C, Festigkeitszustände entsprechen den in Abbildung 7 dargestellten.

Zu einem späteren Zeitpunkt wurden Versuchsprozeduren vorgestellt, die Relaxationsdaten in kürzeren Zeiten erzeugen können [3]. Lastfälle mit langen Zeiten bei niedrigen Temperaturen werden ersetzt durch einen Lastfall mit kürzerer Zeit bei höherer Temperatur. Die Bedingung hierfür ist, dass der der Relaxation zu Grunde liegende thermisch aktivierte Prozess bei beiden Temperaturen der gleiche ist. Dies ist bei Kupferlegierungen bis zu einer Temperatur von 200 °C sicher gegeben. Den Zusammenhang zwischen Temperatur (T in K) und Zeitdauer der Belastung (t) beschreibt der „Larson-Miller-Parameter“ (LMP) rechnerisch:

$$LMP = P \equiv T \cdot (20 + \log t)$$

So ist es möglich, das Relaxationsverhalten über den interessierenden Temperaturbereich in einem Diagramm als eine Kurve über dem LMP darzustellen. Derartige Kurven finden sich heutzutage in Datenblättern vieler Hersteller von Band aus Kupfer und Kupferlegierungen und ebenso in Internet-basierten Werkstoffauswahl-Programmen (Abbildung 7). Es ist zu erkennen, dass die Abnahme der Federkraft während der Belastung bei den ausscheidungshärtenden Legierungen (im Bild: C70250) deutlich geringer ist, also die Beständigkeit gegen thermische Relaxation deutlich besser ist, im Vergleich zu den mischkristallgehärteten Legierungen. Unter den mischkristallgehärteten Legierungen zeigt Zinnbronze eine vergleichsweise gute Beständigkeit.

1.4 Einfluss des Kristallgitters auf die Relaxationseigenschaften eines Werkstoffes

Das Potential eines Werkstoffes für gute Relaxationsbeständigkeit wird im Wesentlichen von seiner chemischen Zusammensetzung und der Anordnung der Legierungselemente im Kristallgitter bestimmt. Verfestigungsmechanismen, wie Kaltverfestigung und Kornfeinung, haben im Vergleich dazu einen geringeren Einfluss und werden im Folgenden nicht weiter betrachtet.

Die Aussagen zum Kristallgitter gelten im Prinzip für alle kristallographischen Gitterstrukturen. Bei Kupfer und Kupferlegierungen, die für Steckverbinder und elektromechanische Bauteile eingesetzt werden, handelt es sich vorwiegend um ein kubisch-flächenzentriertes Kristallgitter (Abbildung 8).

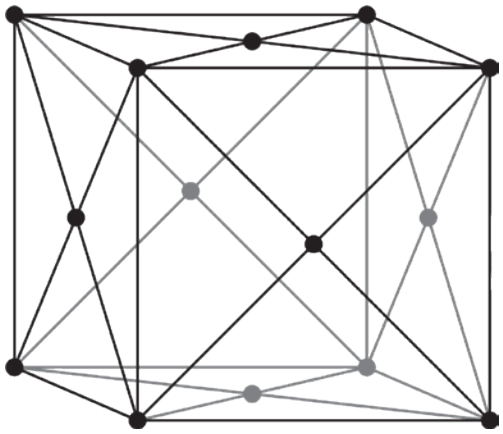


Abbildung 8: Schematische Darstellung eines kubisch-flächenzentrierten Kristallgitters.

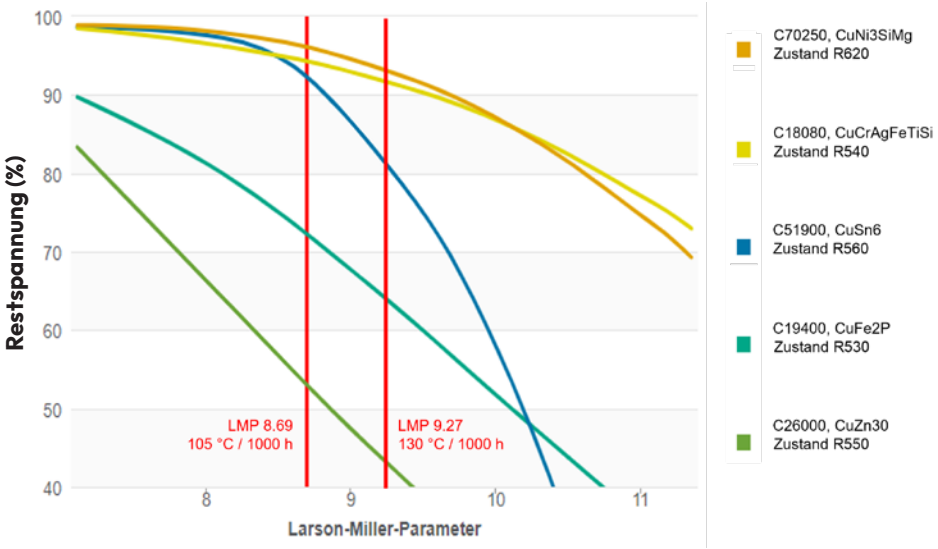


Abbildung 7: Diagramm der thermischen Relaxationsbeständigkeit. Aufgetragen ist die Restspannung eines elastisch eingespannten Bandes nach einer Beanspruchung unter Last und Temperatur für eine gewisse Zeitdauer gegen den Larson-Miller-Parameter (LMP). Die Belastungsparameter 105 °C/1000 h und 130 °C/1000 h sind typische Prüfbedingungen für Signalsteckverbinder bzw. miniaturisierte Steckverbinder.

Es werden grundsätzlich drei Fälle von Beeinflussung durch Legierungselemente unterschieden:

i) *keine Beeinflussung, ungestörtes Gitter des reinen Metalls*
Bei reinem Metall gibt es im theoretischen Optimalfall keine Legierungselemente und das Kristallgitter in einem Kristallit (Korn) ist idealerweise ungestört. Abbildung 9a zeigt die schematische Darstellung eines solchen Gitters.

ii) *Legierungsatome in fester Lösung, Mischkristall, mischkristallgehärtete Legierung*
Bei einem Mischkristall werden Legierungsatome in das Kristallgitter hineingemischt und können verschiedene Plätze im Kristallgitter annehmen:

a) auf Zwischengitterplätzen (interstitiell gelöste Atome, Einlagerungsmischkristall)
Sehr kleine Atome können sich an Zwischengitterplätzen befinden, also in Räumen zwischen den regulären Gitterplätzen (z.B. Phosphor in Eisen). Dieser Fall spielt bei Kupferlegierungen jedoch keine wesentliche Rolle, so dass in dieser Publikation nicht weiter darauf eingegangen wird.

b) auf regulären Gitterplätzen (Substitutionsmischkristall)
Die üblichen Legierungsatome in Kupfer nehmen reguläre Gitterplätze ein, sitzen also an Positionen, an denen üblicherweise ein Kupferatom lokalisiert wäre. Manche Atome sind größer als Kupferatome (z.B. Zinn), andere sind kleiner (z.B. Silizium), schematisch dargestellt in Abbildung 9b. In beiden Fällen führt die Substitution des Kupferatoms durch das Atom des Legierungselementes zu einer Verzerrung des Gitters, verbunden mit der Behinderung der Versetzungsbewegung und damit zu einer Festigkeitserhöhung, genannt Mischkristallhärtung. Mit zunehmender Temperatur werden die Versetzungen beweglicher, Hindernisse, wie Gitterverzerrungen können leichter überwunden werden (thermisch aktivierter Vorgang) und der Werkstoff relaxiert.

