

Werkstoffe und Fertigung –

Prof. Dr. K. Wegener
Herbstsemester 2019

Autographie:
©2019 IWF, Prof. Dr. K. Wegener
Eidgenössische Technische Hochschule Zürich

Inhaltsverzeichnis

0 Einleitung	1
0.0 Lernziel	1
0.1 Einführung	1
0.2 Prüfung, Normung, Bezeichnung	24
1 Kristallzustand der Metalle	25
1.0 Lernziel	25
1.1 Einleitung	25
1.2 Raumgitter und Kristallsysteme	27
1.3 Gitteraufbau	31
1.4 Die Bezeichnung von Punkten, Geraden und Ebenen im Raumgitter (Millersche Indizes)	36
1.5 Anisotropie der Struktur	39
1.6 Realstruktur: Nulldimensionale Gitterbaufehler	43
1.7 Eindimensionale Gitterfehler (Versetzungen)	47
1.8 Zweidimensionale Gitterfehler, Stapelfehler	66
1.9 Korngrenzen, Phasengrenzflächen	71
1.10 Gefüge und Legierungsstrukturen	73
2 Legierungskunde - Zustandsdiagramme	77
2.0 Lernziel	77
2.1 Einleitung	77
2.2 Thermodynamische Grundbegriffe, Hauptsätze, Potentiale	81
2.3 Binäres Zustandsdiagramm und Phasenregel	89
2.4 Phasengleichgewichte, Gesetz der wechselnden Pha- senzahl, Hebelgesetz (Phasenräume)	93
2.5 Aufstellen von Zustandsdiagrammen	98
2.6 Grundtypen der Zustandsdiagramme	101
2.7 Reales Zustandsdiagramm	113
2.8 Ternäre und quarternäre Systeme	132
3 Diffusion	139
3.0 Lernziel	139
3.1 Definition	139

3.2	Diffusionsarten	139
3.3	Diffusionsgesetze	140
3.4	Diffusionsmechanismen	150
4	Erstarrung (Kristallisation)	151
4.0	Lernziel	151
4.1	Einleitung	151
4.2	Keimbildung	151
4.3	Erstarrungsfehler - Seigerung	156
4.4	Wachstum	160
4.5	Erstarrungsgesetze	163
4.6	Gussblockstruktur	164
4.7	Gerichtete Erstarrung und Einkristall	166
4.8	Giesstechnische Eigenschaften: Schwindung, Fliessvermögen	166
4.9	Giessverfahren	171
5	Elastizität	181
5.0	Lernziel	181
5.1	Das Kontinuum, verallgemeinerte Spannungen und Dehnungen	181
5.2	Elastisches Verhalten, atomare Beschreibung	190
6	Plastisches Verhalten der Metalle	199
6.0	Lernziel	199
6.1	Einleitung	199
6.2	Schmidsches Schubspannungsgesetz	201
6.3	Einkristallverformung: Theoretische Schubspannung	204
6.4	Einkristallverformung	205
6.5	Versetzungsbewegung	209
6.6	Verformung von Vielkristallen	217
6.7	Steigerung der Streckgrenze	222
6.8	Diskontinuierliches Fliessen	227
6.9	Mechanische Zwillingsbildung	231
6.10	Geometrische Nichtlinearität: Wahre Spannung, wah- re Dehnung	235
6.11	Superplastizität	241
6.12	Bruchformen	242
7	Kristallerholung und Rekristallisation	243
7.0	Lernziel	243
7.1	Einleitung	243
7.2	Erholung	245
7.3	Rekristallisation	249

7.4 Kornvergrösserung, Sekundärkristallisation	255
8 Kriechen und Kriechbruch	259
8.0 Lernziel	259
8.1 Mechanisches Verhalten bei hohen Temperaturen . .	259
8.2 Kriechkurve	261
8.3 Kriechmechanismen	266
8.4 Spannungsrelaxation	269
8.5 Zeitstandfestigkeit, Auslegung gegen Kriechen . .	272
8.6 Schadensakkumulation	278
8.7 Kriechfeste Stoffe	279
9 Ermüdung und Ermüdungsbruch	281
9.0 Lernziel	281
9.1 Dynamische Beanspruchung	281
9.2 Ermüdung, Werkstoffversuch	283
9.3 Schreibweise	284
9.4 Einfluss der Mittelspannung: Dauerfestigkeitsschaubild (Smith-Diagramm)	290
9.5 Schadensakkumulationshypothese und Betriebsfestigkeit	296
9.6 Geometrie- und Bauteileinflüsse: Gestaltfestigkeit	301
9.7 Werkstoffkundliche Grundlagen: Ermüdungsbruch .	313
A Anhang	321
Literaturverzeichnis	324

Kap. 0 Einleitung

0.0 Lernziel

1. Technologieraum und Innovation
2. Aufgaben der Werkstoffkunde
3. Die vier Werkstoffgruppen
4. Werkstoffeigenschaften
5. Struktur der Materialgleichungen
6. Rolle der Normung
7. Der Zugversuch

0.1 Einführung

Werkstoffe Werkstoffe sind feste Stoffe, die vom Menschen zu einem bestimmten gestalterischen Zweck verwendet werden. Sie werden zum Bau von Maschinen, Gebäuden, als Implantate zum Ersatz von Körperteilen, zur Herstellung von Geräten und Bauteilen oder auch zur Verwirklichung künstlerischer Vorstellungen verwendet.

Fertigung Fertigung ist die Herstellung von Werkstücken mit geometrisch bestimmter Gestalt und festgelegten stofflichen Eigenschaften. Keine technische Realisierung kommt ohne Werkstoffe aus. Bei allem, was wir im täglichen Leben benutzen, hat sich jemand aus irgendwelchen Gründen dafür entschieden, aus welchem Material das gemacht werden soll. Demnach gehört die Werkstoffwahl untrennbar zur Aufgabe eines Ingenieurs. Die Auswahl des Werkstoffs erfolgt vor allem nach dessen Eigenschaften, daneben auch nach dessen Verfügbarkeit.

Gebrauchs-eigenschaften Man unterscheidet die Eigenschaften nach *Gebrauchseigenschaften* und *Fertigungseigenschaften (Verarbeitungseigenschaften)*. An

Fertigungs-eigenschaften Bauteile werden gewisse Funktionsanforderungen gestellt, die es in seiner Realisierung erfüllen muss, wozu natürlich der Werkstoff seinen Beitrag leistet. Ein Seil muss vor allem Lasten tragen, d.h. der Werkstoff sollte eine möglichst hohe Tragfähigkeit besitzen. Daneben muss der Werkstoff in die gewünschte Form gebracht werden können, beim Draht z.B. durch Drahtziehen. Man erwartet also vom Drahtwerkstoff, dass er sich kalt verformen lässt.

Miniaturi-sierung Der technische Fortschritt, z.B. Miniaturisierung, Gewichtseinsparung, bedingt, dass Bauteile zu Multifunktionskomponenten von hoher Komplexität werden, dass Werkstoffe Multifunktionswerkstoffe

Gewichts-einsparung

werden, die nicht nur wegen *einer* ihrer Eigenschaften ausgewählt werden, sondern man braucht z.B. deren Festigkeit, deren elektrische Leitfähigkeit wie deren Korrosionsbeständigkeit zugleich. Dazu braucht es eine hochentwickelte Produktionstechnologie mit immer neuen Herstellverfahren und eine Werkstoffauswahl, die auf Gebrauchs- und Fertigungseigenschaften abgestimmt ist. Fig. A.1 zeigt die Gewichtsreduktion von Antiblockiersystemeinheiten (ABS) und eine Getriebewelle, deren Teile aus hochkohlenstoffhaltigem Stahl durch Laserschweißen verbunden werden können. Durch die eingesparte Baulänge der Welle werden ein Quereinbau des Antriebes und ein kürzeres Fahrzeug ermöglicht.

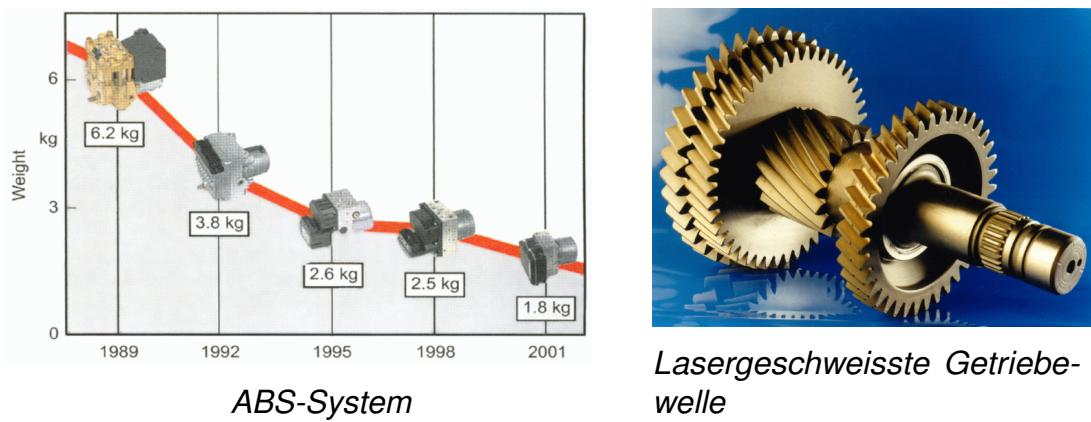


Fig. 0.1.: Reduktion von Bauraum und Gewicht

Verarbeitungs- mein klassifiziert in *Trennen*, *Umformen*, *Urformen* (Giessen), *Fügen* (Schweißen, ...) und *Wärmebehandeln* (siehe DIN 8580). Die Verar-

verfahrenbeitungseigenschaften eines Werkstoffes werden nach diesen zur

Urformen Verfügung stehenden Verfahren beurteilt. Die kombinierten Anforde-

Umformen rungen aus Gebrauch und Verarbeitung schränken die zur Auswahl

Trennen stehenden Werkstoffe häufig empfindlich ein, bedingen nicht selten

Fügen die Entwicklung neuer Werkstoffe und sind letztendlich für die riesige

Wärmebe- Werkstoffvielfalt am Markt verantwortlich. Allein aus dem Element

handeln Eisen werden ca. 100'000 Stahl- und Eisenwerkstoffe hergestellt,

weil man diese für verschiedenste Anwendungen braucht.

Werkstoff- Insgesamt lassen sich drei technologische Dimensionen definieren:

- Die Werkstofftechnologie stellt die Werkstoffe her

- Die Produkttechnologie setzt die Werkstoffe ein

- Die Prozesstechnologie be- und verarbeitet die Werkstoffe

Werkstoff-, Produkt- und Prozesstechnologie spannen den Technologieraum auf (Fig. 0.2). Eine technische Realisierung eines Produkts, z.B. eines Bauteils, ist ein Koordinatenpunkt in diesem Raum.

**Technologie-
raum** Den technischen Fortschritt kann man, geeignete Koordinatenwahl vorausgesetzt, an der Entfernung des Punktes vom Ursprung ablesen. Technische Innovation erfolgt also in den drei Dimensionen. Erkennbar ist vor allem die Produktinnovation, z.B. die Entwicklung von kleinen und leichten Handys, ultraleichte Fahrräder, Autos geringen Treibstoffverbrauchs, Grossraumflugzeugen usw.. Im Hintergrund sind diese neuen Produkte häufig nur dadurch ermöglicht, dass neue Werkstoffe und neue Prozesse zum Einsatz kommen.

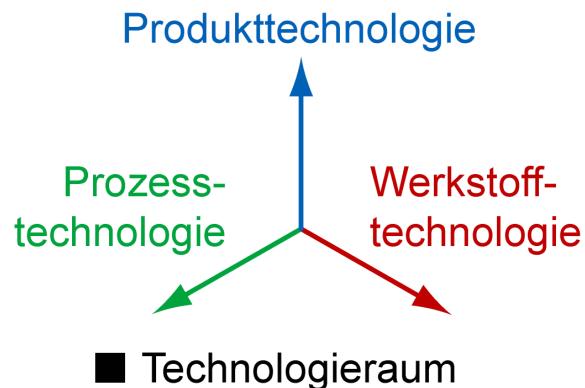


Fig. 0.2.: Technologieraum

**Werkstoff-
innovation** Fig. 0.3 zeigt wie sich die Innovationen in den drei Richtungen des Technologieraums gegenseitig bedingen. Nicht selten haben Werkstoffinnovationen den stärksten Impact. Nicht nur, dass neue Werkstoffe neue Produkte häufig erst ermöglichen, sie ziehen auch Prozessinnovationen nach sich.

Einfluss auf Produkt-Innovationen:

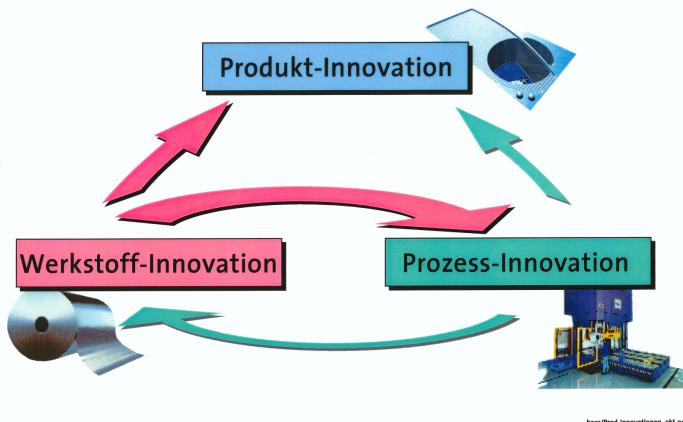


Fig. 0.3.: Produktinnovation

Die Entwicklung hoch- und höchstfester Stahlblechsorten z.B. erfordert die halbwarme Blechumformung mit völlig veränderten Umformanlagen. Diese Werkstoffe ermöglichen auch Leichtbaukarosserien mit gemäss Fig. 0.5 an die Anforderungen der Karosserie angepassten Festigkeiten. Produktinnovationen sind nicht selten eine Folge von Prozessinnovationen, z.B. ermöglicht die Innenhochdruckumformung die Herstellung von Trägerbauteilen für leichte Fahrzeugkarosserien, deren Materialanordnung den Gebrauchsbeanspruchungen angepasst ist. Aber auch die Prozesstechnologie zieht Materialentwicklungen nach sich, z.B. Tiefziehstähle, deren Eigenschaften, speziell Verformbarkeit, auf die Anforderungen aus der Prozesstechnik Tiefziehen zugeschnitten sind (Fig. 0.3, Fig. 0.4).

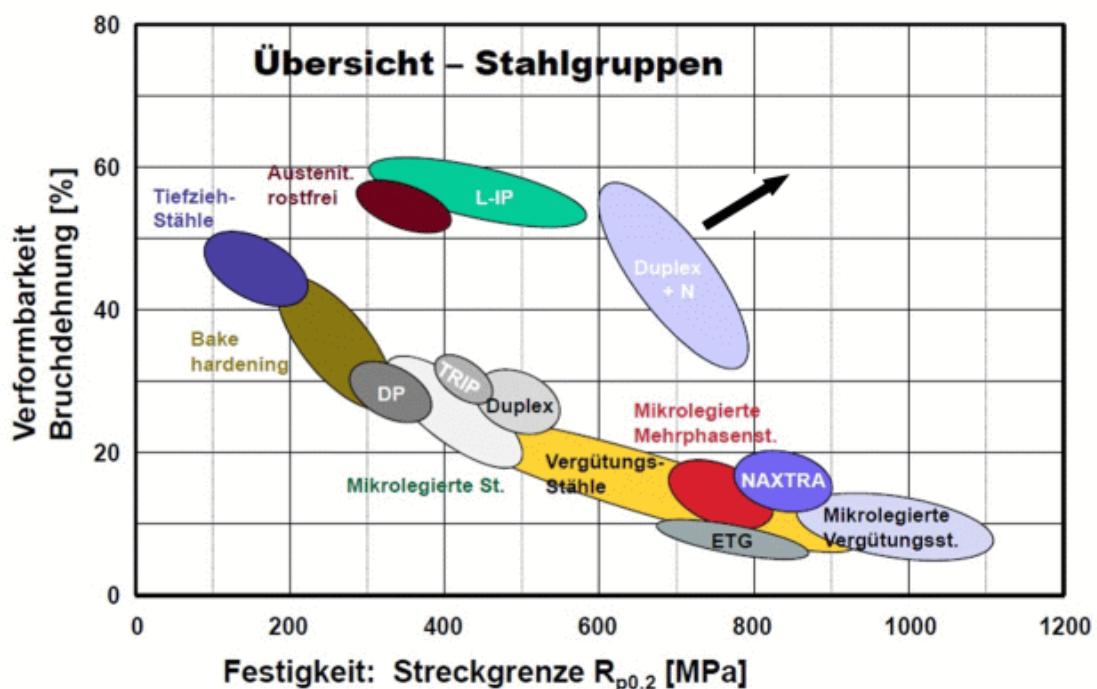


Fig. 0.4.: Werkstoff Stahlblech, Übersicht. Entwicklungsziel: Hohe Verformbarkeit bei hoher Festigkeit

Fig. 0.6 zeigt am Beispiel der Drehwerkzeuge, welchen Einfluss die Werkstoffinnovation auf die Prozesstechnik hat. Erkennbar ist, dass durch die Entwicklung neuer Schneidstoffe die Schnittgeschwindigkeiten beim Drehen dramatisch zunehmen konnten, was zur Folge hatte, dass neue Maschinen entwickelt und gebaut werden mussten, die diese hohen Schnittgeschwindigkeiten erzeugen können.

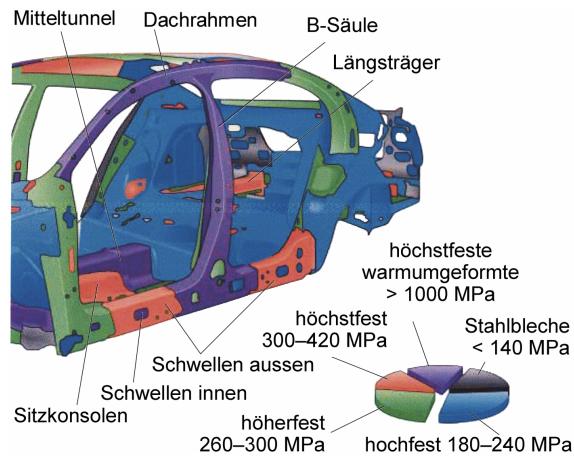


Fig. 0.5.: Höchstfeste Bleche im Karosseriebau



Fig. 0.6.: Entwicklung der Schneidstoffe und der Schnittgeschwindigkeiten für die Bearbeitung von unlegiertem Stahl beim Drehen



Fig. 0.7.: Schneidwerkzeuge: Bohrer, Bohrer mit Wendeplatten, Drehmeissel mit beschichteter Wendeschneidplatte, Fräskopf (im UZS)

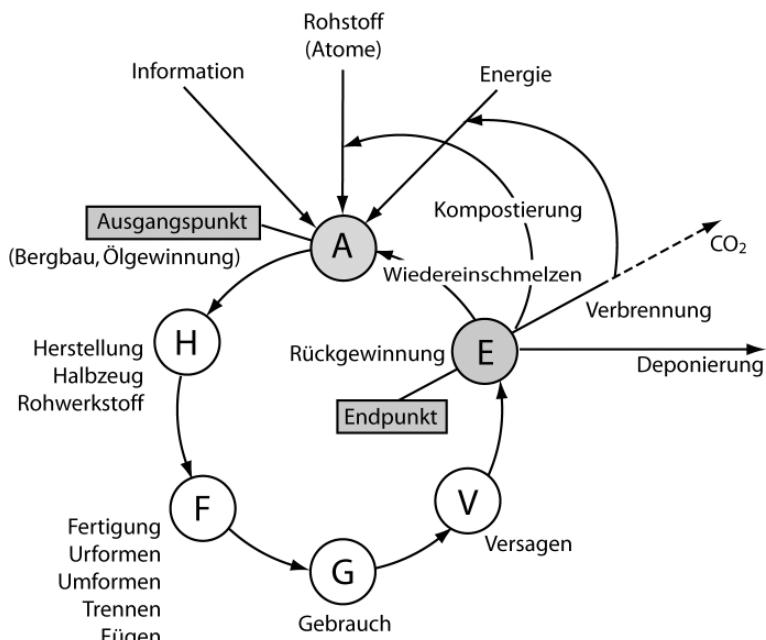
kommerzielle Eigenschaften Neben den Verarbeitungseigenschaften und den Gebrauchseigenschaften dürfen bei der Werkstoffwahl deren kommerzielle Eigenschaften (Preis) nicht ausser Acht gelassen werden. Je spezieller die Eigenschaften des Werkstoffs sind, desto höher ist i.d.R. der Preis. Bei der Werkstoffwahl ist das Verhältnis aus Ausprägung der Gebrauchseigenschaften plus Ausprägung der Fertigungseigenschaften und dem Preis zu maximieren.

$$\frac{\text{Gebrauchseigenschaften} + \text{Fertigungseigenschaften}}{\text{Preis}} = \max \quad (0.1)$$

Der billigste Werkstoff, der gerade noch die Anforderungen erfüllt, ist zu wählen. Tab. 0.1 zeigt für verschiedene Werkstoffe die Zugfestigkeit und Dichte sowie die Kosten pro Zugfestigkeit als Art Leistungs - Preisverhältnis. Wäre die Eigenschaft Zugfestigkeit Auswahlentscheidend, ist Stahl der vorzugsweise zu verwendende Werkstoff. Während im Bewusstsein vieler Menschen verankert ist, dass Kunststoffe billige Werkstoffe sind, zeigt die Tabelle genau das Gegenteil. Die Einschätzung röhrt von Ausfällen von Kunststoffbauteilen her, die aus falscher Anwendung infolge unzureichender Kenntnisse der Gebrauchseigenschaften folgten.

Umwelt-eigenschaften Fig. 0.8 zeigt den Lebenszyklus der Werkstoffe. Moderne Werkstoffwahl hat die Eigenschaften während des gesamten Zyklus zu beachten. In jeder Lebensphase sind andere Eigenschaftskombinationen massgebend.

Werkstoff	Zugfestigkeit N/mm ²	Dichte g/cm ³	Kosten pro N/mm ² (St 37 = 1)
Baustahl, Stahlblech	370	7.8	1
Graues Gusseisen	120	7.3	3
Aluminiumlegierung	200	2.7	3.5
Polyvinylchlorid	40	1.4	4
Mit Glasgewebe verstärktes Kunstharz	500	1.9	10
Polyäthylen	10	0.9	12

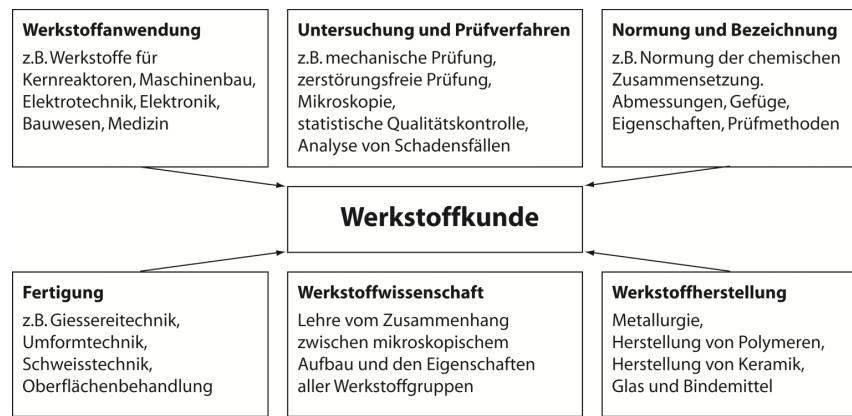
Tab. 0.1.: Werkstoffkosten bezogen auf die Zugfestigkeit**Fig. 0.8.:** Lebenszyklus der Werkstoffe (nach Hornbogen [6])

In jüngster Zeit treten Umweltaspekte der Werkstoffe mehr und mehr in den Vordergrund. Zu den Umwelteigenschaften von Werkstoffen zählen Energieverbrauch bei deren Herstellung, Recyclingfähigkeit, Umweltbelastung bei Herstellung, Verarbeitung, Gebrauch und Deposition. Bei knapper werdenden Rohstoff- und Energieressourcen wird zunehmende Aufmerksamkeit der Recyclingfähigkeit von Produkten und Werkstoffen gewidmet.

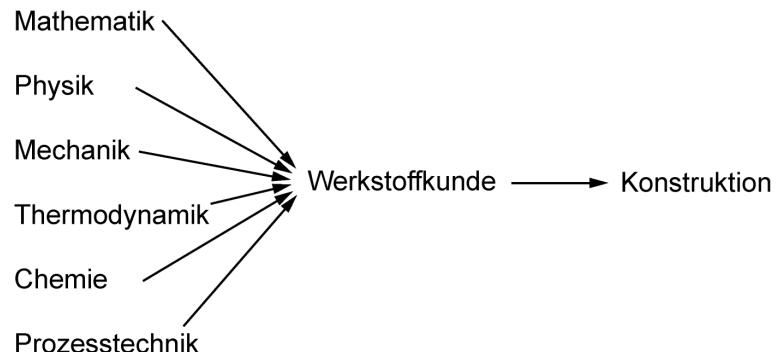
- Sortenreine** Sehr leichte und hochfeste faserverstärkte Kunststoffe setzen sich vor allem deshalb im Automobilbau nicht durch, da sie nur noch thermisch recycelt werden können (Verbrennung). Recycling der Produkte

sollte mindestens eine sortenreine Trennung der Werkstoffe in dem Sinne ermöglichen, dass wenigstens der Werkstoff wiederverwendet werden kann. Begleitelemente in Werkstoffen aus der erstmaligen Herstellung treten in den Hintergrunde gegenüber Begleitelementen aus der Wiederverwendung (Beispiel: Kupferanteil im Stahl). Für die Werkstofftechnologie (Technik der Herstellung der Werkstoffe) bedeutet dies ebenfalls neue Möglichkeiten. Stahlwerke standen früher ausschliesslich dort, wo Kohle oder mindestens Erz gefunden wurde. Heute existieren Stahlwerke, die ausschliesslich Schrott z.B. nach dem Elektrostahlverfahren verarbeiten, wo aus verkehrstechnischen Gründen Schrott preisgünstig beschafft werden kann, d.h. an Wasserstrassen, in der Nähe von Eisenbahnlinien.

- Werkstoff-struktur** Die Eigenschaften der Werkstoffe folgen aus deren mikroskopischem Aufbau, aus den Atomen, aus denen der Werkstoff zusammengesetzt ist, deren Anordnung und deren Bindungsverhältnissen, kurzum der Struktur der Werkstoffe. Werkstoffwissenschaften beschäftigen sich mit der Beziehung zwischen dem mikroskopischen Aufbau der Materie und deren makroskopischen, d.h. für den Ingenieur nutzbaren physikalischen und technischen Eigenschaften. Natürlich könnte man die Gebrauchs-, Fertigungs-, kommerziellen und Umwelteigenschaften der Werkstoffe im jeweiligen Anwendungsgebiet messen und tabellieren und hätte so dem Konstrukteur ein Hilfsmittel für die Werkstoffwahl gegeben. In der Vielfalt der Daten würde man aber hoffnungslos untergehen. Daher braucht es das durch die Werkstoffwissenschaften vermittelte ordnende Verständnis über die Herkunft der makroskopischen Eigenschaften. Ein Ingenieur muss umfassende Kenntnisse von Werkstoffen besitzen, nicht nur von deren Gebrauchs - und Fertigungseigenschaften bzw. deren mikroskopischem Verhalten sondern auch über Prüfverfahren, Werkstoffbezeichnung, Werkstoffherstellung.
- Werkstoff-kunde** Dieser Wissensumfang ist unter dem Begriff "Werkstoffkunde" zusammengefasst (Fig. 0.9). Diese Vorlesung hat zum Ziel, dem zukünftigen Ingenieur Grundlagen zu vermitteln, die es ihm erlauben, die richtige Werkstoffwahl zu treffen, die Konstruktion den Werkstoffeigenschaften anzupassen, die Einsatzgrenzen der einzelnen Werkstoffe zu beurteilen und die Weiterentwicklung zu verfolgen.

**Fig. 0.9.:** Werkstoffkunde und ihre Teilgebiete

Auf Grundlagenwissenschaften basieren die Werkstoffkunde (Fig. 0.10) und der Konstruktionsprozess (Fig. 0.11). Unter Anwendung der Grundlagenwissenschaften Mechanik, Elektronik, Informatik, Hydraulik, Strömungsmechanik, Thermodynamik und Chemie werden Maschinen und Anlagen erstellt, die die jeweilige Prozesstechnologie beherrschen. Den dafür erforderlichen Bauteilen werden erforderliche Werkstoffeigenschaften zugeordnet, die durch die auszuwählenden Werkstoffe erfüllt werden müssen.

**Fig. 0.10.:** Grundlagenwissenschaften als Basis von Werkstoffkunde und Konstruktion

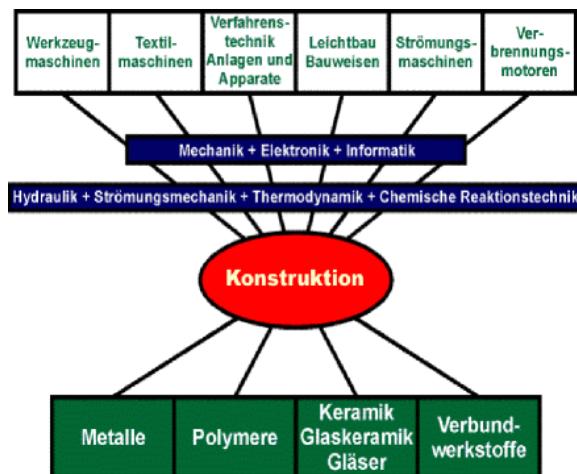


Fig. 0.11.: Einsatz von Werkstoffen im Maschinenbau

Chemische Bindungsarten

Bindungsarten Für die Unterscheidung der vier Werkstoffgruppen sind zunächst die chemischen Bindungsarten kurz zu charakterisieren:

Ionenbindung *Ionenbindung*: Erfolgt zwischen Elementen stark unterschiedlicher Elektronegativität. Die Bindung ist stark, ungerichtet und beruht auf dem elektrischen Ladungsausgleich der Bindungspartner. Die Valenzregeln sind gültig.

Kovalente Bindung *Kovalente Bindung*: Erfolgt zwischen Elementen ähnlicher Elektronegativität. Die Bindung ist stark und gerichtet und beruht darauf, dass sich die Bindungspartner Valenzelektronen teilen. Die Valenzregeln sind gültig.

Metallische Bindung *Metallische Bindung*: Die Bindungspartner geben die Valenzelektronen, d.h. die Elektronen der unaufgefüllten Orbitale, an ein zu allen Atomen gehörendes und die Atomrumpfe umgebendes "Elektronengas" ab. Die Bindung ist schwächer und ungerichtet, die Valenzregeln sind ungültig. Ein Atom umgibt sich mit möglichst vielen Partnern.

Zwischenmolekulare Bindung *Zwischenmolekulare Bindungen* beruhen auf

- Dispersionskräften (Van der Waals - Bindung), oder dem
- Dipoleffekt.

Sie sind schwach bis sehr schwach.

Werkstoffgruppen

Metalle Die Atome der *Metalle* streben eine möglichst dichte Kugelpackung an. Sie sind über weite Bereiche geordnet. Solche Raumgitter von Atomen nennt man einen Kristall. Die Bindung der Metalle ist nicht

gerichtet. Genau dies sowie die dichte Atomanordnung ermöglicht eine Verschiebung der Atome gegeneinander bei allen Temperaturen, so dass die Metalle bei hohen wie tiefen Temperaturen verformbar sind.

Sie sind gute elektrische Leiter, reflektieren Licht, sind nie durchsichtig und chemisch meist nicht sehr beständig.

- Keramische Werkstoffe** Die Grundbausteine der *keramischen Werkstoffe* sind kovalent oder ionisch gebundene anorganische Verbindungen. Es können durch geordnete Aneinanderreihung dieser Bausteine ebenfalls Kristalle entstehen, jedoch können keramische Werkstoffe auch völlig ungeordnet, amorph, sein. Letztere nennt man Gläser.
Keramische Werkstoffe sind schlechte elektrische Leiter, plastisch nicht verformbar, häufig durchsichtig, chemisch sehr beständig und schmelzen bei sehr hohen Temperaturen.

- Polymere** *Polymere / Kunststoffe* bestehen aus Riesenmolekülen, die aus Kohlenstoff, Wasserstoff, Chlor, Fluor, Sauerstoff, Stickstoff über kovalente Bindungen aufgebaut sind. Diese Moleküle sind entweder vernetzt oder langkettig und können entweder kovalent oder mittels van der Waalsscher Bindungen aneinander gebunden sein.
Polymere / Kunststoffe sind schlechte elektrische Leiter, häufig bei hohen Temperaturen verformbar, bei niederen Temperaturen spröde. Sie sind chemisch bei Raumtemperatur in normaler Umgebung beständig, haben eine geringe Dichte, schmelzen bzw. zersetzen sich bei hohen Temperaturen.
Fig. 0.12 zeigt die vier Hauptgruppen der Werkstoffe. Zusätzlich zu diesen Hauptgruppen gibt es Werkstoffe, die aufgrund ihrer Eigenschaften Zwischenstellungen einnehmen.

- Metalle** *Halbleiter* liegen von der elektrischen Leitfähigkeit her zwischen Metallen und Keramiken.
- Supraleiter** *Supraleiter* sind keramische Werkstoffe, die alle Eigenschaften eines keramischen Werkstoffes haben, aber bei niedrigen Temperaturen sehr gute elektrische Leiter sind. Auch Metalle können supraleitend werden.
- Verbundwerkstoffe** Durch Kombination von mindestens zwei Werkstoffen unterschiedlicher Eigenschaften entstehen *Verbundwerkstoffe*. Am bekanntesten sind *faserverstärkte Kunststoffe*, bei denen feine spröde aber hochfeste Fasern mit einer zäheren Grundmasse verklebt werden. Auch Stahlbeton gehört zu den Verbundwerkstoffen. Dabei entsteht ein Werkstoff, der die hohe Zugfestigkeit von Stahl und die hohe Druckfestigkeit von Beton kombiniert. Auch Stähle, die mit Borfasern verstärkt werden, sind bekannt. Dagegen sind borlegierte Feinkornstäh-

Ie keine Verbundwerkstoffe. Kennzeichnend für Verbundwerkstoffe ist, dass von mindestens einem der Bestandteile dessen Ausgangsgeometrie auch im Verbund noch nachweisbar ist.

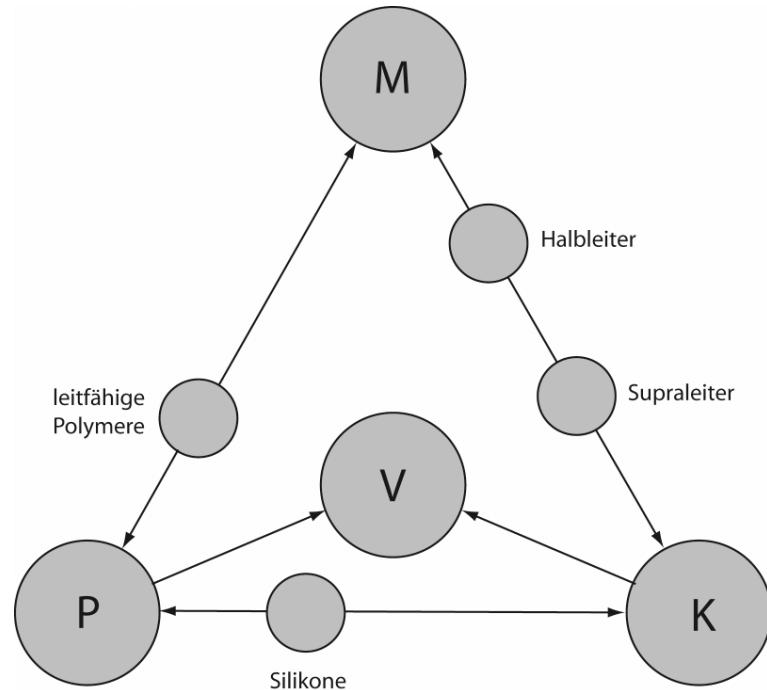


Fig. 0.12.: Die vier Werkstoffgruppen ($M = \text{Metalle}$, $P = \text{Polymere}$, $K = \text{Keramik}$, $V = \text{Verbundwerkstoff}$)

Eigenschaften der Werkstoffe

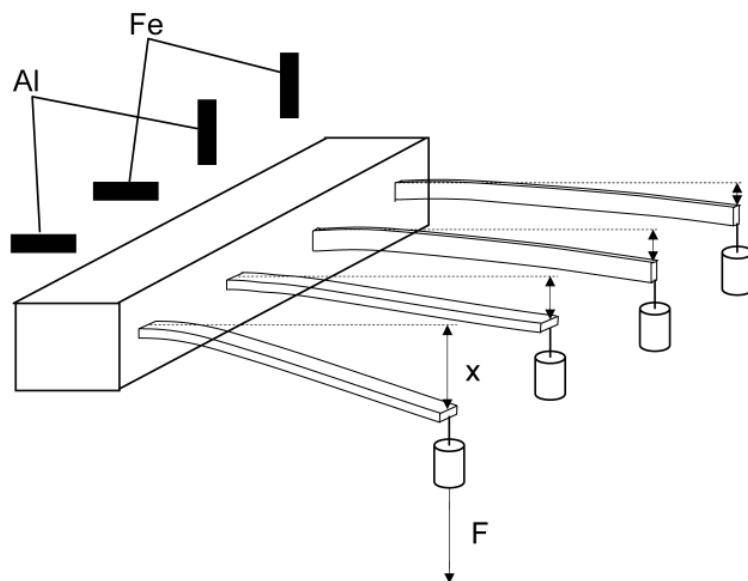


Fig. 0.13.: Kragträger unter Last zur Ermittlung der Werkstoffeigenschaften

Von entscheidender Bedeutung für die Werkstoffwahl sind deren Eigenschaften, die wie beschrieben durch deren Struktur, d.h. deren Aufbau aus Atomen, Molekülen, Kristallen bestimmt sind. Nachdem bisher lediglich "Eigenschaften" als abstrakter Begriff Verwendung fand, soll dies nun konkretisiert werden. Fig. 0.13 zeigt einseitig eingespannte Kragträger mit rechteckigem Querschnitt, die am Ende mit einem Gewicht belastet werden. Eine Eigenschaft dieser Träger ist nun, wie weit diese sich unter der Last durchbiegen.

- Materialantwort** Werkstoffeigenschaften werden ermittelt, indem man einen Reiz (Stimulus) auf sie ausübt und deren Verhalten auf diesen Reiz, die sog. *Materialantwort* ermittelt. Erhöht man die Last, wird die Absenkung grösser. Man würde also eine Gleichung der Art

$$x = f(F) \quad (0.2)$$

erhalten. Dabei ist F die Last, x die Absenkung.

- Steifigkeit** In Gleichung (0.3) erkennt man, dass Steifigkeit die Funktion f linear ist, der Koeffizient c also eine Konstante ist, die *Steifigkeit* genannt wird (gilt nur bei nicht zu grossen Lasten).

$$x = \frac{F}{c} \quad (0.3)$$

Man stellt nun fest, dass der Träger aus Aluminium sich ca. 3 mal weiter durchbiegt als der aus Stahl. Daneben erkennt man aber auch, dass je nach Lage des Trägerquerschnitts zur Last die Durchbiegung unterschiedlich ist. Ist die lange Seite des Querschnitts parallel zur Last, biegt sich dieser deutlich weniger als wenn diese senkrecht zur Last angeordnet ist. Die Funktion $f(F)$ ist also eine materialabhängige Funktion, die aber auch von der Geometrie beeinflusst wird. Sie ist demnach zur Beschreibung des Materialverhaltens und damit als Materialeigenschaft unbrauchbar.

- Materialantwort** Ziel bei der Ermittlung des Werkstoffverhaltens ist, eine Materialantwort zu finden, die unabhängig von den geometrischen Verhältnissen ist, d.h. die dazu geeignet ist, auf verschiedene Geometrien übertragen zu werden. Wenn dies nicht gelingt, besteht immer noch die Möglichkeit den Versuch zu normen und als Hilfsmittel zum Eigenschaftsvergleich zu benutzen. Beides wird in der Werkstoffkunde verwendet.

- elastisch** Beim Entlasten stellt man fest, dass die Träger ihre alte Position wieder einnehmen. Solches Verhalten nennt man *elastisch* und mit Recht gilt die Gleichung (0.3), die schliesslich unabhängig von jeder

Vorgeschichte aussagt, dass die Verformung bei $F=0$ ebenfalls 0 ist. Grössere Lasten führen schliesslich zu verändertem Bauteilverhalten: Nicht die gesamte Absenkung geht wieder zurück, das Bauteil ist plastisch geworden, hat sich bleibend verformt. Zurückkommend auf die Frage nach der Auftrennung der Bauteileigenschaften in Materialeigenschaften, die hier interessieren, und Geometrieeinfluss, verschafft Fig. 0.14 Klarheit. Dort ist ein Zugstab dargestellt, d.h. ein Stab, einseitig eingespannt, am anderen Ende mit der Kraft F in Längsrichtung belastet. Diese Kraft muss offenbar über jeden Einzelquerschnitt übertragen werden, damit die einzelnen Querschnittsscheiben im Gleichgewicht sind. Werkstoffe haben eine innere Struktur. Dabei werden die Kräfte von den Strukturelementen übertragen, z.B. wie in Fig. 0.14 gezeigt zwischen den einzelnen Atomen, was den einfachsten Fall darstellt. Die Wirkung der Kräfte ist, dass die Atomlagen um Δx auseinandergezogen werden. Diese verlängernde Wirkung wird aber umso kleiner, je mehr solcher Strukturelemente (Atome) an der Übertragung der Kraft F beteiligt sind. Geht man nun davon aus, dass umso mehr Strukturelemente (Atome) an der Übertragung der Kraft beteiligt sind, je grösser die Fläche A ist, ist offenbar der Quotient aus Kraft und Querschnittsfläche nach Gleichung (0.4) ein Mass für eine geometrieunabhängige Kraftgrösse.

- Spannung** Man nennt dieses Beanspruchungsmass eine *Spannung*. Sie zählt per Definition positiv, wenn es eine Zugspannung ist und negativ, wenn es eine Druckspannung ist, die die Atomlagen näher aneinanderdrückt.

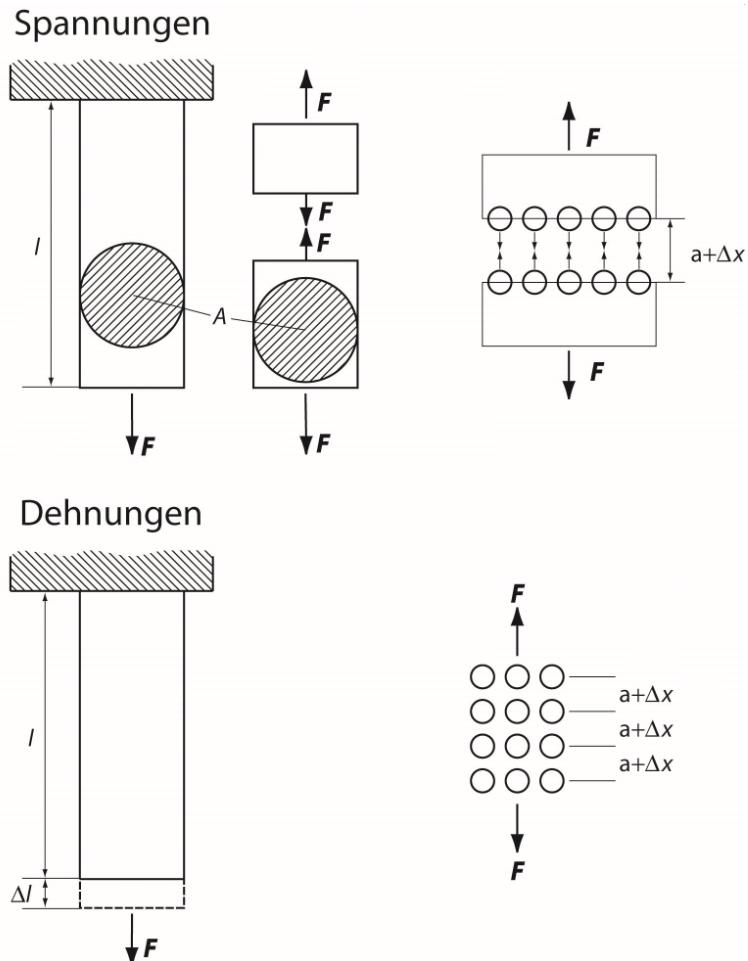


Fig. 0.14.: Der Zugversuch zur Ableitung werkstoffspezifischer Beanspruchungs- und Verformungsgrößen

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad [\sigma] = \frac{N}{mm^2} \quad (0.4)$$

Wenn nun über jeden Querschnitt die Kraft F übertragen wird, in jedem Querschnitt die Spannung σ wirkt, werden alle im Kraftfluss liegenden Atomlagen um den Betrag Δx auseinandergezogen. Je mehr solcher Atomlagen innerhalb der Länge l Platz haben, desto grösser ist also die Gesamtverlängerung Δl des Probestabs.

$$\Delta l = \frac{l}{a} \cdot \Delta x \quad (0.5)$$

Dehnung Eine werkstoffspezifische und geometrieunabhängige Grösse für die Materialantwort "Verlängerung" ist also gewinnbar, wenn man den Quotienten aus Verlängerung und Gesamtlänge verwendet. Diese werkstoffspezifische Verformungsgrösse heisst Dehnung (ε).

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l} = \frac{\Delta x}{a} \quad [\varepsilon] = 1 \quad (0.6)$$

Dehnung Da die Dehnung gleichzeitig die Verlängerung pro Strukturelementabstand (Atomabstand) ist, ist die Grösse wirklich geometrieunabhängig. Gelegentlich wird die Dehnung, die als Verhältnis aus zwei Längen dimensionslos ist, mit 100 multipliziert und in % angegeben.

Hookesches Gesetz Auch beim Zugstab geht die Dehnung zurück, wenn die Last entfernt wird, was das oben beschriebene elastische Verhalten ist. Nimmt man nun eine Messreihe auf "Spannung über Dehnung", findet man zumindest für kleine Dehnungen das in der Werkstoffkunde wichtige Hookesche Gesetz:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad [E] = \frac{N}{mm^2} \quad (0.7)$$

Elastizitätsmodul Die Grösse E heisst *Elastizitätsmodul* und ist die wichtigste Kenngrösse mechanischer Werkstoffeigenschaften.

E Verwendet man dickere Stäbe, werden bei gleichen Kräften die Spannungen kleiner, aber auch die Dehnungen und das Hookesche Gesetz gilt nach wie vor. Verwendet man längere Stäbe, werden bei gleichen Kräften die Verlängerungen grösser, aber die Dehnung bleibt unverändert und das Hookesche Gesetz gilt nach wie vor. Veränderungen der Querschnittsform haben keinen Einfluss, sofern der Flächeninhalt nicht verändert wird. Einzig die Verwendung anderer Werkstoffe für den Probestab verändert dieses Gesetz, da andere Werkstoffe einen anderen Elastizitätsmodul haben.

Material-verhalten Es ist also das elastische Verhalten ein mögliches Materialverhalten, das Hookesche Gesetz das dafür zuständige Stoffgesetz (im nicht linear-elastischen Bereich als Näherung) und der Elastizitätsmodul E die die Werkstoffsteifigkeit beschreibende Werkstoffeigenschaft.

Stoffgesetz Der Elastizitätsmodul steht in direktem Zusammenhang mit den zwischen den Atomen eines Werkstoffes wirkenden Bindungskräften. Ist die Bindung sehr stark, hat der Werkstoff einen hohen Elastizitätsmodul. Tabelle 0.2 gibt für einige Werkstoffe als Vertreter der vier Werkstoffgruppen den Elastizitätsmodul an. Kein anderer Werkstoff auf dieser Welt hat einen höheren Elastizitätsmodul als Diamant. Diamant ist, und das ist typisch, auch in anderen Werkstoffeigenschaften extrem: Härte, Wärmeleitfähigkeit, Brechungsindex. Stahl hat einen um den Faktor 3 höheren Elastizitätsmodul wie Aluminium, was für die Steifigkeit von Aluminiumstrukturen, z.B. Fahrzeugkarosserien eine deutliche Einschränkung darstellt.

Kunststoffe haben sehr kleine Elastizitätsmoduln.

	Elastizitätsmodul 10^4 N/mm^2	Schmelztemperatur °C	Stoffgruppe	Atomare Struktur
Diamant	120	3727	keramisch	Diamantgitter (ähnlich SiO_2)
Stahl	21	1536	metallisch	dichte oder dichteste
Aluminium	7	630	metallisch	Atompakungen, feinkristallin
Wolfram	41	3410	metallisch	
Al_2O_3	58	2050	keramisch	
Fensterglas	7	-	keramisch	unregelmässiges Netz
Beton	2	-	keramisch	vorwiegend Gemisch von Kristallen verschiedener Grössen und Art (10^{-6} bis 1 cm)
Polyäthylen	0.2	137	hochpolymer	Riesenmoleküle, Kristall-Glas-Gemisch
Gummi	0.001	-	hochpolymer	loses Gerüst aus grösseren verknüelten Molekülen mit Querverbindungen

Tab. 0.2.: Elastizitätsmodul E , Schmelztemperatur Θ_s und atomare Struktur verschiedener Werkstoffe

Es gibt eine Reihe von Stoffgesetzen, die einen ähnlichen Aufbau haben wie das Hookesche Gesetz:

$$\text{Materialantwort} = \text{Koeffizient} \times \text{Stimulus}$$

$$\text{Wirkung} = \text{Koeffizient} \times \text{Ursache}$$

$$\text{Spannung} \quad \sigma = E \cdot \varepsilon \quad \text{Dehnung} \quad (0.8)$$

$$\text{Spannung} \quad \sigma = \eta \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} \quad \text{Dehngeschwindigkeit} \quad (0.9)$$

$$\text{Wärmestromdichte} \quad \dot{q} = \lambda \cdot \frac{dT}{dx} \quad \text{Temperaturgradient} \quad (0.10)$$

$$\text{Thermische Dehnung} \quad \varepsilon_{th} = \alpha \cdot \Delta T \quad \text{Temperaturdifferenz} \quad (0.11)$$

$$\text{Magnetische Induktion} \quad B = \mu \cdot H \quad \text{mag. Feldstärke} \quad (0.12)$$

Dabei sind:

- E = Elastizitätsmodul
- η = plastomechanischer Koeffizient
- λ = Wärmeleitfähigkeit

- α = Wärmeausdehnungskoeffizient
- μ = magnetische Permeabilität

Dies hat sicher damit zu tun, dass der Mensch in einfachen Gesetzen denkt. Dabei ist der Koeffizient die für diesen Anwendungsfällen massgebliche Werkstoffeigenschaft. Zumeist gelten diese Stoffgesetze innerhalb eines gewissen Linearitätsbereichs sehr gut. Nicht selten ändern sich ab einer bestimmten Grösse der Stimuli die Reaktionsmechanismen des Werkstoffes und es gelten ganz andere Beziehungen. Zur Beschreibung solcher Effekte benötigt man Grenzbedingungen. Auch die Anwendungsgrenzen sind Werkstoffeigenschaften.

Zugversuch Dies lässt sich wiederum anhand des Zugversuchs aufzeigen. Fig. 0.15 zeigt den in ISO 6892 genormten Zugversuch mit einer Rundprobe, die zwischen einem festen Querhaupt und einem beweglichen eingespannt wird. Der Versuch läuft nun so ab, dass das bewegliche Querhaupt mit konstanter Geschwindigkeit verfahren wird. Ein Ausgabegerät ermittelt Kraft und Verlängerung und bestimmt aus der Kraft die Spannungen durch Division durch die anfängliche Probenfläche A_0 und die Dehnungen durch Division der Verlängerung durch die Anfangslänge der Probe. Natürlich verändert sich während der Versuchsführung der Probenquerschnitt, d.h. der Querschnitt wird kleiner.