Beispiele für Legierungen mit Substitutionsmischkristall sind Zinnbronzen, Messinge (Cu-Zn-Legierungen).

iii) *ausscheidungsbildende Legierungselemente (Ausscheidungshärtung)*
In diesem Fall werden ein oder mehrere Legierungselemente in abgestimmten Konzentrationen zulegiert, so dass diese Atome in der Lage sind, sich zu separaten Kristalliten, genannt Ausscheidungen, zusammenzufinden. Manche Ausscheidungen haben gemeinsame Gitterebenen mit dem Basiskristall (kohärente oder teilkohärente Ausscheidung), manche verlassen das Kupfergitter ganz (inkohärente Ausscheidungen, Abbildung 9c). Die Ausscheidungen werden mittels präziser thermomechanischer Fertigungsprozesse während der Herstellung des

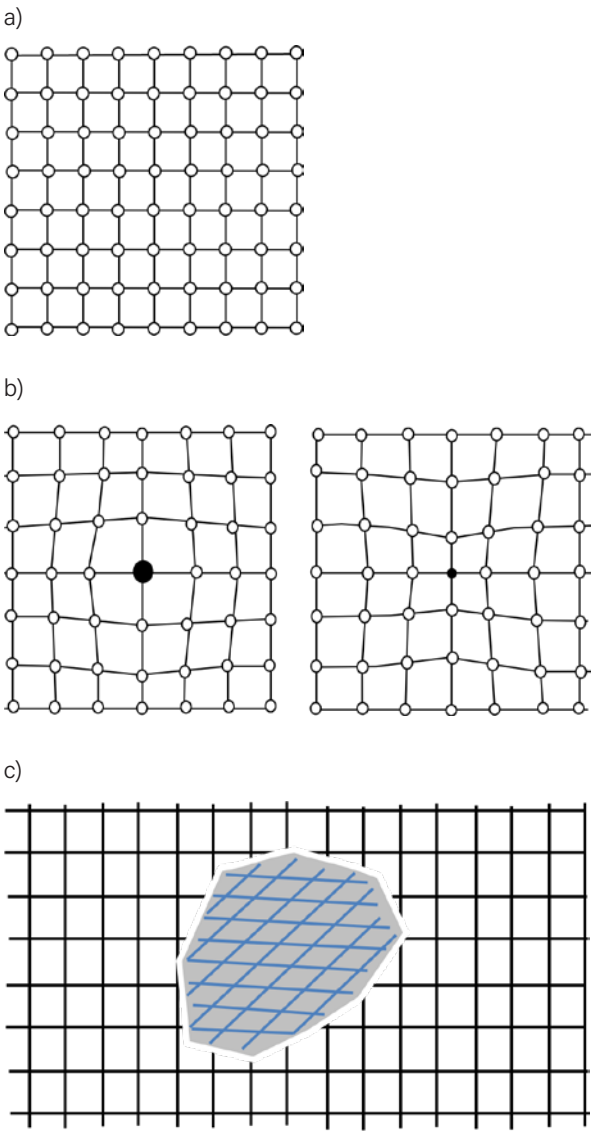


Abbildung 9: Schematische Darstellung von Gitterstrukturen
a) des reinen Metalls, b) des Substitutionsmischkristalls, links ist das Legierungsatom größer als das des Grundmetalls, rechts kleiner,
c) einer ausscheidungsgehärteten Legierung mit inkohärenter Ausscheidung.

Halbzeuges gebildet und in einer möglichst optimal wirksamen Größe hergestellt. Auch bei erhöhter Temperatur bleibt die Hinderniswirkung der Ausscheidungspartikel bestehen. Aus diesem Grund relaxieren ausscheidungsgehärtete Legierungen nur gering, ihre Relaxationsbeständigkeit ist gut.

Beispiele für ausscheidungsgehärtete Legierungen sind die hochleitfähigen Legierungen CuCrSiTi (C18070), CuCrAgFeTiSi (C18080) und CuCr1Zr* (C18150 / C18400), die hochfesten CuNiSi-Werkstoffe (C70250, C70350, C19010, C19005) sowie CuBe2* (C17200).

Ausscheidungen können mittels Raster- und Transmissions-Elektronenmikroskopie sichtbar gemacht werden. Abbildung 10 zeigt eine solche Darstellung für den Werkstoff CuNi3SiMg (C70250). Die Ausscheidungen bestehen aus Nickel-Siliziden. Die Kunst in der Herstellung liegt darin, im großtechnischen Produktionsprozess die feinen Ausscheidungen in einer definierten Größe und in gleichmäßiger Verteilung über das gesamte Halbzeugvolumen (die Verarbeitungslosgröße kann mehrere Tonnen betragen) herzustellen. Größe, Anzahl und Verteilung der Ausscheidungsteilchen bestimmen, wie gut die Relaxationsbeständigkeit ist.

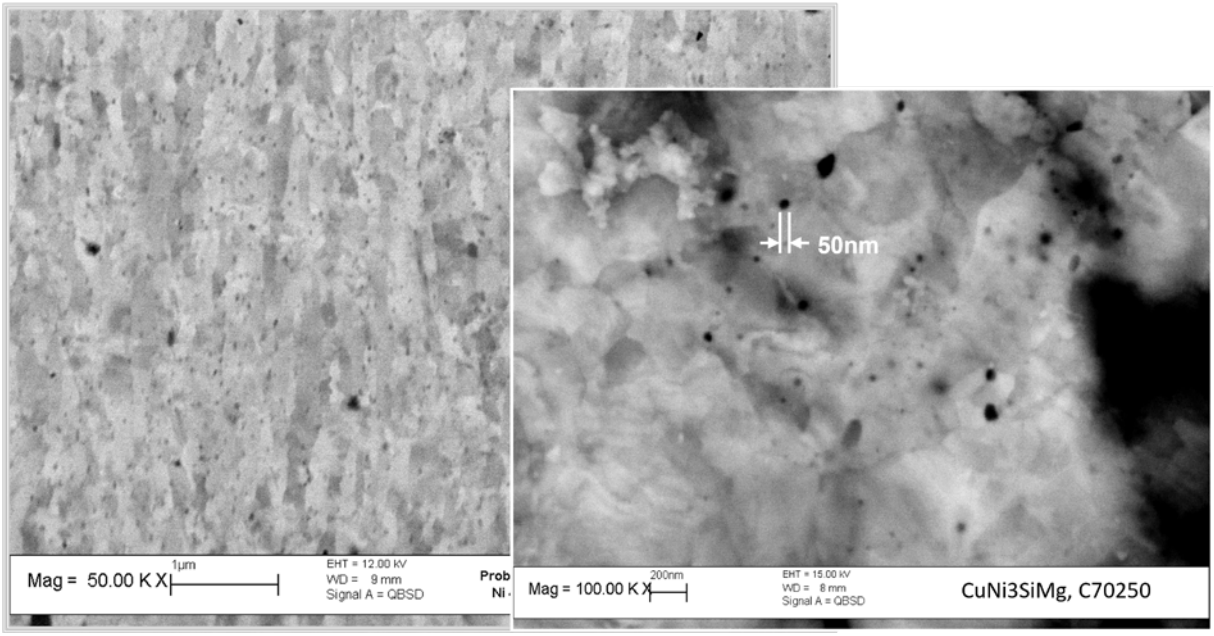


Abbildung 10: Raster- (links) und Transmissions-Elektronenmikroskopische (rechts) Aufnahmen von Ni-Si-Ausscheidungen in CuNi3SiMg (C70250), einem sehr verbreiteten Hochleistungswerkstoff für Steckverbinder.

1.5 Literatur

[1] ASTM E 328-21: Standard Test Methods for Stress Relaxation for Materials and Structures

[2] S. Groß: „Spannungsrelaxation von Kupferlegierungen“, Metall 45 (1991) 2.

[3] A. Bögel: „Verkürzung von Experimenten zur Spannungsrelaxation bei Kupfer- und Kupferlegierungen“, Metall 52 (1998) 208.

* Mit Ausnahme von CuBe2 mit der EN-Bezeichnung CW106C und CuCr1Zr mit der EN-Bezeichnung CW101C sind die in dieser Broschüre genannten Werkstoffe nur im UNS (Unified Numbering System for Metals and Alloys , in ASTM E527-16) genormt.

2 _ Technisch-wissenschaftliche Betrachtung der Relaxation in Kupferlegierungen

Kurzfassung

Das Relaxationsverhalten eines Werkstoffs wird maßgeblich durch seine Fähigkeit beeinflusst, die Bewegung von Versetzungen im Metallgitter zu behindern. Deshalb sind die relaxationsbeständigsten Werkstoffe in der Gruppe der ausscheidungsbildenden Legierungssysteme zu finden. Ein bekannter Vertreter dieser Gruppe sind die Cu-Ni-Si-Legierungen. Allerdings ist die Relaxationsbeständigkeit keine spezifische Materialeigenschaft, sondern hängt stark vom Zustand ab, in dem sich der Werkstoff am Ende des Herstellprozesses befindet. So führt eine abschließende Wärmebehandlung zu einer relativ stabilen Anordnung der Versetzungen. Als Folge davon erhöht sich die Relaxationsbeständigkeit.

Demgegenüber sind rein gewalzte bzw. gezogene Zustände vergleichsweise wenig relaxationsbeständig. Dies gilt allgemein, so dass auch Bauteile, die durch Kaltverformung hergestellt worden sind, eine geringere Relaxationsbeständigkeit aufweisen als solche, die eine Wärmebehandlung erfahren haben. Allerdings ergeben sich oftmals Möglichkeiten im Design des Bauteils, das Relaxationsverhalten des eingesetzten Halbzeugwerkstoffs uneingeschränkt dadurch zu nutzen, dass an der Stelle der höchsten mechanischen Belastung eine plastische Verformung – etwa eine Biegung – vermieden wird.