Nominal-spannung, wahre Spannung Man nennt die über den Anfangsquerschnitt ermittelte Spannung die *Nominalspannung (Nennspannung)*, die auf den momentanen Querschnitt bezogene Spannung die wahre Spannung. Bei grösseren Dehnungen treten grosse Abweichungen zwischen den beiden Werten auf. Daneben ändert sich die Probenlänge und dennoch bezieht man die Verlängerung auf die Anfangslänge.

Nominal-dehnung, wahre Dehnung Man spricht dann von der *Nominaldehnung (Nenndehnung)*, die ebenfalls von der *wahren Dehnung* abweicht. Das Verhalten der Werkstoffe bei dieser Versuchsführung ist typisch und kann zum Vergleich der Werkstoffe herangezogen werden.

Spannungs-Dehnungs-linie Es ist dieser Zugversuch zudem die wichtigste Werkstoffprüfung, vor allem weil es mit einfachen Mitteln gelingt, wesentliche Verhaltensweisen und Eigenschaften der Werkstoffe aus der *Spannungs-Dehnungslinie* abzulesen (Fig. 0.16). Aufgrund dessen, dass Vereinfachungen gemacht wurden, z.B. die Verwendung von Nominalgrössen und weil bestimmte Materialeigenschaften vernachlässigt wurden wie z.B. die Zeitabhängigkeit des Materialverhaltens, muss zur Gewährleistung der Vergleichbarkeit festgelegt werden, unter

welchen Bedingungen dieser Versuch auszuführen ist, weshalb man auf die genormten Verhältnisse zurückgreift.

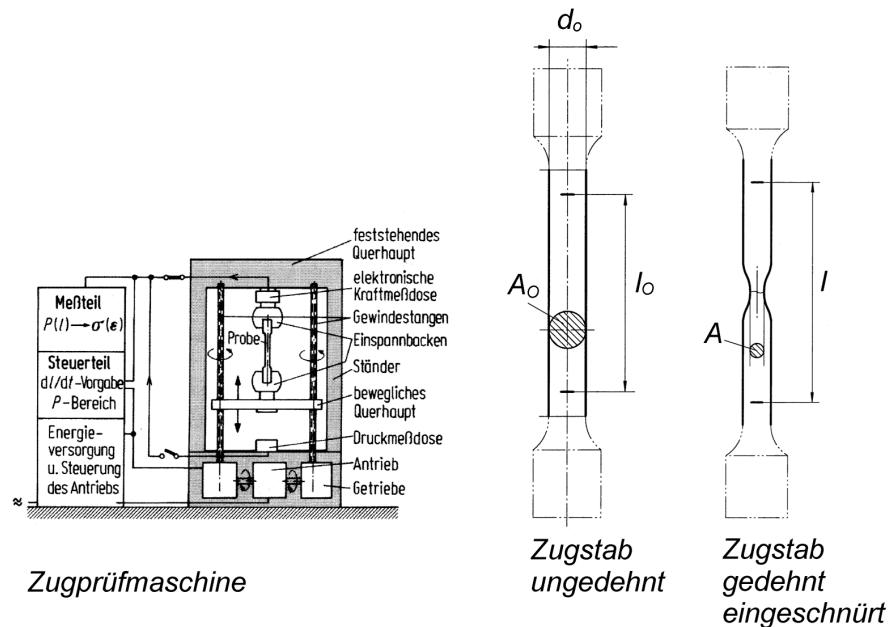


Fig. 0.15.: Der genormte Zugversuch. Links: Versuchsanordnung (Maschine auch für Druckversuche geeignet), rechts: Zugproben

Im Bereich des geraden Anstiegs der Spannungs - Dehnungslinie verhält sich der Werkstoff *elastisch*. Bei Entlastung gehen die Verlängerung und die Dehnung vollständig und ohne Zeitverzug zurück. Bei vielen Werkstoffen, auch bei Metallen, folgt auf den linear elastischen Bereich eine Abweichung von der elastischen Geraden, wenngleich die Probe immer noch elastisch ist.

Proportionalitätsgrenze Die Grenze bis zu der das Hookesche Gesetz gilt, nennt man *Proportionalitätsgrenze* σ_P .

Bei noch höheren Spannungen verhält sich der Stab nicht rein elastisch. Bei Entlastung bleibt eine Restdehnung, die *plastische Dehnung*. Die Spannung, ab der das elastische Verhalten in ein plastisches Verhalten übergeht, nennt man *Elastizitätsgrenze* bzw. *Streckgrenze*.

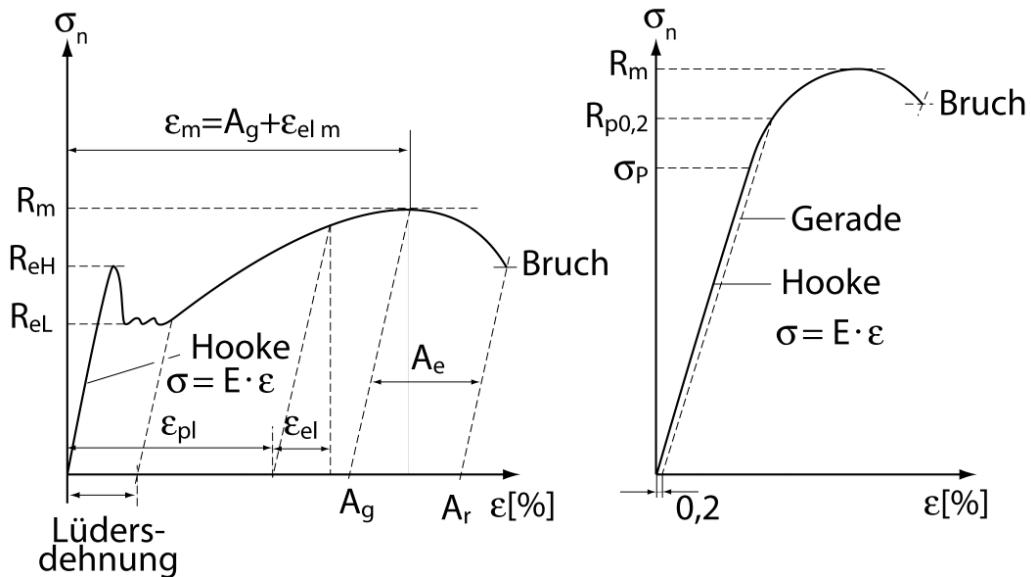


Fig. 0.16.: Charakteristische Spannungs-Dehnungslinien (Nominalwerte)

Werkstoffe ohne ausgeprägte Streckgrenze

Elastizitäts-grenze In vielen Fällen setzt die plastische Dehnung schleichend ein, weshalb die Spannung, nach deren Aufbringung und Entlastung eine sehr geringe plastische Verformung zurückbleibt, als *Elastizitätsgrenze (Dehngrenze)* $R_{p0,01}$ oder $R_{p0,2}$ bezeichnet wird (Fig. 0.16 rechts). Physikalisch wird gerne $R_{p0,01}$, d.h. die Spannung, bei der die bleibende Dehnung 0.01% beträgt, als Elastizitätsgrenze festgelegt. Technisch verwendet man als Auslegungsgrenze $R_{p0,2}$, d.h. die Spannung, bei der eine bleibende Dehnung von 0.2% verbleibt, da zur Ermittlung dieser Grenze der apparative Aufwand geringer ist. Für den Ingenieur ist die Spannung, bis zu der das Bauteil keine bleibenden Verformungen erleidet, als Betriebsbeanspruchungsbereich von Interesse. Danach verändert sich dessen Geometrie, was in der Regel nicht erwünscht ist.

Werkstoffe mit ausgeprägter Streckgrenze

Streckgrenze Es gibt Werkstoffe, und dazu zählen die Baustähle, bei denen die bleibende Dehnung plötzlich einsetzt, während die Spannung bzw. die Kraft zur weiteren Verlängerung *kleiner* wird (Fig. 0.16 links). Man sagt, diese Werkstoffe haben eine ausgeprägte *Streckgrenze* R_e . Man unterscheidet die obere R_{eH} und die untere Streckgrenze R_{eL} (higher, lower), wobei R_{eH} als Auslegungsgrenze für Bauteile verwendet wird.

Lüders-dehnung Bei weiterer Belastung dehnt sich der Probestab oder das Bauteil zunächst ohne weitere Spannungszunahme. Diesen Bereich nennt man die *Lüdersdehnung*. Die Ursachen dieser Vorgänge werden in Kapitel 6 aufgeklärt.

Zugfestigkeit Bei weiterer Verlängerung steigt die Spannungs - Dehnungskurve wieder an und erreicht ein Maximum, welches man die *Zugfestigkeit* R_m nennt. Eine grössere Nominalspannung kann das Bauteil ohne zu brechen nicht ertragen. Auch diese Werkstoffeigenschaft ist für den Ingenieur von Bedeutung, liest er an ihr doch die *Tragfähigkeitsreserve* ab, die das Bauteil nach Überschreiten der Elastizitätsgrenze noch hat.

Sie geht einher mit einer lokalen Querschnittsveränderung des Probestabs, der sogenannten *Einschnürung*, so dass danach, obschon die *wahre Spannung* im Stab weiter wächst, die *Nominalspannung* abnimmt, bis bei noch grösserer Verlängerung der *Bruch* des Probestabs erfolgt.

Festigkeit Steifigkeit Festzuhalten ist, dass Festigkeitseigenschaften von Werkstoffen nicht mit Steifigkeitseigenschaften verwechselt werden dürfen. Der Elastizitätsmodul als Steifigkeitseigenschaft ist für alle Stähle annähernd gleich gross, nämlich etwa $210'000 \text{ N/mm}^2$. Die Festigkeit, d.h. $R_{p0.2}$ oder R_m liegt zwischen einfachen Baustählen und hochfesten Stahlsorten um bis zu Faktor 8 auseinander. (Mit "Festigkeit" werden oft Elastizitätsgrenze und Zugfestigkeit als zusammengehörende Werte gemeint).

An jeder Stelle des Versuchs kann dieser angehalten und die Probe entlastet werden, was genähert entlang einer Parallelen zur elastischen Geraden erfolgt. Es gilt also, dass die *Gesamtdehnung* sich aus *elastischer* und *plastischer* Dehnung zusammensetzt:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (0.13)$$

plastische Dehnung Bei Nominalspannung 0 ist die verbleibende Dehnung die *plastische Dehnung*. Bis zum Erreichen von R_m bleibt eine zylindrische Probe zylindrisch, danach schnürt sie sich lokal ein.

Gleichmass-dehnung Die plastische Dehnung, die bis zu diesem Zeitpunkt entstanden ist, nennt man Gleichmassdehnung A_g , da sie für jede Teillänge des Probestabs den gleichen Wert hat.

Bruch-dehnung Die gesamte plastische Dehnung bis zum Bruch nennt man die *Bruchdehnung* A_r , die Dehnung, die nach Erreichen von R_m bis zum Bruch noch möglich ist, die Einschnürdehnung A_e , da diese

nur durch Verlängerung des Einschnürbereichs erfolgt, welche aber ebenfalls auf l_0 bezogen wird.

$$A_r = A_g + A_e \quad (0.14)$$

Die Grösse der Bruchdehnung zeigt dem Ingenieur an, inwieweit der Werkstoff vor dem Bruch die Überlastung anzeigen.

zäh duktil spröde Man spricht von *zähem* oder *duktilem* Verhalten, wenn der Werkstoff eine *grosse Bruchdehnung* hat, von *sprödem* Verhalten, wenn er eine *kleine Bruchdehnung* hat. In letzterem Fall liegen $R_{p0.2}$ und R_m sehr dicht beieinander, der Werkstoff hat kaum Tragreserve.

Bruch-einschnürung Von Interesse zur Beurteilung der Duktilität eines Werkstoffs ist weiterhin die relative Querschnittsabnahme im Bruchquerschnitt, die *Brucheinschnürung Z*:

$$Z = \frac{\Delta A}{A_0} \quad (0.15)$$

Während bis zur Elastizitätsgrenze das Hookesche Gesetz unumschränkt, d.h. für alle Materialien gilt, gibt es nach Überschreiten der Elastizitätsgrenze für die Entwicklung der plastischen Verformungen eine Vielzahl von Stoffgesetzen, die mehr oder weniger gut geeignet sind, das Verhalten bestimmter Materialien im plastischen Bereich zu beschreiben.

Ludwik-Gleichung Ein solches Stoffgesetz ist die *Ludwik - Gleichung*, die auch in Kapitel 6, Plastizität, noch weiter detailliert wird:

$$\sigma - R_{p0.01} = C \cdot \varepsilon_p^n \quad (0.16)$$

Verfestigung Gleichung (0.16) gilt nur für Zunahme der plastischen Dehnung, bzw. Zunahme der Spannung, denn eine Entlastung erfolgt immer entlang der Hookeschen Geraden. Ebenso erfolgt eine Wiederbelastung entlang der Hookeschen Geraden, bis der Spannungswert auf der Belastungskurve erreicht ist.
Ein einmal verformter Probestab ist fester, kann höhere Lasten tragen, ohne plastisch zu verformen. Diesen Vorgang nennt man Verfestigung. Die Ludwikgleichung gibt die jeweilige Festigkeit an, beschreibt also nicht nur die Spannungs-Dehnungskurve für einen Belastungsfall sondern die Festigkeitszunahme mit der plastischen Verformung.

Die Gleichung (0.16) - sie kann auch für $R_{p0.2}$ angeschrieben werden - und deren Parameter C und n, aber auch die Bruchdehnung und die Brucheinschnürung sind Werkstoffeigenschaften für die Fertigung, z.B. die Umformtechnik, während das Hookesche Gesetz und R_p , R_e , R_m Eigenschaften für den Gebrauch des Werkstoffs sind. Fertigungs- oder Bearbeitungseigenschaften erfordern häufig die Betrachtung des Werkstoffs bei sehr hohen Verformungen, z.B. in der Umformtechnik, wo Dehnungen von 1000% auftreten können. Aber auch die Zerspanung beansprucht einen Werkstoff immer zur Bruchgrenze, denn schliesslich soll Material abgetragen werden. Diese Eigenschaften sind i.d.R. sehr viel schwerer zu fassen als die eindeutig definierten Eigenschaften bis zu kleinen Verformungsgraden. Häufig wird dann ein spezieller Versuch zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens unter genau den bei diesem Bearbeitungsverfahren vorherrschenden Beanspruchungen ausgeführt, z.B. Tiefungsversuch nach Erichsen für die Beurteilung der Tiefziehbarkeit. Aber auch andere Eigenschaften, wie zum Beispiel die Härte, d.h. der Widerstand eines Werkstoffes gegen das Eindringen von anderen Körpern, welche für die Beurteilung der Verschleissfestigkeit von Bedeutung ist, kann nur in genormten Versuchen ermittelt werden und liefert keine physikalisch definierte Eigenschaft. Weitere wichtige Eigenschaften sind die Schweißbarkeit, die Verschleissfestigkeit, die Härtbarkeit, Hitzebeständigkeit, Korrosionsbeständigkeit, Temperaturwechselbeständigkeit, Giessbarkeit, auf die noch genauer eingegangen wird.

Die bisher genannten Eigenschaften waren allesamt Beispiele für die Verwendung des Werkstoffes als Konstruktionswerkstoff, d.h. für mechanische Beanspruchung. Die zunehmende Verwendung als Multifunktionswerkstoff zwingt, auch andere Eigenschaften mitzuberücksichtigen.

Neben den mechanischen Gebrauchs- und Fertigungseigenschaften wird sich diese Vorlesung mit thermischen, elektrischen, magnetischen Eigenschaften der Werkstoffe befassen (Fig. 0.17). Eine Darstellung der Werkstoffeigenschaften, ohne auf deren in der Werkstoffstruktur zu findende Ursachen einzugehen und damit ohne das Verständnis für das Werkstoffverhalten aufzubauen, ist unmöglich, weshalb Fig. 0.17 die Strukturen der Werkstoffe in den Mittelpunkt stellt. Grösster Wert wird daher auf das Verständnis der Beziehung zwischen den Strukturen des Werkstoffs, dessen mikroskopischem Aufbau und dessen technisch wichtigen Eigenschaften gelegt.

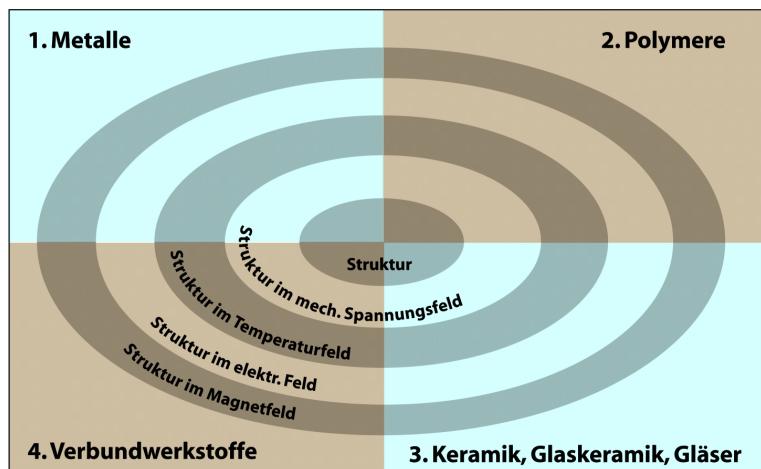


Fig. 0.17.: Werkstoffgruppen und Betrachtungsebenen

0.2 Prüfung, Normung, Bezeichnung

Eigenschaften der Werkstoffe sind, wie gezeigt wurde, mehr oder weniger physikalisch definierbar. Um dennoch eine Vergleichbarkeit und eine Verlässlichkeit der Daten zu erzeugen, werden solche Prüfvorschriften für Werkstoffeigenschaften wie im Zugversuch genormt. Die Kenntnis dieser Prüfverfahren ist zwingend erforderlich, um die Aussagekraft der Eigenschaften zu kennen und danach werkstoffgerecht zu konstruieren. Immer dann, wenn es zum Unfall kommt, stellt sich die Frage nach der Ursache. Zur Aufklärung und zum Lernen aus den Fehlern spielen Werkstoffprüfungen häufig die wesentliche Rolle. Dennoch ist laut Unfallstatistik ein Werkstofffehler nur zu ca. 3%, d.h. zu ganz geringem Anteil die Ursache für das Versagen von Bauteilen. In den allermeisten Fällen ist es unsachgemässer Umgang mit dem Werkstoff. Dazu zählen neben Verarbeitungsfehlern vor allem Konstruktionsfehler, d.h. falsche Einschätzung der Beanspruchungen und deren Auswirkungen.

Neben den Prüfverfahren und der Ermittlung der Eigenschaften werden Werkstoffe und deren Bezeichnung selbst genormt. In einer Zeit zunehmender Anforderungen an Materialien und damit zunehmender Werkstoffvielfalt müssen Werkstoffbenennungen aussagefähiger sein als nur Aluminium oder Stahl. Die verschiedenen Sorten müssen verlässliche und immer gleiche Eigenschaften haben, ob sie nun heute oder in zwei Jahren hergestellt werden, und unabhängig davon von welchem Hersteller sie bezogen werden. Das Bezeichnungssystem der Werkstoffe ist einerseits aufgrund vielfältiger Markennamen und Herstellerbezeichnungen aber auch aufgrund der so unterschiedlichen Anwendungen der Werkstoffe unübersichtlich. Die Bezeichnung kann je nach Werkstoffart nach mechanischen Eigenschaften erfolgen, wie z.B. bei Baustählen oder nach chemischer Zusammensetzung.

setzung wie bei Aluminiumlegierungen und legierten Stählen.
Eine zuverlässige Datenlage über alle relevanten Eigenschaften eines Werkstoffes ist die Basis für dessen Verwendbarkeit.
Als heute lebende Zeitgenossen kann man sich den ungeheuren Segen des schon über 150 Jahre währenden Ringens um eine Standardisierung der Werkstoffe kaum noch vorstellen. Eine Ahnung des Erreichten erlangt man, wenn man die Datenlage reifer Werkstoffe wie Baustähle mit denen moderner Werkstoffe wie z.B. Kunststoffe vergleicht.

Kap. 1 Kristallzustand der Metalle

1.0 Lernziel

1. Das Raumgitter als Idealstruktur bestimmt viele Eigenschaften und Vorgänge kondensierter Materialien
2. Charakterisierung durch Packungsdichte
3. Beschreibung durch Millersche Indizes
4. Zusammenhang zwischen Kristallanisotropie und Textur
5. Texturbeschreibung mit Hilfe der idealen Lage
6. Der Gitterbaufehler als Realstruktur ist verantwortlich für die mechanischen und physikalischen Eigenschaften
7. Definition von Leerstelle, Zwischengitteratom, Versetzung, Stapelfehler, Korngrenze
8. Burgersvektor und Stapelfehlerenergie als Grundkenntgrössen eines Festkörpers
9. Unterschied zwischen Mischkristall und Kristallgemisch
10. Komponentengehalt der Phase und Menge sowie die Verteilung der Phasen sind bestimmend für die Eigenschaften

1.1 Einleitung

Metalle haben wie alle Werkstoffe eine Struktur (Abb. 1.1). Als Ingenieur, der Bauteile auszulegen hat, interessiert man sich vorwiegend für das makroskopische Verhalten und das makroskopische Erscheinungsbild: Risse, Kerben, Oberflächenrauhigkeiten. Der Massbereich beginnt ca. ab 0.05 mm, bei der Oberfläche ca. bei 1 µm. Bei genauerem Hinsehen erkennt man die Struktur des Werkstoffs im Mikrobereich. Erkennbar sind einzelne Kristallite, Körner, anhand deren Streckung und Anordnung deren Verformungsgrad sowie Phasen und Texturen, ausgeschiedene Teilchen. Kleinste Einzelheiten, die z.B. im Lichtmikroskop noch zu erkennen sind, haben Abmessungen von etwa 1 µm. Darunter liefert das Rasterelektronenmikroskop z.B. Erkenntnisse über den Materieaufbau mit bis zu 3000-facher Vergrösserung. Darunter beginnt der Nanobereich, d.h. die Grenzen der Körner, die einige Atomlagen dick sind, die Kristallstruktur und deren Defekte und schliesslich die einzelnen Atomabstände bei ca. 0.1 nm.

Die Erklärung für das makroskopische Werkstoffverhalten findet man in der Werkstoffstruktur, d.h. die Werkstoffeigenschaften werden schlussendlich durch

- die Art der Anordnung der Atome
- Störungen des Gleichgewichtes

bestimmt.

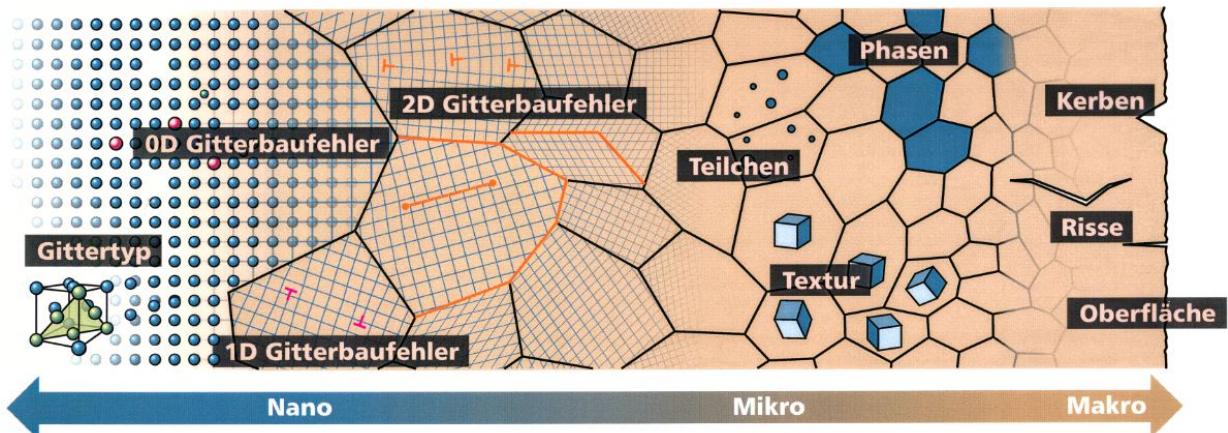


Fig. 1.1.: Größenskalen in der Werkstoffkunde

Beschreibungsebene	Objekte
Makroskopisch	Makrogeometrie, Kerben, Risse, Stoffgesetze für Kontinuum
Gefüge	Körner, Korngrenzen, Kornorientierungen, Phasen, Phasenumwandlung
Kristall	Kristallstruktur, Gitterbaufehler, Gitterumwandlung
Atom	Chemische Bindung, Valenzelektronen

Tab. 1.1.: Beschreibung des Werkstoffverhaltens

Die Anordnung von Atomen erfolgt mit unterschiedlichem Ordnungsgrad. Es lassen sich drei Ordnungsstufen unterscheiden. (Fig. 1.2).

Ungeordnet In Gasen, wie z. B. Argon, sind die Atome ungeordnet; die Ar-Atome füllen den ihnen zur Verfügung stehenden Raum beliebig aus, ihre räumliche Position ist zufällig (Fig. 1.2a).

Nahordnung Unter Nahordnung verstehen wir eine für die Substanz charakteristische räumliche Anordnung von Atomen, die sich jedoch auf die unmittelbaren Nachbaratome beschränkt (Fig. 1.2b und Fig. 1.2c).

Amorpher Festkörper Solange in Festkörpern nur diese Nahordnung vorliegt, sprechen wir von amorphen Materialien (Fig. 1.2c).