Auf Grund der Tatsache, dass das Relaxationsverhalten eines Werkstoffs abhängig ist von der Art seiner Herstellung sowie der mechanischen Lastsituation im daraus gefertigten Bauteil, ist eine Vorhersage im Einzelfall nur dann möglich, wenn Werkstoffdaten aus demjenigen Zustand vorliegen, die der Werkstoffhistorie bis zum Zustand der endgültigen Anwendung entsprechen.

2.1 Messmethoden

An fertigen Bauteilen werden üblicherweise entweder standardisierte Tests, die die späteren Einsatzbedingungen simulieren sollen, oder andere praxisrelevante Tests durchgeführt. Für Messungen an Werkstoffen unabhängig von einer bestimmten Bauteilgeometrie sind mehrere Verfahren in der internationalen Norm ASTM E 328 [1] beschrieben. Diese umfassen Zug-, Druck-, Biege- und Torsionstests.

Jedes dieser Verfahren hat seine spezifischen Charakteristika bezüglich Probenform, Prüfapparatur und Ergebnisauswertung. Im Hinblick auf die Bauteilfunktion und -beanspruchung sollte dasjenige für Relaxationstests ausgewählt werden, welches den Verhältnissen in der vorgesehenen Anwendung am nächsten kommt. So ist für federnde Steckverbinderbauteile, die aus Bandmaterial hergestellt werden, eines der Verfahren anzuwenden, die den Prüfkörper auf Biegung beanspruchen.

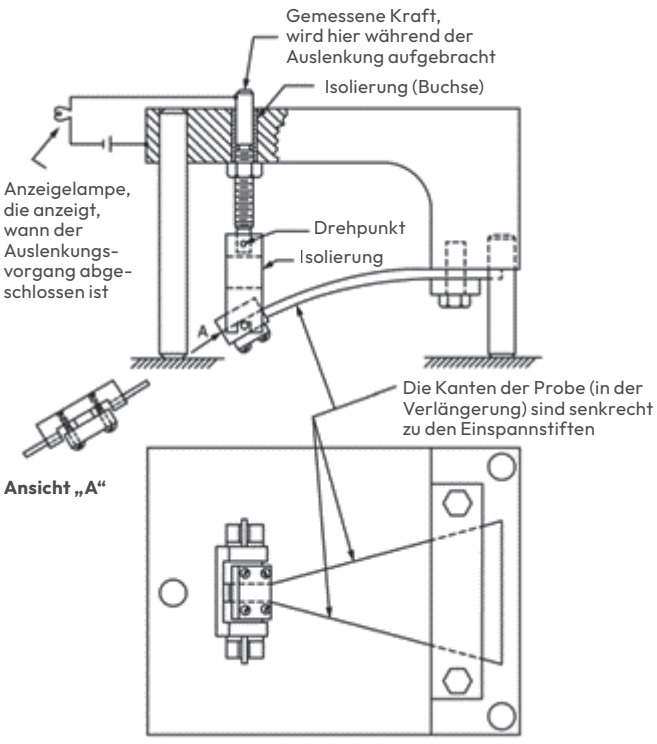


Abbildung 1:
Messaufbau zur Biegung einer Dreieck-Probe. [1]

Die speziell für Bandmaterialien gängigsten Verfahren sind die Biegung einer Dreieck-Probe (Abbildung 1) und die gleichmäßige Biegung einer Bandprobe über einen Dorn (Abbildung 2).

Diesen Verfahren ist gemein, dass das auf die Proben wirkende Biegemoment über die Messlänge hinweg konstant ist. Die gleichen Verhältnisse sind gegeben in einer Vierpunktbiegung zwischen den inneren beiden Auflagern. Ein entsprechender Messaufbau ist ebenfalls in ASTM E328 beschrieben.

Weiterhin wird bei diesen Verfahren nach dem Aufbringen einer bestimmten Kraft, die zu einer Änderung der Probengeometrie führt, bzw. nach Erreichen einer definierten Probenform (Auslenkung) diese erzwungene Geometrie über die Versuchsdauer hinweg konstant gehalten.

Zu definierten Versuchszeitpunkten wird die Kraft gemessen, die notwendig ist, um die Probe in dieser erzwungenen Geometrie zu halten, bzw. die Rückfederung nach Wegnahme des äußeren Zwangs am Versuchsende.

Die Relaxation wird berechnet aus dem Verhältnis der Änderung der beobachteten Größe zum Ausgangszustand.

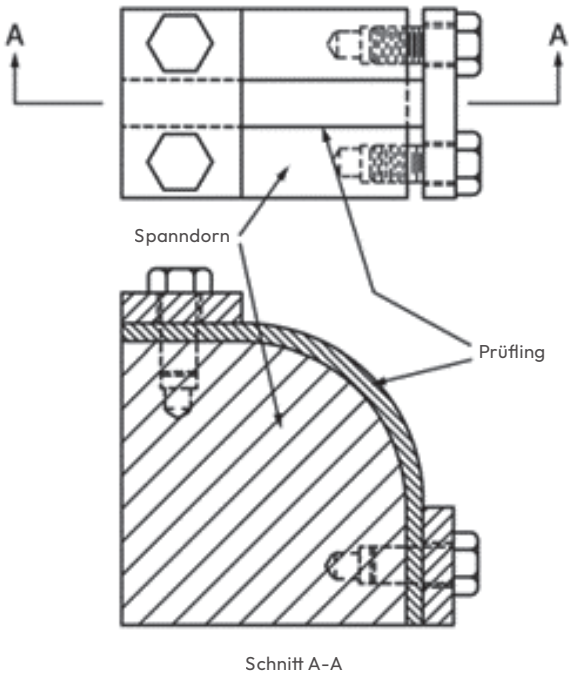


Abbildung 2:
Biegung der Probe über einen Dorn. [1]

2.1.1 Versuchsparameter

Die wesentlichen Parameter eines Relaxationsversuchs sind die Zeit, über die ein Bauteil einer gewissen (erhöhten) Temperatur ausgesetzt ist, sowie die mechanische Beanspruchung des Bauteils unter diesen Bedingungen. Die mechanische Belastung lässt sich über die linear-elastische Biegetheorie aus der Krümmung der Probe berechnen und kann als Spannungswert in der Außenfaser der Probe ausgedrückt werden.

Es erscheint unabdingbar, die Testbedingungen in Bezug auf Belastung, Temperatur und Zeitdauer auf die zu erwartenden Bauteil-Einsatzbedingungen abzustimmen. Dies hat zur Folge, dass nicht selten Versuche über mehrere Tausend Stunden laufen. Es hat sich jedoch gezeigt [2,3], dass Versuchszeiten drastisch reduziert werden können, wenn bei höheren Temperaturen getestet wird, ohne nennenswerten Einfluss auf die Ergebnisse. Grundlage hierfür ist der von F. R. Larson und J. Miller beschriebene Ansatz [4], wonach Zeit und Temperatur nahezu beliebig variiert werden können, solange der Term T(C + log t) konstant gehalten wird. Dabei ist T die absolute Temperatur, t die Zeit in Stunden und C eine Konstante, die meist in der Größenordnung von 20 liegt.

Einschränkungen des Zeit- bzw. Temperatur-Rahmens ergeben sich einerseits aus dem Mechanismus der Spannungsrelaxation selbst, der durch andere, möglicherweise konkurrierende Mechanismen nicht gestört oder dadurch überlagert werden sollte, andererseits dadurch, dass der Fehler durch die Temperaturerhöhung nicht zu groß werden sollte. Die Anwendbarkeit des Larson-Miller-Ansatzes auf Kupferlegierungen bis ca. 200 °C gilt als gesichert, oftmals sind auch Temperaturen bis 250 °C mit ausreichender Genauigkeit anwendbar [2,3].

Zur Bestimmungsgenauigkeit der unterschiedlichen Messmethoden liegt lediglich eine detaillierte Betrachtung bezüglich einer an die Biegung über Dorn angelehnten Vorgehensweise vor. Danach liegt der Gesamtfehler bei meist deutlich unter 5 % absolut [2].

2.1.2 Vergleich der Messmethoden

Wegen der unterschiedlichen Probenform, und damit unterschiedlicher Herstellung der Proben, ist es praktisch unmöglich, alle in ASTM E328 beschriebenen Methoden direkt miteinander zu vergleichen. Zumindest Bandproben betreffend existiert eine Untersuchung, die die bei verschiedenen Kupfer-Halbzeugherstellern

üblicherweise verwendeten Methoden und Vorgehensweisen miteinander vergleicht. Die Methoden basieren auf der Biegung einer Dreieck-Probe bzw. sind angelehnt an die Biegung über einen Dorn [5].

Die wesentliche Aussage dieser Untersuchung ist, dass die Methoden innerhalb der Fehlergrenzen zu gleichen Ergebnissen für das thermische Relaxationsverhalten führen. Dabei liefern Messungen bei unterschiedlichen Belastungsspannungen praktisch die gleichen Werte für die thermische Relaxation, sie erweist sich also als unabhängig von der von außen aufgebrachten Last (siehe auch Kapitel 2.4.5).

Zum besseren Verständnis der in der Praxis dennoch beobachteten Spannungsabhängigkeit der Relaxation hat es sich als vorteilhaft erwiesen, zusätzlich zur thermischen Relaxation auch einen nicht-thermischen Anteil zu bestimmen. Eine Begründung für diese Maßnahme besteht in der Tatsache, dass bleibende plastische Verformungen bereits bei deutlich niedrigeren Spannungen als der technischen Elastizitätsgrenze $R_{p0,2}$ hervorgerufen werden können, mithin also schon durch die erste Auslenkung der Probe in die für die eigentliche Messung erforderliche Position [6]. Dies entspricht einem Setzeffekt, der von [6] durch Exposition der Probe unter der vorgesehenen Belastungsspannung von einer Minute Dauer bei Raumtemperatur ermittelt und dort „Pseudorelaxation“ genannt wird.

Einige der beschriebenen Messmethoden können an Grenzen stoßen, wenn Probendimensionen oder Prüfbelastungen vergleichsweise groß oder klein gewählt werden (müssen). Alternative Testaufbauten und Auswertemöglichkeiten sind anwendbar, solange die grundsätzlichen, in ASTM E328 genannten Testbedingungen eingehalten werden. Beispielsweise wird in [7] eine Methode beschrieben, die es erlaubt, die Relaxation an Bändern mit Banddicken < 0,1 mm („Folien“) zu bestimmen.

2.1.3 Vergleich der Versuche an Halbzeugproben und realen Bauteilen

Die in ASTM E328 beschriebenen Messmethoden erfordern meist Probenformen, die eher Halbzeugen entsprechen als den daraus hergestellten Bauteilen. Sie betonen den Wert einer homogenen Belastung über die gesamte Messlänge gegenüber einer möglichst guten Abbildung der Verhältnisse an realen Bauteilen. Insbesondere bei den Verfahren, bei denen Krümmungsradien gemessen werden, ist dies aus Gründen der Messgenauigkeit sinnvoll.

Für auf Biegung beanspruchte Teile lassen sich die mechanischen Lastverhältnisse über die linear-elastische Biegetheorie anhand des Beispiels eines einseitig eingespannten Balkens berechnen. Die Kraft, die den Balken zum Auslenken bringt, erzeugt ein Biegemoment, welches an der Einspannstelle am größten ist und linear bis zum Punkt der Krafteinwirkung abnimmt.

Das Biegemoment induziert im Bauteil eine Spannung, die an seiner Außenfaser sowie – über die Probenlänge hinweg gesehen – an der Einspannstelle am größten ist. Im Vergleich zu den Modellversuchen mit konstantem Biegemoment wird sich der Balken demnach über die Messlänge ungleichmäßig verformen. Bei gleicher Randfaserspannung ist also die Probenkrümmung beim Balken nur unmittelbar an der Einspannstelle genauso groß wie in der Analogie der Biegung über einen Dorn.

Die relativen Änderungen der Probengeometrie bzw. der wirksamen Kraft dürften jedoch für beide Fälle sehr gut vergleichbar sein.

2.2 Metallkundliche Gesichtspunkte

In Metallen werden Formänderungen durch die Bewegung von Versetzungen getragen. Dabei wechselwirken die Spannungsfelder um die Versetzungen untereinander sowie mit von außen aufgebrachten Spannungen. Energetisch betrachtet strebt eine Versetzung, die an zwei Punkten fixiert ist, eine gerade Verbindung zwischen diesen Punkten an. Unter der Wirkung einer äußeren Kraft beult sich die Versetzung aus. Die Schubspannung τ, die notwendig ist, um die Versetzung maximal auszubeulen, ist gegeben durch:

$$\tau = G \cdot b / l$$

Dabei ist G = Schubmodul (für Cu ca. 48 GPa); b = Burgers-Vektor (für Cu ca. $2{,}5 \cdot 10^{-10}$ m); l = Länge der ungekrümmten Versetzungslinie.

Bei realistischen Werten für l von ca. 10^{-7} m [9] ergibt sich eine Schubspannung von ca. 120 MPa.

Oberhalb einer solchen kritischen Schubspannung tritt sofort plastische Verformung ein, auch ohne Temperatureinwirkung. Unterhalb dieser Spannung ist die Versetzungsausbeulung reversibel. Nach Wegnahme der äußeren Spannung sollte keine plastische Verformung eingetreten sein. Allerdings besteht bei

ausgebeulten Versetzungen grundsätzlich eine Triebkraft zur Verringerung ihrer Linienenergie, so dass zumindest bei erhöhten Temperaturen ein Relaxationseffekt zu erwarten ist. Dies also auch bei mechanischen Belastungen, die deutlich unterhalb der technischen Elastizitätsgrenze ($R_{p0,2}$ aus dem Zugversuch) liegen.

Da Versetzungen mit ihren Spannungsfeldern nicht nur mit anderen Versetzungen, sondern auch mit anderen Gitterfehlern und deren Spannungsfeldern wechselwirken, wird klar, dass die Versetzungsbewegung gegenüber der in einem ungestörten Gitter behindert wird durch Anwesenheit von Fremd- und Legierungselementen und Ausscheidungen, die demzufolge maßgeblichen Einfluss auf das Relaxationsverhalten haben.

Dabei beruht die Wirkung von im Kupfergitter gelösten Elementen nicht nur auf der Verzerrung des Gitters, die sie hervorrufen, sondern auch auf ihrem Einfluss auf die Stapelfehlerenergie. Insbesondere die Elemente Be und Mg haben günstigen Einfluss auf die Relaxationsbeständigkeit von Kupferlegierungen, weil sie die Stapelfehlerenergie stark erniedrigen. Die Stapelfehlerenergie spielt auch beim Schneiden von Ausscheidungsteilchen durch Versetzungen eine entscheidende Rolle für die Relaxationsbeständigkeit.

Gitterverzerrungen, die beispielsweise durch Nahordnung von Legierungselementen oder bei spinodal entmischenden Legierungen (Cu-Ni-Sn, z. B. C72700 – CuNi9Sn6) vorliegen, werden ebenfalls positive Auswirkungen auf die Relaxationsbeständigkeit haben.

Für die Wirkung von Legierungselementen auf die Relaxationsbeständigkeit ist weniger der Härtungsmechanismus als solcher entscheidend, als vielmehr ihr Effekt auf die Beweglichkeit von Versetzungen. Aus diesem Grund sind beispielsweise feinkörnige Gefüge bei gleichem Kaltverformungsgrad zwar höherfest als grobkörnige, aber etwas weniger relaxationsbeständig. Der Grund dafür liegt in ihrem verhältnismäßig höheren Flächenanteil an Korngrenzen. Weil die Gitterebenen an Korngrenzen enden (müssen), sind diese quasi aus Versetzungen aufgebaut, welche sich natürlich bewegen können (in Analogie zum Effekt des Korngrenzengleitens bei Kriechprozessen).

Ausscheidungsfähige Legierungen besitzen ein höheres Potenzial zur Relaxationsbeständigkeit, wenn die erzeugten Ausscheidungen im Kristallgitter vorliegen. Korngrenzenausscheidungen sind deutlich weniger wirksam.

2.3 Analytische Beschreibung der Relaxation. Der Larson-Miller-Ansatz

Damit Spannungsrelaxation auftreten kann, muss als notwendige Bedingung eine äußere Kraft auf einen Körper einwirken, die in diesem Körper eine Spannung induziert. Die Höhe dieser Spannung ist abhängig von der wirkenden Kraft und den geometrischen Bedingungen am Bauteil. Spannungsrelaxation ist definitionsgemäß die zeitliche Abnahme der Kraft (bzw. der dadurch induzierten Spannung), die notwendig ist, um die äußere Form aufrecht zu erhalten, in die der Körper durch die anfangs wirkende Kraft gezwungen worden ist. Der wesentliche Faktor für das Ausmaß der Kraft- bzw. der Spannungsabnahme ist die Temperatur, so dass man von einem thermisch aktivierten Prozess ausgehen muss.

Zur Beschreibung eignet sich demnach ein Ansatz der Form

$$\dot{\varepsilon} = A \cdot e^{-Q/RT}$$

wie er auch z. B. für Kriechvorgänge Anwendung findet. Hierbei sind

$\dot{\varepsilon}$	Verformungsgeschwindigkeit
A	Konstante
Q	Aktivierungsenergie
R	allgemeine Gaskonstante
T	absolute Temperatur

Durch Integration dieser Gleichung erhält man

$$T(C + \log t) = \text{const.}$$

C	ist eine weitere Konstante, deren Wert bei etwa 20 liegt.