Fernordnung Metalle besitzen eine kristalline Struktur, in der sowohl Nah- als auch Fernordnung vorliegt. Die stoffspezifische Anordnung der Atome erstreckt sich über Bereiche von 10'000 Atomen, in Spezialfällen über den gesamten Festkörper, und bildet ein sich räumlich wiederholendes netzartiges Muster oder Gitter (Fig. 1.2d), bei dem auf den Kreuzungspunkten von Gittergeraden die Atome sitzen. /

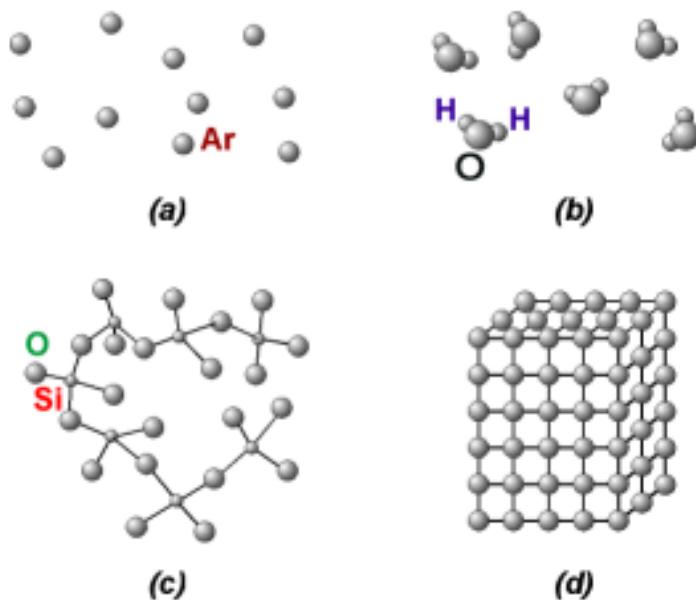


Fig. 1.2.: Atomare Anordnung in verschiedenen Materialien

1.2 Raumgitter und Kristallsysteme

Gittergerade Die Entstehung von Raumgittern kann formal aus der Verschiebung (Translation) von Punkten (Plätzen der Atome) in räumlichen Koordinatensystemen hergeleitet werden. Geht man in Fig. 1.3 vom Punkt 0 aus und verschiebt man diesen um den Vektor \underline{a} bzw. um $2\underline{a}$ usw., so entsteht eine *Gittergerade*. (Der Begriff Gittergerade wird auch für eine beliebige Gerade in einem Gitter verwendet)

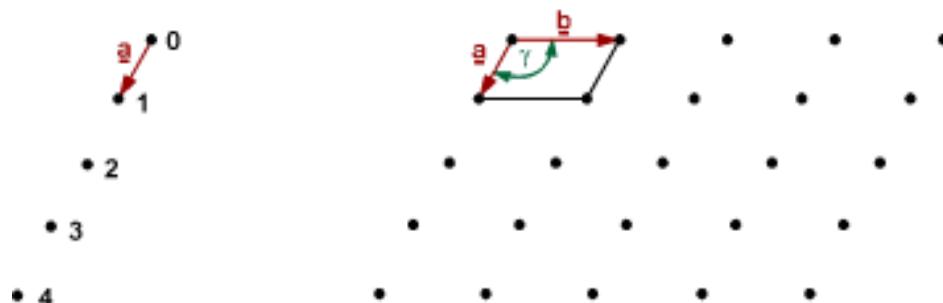


Fig. 1.3.: Atomare Anordnung in verschiedenen Materialien

Wird eine Gittertranslation mit dem Vektor \underline{b} eingeführt und lässt man diesen auf die Gittergerade in Fig. 1.3 einwirken, so entsteht eine *Gitterebene*, wenn \underline{b} nicht parallel zu \underline{a} verläuft. Durch die Kenntnis dieser Vektoren ($|\underline{a}| = a_0$, $|\underline{b}| = b_0$, γ) kann die ganze Gitterebene beschrieben werden. Führt man nun eine Gittertranslation mit einem zu \underline{a} und \underline{b} nicht koplanaren Vektor \underline{c} ein und lässt sie gemäss Fig. 1.4 auf die Gitterebene aus Fig. 1.3 einwirken, so entsteht ein *Raumgitter*. Entsprechend der Lage der Vektoren \underline{a} , \underline{b} , \underline{c} legt man die Koordinatensysteme mit den kristallographischen Achsen x , y , z in das Gitter (Rechtssystem).

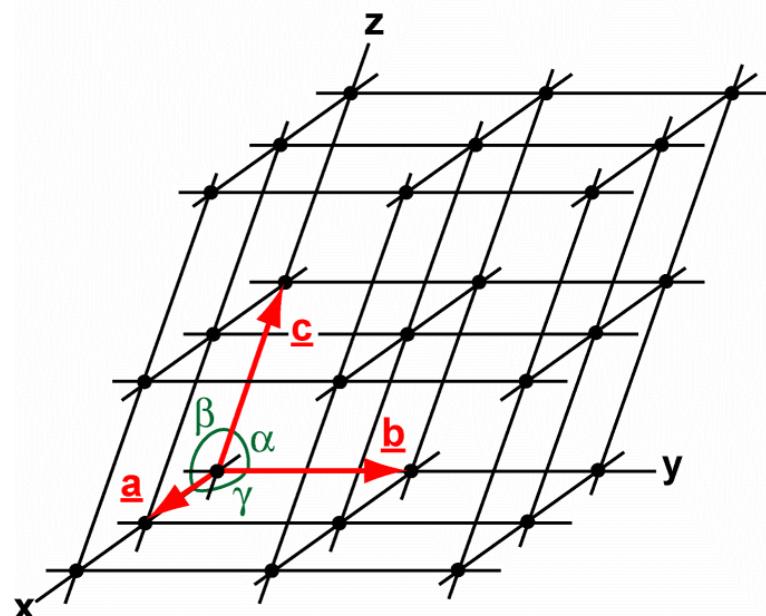


Fig. 1.4.: Raumgitter

Gitterkonstante $|\underline{a}| = a_0$ wird als *Gitterkonstante* bezeichnet. Bei Gittern mit unterschiedlichen Abständen der Atome in den unterschiedlichen Raumrichtungen gibt es unterschiedliche Gitterkonstanten. Aber auch die Winkel zwischen den Koordinatenachsen werden als Gitterkonstanten bezeichnet.

Elementarzelle Die Vektoren \underline{a} , \underline{b} , \underline{c} spannen eine *Elementarzelle* auf, die durch die Angabe von sechs Gitterkonstanten a_0 , b_0 , c_0 , α , β , γ bestimmt ist:

Translationsbeträge	Winkel zwischen den Vektoren
$ \underline{a} = a_0$	$\angle \underline{ab} = \gamma$
$ \underline{b} = b_0$	$\angle \underline{ac} = \beta$
$ \underline{c} = c_0$	$\angle \underline{bc} = \alpha$

Die Elementarzelle ist die kleinste Einheit des Kristallgitters, die alle Merkmale des gesamten Gitters aufweist (Fig. 1.5). Durch Zusammenfügen gleicher Elementarzellen entsteht das komplette Gitter.

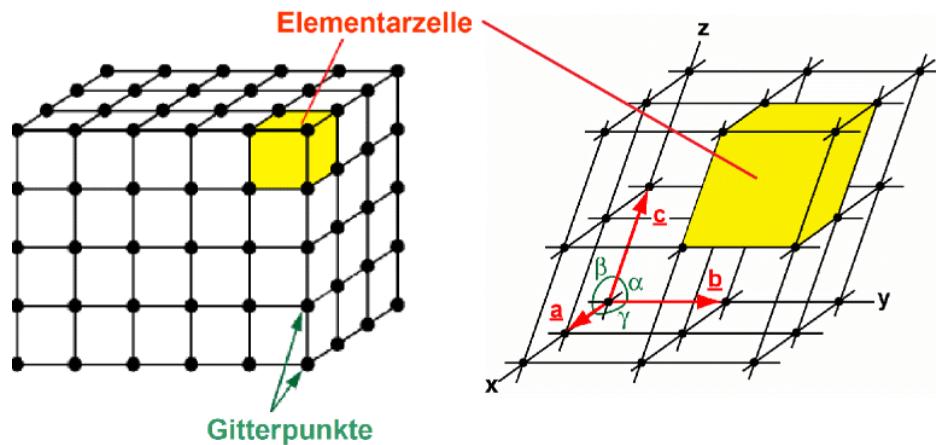


Fig. 1.5.: Elementarzelle

Kristallsysteme

Variiert man die Winkel α, β, γ zwischen den Achsen eines Translationsgitters und verändert man die Identitätsabstände (Achsenlänge) in den drei Richtungen, so erhält man unter Beachtung der Symmetrie sieben unterschiedliche *Kristallsysteme* (Tab 1.2), die man als die BRAVAISchen Gittertypen bezeichnet.

Kristallsystem	Achsenlänge	Winkel zwischen den Achsen	Bild
triklin	$a_0 \neq b_0 \neq c_0 \neq a_0$	$\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq \alpha; (\alpha, \beta, \gamma \neq 90^\circ)$	
monoklin	$a_0 \neq b_0 \neq c_0 \neq a_0$	$\beta = \gamma = 90^\circ; (\alpha \neq 90^\circ)$	
rhombisch	$a_0 \neq b_0 \neq c_0 \neq a_0$	$\alpha = \beta = \gamma = \alpha = 90^\circ$	
hexagonal und trigonal	$a_0 = b_0 \neq c_0$	$\alpha = \beta = 90^\circ; \gamma = 120^\circ(60^\circ);$	
rhomboedrisch	$a_0 = b_0 = c_0$	$\alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$	
tetragonal	$a_0 = b_0 \neq c_0$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	
kubisch	$a_0 = b_0 = c_0$	$\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$	

Tab. 1.2.: Die sieben Kristallsysteme nach BRAVAIS

1.3 Gitteraufbau

Dichteste Kugelpackung

Der Gitteraufbau der Metalle und Legierungen wird durch die Angabe der Elementarzelle und ihrer Kenngrößen charakterisiert. Da die Bindungskräfte bei der metallischen Bindung praktisch richtungsunabhängig sind, kristallisieren Metalle mit *hoher Symmetrie* und häufig in *dichtester Kugelpackung*. Der dichtensten Kugelpackung entsprechen das *kubisch-flächenzentrierte* und das *hexagonal-dichteste* Gitter und in diesen Gittertypen kommen auch die meisten Metalle vor. Weitere für Metalle wichtige Strukturen sind das *kubisch-raumzentrierte* und das *tetragonal-innenzentrierte* Gitter (Fig. 1.6). Allerdings sind die namengebenden Elementarzellen nicht die kleinstmöglichen. Das kubisch primitive Gitter nach Fig. 1.6 rechts, bei dem an jeder Würfecke ein Atom sitzt, kommt bei Metallen nicht vor, wird aber wegen seiner Einfachheit zur Erklärung von Vorgängen im Kristall herangezogen.

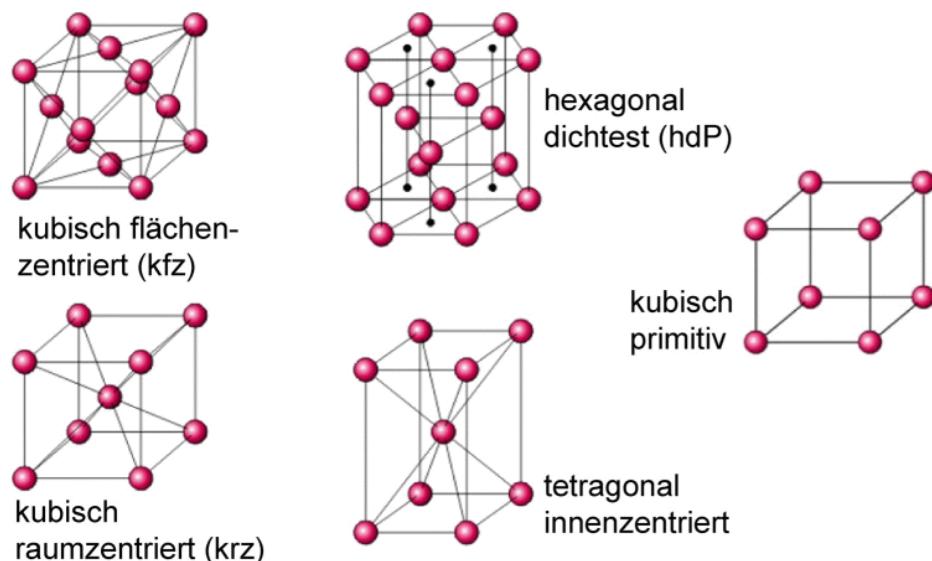


Fig. 1.6.: Die wichtigsten Elementarzellen (Gittertypen) der Metalle und das kubisch primitive Gitter

Kenngrößen der kubischen Elementarzelle

1. Atomzahl je Elementarzelle
2. Koordinationszahl KZ
3. Gitterkonstante a_0
4. Packungsdichte

Kenngrößen der Elementarzellen

Beim kubisch-raumzentrierten Gitter ist jedes Eckatom gleichzeitig am Aufbau von insgesamt 8 Elementarzellen beteiligt, das Innenatom hingegen gehört nur zu einer Elementarzelle. Damit ergibt sich die Atomanzahl A_E je Elementarzelle zu

Atomanzahl **A_E je Elementarzelle**

$$A_E = 8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2 \quad \text{Atome/Zelle.} \quad (1.1)$$

Koordinationszahl

Die *Koordinationszahl* gibt die Anzahl der Atome an, die von einem Atom den kürzesten gleichgrossen Abstand haben. Nach Fig. 1.7 ist die Koordinationszahl für das kubisch primitive Gitter KZ = 6. Die Koordinationszahl beim krz-Gitter ist KZ = 8.

Packungsdichte

Die Raumerfüllung einer Elementarzelle mit Atomen wird als *Packungsdichte* P bezeichnet und ergibt sich aus dem Quotienten der Volumina der als sich berührende Kugeln aufgefassten Atome und dem Volumen der Elementarzelle (Fig. 1.7).

$$P = \frac{\text{Atomvolumen innerhalb der Elementarzelle}}{\text{Volumen der Elementarzelle}} = \frac{V_{AE}}{V_E} \quad (1.2)$$

Der Zusammenhang zwischen Gitterkonstante a_0 und Atomradius r_0 ist im krz durch $a_0 \cdot \sqrt{3} = 4 \cdot r_0$ gegeben, weil sich die Atome entlang der Raumdiagonalen berühren. In Tab. 1.2 sind die Kenngrössen der wichtigsten Elementarzellen zusammengefasst.

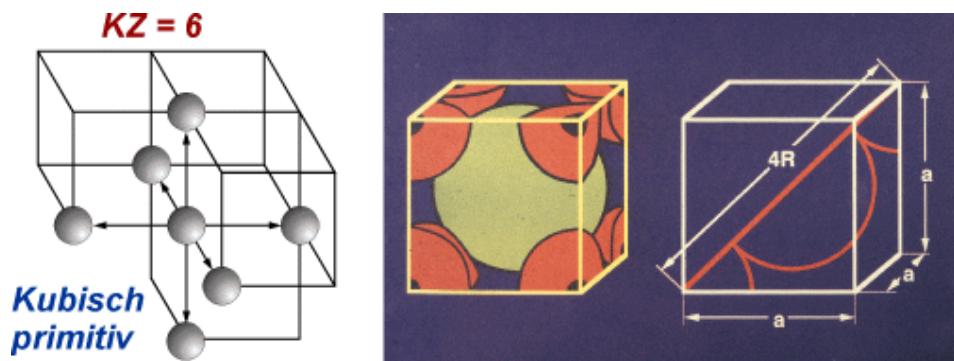
Für das krz-Gitter ist das Atomvolumen innerhalb der Elementarzelle $V_{AE} = \frac{2 \cdot a_0^3 \cdot \sqrt{3} \cdot \pi}{16}$ und das Volumen V_E der Elementarzelle a_0^3 .

Somit beträgt die Packungsdichte P

$$P = \frac{2 \cdot a_0^3 \cdot \sqrt{3} \cdot \pi}{16 \cdot a_0^3} = 0.68 \quad (1.3)$$

Gittertyp	A_E	KZ	P
kubisch-primitiv	$8 \cdot \frac{1}{8} = 1$	6	0.52
kubisch-raumzentriert	$8 \cdot \frac{1}{8} + 1 = 2$	8	0.68
kubisch-flächenzentriert	$8 \cdot \frac{1}{8} + \frac{6}{2} = 4$	12	0.74
hexagonal-dichtest-gepackt	$12 \cdot \frac{1}{6} + 2 \cdot \frac{1}{2} + 2 = 6$	12	0.74

Tab. 1.3.: Kenngrössen der wichtigsten Elementarzellen



**Fig. 1.7.: Links: Koordinationszahl des kubisch primitiven Gitters
Rechts: Packungsdichte des krz Gitters**

kubisch-einfach	kubisch-raumzentriert	kubisch-flächenzentriert

Tab. 1.4.: Dichteste Richtungen

Stapelfolge

Die Raumgitter lassen sich auch als eine Schichten- oder Stapelfolge von in Gitterebenen regelmässig angeordneten Atomen – als starre Kugeln aufgefasst – darstellen. Im kubisch primitiven Gitter haben die in aufeinanderfolgenden Gitterebenen angeordneten Atome stets die gleiche Lage zur vorhergehenden und zu nachfolgenden Ebenen. Bezeichnet man die einzelnen Ebenen mit Buchstaben, z.B. A, so ergibt sich die Stapelfolge ...AAA... (Fig. 1.8)

Im innenzentrierten Gitter, z.B. krz-Gitter, sind die aufeinanderfolgenden Ebenen um einen bestimmten Betrag gegeneinander versetzt. Gleiche Atomanordnungen folgen nach Fig. 1.8 rechts erst in der jeweils übernächsten Ebene. Betrachtet man die Würfelebene als Ebene A, so ist die Stapelfolge ABABA.

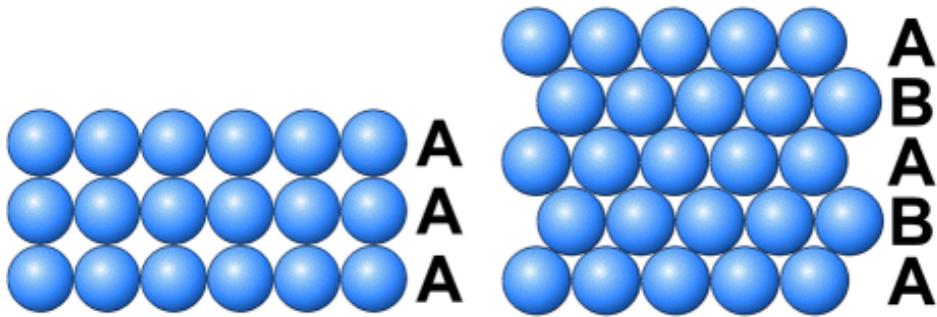


Fig. 1.8.: Stapelfolge im kubisch-primitiven Gitter und in einem tetragonal innenzentrierten Gitter, ähnlich beim kubisch raumzentrierten Gitter (Zeichenebene ist Diagonalfäche).

Die Strukturen von kfz- und hdp-Gitter unterscheiden sich durch die Reihenfolge, mit der die dichtest gepackten Ebenen aufeinanderliegen (Fig. 1.10). Würde man die Seitenebene eines kfz - Gitters betrachten, hätte man dort ebenfalls eine Stapelfolge ABA, doch sind, wie später noch gezeigt wird, nur die jeweils dichtest gepackten Ebenen solche für die sich die Stapelreihenfolge zu betrachten lohnt. Während es beim hdp - Gitter offensichtlich übereinanderliegende Lückenreihen gibt, entstehen diese beim kfz nicht. Im übrigen ist die kfz - Stapelfolge ABC zwingend erforderlich, um eine Würfecke auszubilden, so dass tatsächlich aus der unterschiedlichen Stapelreihenfolge sonst gleicher Ebenen unterschiedliche Kristallsysteme entstehen.

Element	Gittertyp bei RT	Allotrope Umwandlung
Ag, Al, Au, Pb	kfz	
Ni, Cu	kfz	
Ti	hdp	hdp-krz, 882°C
Fe	krz	krz - kfz - krz, 910°C, 1390°C
V, Cr, Mn	krz	
Mo, W	krz	
Co	hdp	hdp - kfz 417°C
Mg, Zn	hdp	
Sn	tetr. rz	tetr., spröde Zinnpest, 13.2°C

Tab. 1.5.: Struktur und allotrope Umwandlungen (Strukturänderung)

Fig. 1.9.: Periodensystem

**Allotropie
Umwandlung** In Tab 1.5 sind für die wichtigsten Metalle der Gittertyp und die allotropen Umwandlungen zusammengestellt. Unter *allotroper Umwandlung* versteht man die in bestimmten Temperatur- und Druckbereichen auftretenden Änderungen des Gittertyps.

Als Regel gilt, dass Metalle der Gruppe IA und Übergangselemente der Gruppen ÜIV bis ÜVII krz kristallisieren. Grund hierfür ist bei letzteren ein kovalenter Bindungsanteil.

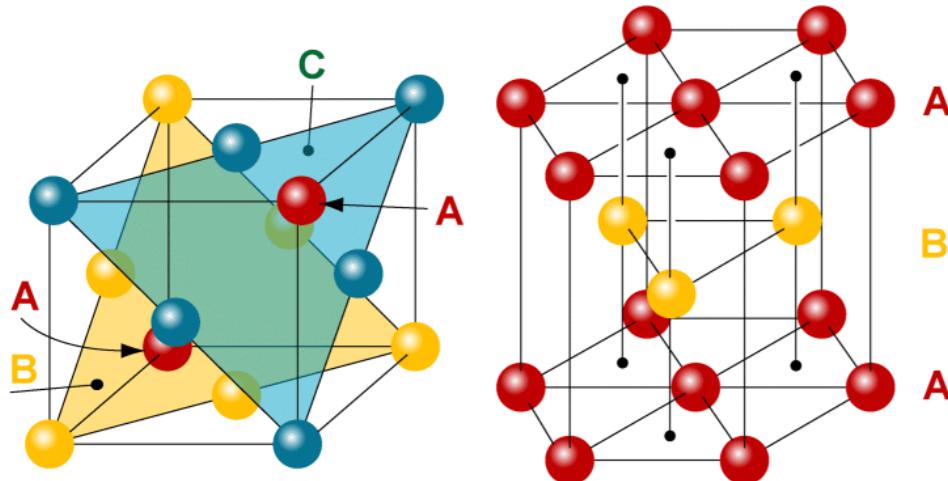


Fig. 1.10.: Dichtestgepackte Ebenen bei kfz und hdp

1.4 Die Bezeichnung von Punkten, Geraden und Ebenen im Raumgitter (Millersche Indizes)

Jeder *Gitterpunkt* kann durch den vom Nullpunkt ausgehenden zu ihm führenden Vektor

$$\underline{r} = u\underline{a} + v\underline{b} + w\underline{c} \quad (1.4)$$

Gitterkonstanten bezeichnet werden (Fig. 1.11). Da die Beträge von \underline{a} , \underline{b} , \underline{c} Gitterkonstanten sind, spielen nur die Koordinaten u, v, w eine Rolle. Sie werden zu einem *Tripel* uvw zusammengefasst.

Gittergerade

In einem Koordinatensystem kann man die Gerade mathematisch durch die Angabe zweier Punkte festlegen. Da zur Kennzeichnung der Richtung die Gerade immer durch den Nullpunkt in der vorgesehenen Richtung gezogen wird, genügt die Angabe des ersten ganzzahligen Koordinatentripels (Fig. 1.12). Bei einer Richtungsangabe wird es in eckige Klammern gesetzt: $[uvw]$. Negative Richtungen werden durch Querbalken über den Koordinatenwerten $[u\bar{v}w]$ gekennzeichnet.

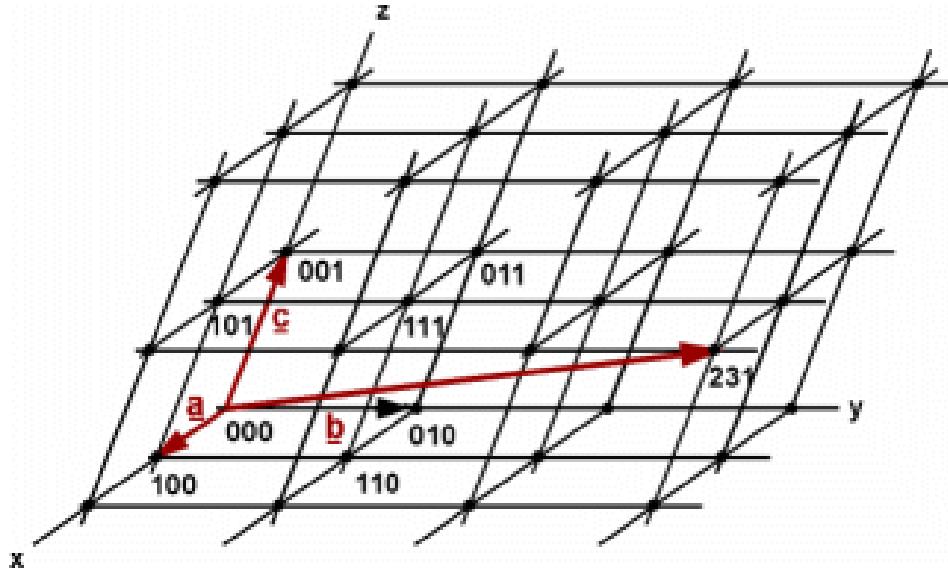


Fig. 1.11.: Bezeichnung von Gitterpunkten

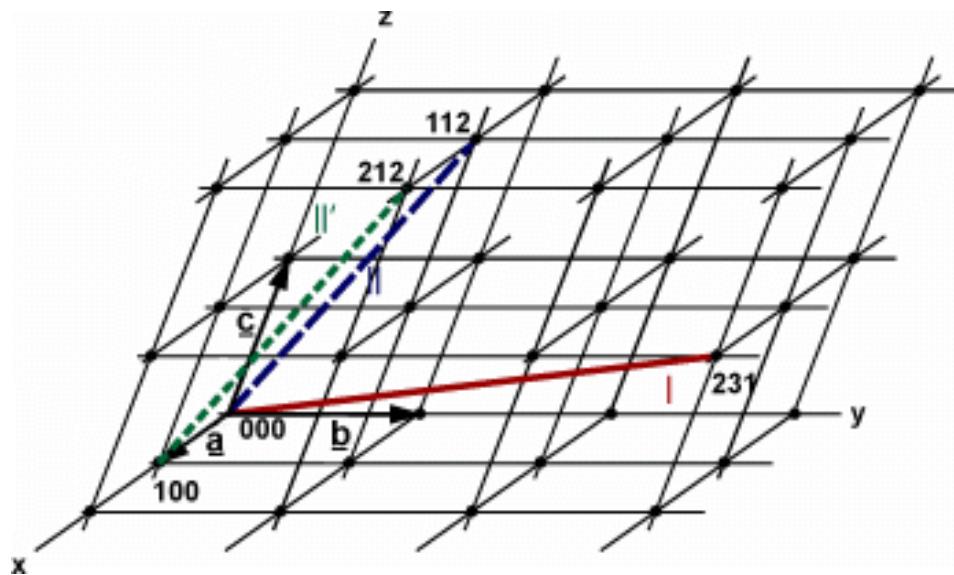


Fig. 1.12.: Bezeichnung von Gittergeraden (festgelegt durch zwei Punkte)

Richtungsfamilie Richtungsfamilien sind Geraden, die in gleicher Weise mit Atomen belegt sind, die also kristallographisch äquivalent sind. Das sind in jedem Fall immer die umgekehrten Richtungen. Im kubischen Gitter, in dem alle Winkel 90° sind und alle drei Koordinatenrichtungen gleiche Gitterkonstanten haben, sind dies alle Richtungen, die durch Vertauschen zweier Koordinaten entstehen und auch alle Richtungen, die durch Umkehrung einer der Koordinatenrichtungen entstehen. Die Richtungsfamilie wird mit $\langle uvw \rangle$ angegeben.

Beispiel:

$$\begin{aligned} \langle uvw \rangle = & [100] ; [\bar{1}00] \\ & [010] ; [0\bar{1}0] \\ & [001] ; [00\bar{1}] \end{aligned} \quad (1.5)$$

Gitterebene Eine Gitterebene schneidet die Achsen x, y, z in den Punkten mit den Koordinaten auf der x-Achse m00, auf der y-Achse 0n0 und auf der z-Achse 00p (siehe Fig.1.13).

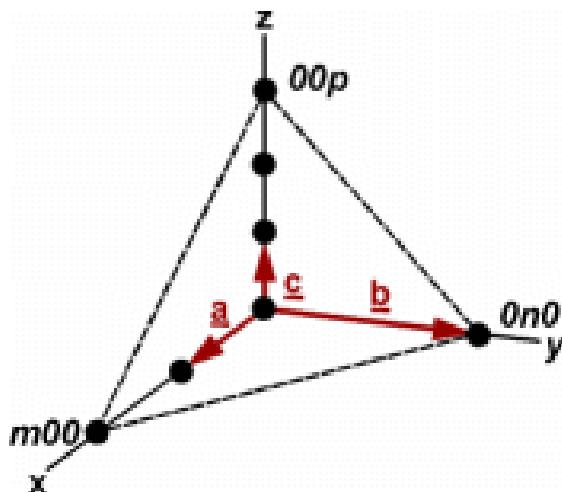


Fig. 1.13.: Achsenabschnitte einer Ebene

Durch die Koordinaten dieser 3 Punkte ist die Lage der Gitterebene eindeutig festgelegt. Man definiert daher:

Millersche Indizes Das kleinste ganzzahlige Vielfache der reziproken Achsenabschnitte einer Ebene nennt man **Millersche Indizes**.

Diese ganzzahligen Vielfachen der reziproken Achsenabschnitte werden in einem Tripel zusammen und in runde Klammern gesetzt: (hkl) .

Runde Klammern bedeuten, dass die Indices eine einzelne Ebene bezeichnen.

$$\begin{aligned} \text{x-Achse: } h &\sim \frac{1}{m} \\ \text{y-Achse: } k &\sim \frac{1}{n} \\ \text{z-Achse: } l &\sim \frac{1}{p} \end{aligned} \quad (1.6)$$

Die Definition röhrt daher, dass somit ein Zahlentripel zur Kennzeichnung der Ebene verwendet wird, welches im kubischen Kristall die kleinsten ganzzahligen Komponenten eines Normalenvektors auf der Ebene darstellt.

Beispiel: Bei der Netzebene in Fig. 1.13 betragen die Achsenabschnitte:

$$m \ n \ p = 2 \ 1 \ 3$$

$$\text{reziprok} \quad \begin{smallmatrix} 1 & 1 & 1 \\ 2 & 1 & 3 \end{smallmatrix}$$

Dies führt zu (3 6 2) als Millersche Indizes.

Gelegentlich werden unter Millerschen Indizes die obige Darstellung von Ebenen *und* Geraden verstanden. Schneidet die Ebene eine Achse im negativen Teil, so wird der entsprechende negative Index durch einen Querstrich über der Zahl gekennzeichnet (z. B. 11̄1).

- Ebenen-Familie** Ebenenfamilien (Flächenfamilien) sind kristallographisch äquivalente Ebenen, also Ebenen gleicher Atombelegung oder Packungsdichte.
Flächen-Familie Die Ebenenfamilie wird mit den Millerschen Indizes und geschweiften Klammern angegeben: {hkl}. Eine Zusammenstellung gibt Tab. 1.6.

Index	Bedeutung
[xyz]	Einzelne Richtung
$\langle xyz \rangle$	Richtungsfamilie, kristallographisch äquivalent
(xyz)	Einzelne Ebene (Ebenennormale)
{xyz}	Ebenenfamilie, kristallographisch äquivalent (Ebenennormale)
\bar{x}	Negative Koordinate

Tab. 1.6.: Millersche Indizes

1.5 Anisotropie der Struktur

- Isotropie und Anisotropie** Man nennt einen Körper *isotrop*, wenn seine *Eigenschaften unabhängig* sind von der *Richtung*, in der sie gemessen werden. Liegt eine Änderung der Eigenschaften in Abhängigkeit der Richtung vor, so ist ein Körper *anisotrop*.

In Kristallen sind Atomabstände in verschiedenen Richtungen *verschieden*. Als Konsequenz dieser geometrischen *Anisotropie* folgt, dass die physikalischen Eigenschaften des Kristalls *richtungsabhängig* sein müssen. Die quantitative Berechnung der Anisotropie des Kristalls ist nur mit Hilfe der Quantenmechanik möglich.

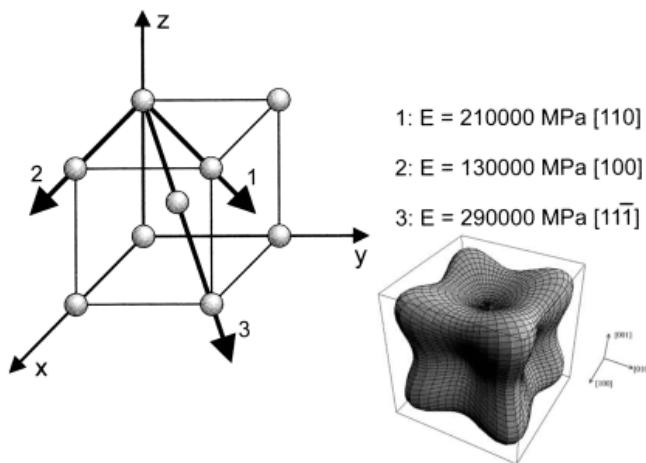


Fig. 1.14.: Richtungsabhängiger Elastizitätsmodul im Eineisenkristall

Quasi-Isotropie Da in der Elementarzelle die Eigenschaften richtungsabhängig sind, sind sie es auch in jedem Kristall. Ein Metallstück besteht aus vielen solchen Kristallen, die man als *Körper* oder *Kristallite* bezeichnet und die an den sogenannten *Korngrenzen* zusammenstoßen. Diese Orientierungen der Körper, z.B. definiert als die Lage ihrer $\langle 111 \rangle$ -Achse im Raum sind in der Regel unterschiedlich. Die $\langle 111 \rangle$ -Achsen können in jede Richtung zeigen. Da durch die Vielzahl der statistisch orientierten Körper die unterschiedlichen Eigenschaften in den verschiedenen Kristallrichtungen gemittelt werden, verhalten sich Metalle makroskopisch isotrop (*quasi isotrop* – Fig. 1.15).

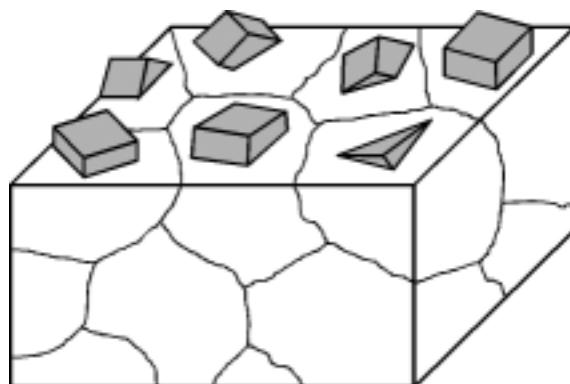


Fig. 1.15.: Quasi isotropes Material

Textur Unter bestimmten Umständen kommt es aber dazu dass in einer bestimmten Raumrichtung (eng begrenzten Winkelbereichen um diese Richtung) bestimmte Richtungen der Kristallite bevorzugt vorkommen. Dies nennt man eine *Textur* des Materials. Fig. 1.16 zeigt den Sonderfall, da alle Kristallkörper gleich ausgerichtet sind. Praktisch

streut die Gitterausrichtung der Körner auch bei Vorliegen einer Textur. In Fig. 1.17 ist die häufigste Ausrichtung der [111]-Richtung einer Elementarzelle durch das Maximum der Gaußschen Glockenkurve gegeben. Innerhalb eines Kornes sind die Elementarzellen gleich ausgerichtet.

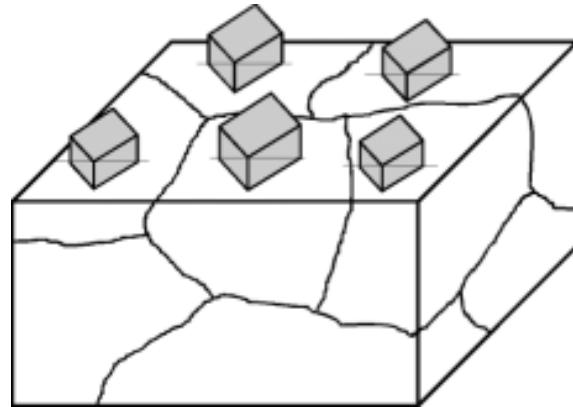


Fig. 1.16.: Material mit Textur

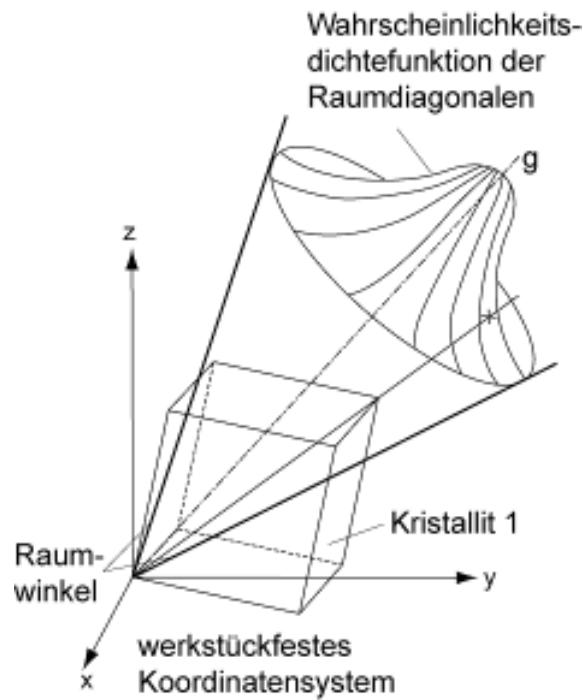
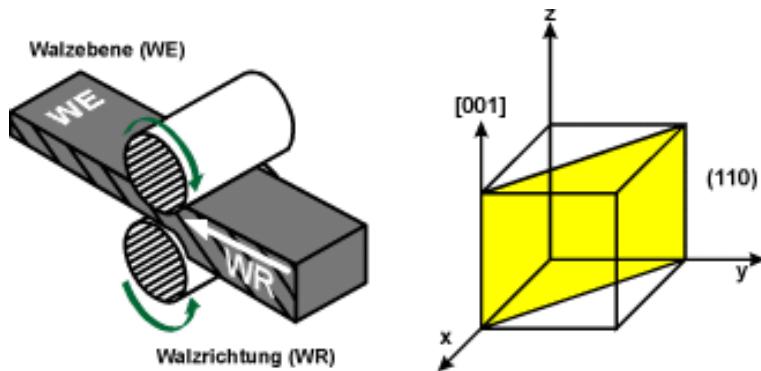


Fig. 1.17.: Material mit Textur. Die Ausrichtungen der Kristallite, dargestellt jeweils durch die Raumdiagonale einer Elementarzelle, streuen um die Richtung des Maximums der Gaußkurve g . Die Raumdiagonale einer Elementarzelle in idealer Lage liegt in dieser Richtung.

**Fig. 1.18.: Walztextur**

Texturen entstehen z.B. durch Verformung (Walzen), Glühen, bei der Erstarrung oder durch elektrolytische Abscheidung.

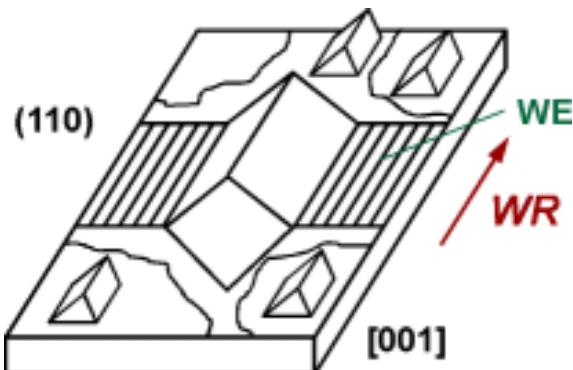
ideale Lage Die Textur lässt sich näherungsweise durch die *ideale Lage* kennzeichnen. Man versteht darunter den Mittelwert der Orientierungen der Kristallite in bezug auf charakteristische Richtungen des Werkstückes. Dabei ist die Orientierung der Kristallite durch die Angabe zweier Vorzugsrichtungen eindeutig festgelegt. Charakteristische Richtungen sind die Walzebene (WE) und die Walzrichtung [WR]. Bei Blechen wird die Angabe verwendet: (hkl) $[uvw]$.

(hkl) ist die parallel zur Walzebene liegende Gitterebene
 $[uvw]$ ist die in Walzrichtung liegende Gitterrichtung.

Praktisch werden also Walzebene (Millersche Indizes) und Walzrichtung im Koordinatensystem der Elementarzelle definiert.

Gosstextur Bei der für Elektrobleche wichtigen Gosstextur $(110)[001]$ liegt die (110) -Ebene in der Walzebene und die $[001]$ -Richtungen in der Walzrichtung (Fig. 1.18 und Fig. 1.19). Allgemein entsteht die Goss - Textur beim Walzen von krz Material.

In Fig. 1.20 ist eine weiteres Beispiel für die Bezeichnung der Textur über die ideale Lage dargestellt.

**Fig. 1.19.: Gosstextur $(110)[001]$**

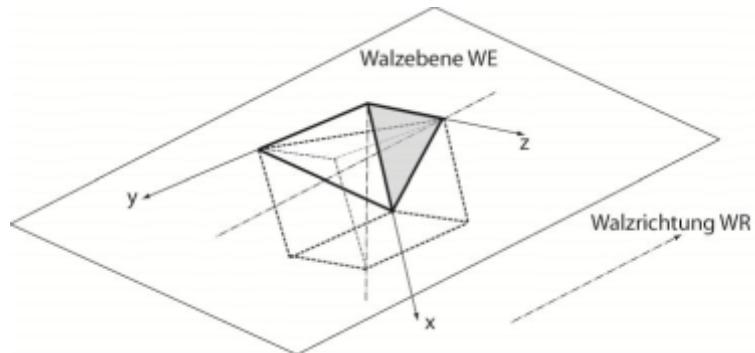


Fig. 1.20.: Kubische Elementarzelle in idealer Lage. Die Textur kann mit $(111)[\bar{1}\bar{1}2]$ oder vereinfachend mit $(111)[112]$ angegeben werden.

Zipfelbildung Solche Anisotropien, die Ihre Ursache in den Eigenschaften der Elementarzelle, d.h. in atomaren Vorgängen haben, haben dennoch konkrete Auswirkungen auf der makroskopischen Ebene. Fig. 1.21 zeigt einen aus anisotropem gewalzten Blech tiefgezogenen Becher. Die Unebenheit des Randes mit vierstrahliger Symmetrie hat ihre Ursache in unterschiedlicher Verformungsfähigkeit in unterschiedlichen Richtungen des anisotropen Bleches. Man nennt dies Verhalten beim Tiefziehen *Zipfelbildung*.

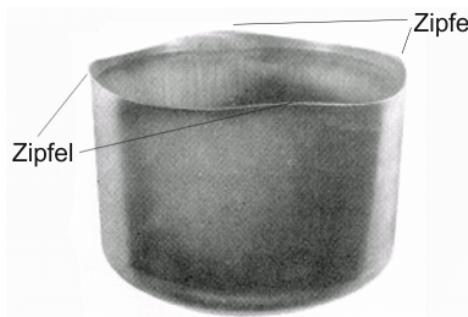


Fig. 1.21.: Zipfelbildung beim Tiefziehen

1.6 Realstruktur: Nulldimensionale Gitterbaufehler

Idealerweise ist die Fernordnung eines Kristalls perfekt, d.h. das Raumgitter, welches dadurch entsteht, dass die Elementarzelle in allen Raumrichtungen beliebig oft aneinander gereiht wird, ist an allen Gitterpunkten wo erforderlich mit einem Atom besetzt, alle Atome sind gleich und außerhalb dieser Gitterpunkte gibt es keine Atome. Im Gegensatz zu Idealkristallen sind die tatsächlich existierenden Realkristalle mit Fehlern behaftet. Solche Fehler sind Ausnahmezustände der Atome, die mit bestimmter Wahrscheinlichkeit in jedem Kristall auftreten.

Man unterscheidet:

Strukturelle Fehlordnung

Das sind die vom idealen Kristallaufbau abweichenden Atomordnungen, die Gitterbaufehler.

Chemische Fehlordnung

Das sind entweder unerwünschte oder beabsichtigt in das Kristallgitter eingebaute Fremdatome.

- Dimension der geometrischen Gitterbaufehler**
- Die Einteilung der strukturellen Fehlordnung erfolgt nach der räumlichen Ausdehnung über atomare Bereiche:
1. Punktförmige (nulldimensionale) Fehler
 2. Linienförmige (eindimensionale) Fehler
 3. Flächenhafte (zweidimensionale) Fehler

Nulldimensionale Gitterfehler

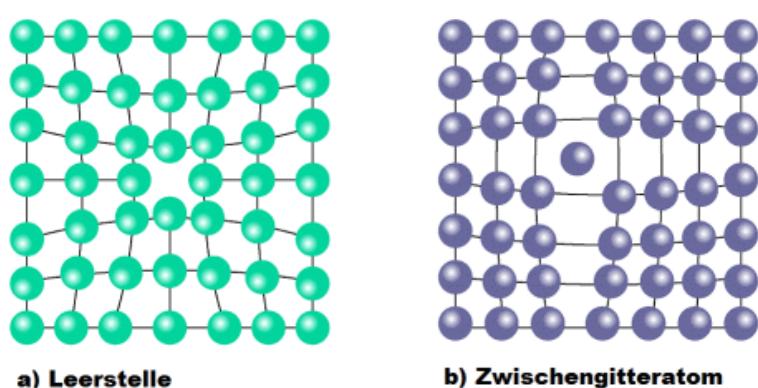


Fig. 1.22.: Strukturelle nulldimensionale Gitterfehler

Leerstellen (auch: Gitterlücken oder Schottky-Defekt)

- Leerstellen** Die Entstehung einer Leerstelle kann man so beschreiben, dass ein Atom aus einem Gitterplatz entfernt und in der freien Oberfläche des Kristalls wieder eingebaut wird (Fig. 1.22a). Diese Fehler sind im thermischen Gleichgewicht. Z.B. ist für Al die Leerstellenkonzentration, d. h. das Verhältnis der Leerstellen zu den Gitterplätzen bei $500^\circ \text{ C} = 10^{-4}$, am Schmelzpunkt (660° C) = 10^{-1} .

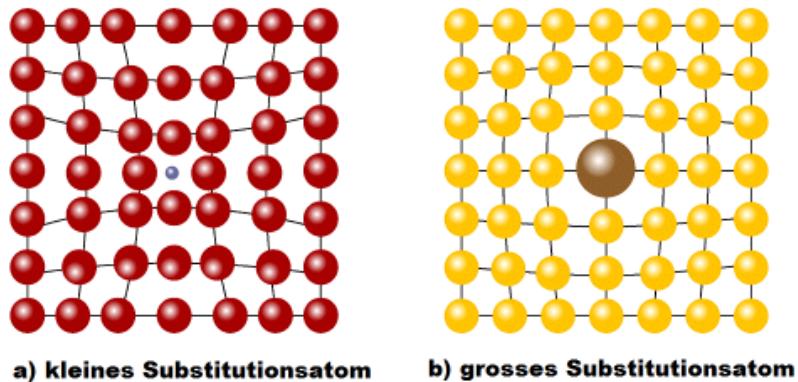


Fig. 1.23.: Nulldimensionale Gitterfehler, chemische Fehlordnung, Substitutionsfremdatome

Mechanismen von Fehlstellen (aus dem thermischen Gleichgewicht)

Erzeugen von Gitterbaufehlern

1. Abschrecken von höheren Temperaturen
2. Verformung bei tiefen Temperaturen (oberhalb ca. $0.2 T_s$ Ausheilung! T_s = absolute Schmelztemperatur in Kelvin)
3. Bestrahlung mit energiereichen Teilen

Zwischengitteratome

Zwischengitteratome

Zwischengitteratome entstehen dadurch, dass innerhalb des Gitters ein Atom von einem normalen Gitterplatz auf einen Zwischengitterplatz springt, d. h. auf einen Platz im Gitter, der normalerweise nicht von einem Atom besetzt ist (Fig. 1.22b).

Frenkel-Defekt

Ein Fehlstellenpaar, Leerstelle - Zwischengitteratom, wird Frenkel-Defekt genannt.

Die Häufigkeit des Auftretens von Gitterfehlern wird durch die Stoffmengenkonzentration der Gitterfehler beschrieben:

Stoffmengenkonzentration

$$c_i = \frac{n_i}{N} \quad , \quad N = \sum n_i \quad (1.7)$$

Dabei ist n_i die Stoffmenge der Komponente i, d.h. Anzahl der Atome oder Fehlstellen im Gitter und N ist die gesamte Stoffmenge, d.h. die gesamte Anzahl der Atome bzw. Gitterstellen. Im Falle der Leerstelle also erhält man die Leerstellenkonzentration als Quotient aus Anzahl der Leerstellen und Gesamtzahl der Gitterplätze.

Insbesondere eine chemische Fehlordnung lässt sich auch durch

den Massengehalt charakterisieren:

Massen- gehalt

$$w_i = \frac{m_i}{M} , \quad M = \sum M_i \quad (1.8)$$

das ist die Masse der Atomsorte i bezogen auf die Gesamtmasse M.

**thermische
Gitterbau-
fehler** Leerstellen- und Zwischengitteratome lassen sich durch Temperaturerhöhung erzeugen und durch Temperaturerniedrigung vernichten bzw. zum Verschwinden bringen (thermische Gitterbaufehler).

Für die Bildung eines Gitterfehlers benötigt man Energie, die sog. Bildungsenergie h , $[h] = \text{eV}$. Mit zunehmender Bildungsenergie nimmt die Wahrscheinlichkeit des Auftretens des Defektes ab, mit zunehmender Temperatur hingegen zu. Diesen Vorgang nennt man *thermische Aktivierung*. Die Beziehung, die die thermisch aktivierte Prozesse beschreibt, ist die ARRHENIUS - Funktion, z.B. für die Leerstellenkonzentration c_L :

Arrhenius- Funktion

$$c_L = c_{L0} \cdot e^{\left(-\frac{h_L}{k \cdot T} \right)}, \quad c_L = c_{L0} \cdot e^{\left(-\frac{H_L}{R \cdot T} \right)}, \quad H_L = h_L \cdot A \quad (1.9)$$

Dabei ist c_{L0} eine Konstante für die Aktivierung von Leerstellen, T die absolute thermodynamische Temperatur sowie k und R universelle Konstanten:

$$T = \vartheta + 273.15K, \quad [T] = K, \quad [\vartheta] = {}^\circ C \quad (1.10)$$

$$\text{Boltzmannkonstante: } k = 1.38 \cdot 10^{-23} \frac{J}{K} = 8.62 \cdot 10^{-5} \frac{eV}{K} \quad (1.11)$$

$$(\text{universelle}) \text{ Gaskonstante } R = 8.31 \frac{J}{mol \cdot K} = A \cdot k \quad (1.12)$$

$$\text{mit der Avogadro-Zahl (Loschmidt-Zahl) } A = 6.023 \cdot 10^{23} \quad (1.13)$$

Allerdings gilt die Arrhenius-Funktion nur, wenn die Abkühlung langsam erfolgt. Bei schneller Abkühlung wird der vorherige Zustand mit hoher Leerstellenzahl teilweise eingefroren (Fig. 1.24).