Die wesentliche Aussage dieser Beziehung ist, dass das Ergebnis eines Experiments bei niedriger Temperatur identisch ist mit einem bei höherer Temperatur und kürzerer Dauer, solange obiges Produkt aus Zeit und Temperatur konstant gehalten wird.

Die Gleichung wurde bei der Wärmebehandlung von Stählen unter Betrachtung der Härte erfolgreich angewendet [8], Larson und Miller [4] haben das Konzept auf Kriech- und Bruchprüfungen bei hohen Temperaturen an Stählen, Titan- und Aluminium-Legierungen

übertragen. Die Anwendbarkeit auf die Spannungsrelaxation bei Kupferlegierungen wurde ebenfalls mehrfach bestätigt [2,6].

Neben der Möglichkeit, Relaxationsexperimente drastisch zu verkürzen, bietet die Darstellung der Messergebnisse als Funktion des Larson-Miller-Parameters

$$P \equiv T(20 + \log t)$$

eine einfache, aber universelle Übersicht über das Relaxationsverhalten eines Werkstoffs.

Die Relaxation ist ebenso wie das Kriechen ein thermisch aktivierter Vorgang, für den eine Arrhenius-Gleichung für die Verformungsgeschwindigkeit angesetzt werden kann. Obwohl Kriechexperimente unter konstanter Spannung durchgeführt werden, Relaxationsexperimente jedoch unter konstanter Dehnung und bei deutlich unterschiedlichen Temperaturen, werden für beide Phänomene die gleichen Mechanismen als ursächlich angenommen. Dies trifft offensichtlich aber nicht zu, weil sich die Aktivierungsenergien beider Vorgänge signifikant unterscheiden. Während man beim Kriechen Aktivierungsenergien in der Größe der Selbstdiffusion (für Kupfer ca. 220 kJ/mol) annehmen muss, oder allenfalls der Bildungs- und Wanderungsenergie von Leerstellen (ca. 120 kJ/mol bzw. ca. 100 kJ/mol), liegt die in Relaxationsexperimenten ermittelte Aktivierungsenergie bei etwa 20-30 kJ/mol [5].

Spannungsrelaxation und Kriechen sind grundsätzlich zu trennende Prozesse, solange die Temperaturen nicht so groß sind, dass Diffusion – und damit Kriechen – als zusätzlicher Mechanismus ins Spiel kommt. Kriechvorgänge laufen in merklichem Ausmaß bei Temperaturen oberhalb von etwa 40 % der absoluten Schmelztemperatur ab, so dass Spannungsrelaxation als dominierender Mechanismus bei Kupferlegierungen bis zu Temperaturen von ca. 200-250 °C angenommen werden kann [2].

2.4 Einflussparameter auf die Relaxation

Weil Versetzungen mit anderen Gitterdefekten, Fremd- und Legierungsatomen über ihre Spannungsfelder wechselwirken, müssen die Relaxationseigenschaften eines Werkstoffs in gewisser Weise abhängig sein von dessen chemischer Zusammensetzung. Ausscheidungen im Gefüge werden wegen ihrer Wirkung auf die Beweglichkeit von Versetzungen die Relaxationsbeständigkeit verbessern, in ähnlicher Weise, wie sie zur Festigkeitssteigerung eines Werkstoffs beitragen. Deshalb kann je nach Prozessführung ein günstigeres oder ungünstigeres Relaxationsverhalten resultieren. Darüber hinaus kann die Verteilung und Anordnung von Versetzungen im Gitter zu unterschiedlichem Relaxationsverhalten Anlass geben.

Um die Auswirkungen von Herstellverfahren von Kupferlegierungshalbzeugen auf die Relaxation zu beschreiben, werden im Folgenden Messergebnisse gezeigt, die an Bandmaterialien meist nach einer Versuchsdauer von jeweils 48 h bei unterschiedlichen Temperaturen gewonnen worden sind. Sie werden als Restspannung in Abhängigkeit des Larson-Miller-Parameters P dargestellt. Der Vorteil dieser Art der Darstellung gegenüber der Auftragung über die Versuchszeit allein ist, dass anstelle von Kurvenscharen für unterschiedliche Temperaturen nur eine einzige Kurve betrachtet werden muss.

Weil sich die thermische Relaxation als in erster Näherung unabhängig von der von außen aufgebrachten mechanischen Belastung erweist [5] (siehe auch Kapitel 2.4.5), können mit ihrer Hilfe unterschiedliche Legierungen, Lastfälle und Herstellungswege in einfacher Weise in einem Larson-Miller-Plot miteinander verglichen werden.

2.4.1 Einfluss der Kaltverformung

Wenn bewegliche Versetzungen die maßgebliche Ursache für Spannungsrelaxation sind, müsste sich die Anzahl der im Material vorliegenden Versetzungen im Relaxa-

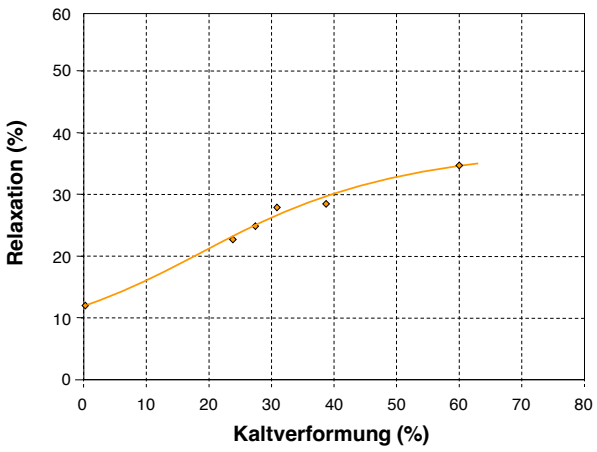


Abbildung 3: Thermische Relaxation von CuSn8-Band nach unterschiedlichen Abwalzgraden. Kurvenverlauf angenähert. 0 % Kaltverformung entspricht dem weichgeglühten Zustand. Daten ermittelt jeweils nach 48 h Exposition bei 140 °C (P = 9).

tionsverhalten bemerkbar machen. Bei Werkstoffen, die nur durch plastische Verformung verfestigt werden können, müsste deshalb die Relaxation mit zunehmendem Festigkeitsgrad ansteigen. Dass dies auch tatsächlich beobachtet werden kann, zeigt Abbildung 3 am Beispiel von CuSn8. Der weichgeglühte Zustand (0 % Kaltverformung) relaxiert wenig, mit zunehmender Kaltverformung steigt die thermische Relaxation kontinuierlich an.

Werden solchermaßen unterschiedlich kaltverformte Materialien einer Spannungsarmglühung unterzogen, unterscheiden sich danach die Beträge der thermischen Relaxation aber kaum mehr.

2.4.2 Einfluss einer Wärmebehandlung

Der positive Effekt einer thermischen Behandlung (Anlassen bzw. Spannungsarmglühen) eines kaltverformten Werkstoffs auf die Relaxationsbeständigkeit ist bekannt [6]. Die dabei ablaufenden Erholungsvorgänge führen nicht zu einer signifikanten Erniedrigung der Versetzungsdichte, weil sich die Festigkeit des Werkstoffs dabei nicht nennenswert ändert. Vielmehr ordnen sich die Versetzungen unter der Wirkung ihrer eigenen Spannungsfelder energetisch günstiger an, so dass höhere äußere Kräfte notwendig werden, um diese stabilere Versetzungsanordnung zu stören. Der Gewinn an Relaxationsbeständigkeit durch die Wärmebehandlung kann bis zu 20 % betragen (Abbildung 4).

2.4.3 Einfluss eines Richtvorgangs

Die nach einer Wärmebehandlung vorliegende stabilere Versetzungsanordnung lässt sich durch Kaltverformung wieder zerstören, so dass die Relaxationsbeständigkeit wieder verschlechtert wird. Dabei wird bereits bei sehr kleinen plastischen Verformungen, wie sie z. B. beim Streckbiegerichten vorliegen, ein Effekt beobachtet. Abbildung 5 zeigt den Werkstoff aus Abbildung 4 nach dem Spannungsarmglühen sowie nach dem anschließenden Streckrichten. Typischerweise beträgt die Verminderung der Relaxationsbeständigkeit durch Richten etwa 5-10 Prozentpunkte.

Größere plastische Verformungen, wie sie oftmals zur Herstellung von Bauteilen aus Kupferhalbzeugen notwendig sind (z. B. Biegeoperationen), führen zu größeren Relaxationsbeträgen. Der gleiche Zusammenhang wurde bereits für die Bandherstellung selbst beschrieben [6] und im vorherigen Kapitel 4.2 im Zusammenhang mit dem Festigkeitszustand betrachtet. Im Extremfall kann ein Bauteil, welches aus spannungsarm geglühtem Material hergestellt worden ist, kein besseres Relaxationsverhalten zeigen als eines aus nur gewalztem bzw. nur gezogenem Vormaterial. So würde das ursprünglich spannungsarm geglühte Material aus Abbildung 4 (gelbe Kurve) nach einer Biegung (stärkere plastische Verformung als Streckbiegerichten, Abbildung 5) gemäß der blauen Kurve in Abbildung 4 relaxieren.

2.4.4 Richtungsabhängigkeit der Spannungsrelaxation

Die mechanischen Beanspruchungen, denen Bauteile im Einsatzfall ausgesetzt sind, können sich wesentlich von denen unterscheiden, die in Testaufbauten für Relaxationsmessungen realisiert werden. Dazu zählt auch die Orientierung der Beanspruchung in Bezug auf bestimmte Vorzugsachsen, die sich aus der Herstellung

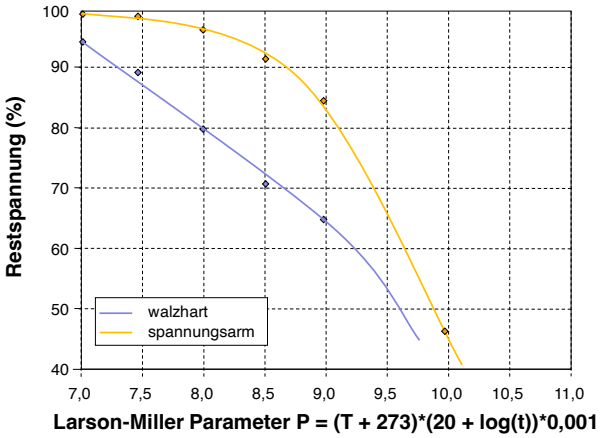


Abbildung 4: Thermische Relaxation von CuSn8, Zustand R740, walzhart und nach Spannungsarmglühung.

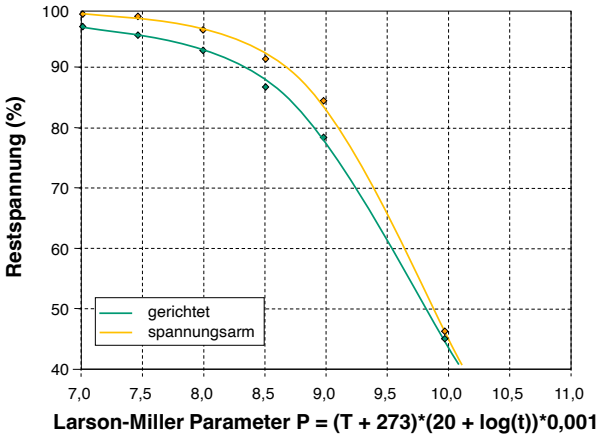


Abbildung 5: Thermische Relaxation von CuSn8, Zustand R740, spannungsarm geglüht und nach Streckbiegerichten.

der Halbzeugformen ergeben. Zur Anisotropie der Relaxation von Kupferlegierungen wurde berichtet [6], dass sie bei gewalzten Bändern meist nicht in nennenswertem Maße auftritt, dort nur bei sehr feinkörnigem Gefüge beobachtet wurde.

Bei einer vergleichenden Untersuchung an walzhartem CuSn4 [5] wurden ebenfalls nur geringe Unterschiede zwischen den unter 0° und 90° zur Walzrichtung gemessenen thermischen Relaxationen festgestellt, so dass ein Anisotropieeffekt nicht berücksichtigt werden muss, die Fehlerintervalle überlappen sich meist stark. Die Abbildung 6 gibt die Ergebnisse aus [5] nochmals in anderer Form wieder.

Die Beobachtung einer vernachlässigbaren Anisotropie der thermischen Relaxation ist plausibel in Anbetracht ihrer weitestgehenden Spannungsunabhängigkeit (siehe folgendes Kapitel 2.4.5): Für den thermischen Effekt kommt es quasi nur darauf an, ausgebeulte Versetzungslinien vorliegen zu haben, die Stärke (und Orientierung) der Ausbeulung ist nahezu unbedeutend.

2.4.5 Spannungsabhängigkeit der Relaxation und Pseudorelaxation

Wird die Veränderung der Messgröße im Relaxationsversuch zwischen Ausgangszustand vor dem Versuch und Endzustand nach Wärmeauslagerung betrachtet, wird damit die Gesamtrelaxation ermittelt, die ggf. einen nicht-thermischen Anteil („Setzeffekt“) beinhaltet, welcher je nach Höhe der äußerlich anliegenden mechanischen Belastung beträchtliche Größen annehmen kann.

Abbildung 7 zeigt dies am Beispiel der Zinnbronze aus Abbildung 6. Zum Vergleich sind die korrespondierenden thermischen Relaxationskurven als gestrichelte Linien eingezeichnet.

Die Beträge des nicht-thermischen Relaxationsanteils, der von [6] als „Pseudorelaxation“ bezeichnet wird, liegen im dargestellten Beispiel bei 6 % bei der niedrigeren Belastung in Höhe etwa der halben Dehngrenze, und bei 21 % bei Belastung in der Nähe der Dehngrenze des Materials. Wird allein die thermische Relaxation berücksichtigt, sind beide Kurven nahezu deckungsgleich (gestrichelte Kurven). Sie kann also als spannungsunabhängig betrachtet werden.

Wenn die äußere mechanische Belastung gegen Null geht, wird sich auch kein Relaxationseffekt zeigen. Wie die Annäherung der thermischen Relaxation an Null verläuft und über welchen Bereich der Belastungsspannung diese erfolgt, ist nicht genauer untersucht worden, wohl auch deshalb, weil dieser Spannungsbereich meist für die praktischen Anwendungsfälle eher uninteressant ist bzw. dort kaum Relaxationsprobleme zu erwarten sind.

Wenn die thermische Relaxation im interessierenden höheren Spannungsbereich praktisch unabhängig von der äußerlich angelegten Spannung ist, muss die Spannungsabhängigkeit im Wesentlichen durch das „Setzverhalten“ (Pseudorelaxation) bestimmt werden [5]. Der nicht-thermische Anteil ist bei niedrigen äußeren Belastungen vernachlässigbar oder nicht vorhanden und steigt später mit der Spannung linear an, so dass

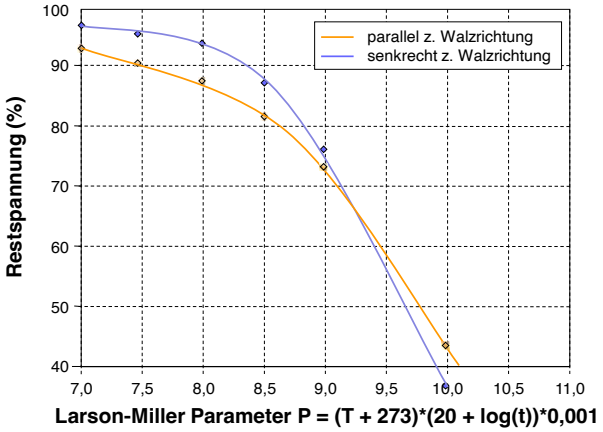


Abbildung 6: Anisotropie der thermischen Relaxation von CuSn4, Zustand R560, walzhart.

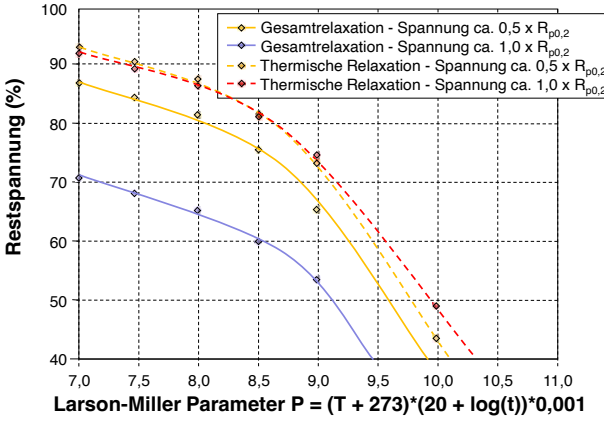


Abbildung 7: Gesamtrelaxation von CuSn4, Zustand R560, walzhart, bei zwei unterschiedlichen mechanischen Lastsituationen. Probenausrichtung parallel zur Walzrichtung. Im Vergleich zur rein thermischen Relaxation.

auch die Gesamtrelaxation – als Summe von thermischer Relaxation und Pseudorelaxation – linear ansteigt (Abbildung 8).

Abbildung 8 zeigt, dass die Pseudorelaxation bei Spannungen in der Nähe der Elastizitätsgrenze – wie sie z. B. für die Auslegung von Steckkontakten üblich sind – beträchtliche Beträge annehmen kann. Demzufolge darf die Pseudorelaxation in solchen Anwendungsfällen nicht unberücksichtigt bleiben.