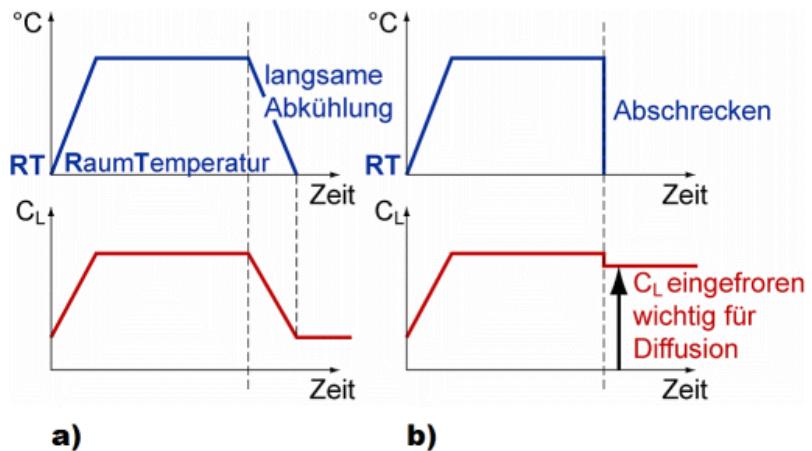


Fig. 1.24.: Leerstellenkonzentration, a) im thermischen Gleichgewicht, b) im Ungleichgewicht

1.7 Eindimensionale Gitterfehler (Versetzung)

Burgers-vektor

Zur Unterscheidung der Gitterfehler bedient man sich des *Burgersvektors*, den man mit Hilfe eines *Burgersumlaufes* gewinnt. Darunter versteht man einen, zunächst im ungestörten Kristall gedachten, von Atom zu Atom fortschreitenden, geschlossenen Weg (Fig. 1.25), welchen man sodann um den Gitterfehler beschreibt (Fig. 1.26). Bestimmte Gitterfehler (sog. Distorsionen) verändern den Kristall so, dass ein im ungestörten Kristall geschlossener Umlauf offen bleibt. Der Burgersvektor ist dann die Verbindung vom Endpunkt *E* zum Ausgangspunkt *A* des Burgersumlaufes, d.h. der Vektor, der den Burgersumlauf schliesst (Fig. 1.27)

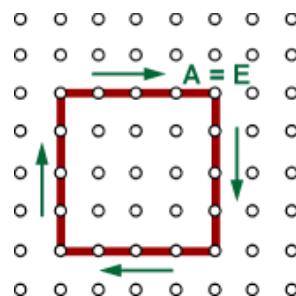


Fig. 1.25.: Burgersumlauf im ungestörten Kristall

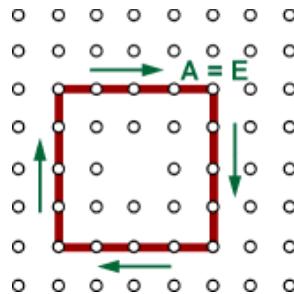


Fig. 1.26.: Burgersumlauf um Leerstelle; Ausgangspunkt A= Endpunkt E; Burgersvektor $|b|=0$

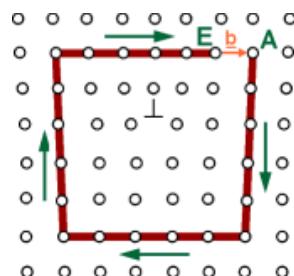


Fig. 1.27.: Burgersumlauf um eine Versetzung; Ausgangspunkt A \neq Endpunkt E; Burgersvektor $|b|=a_0$

Versetzung, Stufenversetzung Eindimensionale Gitterfehler besitzen eine linienförmige Ausdehnung. Die Zusammenhänge im Kristall sowie die Wirkung lassen sich am einfachsten anhand der Stufenversetzung erklären. Stufenversetzungen kann man sich geometrisch dadurch erzeugt denken, dass gemäss Fig. 1.28 der Kristall zwischen zwei Ebenen aufgeschnitten und eine Gitterhalbebene eingeschoben wird.

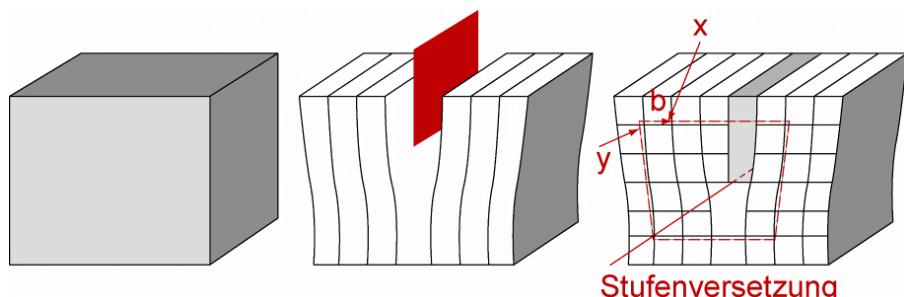


Fig. 1.28.: Gedankenexperiment zur Entstehung einer Stufenversetzung: In den ungestörten Kristall wird eine Halbebene eingeschoben.

Die Versetzungslinie liegt also in gestörten Gitterbereichen, bei denen die Atomabstände in zwei benachbarten Gitterebenen (Gittergeraden) nicht übereinstimmen. In Fig. 1.29 stehen n Gitterebenen (Atomen) oberhalb der Versetzungslinie n-1 Gitterebenen (Atome)

unterhalb der Versetzungslinie gegenüber. Durch die Störung ist der Kristall verspannt ($n+1$ Atome drängen sich dort, wo normal n Atome im Gleichgewicht Platz haben). Die genaue Definition der Lage der Versetzungslinie hängt mit diesem Spannungsfeld zusammen. Hätte man nun die zusätzliche Gitterebene von unten eingeschoben, hätte man eine Versetzung erzeugt, die offenbar genau die entgegengesetzte Wirkung hat. Schiebt man nämlich eine Ebene von oben und dann eine von unten ein, entsteht wieder ein ungestörter Kristall. Je nachdem, ob einem Gitterbereich unterhalb der Versetzungslinie mit n normalen Atomabständen $n + 1$ bzw. $n - 1$ Atome oberhalb der Versetzungslinie gegenüberstehen, spricht man von einer positiven bzw. negativen Versetzung. Die Bezeichnungen oben oder unten sind im Kristall allerdings nicht brauchbar. Das Vorzeichen einer Versetzung wird daher durch den Burgersvektor festgelegt. Bei gleichem Burgersumlauf (im Uhrzeigersinn) entstehen nach Fig. 1.30 für die Versetzung mit der zusätzlichen Halbebene von oben und der zusätzlichen Halbebene von unten entgegengesetzte Burgersvektoren.

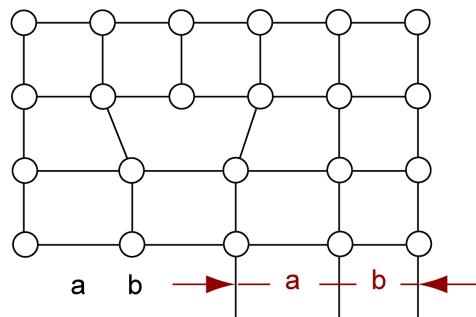


Fig. 1.29.: Stufenversetzung

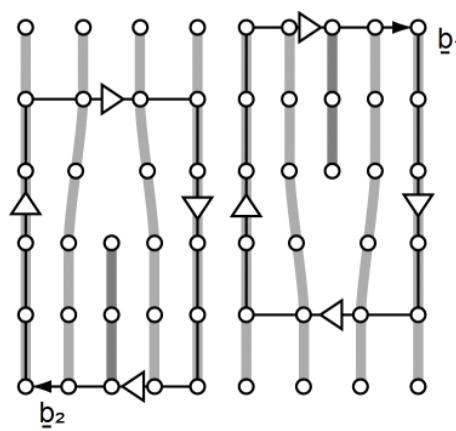


Fig. 1.30.: Entgegengesetzte Stufenversetzungen; $\underline{b}_2 = -\underline{b}_1$

Lange vor dem experimentellen Nachweis wurde der rein hypothetische Begriff einer Versetzung eingeführt, um die Diskrepanz

zwischen der theoretisch benötigten Schubspannung bei starrem Abgleiten von Netzebenen und der gemessenen Schubspannung zu erklären (vgl. Fig. 1.31).

Schubspannung In Fig. 1.31 wird ein oberer Kristallteil gegen einen unteren parallel zu einer Gitterebene verschoben. Die dazu erforderlichen Kräfte F sind parallel zu dieser Gitterebene gerichtet. Wie schon beim Zugversuch definiert man auch hier eine Spannung, indem die Kraft durch die Fläche dividiert wird. Da die Kraft tangential an der Fläche angreift und demnach eine Schubkraft ist, nennt man die daraus errechnete Spannung eine Schubspannung τ . Würde man nun wie in Fig. 1.31 oben den oberen Kristallteil wie einen starren Block verschieben, müssten alle metallischen Bindungen zwischen den Atomen auf der Gleitebene durch diese Schubkraft gelöst werden, um nach der Verschiebung um eine Gitterkonstante wieder zu greifen. Im unteren Bildteil wird durch Bildung einer Stufenversetzung dies in zwei Schritten gemacht. Zuerst lösen der Bindungen im linken Kristallteil unter Bildung der Versetzungslinie und einer Gleitstufe links, dann lösen der Bindungen im rechten Teil und Durchschieben der Gleitstufe, bis ein ungestörter Kristall entstanden ist. Die erforderlichen Kräfte sind genähert halb so gross. Da eine Spannung als Divison Kraft durch makroskopische Fläche entsteht, sind auch die erforderlichen Schubspannungen annähernd halbiert. Anstatt zu einem Zeitpunkt sehr hohe Kräfte zu brauchen, werden über einen grösseren Zeitraum geringere Kräfte benötigt, so dass offenbar die zur Erzeugung der Abgleitung erforderliche Arbeit unverändert bleibt. Statt die Verschiebung in zwei Schritten auszuführen, kann man sich dies natürlich in so vielen Schritten vorstellen, wie einzelne Gitterebenen beteiligt sind.

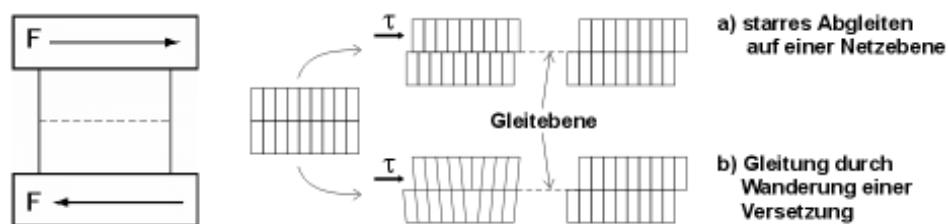


Fig. 1.31.: Abgleitung in einem Kristall ohne Versetzung oben und mit Versetzung unten

Bewegung mit geringstem Kraftaufwand Die Versetzungen erlauben es, dass sich eine Gleitung schrittweise über die Netzebenen fortsetzt. Die Atome überschreiten nacheinander die Energieschwelle. Das Gleiten geht in Teilschritten vor sich (Fig. 1.31 und Fig. 1.32). Die Bewegung ist mit geringem Kraftaufwand möglich, da die Energie, die zur Verringerung des Abstandes der vor der Versetzung liegenden Atome durch das Auseinander-

drücken der hinter der Versetzung liegenden Atome kompensiert wird.

Aus der Kenntnis der Bindungskräfte im Kristall lässt sich ausrechnen, dass die für das gesamthafte Abgleiten erforderlichen Schubspannungen zur Erzeugung einer Abgleitung ca. 20 bis 100 mal grösser sind als gemessen. Die Erklärung fand man durch das Versetzungsmodell. Die beschriebene Auflösung grosser Kraftbedarfe in zeitlich länger dauernde Vorgänge niederer Kraftbedarfe sind in der Natur nicht selten. Ein Beispiel zeigt Fig. 1.33. In der Materialbearbeitung macht man sich das gleiche Prinzip zu Nutze. Statt ein Schmiedestück in einem Hub in einer Presse mit grosser Presskraft insgesamt zu verformen kann man es auch mit vielen kleinen Hammerschlägen in die gewünschte Form bringen.

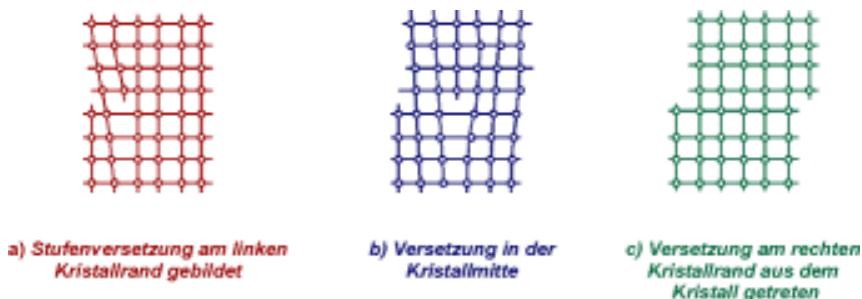


Fig. 1.32.: Bewegung einer Stufenversetzung im Kristall

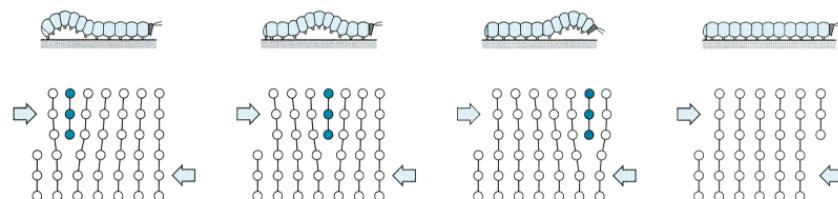


Fig. 1.33.: Bewegung einer Raupe zur zeitlichen Verteilung des Kraftbedarfs, nach Callister [3]

Gleitebene Fig. 1.32 zeigt, dass durch die Auflösung eines Abgleitungsvorgangs zweier Kristallbereiche in einzelne Schritte, so dass nur jeweils an einer Atomreihe gleichzeitig die Bindungen gelöst werden, die Versetzungslinie durch den Kristall wandert. Die Ebene, die dabei von der Versetzungslinie überstrichen wird nennt man *Gleitebene*. Dabei ist die Versetzungslinie die Trennlinie zwischen einem Kristallbereich (in Fig. 1.32 links der Versetzungslinie), der schon um eine Gitterkonstante abgeglitten ist, und einem Bereich (in Fig. 1.32 rechts von der Versetzungslinie), der noch unverändert (unverformt) ist.

Abgleiten von Kristallbereichen Das *Abgleiten der Kristallbereiche* gegeneinander ist der Elementarvorgang der zur plastischen Verformung von Metallen führt. Verset-

zungen sind damit die wesentlichen mikroskopischen Elemente, die die *plastische Verformung* von Metallen ermöglichen.

Plastische Verformung Zur vollständigen Beschreibung eines linienförmigen Gitterfehlers im dreidimensionalen Gitter benötigt man die Angabe der Position der Versetzungsleitung, lokal also den Tangentenvektor \underline{t} an der Versetzungsleitung. Damit ist also eine Versetzung durch zwei Vektoren, den Tangentenvektor \underline{t} und den Burgersvektor \underline{b} bestimmt (Fig. 1.34). Der Ort der Versetzungsleitung ist wie schon ausgeführt durch das in Fig. 1.34 rechts dargestellte Zentrum des Spannungsfeldes definiert, die Versetzungsleitung steht senkrecht zu der Gleitebene.

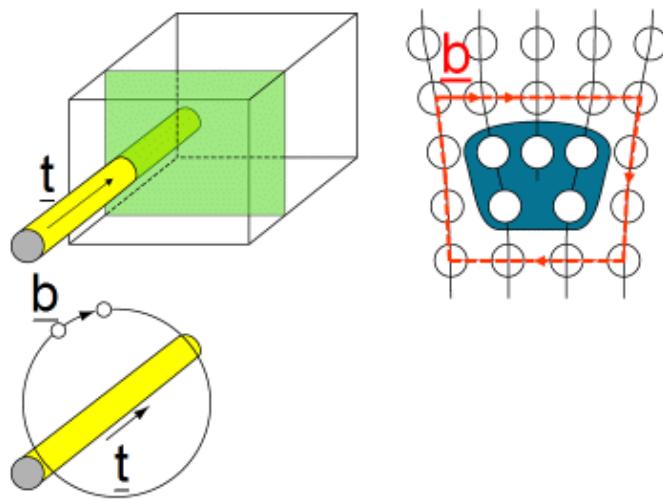


Fig. 1.34.: Versetzungsleitung; \underline{t} : Tangentialvektor; \underline{b} : Burgersvektor; s : Ort der Versetzungsleitung

$$\underline{t} = \frac{dr}{ds} \quad (1.14)$$

Tangenteneinheitsvektor Der *Tangenteneinheitsvektor* \underline{t} ist in jedem Punkt tangential zu der Achse der Versetzungsleitung gerichtet, seine Richtung kann sich ändern. Der *Burgersvektor* \underline{b} ist der von der Kristallstruktur abhängige Verzerrungsvektor, er ändert sich nicht.

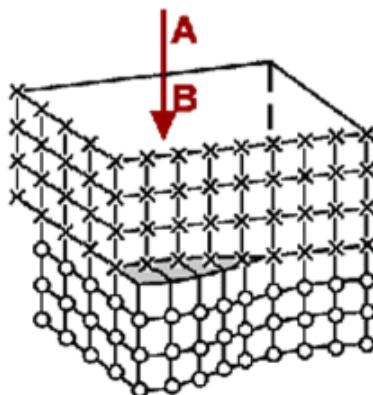
Burgersvektor *Tangenteneinheitsvektor und Burgersvektor liegen in der Gleitebene.* Die Versetzungsleitung kann nie im Gitter enden. An der Stelle, wo die Versetzungsleitung enden würde, würde z.B. die eingeschobene Ebene ebenfalls enden und das Ende einer solchen eingeschobenen Ebene ist wiederum eine Versetzungsleitung. Die Versetzungsleitung muss in sich im Gitter geschlossen sein oder an einer Grenzfläche (z. B. Korn- oder Phasengrenze) enden.

Der Burgersvektor steht in ganz bestimmter Beziehung zur Kristallstruktur:

$$\underline{b} = \frac{a_0}{n} \langle uvw \rangle \quad (1.15)$$

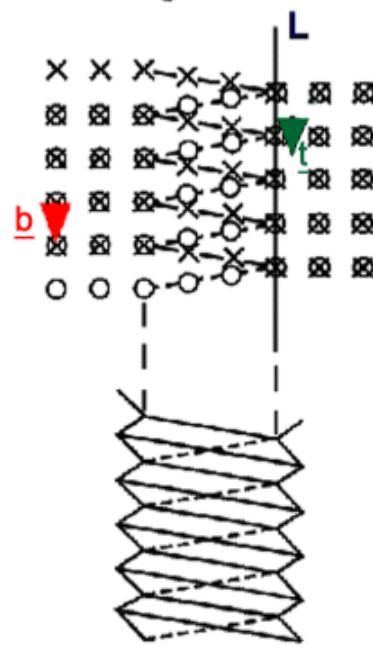
$$|\underline{b}| = \frac{a_0}{n} \sqrt{u^2 + v^2 + w^2} \quad (1.16)$$

Dreidimensionale Ansicht



- ✗ Atome oberhalb der Fl.
- Atome unterhalb der Fl.

Draufsicht auf die Schnittfläche entlang AB



Verschiebung

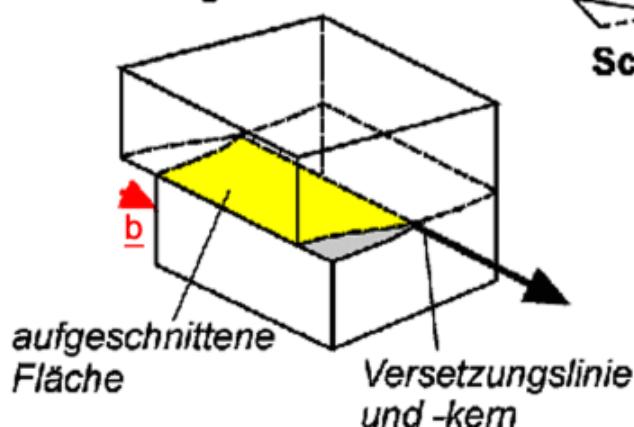


Fig. 1.35.: Entstehung und geometrische Beschreibung einer Schraubenversetzung

Stufenversetzung Eine Stufenversetzung stellt man sich durch eine eingeschobene Halbebene vor (Fig. 1.34). Sie ist dadurch gekennzeichnet, dass der Burgersvektor senkrecht auf der Versetzungsleitung steht.

$$\underline{b} \perp \underline{t} \rightarrow \underline{b} \cdot \underline{t} = 0 \quad (1.17)$$

Schraubenversetzung: Schraubenversetzung: Die senkrecht zur Versetzungsleitung stehenden Netzebenen bleiben nicht mehr voneinander getrennte Ebenen, sondern werden zu einer Schraubenfläche. Der Burgersvektor läuft parallel zur Versetzungsleitung und entspricht in seinem Betrag der Ganghöhe der Schraubenfläche (Fig. 1.35).

$$\underline{b} \parallel \underline{t} \rightarrow \underline{b} \cdot \underline{t} = \max \quad (1.18)$$

Geometrisch kann man sich die Schraubenversetzung gemäss Fig. 1.35 dadurch entstanden denken, dass man den Kristall entlang einer Kristallebene schlitzt, den getrennten Teil um eine Gitterkonstante parallel zur Trennlinie zwischen dem noch zusammenhängenden und dem getrennten Teil verschiebt und in dem Zustand belässt.

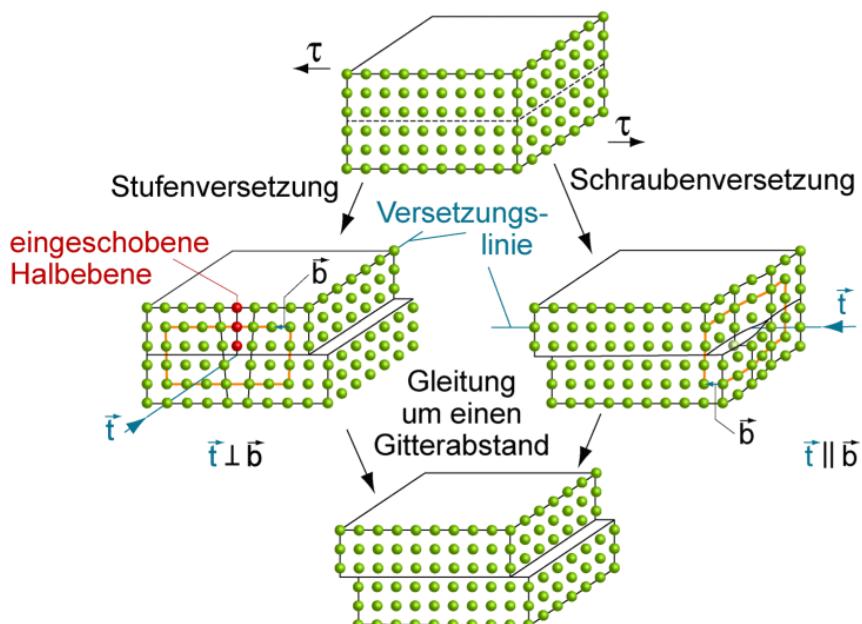


Fig. 1.36.: Abgleiten zweier Kristallbereiche links durch Bewegung einer Stufenversetzung, rechts durch Bewegung einer Schraubenversetzung

Fig. 1.36 zeigt dreidimensional das Abgleiten zweier Kristallbereiche, links durch die Wanderung einer Stufenversetzung, die parallel zur wirkenden Schubspannung wandert. Rechts entsteht die gleiche Abgleitung durch die Wanderung einer Schraubenversetzung senkrecht zur Richtung der wirkenden Schubspannungen. Die Begrenzung eines abgeglittenen Bereiches erhält man durch Überlagerung von Verformungswegen wie in Fig. 1.36 links und rechts dargestellt. Demnach ist diese Grenze und damit Versetzungsleitung parallel zu den wirkenden Schubspannungen eine Schraubenversetzung, senkrecht zur Schubspannung eine Stufenversetzung. Fig. 1.37 zeigt einen

geschlossenen Versetzungsring, der im inneren den abgeglittenen Bereich umschliesst. Dabei sind oben und unten Stufenversetzungen, die zu den Seiten in Schraubenversetzungen übergehen.