Eine Wärmebehandlung ist nicht nur für die thermische Relaxationsbeständigkeit von Vorteil, sondern reduziert auch den Betrag der Pseudorelaxation, allerdings deutlich weniger stark als den der thermischen, vgl. Abbildungen 8 und 9.

Wegen des linearen Verlaufs der Gesamtrelaxation ist es offensichtlich ausreichend, das Relaxationsverhalten eines Werkstoffs bei zwei unterschiedlichen Spannungsniveaus zu ermitteln, um für die Abschätzung der Relaxation eines Bauteils zwischen den Messwerten interpolieren oder extrapolieren zu können.

Dabei scheint es nicht erforderlich zu sein, das Verfestigungsverhalten des Werkstoffs nach Überschreiten der technischen Elastizitätsgrenze zu kennen, weil sich die Pseudorelaxations-Kurven zu höheren Spannungen hin nicht abflachen (was sie bei ausreichender Annäherung an 100 % Relaxation sicherlich dennoch tun werden, weil die Bestimmung der Relaxation als Differenz zu einer ursprünglich aufgebrachten Kraft bzw. Spannung erfolgt [1]). In dieser Hinsicht liegen die für praktische Anwendungen üblichen Spannungen von 0,5 x $R_{p0,2}$ bis ca. 0,8 oder 1 x $R_{p0,2}$ sicherlich im Bereich minimaler Fehler.

Die Pseudorelaxation erweist sich im Gegensatz zur rein thermischen Relaxation als stark richtungsabhängig, was auch aus den Untersuchungen von [5] abgeleitet werden kann. Dabei stellt sich die Relaxationsbeständigkeit von Bandproben, die senkrecht zur Walzrichtung entnommen worden waren, als günstiger dar als die von Parallelproben.

Für den Anwendungsfall erscheint es also sinnvoll, die Wirkrichtung der mechanischen Bauteilbelastung und die Anisotropie der Relaxation zu berücksichtigen, allerdings nur, wenn das Bauteil zusätzlich zur thermischen Relaxation auch einer Pseudorelaxation ausgesetzt ist.

Andererseits werden üblicherweise die mechanischen Eigenschaften eines Halbzeugs gemäß den einschlägigen Normen fast ausschließlich in nur einer Vorzugsrichtung bestimmt, die dabei ermittelten Kennwerte werden für die Bauteilauslegung verwendet. Die mögliche Werkstoffanisotropie wird zuallermeist vernachlässigt. Dies ist z. B. der Fall bei elektrischen Kontaktteilen, die aus Bandmaterial hergestellt werden, und häufig quer zur Walzrichtung ausgestanzt und später auch in dieser Richtung mechanisch belastet werden. In Bezug auf die Spannungsrelaxation scheint diese Vernachlässigung der Anisotropie eher unkritisch, weil sich die Relaxationseigenschaften quer zur Walzrichtung tendenziell als günstiger darstellen.

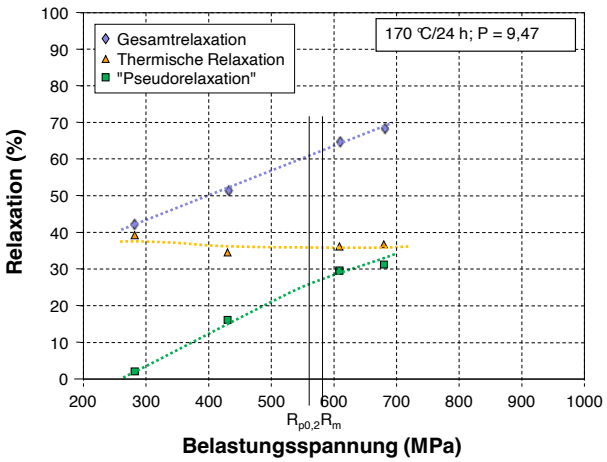


Abbildung 8: Relaxationsanteile in Abhängigkeit von der von außen aufgebrachten Belastung auf CuSn4-Bandproben in einem angewalzten R540-Zustand bei konstantem Larson-Miller-Parameter von 9,47. Nach [5].

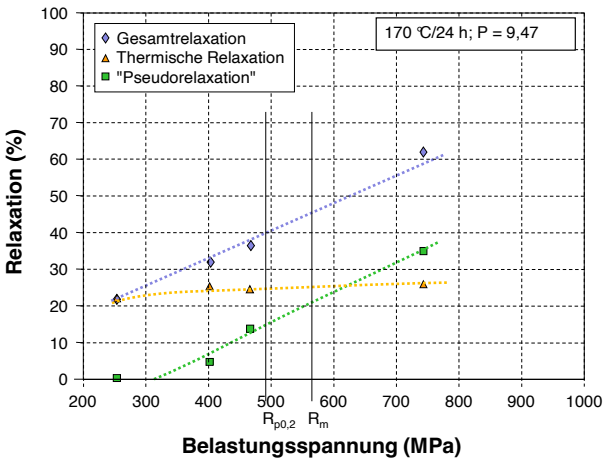


Abbildung 9: Relaxationsanteile in Abhängigkeit von der von außen aufgebrachten Belastung auf CuSn4-Bandproben in einem spannungsarm geglühten R540-Zustand bei konstantem Larson-Miller-Parameter von 9,47.

2.5 Relaxationsmessungen an Halbzeugformen und ihre Anwendbarkeit auf reale Bauteile

Die Übertragbarkeit von Labormessungen an Halbzeugen von Kupferlegierungen auf das Relaxationsverhalten von daraus hergestellten Bauteilen ist sehr gut. Abbildung 10 gibt dafür ein Beispiel. Sie zeigt die Daten von Normalkraftmessungen an drei verschiedenen Kontaktteil-Typen im Vergleich zum an Bandproben bei zwei Belastungsniveaus ermittelten Relaxationsverhalten. Alle Kontaktteil-Typen wurden aus dem gleichen Werkstoff mit vergleichbarer Festigkeit und Zustandseinstellung (spannungsarm geglüht) gefertigt.

Selbstverständlich muss das Rohband zur Herstellung der Bauteile verformt werden, so dass wegen der Kaltverformung des thermisch entspannten Materials eher das Relaxationsverhalten eines angewalzten Werkstoffs zu erwarten wäre. Dies ist aber nicht der Fall, weil bei allen drei Designs das größte Biegemoment an Stellen angreift, die nicht plastisch verformt sind. Dort ist das Relaxationsverhalten des Band-Anlieferungszustands unverändert erhalten.

Für die korrekte Interpretation der Messergebnisse ist es notwendig, die Versuchsführung dahingehend zu überprüfen, ob nur die rein thermische Relaxation erfasst wird oder die Gesamtrelaxation (Abbildung 10).

Dasselbe gilt auch für die „Vorgeschichte“ des Bauteils: häufig werden Kontaktteile direkt nach der Herstellung noch im Stanzwerkzeug zur Kalibrierung des

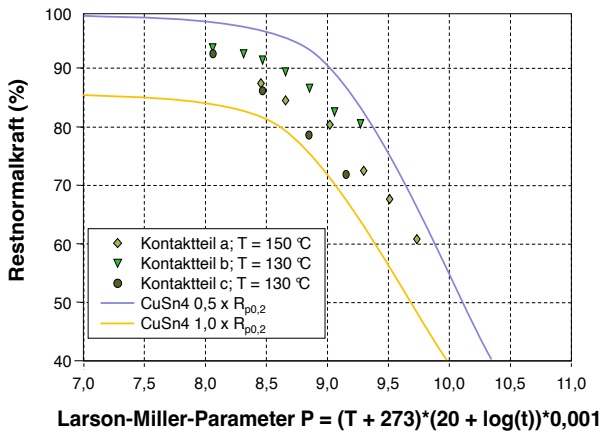


Abbildung 10: Relaxationsverhalten (Gesamtrelaxation) verschiedener Steckverbinder-Typen, hergestellt aus CuSn4-Band, sowie korrespondierende Kurven aus Messungen an Bandproben bei zwei unterschiedlichen Spannungsniveaus.

Öffnungsmaßes vorgesteckt. Dadurch wird eine Pseudorelaxation hervorgerufen, die im späteren Einsatz des Bauteils nicht mehr in Erscheinung tritt. Steckverbinderhersteller bestätigen das bessere Relaxationsverhalten solchermaßen vorgesteckter Kontakte.

Wenn also die Verarbeitungshistorie des Werkstoffs und die Randbedingungen des jeweiligen Einsatzfalles bekannt sind, lassen sich zuverlässige Aussagen zum Relaxationsverhalten eines Bauteils machen. Beim Design von federnden Bauteilen sollten die vorgestellten Einflussfaktoren auf die Relaxation berücksichtigt werden, um die optimale Relaxationsbeständigkeit des Halbzeugs/Bauteils sicherzustellen.