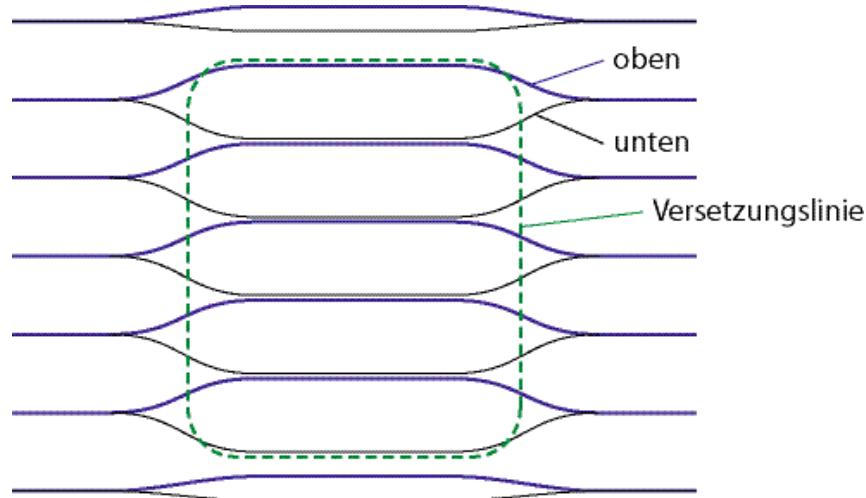
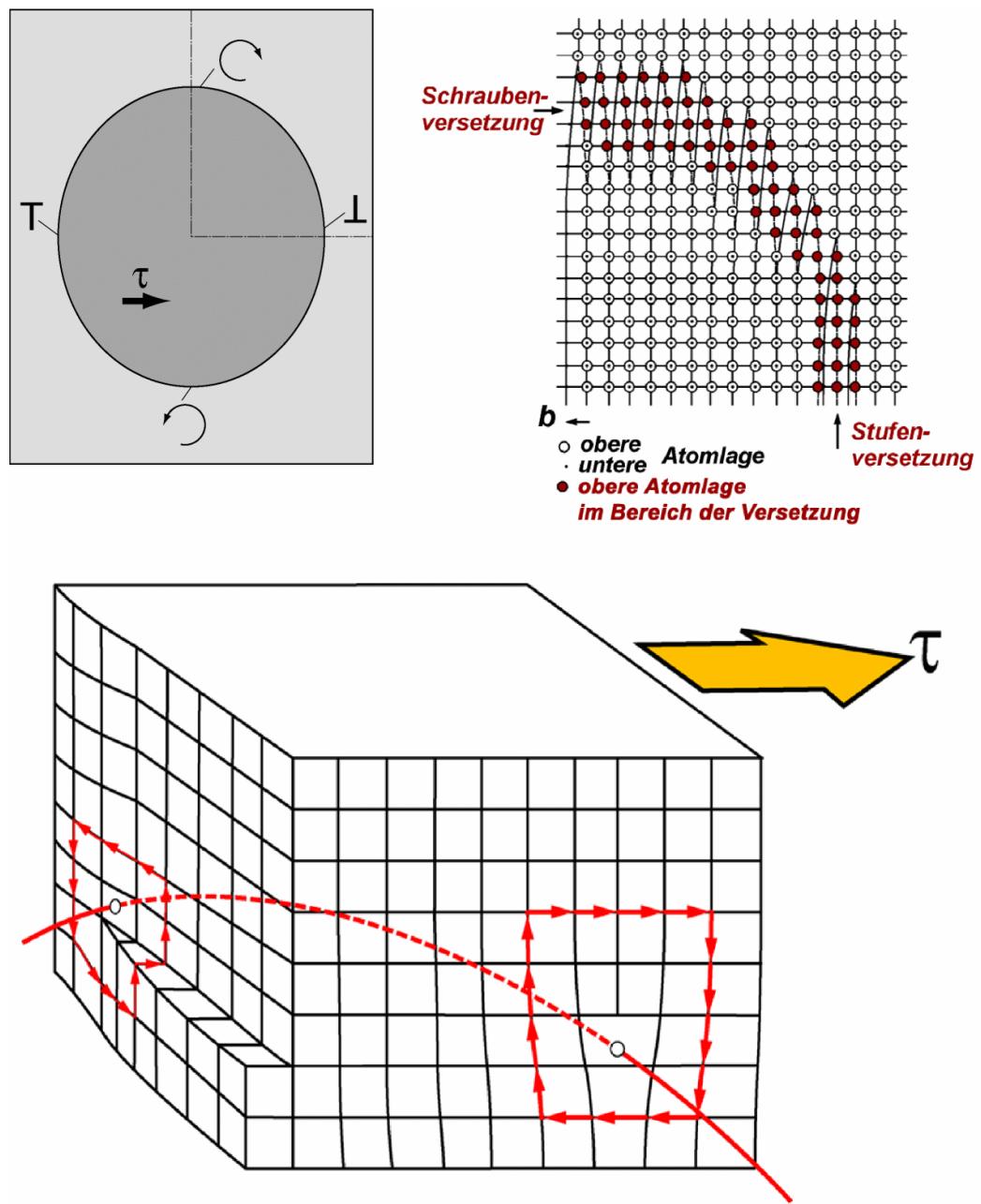


Fig. 1.37.: Geschlossener Versetzungsring als Draufsicht auf die Gleitebene. Im umschlossenen Bereich ist der in Blickrichtung obere Kristallteil im Bild nach oben verschoben worden

Gemischte Versetzung, Versetzungsring

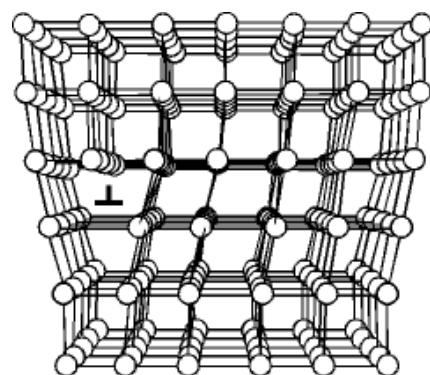
Wie aus Fig. 1.37 und Fig. 1.38 ersichtlich besitzen gemischte Versetzungen sowohl Stufen- als auch Schraubenkomponenten. Der Burgersvektor bleibt jedoch für alle Bereiche der Versetzungslinie gleich. Fig. 1.38 zeigt einen Versetzungsring mit kontinuierlichem Übergang von Stufen - in Schraubenversetzungen. Die Schraubenversetzungen links und rechts gehen in Stufenversetzungen oben und unten über. Dabei zeigt sich, dass in den Übergangsbereichen der Burgersvektor nicht senkrecht und nicht parallel zur Versetzungslinie liegt, so dass dort eine Versetzung mit einer Stufen- und einer Schraubenkomponente existiert.

**Fig. 1.38.: Versetzungsring**

In Fig. 1.39 und Fig. 1.40 sind die Bewegungen von einer Stufenversetzung bzw. von einer Schraubenversetzung dargestellt.

Stufenversetzung

$$\underline{b} \perp \underline{t}$$



Schubspannung

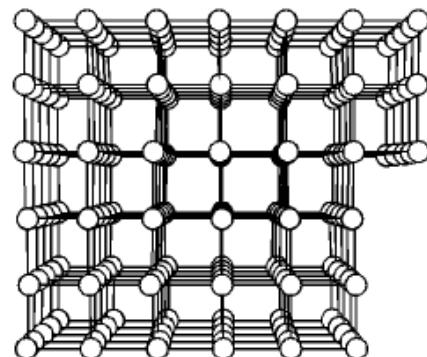
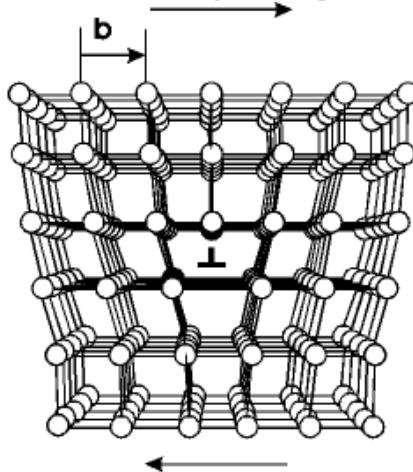


Fig. 1.39.: Bewegung einer Stufenversetzung

Schraubenversetzung

$$\underline{b} \parallel \underline{t}$$

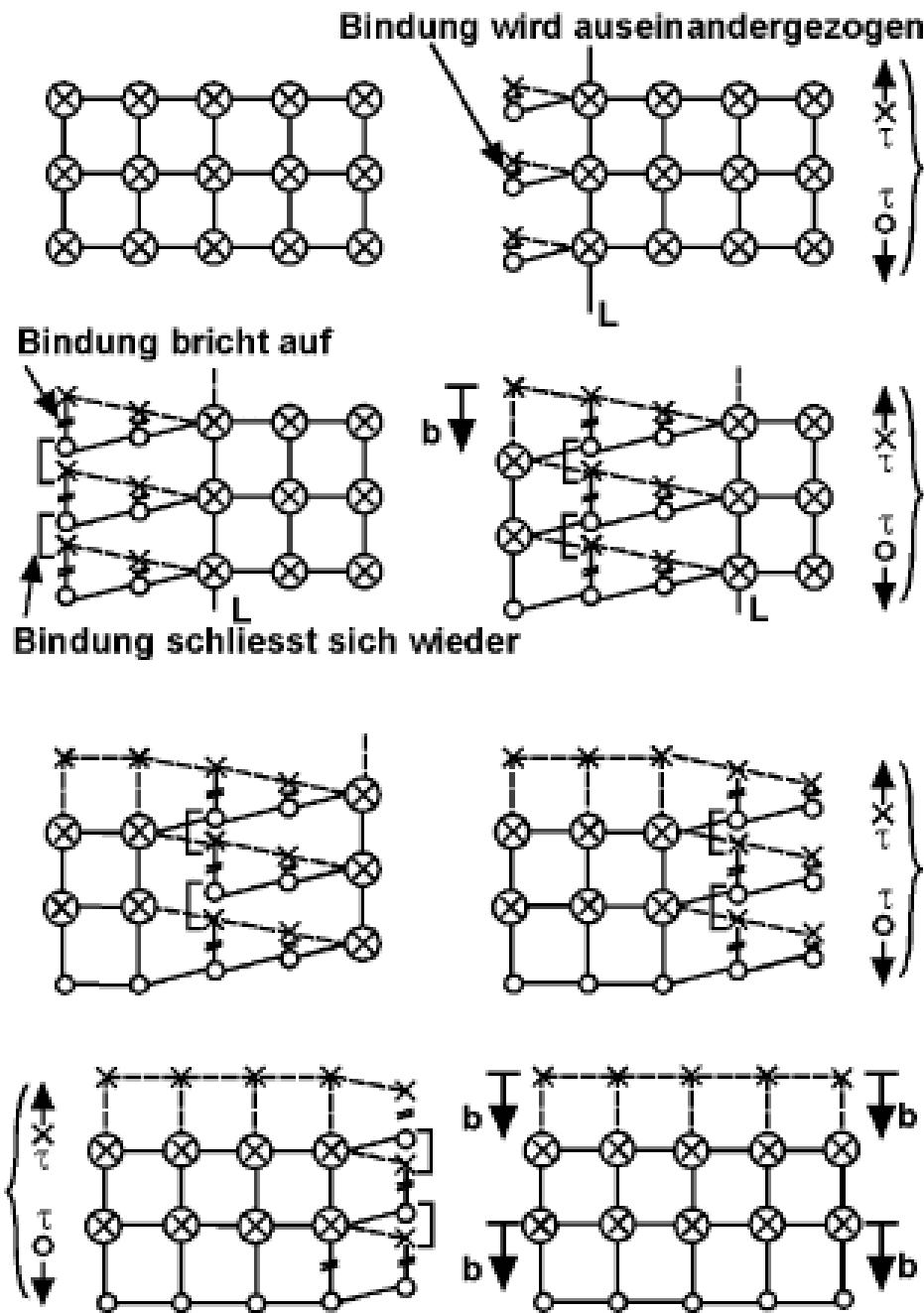


Fig. 1.40.: Bewegung einer Schraubenversetzung

Einzelne Stationen der Versetzungsbewegung nach Fig. 1.39 im Kristall sind: Erzeugung auf der linken Seite des Kristalls, Wanderung durch den Kristall, Austritt auf der rechten Kristallseite. Bei diesem Vorgang gleitet die obere Kristallhälfte um die Strecke b relativ zur unteren weiter.

Fig. 1.40 zeigt die Bewegung einer Schraubenversetzung durch den Kristall in der Draufsicht auf die Gleitebene. Die obere Kristallhälfte (x) gleitet relativ zur unteren (o) um die Strecke \underline{b} ab.

Versetzungsentnergie Die für die Bildung einer Versetzung erforderliche Energie nennt man die Versetzungsentnergie. Diese ist gleichzeitig die Energie, die in der durch sie verursachten Gitterverspannung gespeichert ist. Sie nimmt mit dem *Quadrat des Betrages* des Burgersvektors zu. Daher ist der kleinstmögliche Gittervektor der wahrscheinlichste und demnach überwiegend vorkommende Burgersvektor.

$$\text{Versetzungsentnergie} \sim |\underline{b}|^2 \quad (1.19)$$

Da die Abgleitung von Kristallebenen in Richtung des Burgersvektors erfolgt, die häufigsten Burgersvektoren im Kristall aber die kürzest möglichen sind, *erfolgen Gleitungen immer auf dichtest gepackten Ebenen in Richtung dichtester Atompakungen*.

Gittervektor, Burgersvektor Im krz-Gitter lauten gemäß Fig. 1.41 die häufigst vorkommenden Burgersvektoren:

$$\underline{b} = \frac{a_0}{2} \langle 111 \rangle \quad (1.20)$$

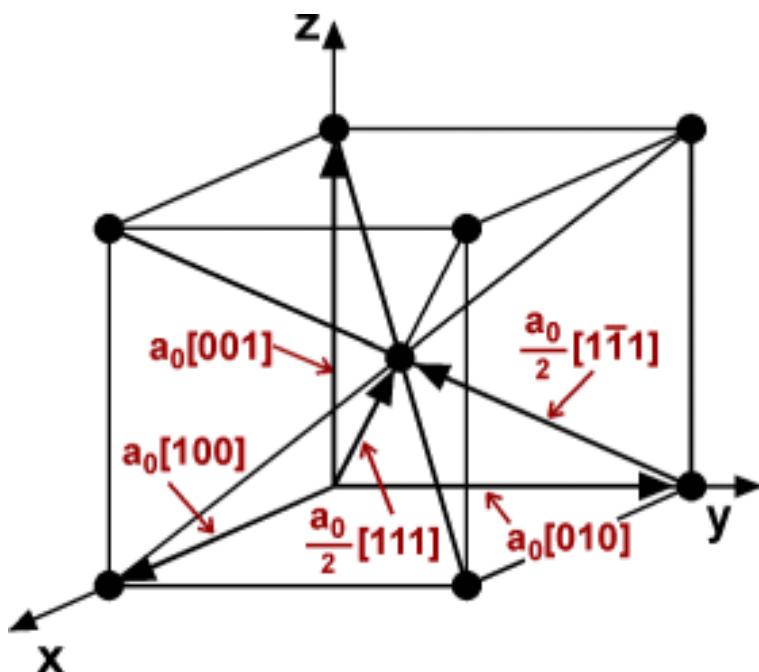


Fig. 1.41.: Ermittlung des Burgersvektor im krz-Gitter

Im kfz-Gitter lauten gemäss Fig. 1.42 die häufigst vorkommenden Burgersvektoren:

$$\underline{b} = \frac{a_0}{2} \langle 011 \rangle \quad (1.21)$$

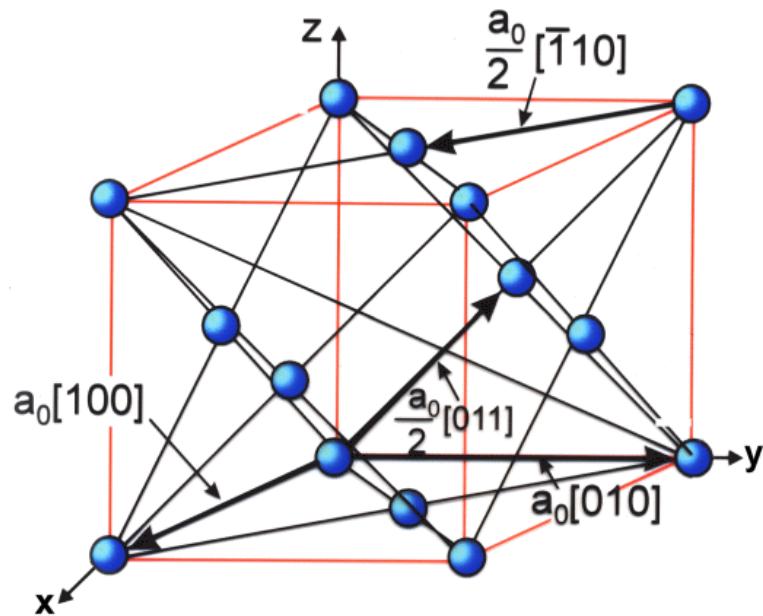


Fig. 1.42.: Ermittlung des Burgersvektor im kfz-Gitter

Energievergleich von Gitterfehlern;

Leerstelle	$\sim 1 \text{ eV}$
Zwischengitteratom	$\sim 4 \text{ eV}$
Versetzungsenergie	$\sim 6 \dots 7 \text{ eV}$

Die hohe Versetzungsenergie ($6 \dots 7 \text{ eV}$) pro Atom der Versetzungsleitung ist die Ursache dafür, dass Versetzungen nicht im thermodynamischen Gleichgewicht vorliegen. Durch Änderung der Temperatur *allein* können also keine Versetzungen erzeugt oder zum Verschwinden gebracht werden. Da alle Metalle mit niedrigen Streckgrenzwerten eine gewisse Anzahl von Versetzungen enthalten, müssen sich diese schon bei der Erstarrung bilden.

- Erzeugen von Versetzungen:**
1. Verformungen
 - Bei der Erstarrung
 2. Zufällige Missorientierung beim Wachstum von Kristallen.
 3. Ausscheiden von überschüssigen Leerstellen (Bildung von Versetzungsringen).
 4. Abbau von Spannungen durch Bildung von Versetzungen.

Versetzungsdichte Wenn also die Versetzungen ermöglichen, dass im Kristall Gitterebenen bei kleinen Schubspannungen gegeneinander verschoben werden und gleiten, ist für die Verformungsfähigkeit der Metalle die Anzahl der in den Kristalliten vorhandenen Versetzungen von grosser Bedeutung. Man misst die Versetzungsdichte ρ_V als Summe der Längen aller Versetzungslien pro Volumeneinheit.

$$\rho_V = \frac{1}{V} \sum_i l_i , \quad [\rho_V] = m^{-2} \quad (1.22)$$

Die Definition ist zur Messung relativ ungeeignet, da sie erfordert, dass man dazu in das Innere des Kristalls schauen müsste. Geeigneter und für unendlich kleine Kontrollvolumina V mit obiger Definition übereinstimmende Definition zeigt Fig. 1.43: Die Versetzungsdichte wird als Anzahl N der Durchstosspunkte von Versetzungslien durch eine Kontrollfläche A definiert:

$$\rho_V = \frac{N}{A} \quad (1.23)$$

Die Durchstosspunkte von Versetzungslien durch eine Oberfläche lassen sich durch spezielle Ätzverfahren sichtbar machen, die ausnutzen, dass sich das Material in der stark verspannten Umgebung der Versetzungslien leichter abtragen lässt.

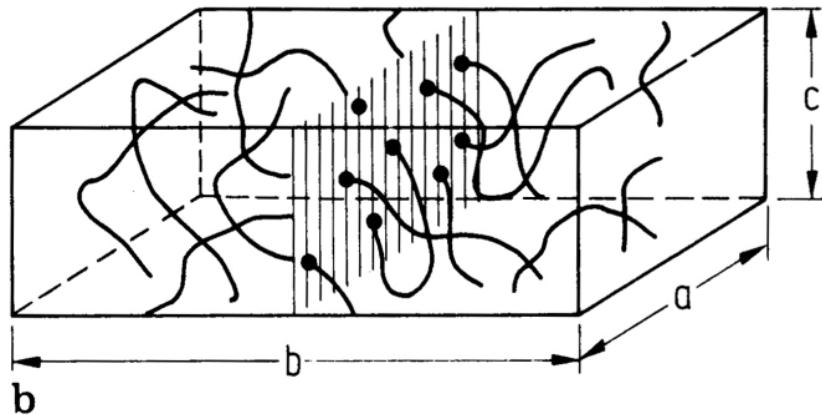


Fig. 1.43.: Zur Definition der Versetzungsichte

Whisker Die Versetzungsichte ρ_V variiert je nach Vorgeschichte des Materials stark:

- Weichgeglühte Metalle: $\rho_V = 10^5 \dots 10^6 \text{ mm}^{-2}$
- Stark verformte Metalle: $\rho_V = 10^9 \dots 10^{10} \text{ mm}^{-2}$

Tatsächlich gelingt es aber auch, unter besonderen Bedingungen versetzungsfreie oder sehr versetzungsarme haarförmige Kristalle zu züchten, die man aufgrund der Form *Whisker* nennt. Diese haben eine extrem hohe Streckgrenze, da keine Versetzungen zum Gleiten vorhanden sind.

Spannungsfelder, Wechselwirkung Versetzungen können sowohl mit ihresgleichen als auch mit punktförmigen Gitterfehlern wechselwirken. Dies resultiert aus den Gitterverzerrungen, die die einzelnen Gitterfehler verursachen, und demnach aus deren Spannungsfeldern. Fig. 1.44 zeigt die Spannungsfelder der Stufenversetzungen. Auf der Seite der Gleitebene, auf der zu viele Atome auf gleichem Raum sitzen, d.h. dort wo man sich die Gitterhalbebene eingeschoben denken kann, hat die Versetzung ein Druckspannungsfeld, da diese eingezwängten Atome dazu neigen, sich wieder auf den normalen Abstand auszudehnen. Auf der entgegengesetzten Seite hat die Versetzung ein Zugspannungsfeld, da dort eigentlich gegenüber der Oberseite zu wenig Atome sitzen, die sich auf den normalen Gitterabstand zusammenziehen wollen. In sehr grosser Entfernung von der Störungsstelle, der Versetzungslinie, kompensieren sich beide Kraftfeldanteile, so dass nach aussen die Gitterverspannung nicht nachweisbar ist (vgl. Eigenspannungen). Daher beeinflussen sich Gitterfehler nur, wenn sie genügend nahe beieinander liegen. Gleichartige Kraftfelder stoßen sich ab, ungleiche ziehen sich an. Das liegt daran, dass dort wo die Atome eingezwängt sind und sowieso schon ein Atomüberschuss ist, sich weitere Atome nur mit sehr geringer Wahrscheinlichkeit anlagern. Wird hingegen ein Zugspannungsfeld und ein Druckspannungsfeld

überlagert, gleichen sich die Zwängungen aus. Fig. 1.44 zeigt, dass Versetzungen gleicher Burgersvektoren auf einer Gleitebene sich abstoßen müssen, da sie auf der gleichen Seite der Gleitebene ihr Druckspannungsfeld haben und auf der anderen Seite beide ihr Zugspannungsfeld.

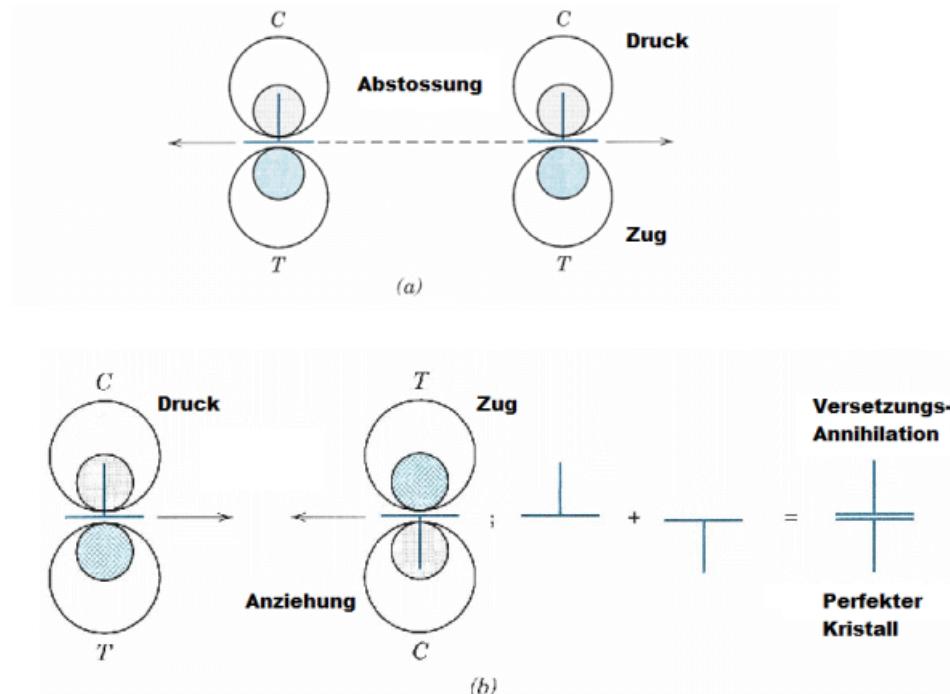


Fig. 1.44.: Wechselwirkungen zwischen Versetzungen gleicher Burgersvektoren oben und entgegengesetzter Burgersvektoren unten, nach Callister [3]

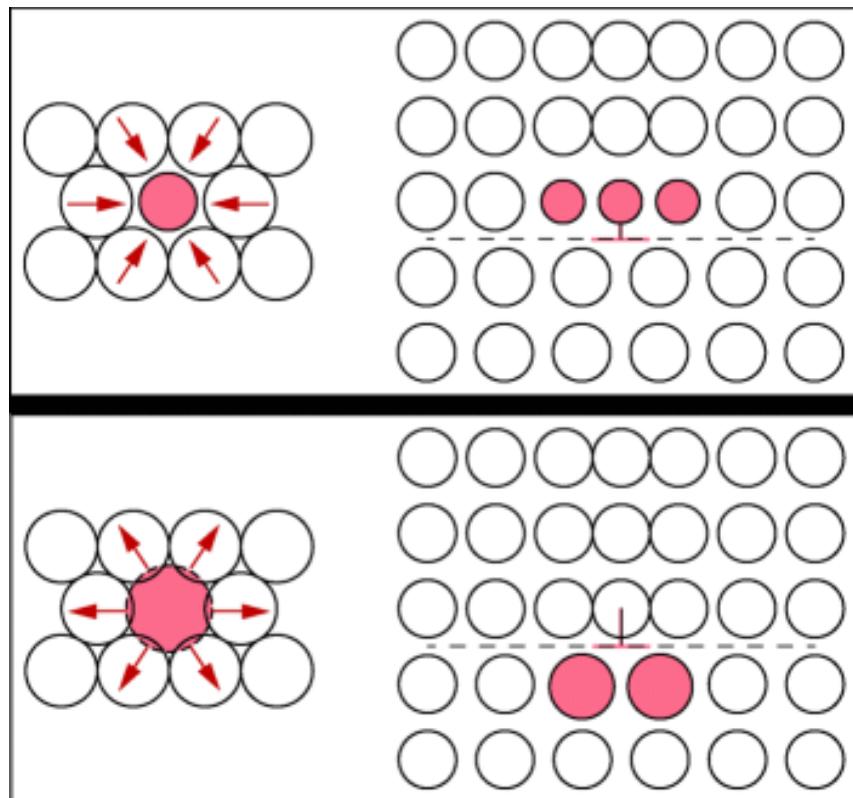


Fig. 1.45.: Wechselwirkung zwischen Versetzungen und punktförmigen Gitterfehlern am Beispiel chemischer Fehlordnungen

Versetzung-annihilation Umgekehrt ziehen sich Versetzungen an, die entgegengesetzten Burgersvektor haben, da diese ihre Druck- und Zugspannungsfelder jeweils auf der entgegengesetzten Seite der Gleitebene haben. Wenn diese an der gleichen Stelle stehen, sind die Versetzungen nicht mehr zu erkennen, die eingeschobenen Halbebenen ergänzen sich zu einer ganzen Gitterebene. Man nennt diesen Vorgang die *Versetzung-annihilation*. Zu klären wäre noch, was passiert, wenn die Versetzungen auf parallelen Gleitebenen laufen. Ist der Abstand dieser Gleitebenen zu gross, gibt es keine Wechselwirkung. Man kann aber zeigen, dass Versetzungen gleicher Burgersvektoren aber paralleler Gleitebenen sich so anordnen, dass Zug - und Druckfelder parallel sind, so dass eine *Kleinwinkelkorngrenze* entsteht (siehe Fig. 1.55).