Im Stadium der Werkstoffauswahl allerdings sind Details zur Herstellung des Werkstoffs oder der Weiterverarbeitung zum Bauteil meist kaum verfügbar, so dass als wesentliches Kriterium die thermische Relaxation dienen sollte, die wegen ihrer Spannungsunabhängigkeit einen objektiven Legierungsvergleich ermöglicht.

2.6 Schlussfolgerungen

Relaxationseffekte sind an Bauteilen durch Geometrieänderungen (etwa des Öffnungsmaßes bei Steckverbinderterminals) feststellbar, meist verbunden mit Änderungen der Bauteilkräfte. Somit können sie sich auch in Form von Änderungen von Steck- und Ziehkräften ausdrücken (unter Vernachlässigung eventuell überlagerter Effekte der Kontaktteiloberflächen, wie z. B. Reibeigenschaftsänderungen).

Die verschiedenen Methoden, mit denen die Relaxationseigenschaften eines Werkstoffs ermittelt werden können (siehe [1]), korrespondieren direkt mit den Effekten an Bauteilen (z. B. Biegung über Dorn mit Öffnungsmaßänderung, Kraftmessung bei einer Dreieck-Probe mit Kontaktnormalkraftänderung). Darüber hinaus sind die aus den Modellversuchen erhaltenen Messergebnisse unabhängig vom gewählten Verfahren, so dass deren Aussage praktisch uneingeschränkt auf die jeweilige Bauteilsituation angewendet werden kann.

Allerdings hängt die Spannungsrelaxation, die an einem Bauteil nach einer bestimmten Zeit bei erhöhter Temperatur auftreten wird, nicht nur vom Werkstoff ab, aus dem es hergestellt worden ist, sondern auch von der Art, wie der Werkstoff selbst hergestellt worden ist, sowie vom Design des Bauteils, das letztlich darüber

entscheidet, wie das Bauteil an den für die Relaxation maßgeblichen Stellen belastet wird. So kann je nach Design eine völlig andere Bauteilrelaxation beobachtet werden, selbst wenn identisches Vormaterial verwendet worden ist.

Aus diesem Grund sind Ansätze, das Relaxationsverhalten über gängige Werkstoffmodelle berechnen zu wollen, schwierig oder gar unmöglich. In Fällen, in denen die mechanischen Eigenschaften bei erhöhter Temperatur für eine Berechnung herangezogen werden, wird versucht, die Differenz zwischen den (dynamischen) Zugversuchsdaten bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur in Bezug zu setzen zu (in statischen Versuchen) beobachteten Relaxationen.

Die Analyse des Werkstoffzustandes an einer bestimmten Stelle eines Bauteils – indem versucht wird, die Formänderungshistorie des Materials zu simulieren – ist oftmals mangels genauer Kenntnis des Ausgangszustands unmöglich oder unzureichend. Zudem würde eine durch Kaltverformung (z. B. Biegen) bedingte lokale Festigkeitssteigerung eine mögliche mechanische Überlastungssituation des Werkstoffs verringern, wohingegen diese Kaltverformung die Relaxationseigenschaften eher verschlechtert.

In anderer Vorgehensweise werden Parameter eines Werkstoffmodells auf experimentell gewonnene Relaxationsdaten angepasst, meist mit mäßigem Erfolg oder nur anwendbar auf den betrachteten Spezialfall [10].

Viele der oben beschriebenen Vorgehensweisen sind relativ aufwendig. Um das Relaxationsverhaltens eines Werkstoffs ausreichend genau zu beschreiben, genügt es, nach Standardmethoden, wie in ASTM E 328 [1] beschrieben, vorzugehen und in Kurzzeitexperimenten spannungsabhängige Daten zu ermitteln, die mittels Larson-Miller-Methode auf Langzeitexposition umgerechnet werden können [5].

Falls im Verlauf des weiteren Herstellprozesses vom Halbzeug zum fertigen Bauteil oder aufgrund des spezifischen Belastungsfalls des Bauteils „relaxationsrelevante“ Veränderungen des Werkstoffs auftreten, muss dieser neue Zustand bezüglich seines Relaxationsverhaltens untersucht werden, um auf dieser Basis die Bauteilrelaxation realistisch abschätzen zu können.

Im Idealfall liegen für jeden Werkstoff Kurven für zwei Spannungsniveaus vor, zwischen denen linear auf den jeweils interessierenden Spannungsfall interpoliert werden kann, wie dies in Abbildung 11 angedeutet ist; dabei sind Daten für verschiedene „Zustandsszenarien“, z. B. kaltverformt, wärmebehandelt oder gerichtet, zu ermitteln, damit der für den Einzelfall passende Datensatz ausgewählt werden kann. Für die Ermittlung des Relaxationsverhaltens ist es unerheblich, welche Dimensionen (Banddicke, Drahtdurchmesser) die Prüflinge haben, ausschlaggebend ist allein ihre Fertigungshistorie. Eine mögliche Simulationsrechnung kann sich dann beschränken auf die Bauteilspannungen als Eingangsparameter für die Abschätzung der Gesamtrelaxation.

Viele Halbzeughersteller verfügen über Relaxationsdaten ihrer Werkstoffe. Die thermische Relaxation kann als Funktion des Larson-Miller-Parameters angegeben werden, in analytischer Form etwa als Best-fit-Kurve aus den Messwerten. Die Pseudorelaxation als linear von der äußeren Spannung abhängiger Beitrag ist ggf. der thermischen Relaxation hinzuzurechnen.

Eine ausführliche Betrachtung der Pseudorelaxation existiert derzeit nicht, so dass noch keine konkreten Aussagen über deren werkstoff- und/oder zustandsspezifisches Verhalten gemacht werden können. Allerdings ist sie sehr leicht und sehr schnell zu messen.

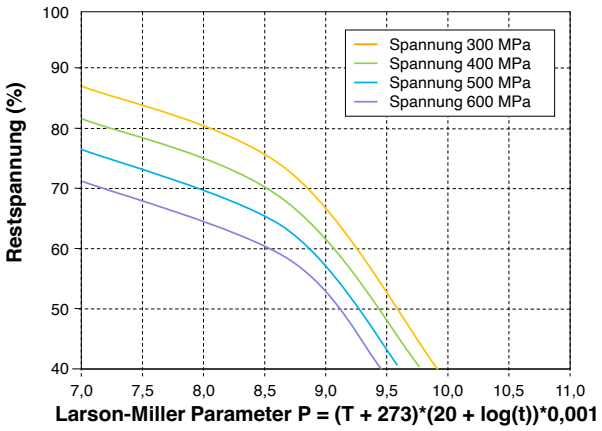


Abbildung 11: Gesamtrelaxation des Werkstoffs CuSn4, R560, walzhart. Kurven für unterschiedliche Belastungsspannungen, gewonnen durch Interpolation der Messwerte aus Abbildung 7.

2.7 Literatur

[1] ASTM E 328-21: Standard Test Methods for Stress Relaxation for Materials and Structures

[2] A. Bögel: „Spannungsrelaxation in Kupferlegierungen für Steckverbinder und Federelemente“, Metall 48 (1994) 872.

[3] A. Bögel: „Verkürzung von Experimenten zur Spannungsrelaxation bei Kupfer- und Kupferlegierungen“, Metall 52 (1998) 208.

[4] F.R. Larson, J. Miller: “A Time-Temperature Relationship for Rupture and Creep Stress”, Transactions of the ASME 74 (1952) 765.

[5] S. Groß, T. Helmenkamp, M. Köhler, V. Tietz: „Spannungsrelaxation von Cu-Legierungen und ihre Messmethoden“, Kontaktverhalten und Schalten, VDE-Verlag (2007)

[6] H. Langer: „Spannungsrelaxation von Kupferbasis-Legierungen“, Tagungsband Werkstoffprüfung 1984 (1985) 559.

[7] J. Seeger, S. Theobald, J. Riedle: “Determining the Relaxation on High Strength Cu-Foils”, Kupfer-Symposium 2023 Vortragsband (2023) 42.

[8] J.H. Holloman, L.C. Jaffe: “Time-Tempering Relations in Tempering Steel”, Trans. AIME, Iron and Steel Division 162 (1945) 223.

[9] A. Seeger: „Theorie der Kristallplastizität – I. Grundzüge der Theorie“, Z. Naturforschg. 9 (1954) 758.

[10] E. Schedin, A. Thuvander, P. Henderson, P. Sandberg, A. Kamf: “Stress Relaxation Behaviour of Connectors – Development of Simulation Techniques”, Electrical Contacts – 1996. Proceedings of the 42nd IEEE Holm Conference on Electrical Contacts (1996) 142.

kupfer_