Kleinwinkel-korngrenze Weiterhin hinterlassen zwei Versetzungen auf benachbarten Gleitebenen mit entgegengesetztem Burgersvektor eine Reihe von Leerstellen.

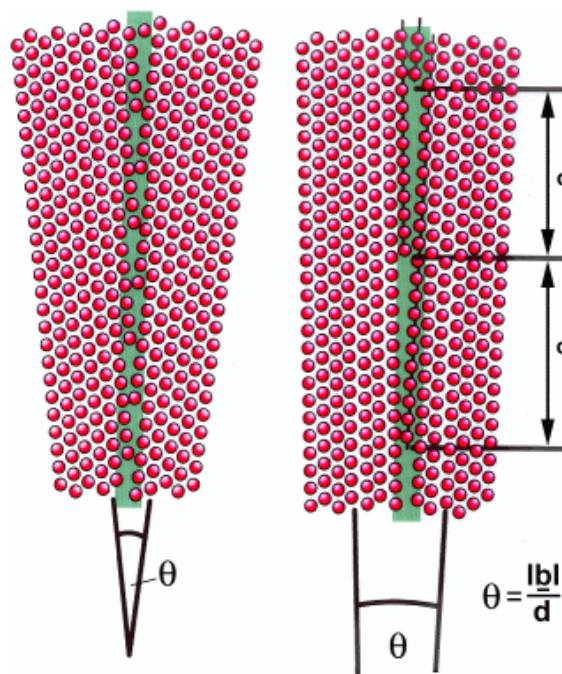


Fig. 1.46.: Kleinwinkelkorngrenzen

Fremdatom-wolke Auch punktförmige Gitterfehler haben ein Spannungsfeld. Zu grosse Fremdatome oder Zwischengitteratome bauen ein Druckspannungsfeld auf, zu kleine Fremdatome oder gar Leerstellen erzeugen ein Zugspannungsfeld. Demnach sind die Verhaltensmuster festgelegt: Leerstellen umgeben zu grosse Fremdatome, zu kleine Fremdatome umgeben zu grosse Fremdatome (siehe Überstrukturbildung). Die Wechselwirkungen mit Versetzungen zeigt Fig. 1.44: Zu kleine Fremdatome und Leerstellen lagern sich auf der Druckseite der Versetzungen, d.h. dort wo die Gitterebene eingeschoben wurde an.

Klettern Im Falle der Leerstellen führt das zum Abbau der zusätzlichen Gitterebene, d.h. zum Klettern der Versetzung (siehe Fig. 1.47 und Fig. 1.52). Zu grosse Fremdatome und Zwischengitteratome lagern sich auf der Zugseite der Versetzungen an. Dieses Verhalten ist insofern makroskopisch von Interesse, da in verunreinigten Metallen die Bewegung der Versetzungen eine Bewegung der angelagerten Fremdatomwolke erfordert, was die Gleitung und damit plastische Verformung behindert.

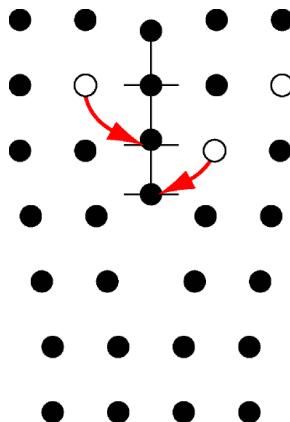


Fig. 1.47.: Leerstellen lagern sich in der Druckzone von Versetzungen an, d.h. die Randatome der „eingeschobenen“ Ebene wandern zu den Leerstellen, die Versetzung klettert nach oben

1.8 Zweidimensionale Gitterfehler, Stapelfehler

Stapelfehler

Der Aufbau der Kristallgitter lässt sich als eine bestimmte Stapelfolge von Gitterebenen denken (siehe Fig. 1.10). Das *hdp*-Gitter entspricht einer zweifachen Stapelfolge *ABAB* der dichtest gepackten Ebenen, während das *kfz*-Gitter aus einer dreifachen Stapelfolge *ABCABC* gebildet wird.

Störungen dieser Stapelfolgen werden als Stapelfehler bezeichnet (Fig. 1.48). Sie können während der Kristallisation einwachsen oder durch *Teilversetzungen* entstehen.

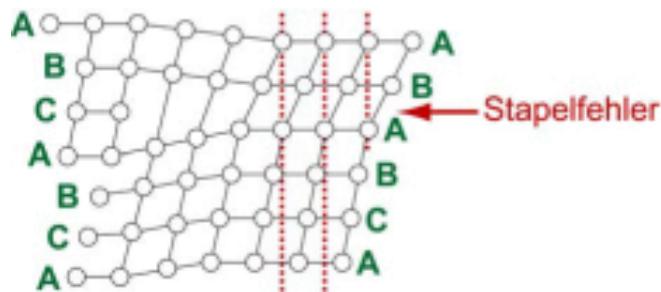


Fig. 1.48.: Stapelfehler im *kfz*-Gitter (teilweises Fehlen einer (111) -Ebene)

- Vollständige
versetzung,
Teilverset-
zung** Von einer vollständigen Versetzung spricht man, wenn diese einen Burgersvektor aufweist, der Gittervektor ist und die Stapelfolge des Kristalls nicht zerstört. Die Verschiebung der A - Ebene einer Stapelfolge ABC beim kfz kann so erfolgen, dass wieder eine A - Ebene entsteht, was dann durch eine vollständige Versetzung geschieht.

Sie kann aber auch durch eine unvollständige Versetzung (Teilversetzung) so erfolgen, dass eine C - Ebene entsteht, womit sich die Kristallisationsform verändert (Fig. 1.48, Fig. 1.49).

Der Burgersvektor von Teilversetzungen ist dem Betrag nach im allgemeinen kleiner als der der vollständigen Versetzung: $|\underline{b}_0| < |\underline{b}|$. Nach dem Durchgang einer unvollständigen Versetzung wird die Symmetrie des Gitters nicht vollständig wiederhergestellt; in der Gleitebene hinter der unvollständigen Versetzung verbleibt ein ebener Defekt, meistens ein Stapelfehler.

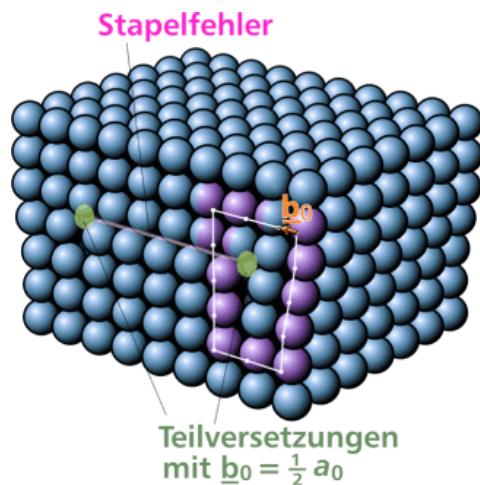


Fig. 1.49.: Stapelfehler im kubisch primitiven Gitter, durch Teilversetzungen begrenzt

Überstruktur

Von grosser technischer Bedeutung sind die Aufspaltungen von Versetzungen in Teilversetzungen bei Legierungen mit sog. *Überstruktur* (Fig. 1.50). Das ist eine geordnete Lage der unterschiedlichen Atomsorten A und B im Kristall und kommt durch geeignete Wahl der Komponenten A und B zustande. Z.B. zeigt Fig. 1.51 eine Legierung, die aus Atomen A (50%) und Atomen B (50%) besteht, wobei die Atome alternierend angeordnet sind. Eine solche Ordnung oberhalb des Ordnungsprinzips des Kristalls ist eine *Überstruktur*. Wenn in solch einem Gitter eine Versetzung, die aus einer Halbebene besteht, eine Strecke zurücklegt, lässt sie hinter sich in der Gleitebene einen Defekt zurück: Die Atome A stehen den Atomen A gegenüber und die Atome B den Atomen B (Fig. 1.51b), d. h. es ist ein *Stapelfehler* entstanden, der durch eine zweite Teilversetzung vom dahinterliegenden ungestörten Kristall abgegrenzt wird (Fig. 1.51c). Eine vollständige Versetzung in einem solchen Gitter muss aus zwei überschüssigen Ebenen (Fig. 1.51d) bestehen und einen Burgers-Vektor $\underline{b} = 2\underline{b}_0$ haben. Nur der Vektor $\underline{b} = 2\underline{b}_0$ befriedigt die Bedingung

der Translationssymmetrie, d. h. er überführt längs der horizontalen Ebene alle Atome in äquivalente Lagen.

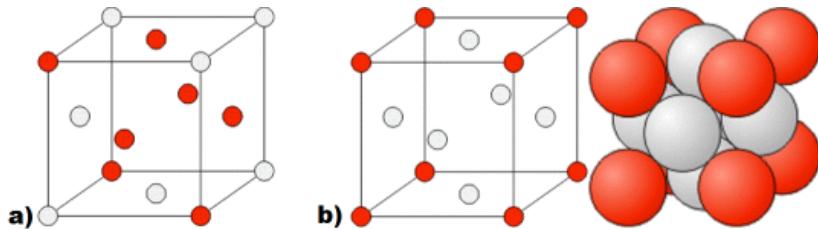


Fig. 1.50.: a) kfz-Mischkristall, unregelmäßige Anordnung der Fremdatome b) Überstruktur: Regelmäßige Anordnung der Fremdatome

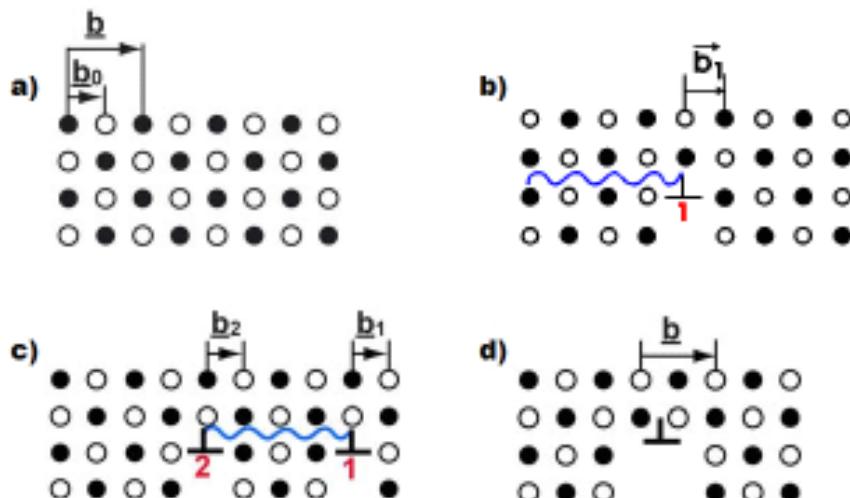


Fig. 1.51.: a) Gitter einer geordneten Legierung aus Atomen A (50%) und Atomen B (50%). b) Teilversetzung. c) Stapelfehler zwischen den Teilversetzungen 1 und 2. d) Vollständige Versetzung.

Teilversetzungen Da es sehr viel schwieriger ist, jeweils von zwei Reihen Atomen die Bindungen zu lösen und beide zu verschieben, lässt sich mit solchen Überstrukturen das Wandern von Versetzungen und damit das Abgleiten von Teilbereichen der Kristalle d.h. die plastische Verformung verhindern. Fig. 1.52 zeigt die Aufspaltung einer vollständigen Versetzung mit Burgersvektor \underline{b} in zwei Teilversetzungen mit den Burgersvektoren \underline{b}_1 und \underline{b}_2 . Generell gilt dafür:

$$\underline{b} = \underline{b}_1 + \underline{b}_2 \quad (1.24)$$

Stapelfehlerenergie Für die Erzeugung von Stapelfehlern muss die sogenannte *Stapelfehlerenergie* γ_{st} als Energie pro Fläche des Stapelfehlers aufgebracht

werden. Je höher die Stapelfehlerenergie ist, desto eher wird im Gleichgewichtszustand der Stapelfehler verkleinert werden. Der Abstand d zwischen zwei Teilversetzungen im Gleichgewichtszustand ist der Stapelfehlerenergie umgekehrt proportional.

$$d \sim \frac{1}{\gamma_{st}} \quad (1.25)$$

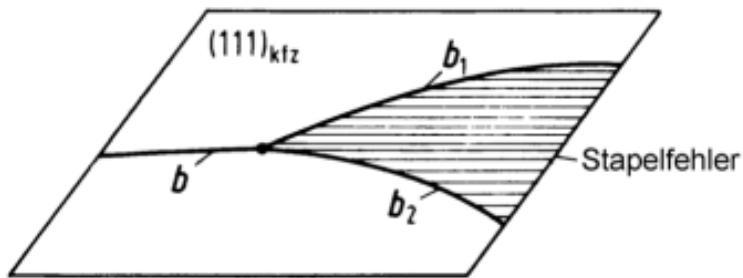


Fig. 1.52.: Aufspaltung einer Versetzung b in zwei Teilversetzungen b_1 und b_2 , welche einen Stapelfehler aufspannen, nach Hornbogen [6]

Die Stapelfehlerenergie beeinflusst das Verfestigungsverhalten, d.h. die Zunahme der Spannungen bei zunehmender plastischer Verformung. Je geringer die Stapelfehlerenergie, desto stärker verfestigt sich das Material.

Klettern Neben den Bewegungen der Versetzungen, die ein Gleiten der Kristallebenen bewirken, können Versetzungen auch klettern.

Leerstellen und Versetzungen Dabei lagern sich Leerstellen bei Stufenversetzungen bevorzugt an der Kante der eingeschobenen Gitterebene an, die sich unter Veränderung der Gleitebene zurückzieht. Damit können Versetzungen, wie in Fig. 1.53 zu sehen, Hindernisse überwinden.

Stapelfehler erschweren somit die Versetzungsbewegung. So ist ein Klettern erst möglich, wenn die Versetzungsaufspaltung d rückgängig gemacht wird (Fig. 1.53). Das ist umso schwieriger, je niedriger die Stapelfehlerenergie ist, d. h. je breiter die im Werkstoff vorkommenden Stapelfehler sind. Aus diesen Gründen ist die Stapelfehlerenergie eine wichtige Kenngröße zur Charakterisierung des Werkstoffverhaltens. Beim Tiefziehen beispielsweise sind Materialien mit kleinerer Stapelfehlerenergie bevorzugt, weil mehr Stapelfehler entstehen, was zu einer *Behinderung der Versetzungsbewegungen* und einer *Verfestigung* des Materials durch die Kaltumformung führt. Dadurch ist das Fliessen örtlich verteilt.

Ohne Verfestigung fliesst eine Fliesszone wegen der Querschnittsabnahme weiter, was zu *Rissen* führt.

γ_{St} [J/m ²]				
X10CrNi18-8	CuZn37	Au	Cu	Al
$7 \cdot 10^3$	$7 \cdot 10^3$	$10 \cdot 10^3$	$100 \cdot 10^3$	$250 \cdot 10^3$

Tab. 1.7.: Stapelfehlerenergie für verschiedene Metalle

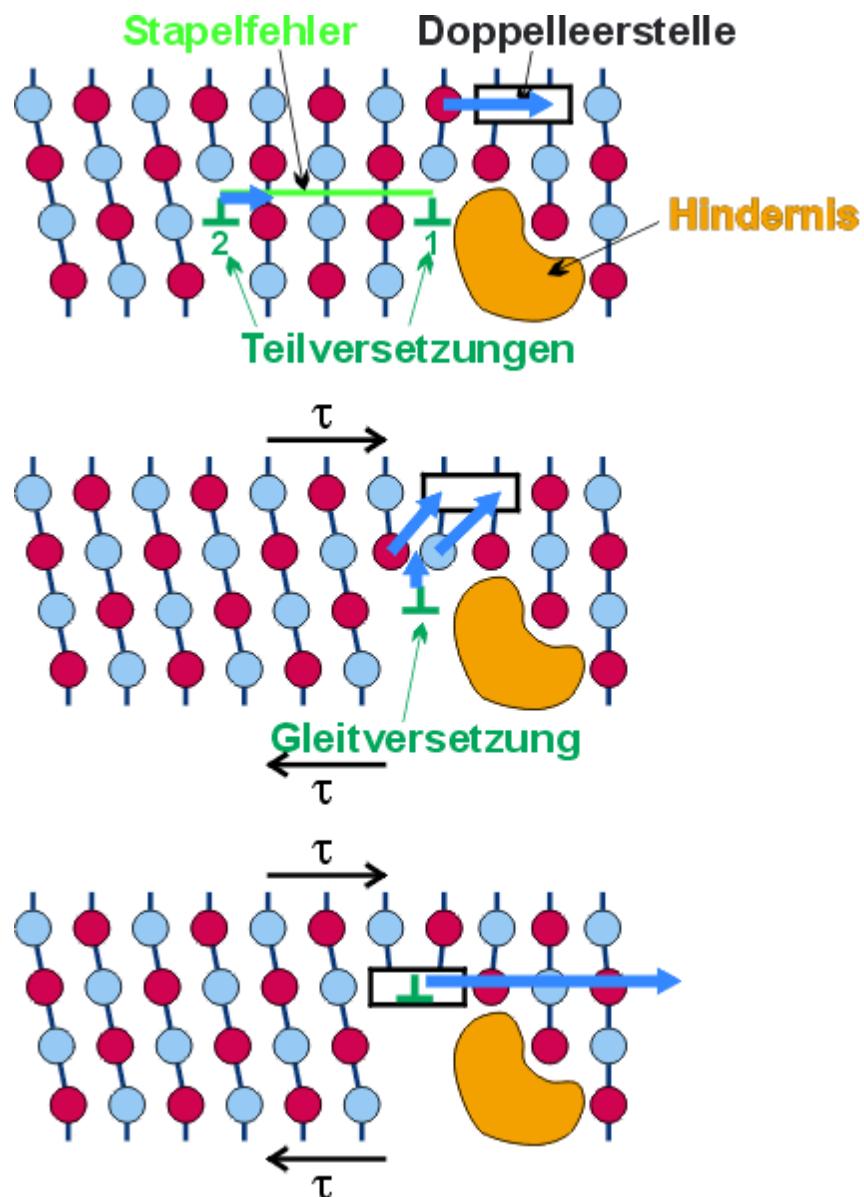


Fig. 1.53.: Zusammenspiel von Versetzungsbewegung, Leerstelle und Hindernis beim Klettern

1.9 Korngrenzen, Phasengrenzflächen

Jedes metallische Material besteht aus einer Vielzahl kleiner Kristalle, Kristallite oder Körner. An ihren Berührungsflächen sind die Körner fest miteinander verbunden. Die Ursache für diesen Aufbau findet man in der Erstarrung aber auch in allen Umwandlungsvorgängen wieder, da der Aufbau der Fernordnung an verschiedenen Punkten seinen Ausgang nimmt (siehe Kapitel 6).

Korngrenze Unter *Korngrenze* im engeren Sinn versteht man die Grenzfläche zwischen Kristallen einer Phase.

Phasengrenzfläche *Phasengrenzflächen* oder *Korngrenzen im weiteren Sinn* sind Grenzflächen zwischen Phasen unterschiedlicher Struktur und Zusammensetzung.

Grosswinkelkorngrenzen: Es ist schwierig, den atomaren Aufbau einer Grosswinkelkorngrenze genau zu beschreiben. Die Dicke beträgt 2-5 Atomabstände, in denen die Atome mehr oder weniger ungeordnet liegen. Die Grosswinkelkorngrenze besteht aus Inseln guter und schlechter "Passung" (Fig. 1.54).

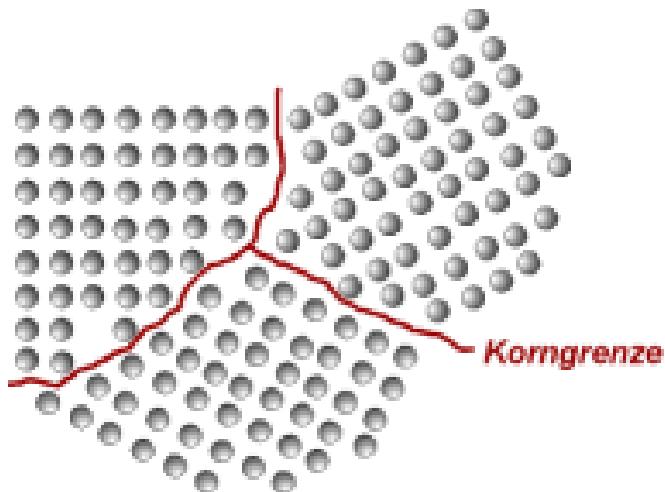


Fig. 1.54.: Aufbau einer Grosswinkelkorngrenze $\Theta > 5^\circ$, meist $> 20^\circ$

Kleinwinkelkorngrenzen **Kleinwinkelkorngrenzen (oder Subkorngrenzen):** Bei diesen weisen die Kristalle Orientierungsdifferenzen von bis zu 5° auf. Ist die Abweichung grösser, spricht man von Grosswinkelkorngrenzen. Kleinwinkelkorngrenzen sind aus Versetzungen aufgebaut (vgl. Fig. 1.55 und Fig. 1.56) und sind durch den Versetzungsabstand D bestimmt. Solche Kleinwinkelkorngrenzen entstehen, wenn Versetzungen gleicher Burgersvektoren aber unterschiedlicher Gleitebenen einen von den Spannungsfeldern her günstigen Zustand anstreben.

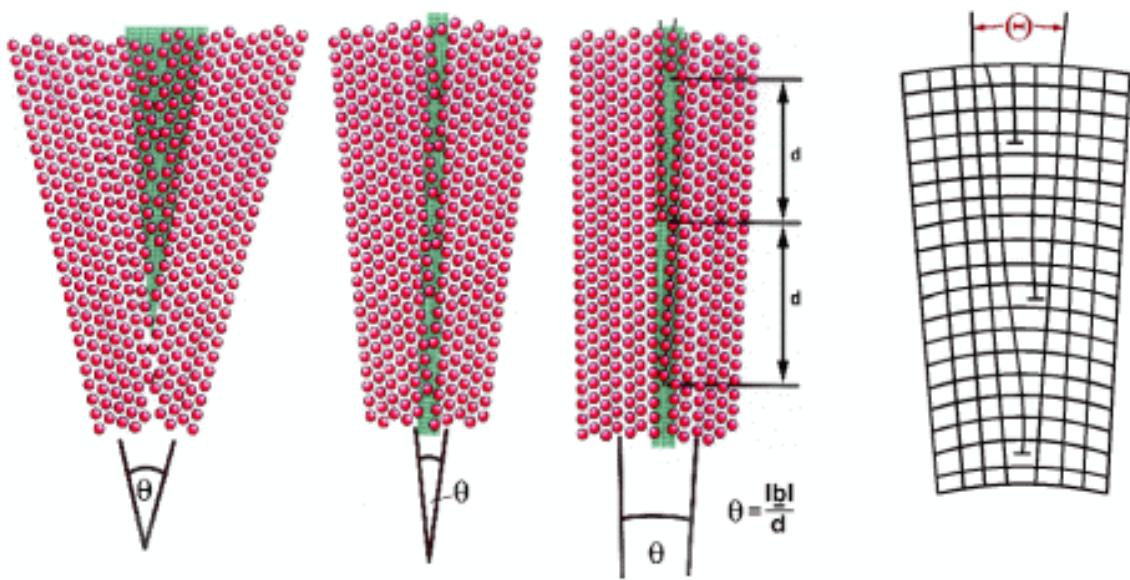


Fig. 1.55.: Grosswinkelkorngrenze und Kleinwinkelkorngrenze
($\Theta < 5^\circ$)

Während die Grosswinkelkorngrenzen im Schliffbild durch die stark unterschiedliche Orientierung deutlich erkennbar sind, lassen sich Kleinwinkelkorngrenzen nur im Elektronenmikroskop nachweisen.

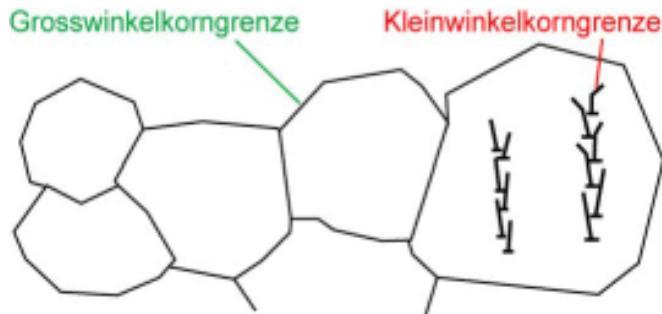


Fig. 1.56.: Korngrenzen im Gefügebild: die Kleinwinkelkorngrenzen sind nur im Elektronenmikroskop sichtbar

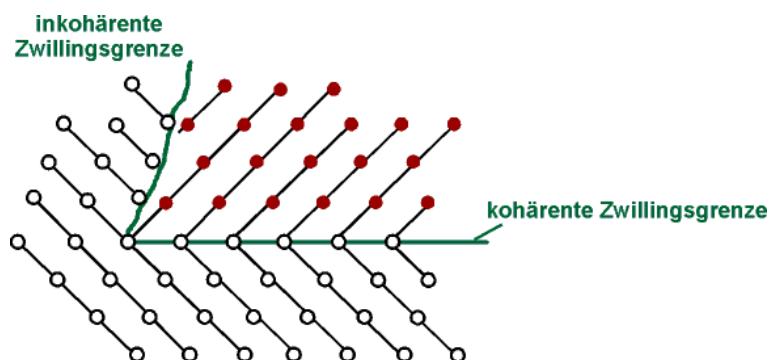


Fig. 1.57.: Lage der Zwillingsgrenzen im Gitter (schematisch)

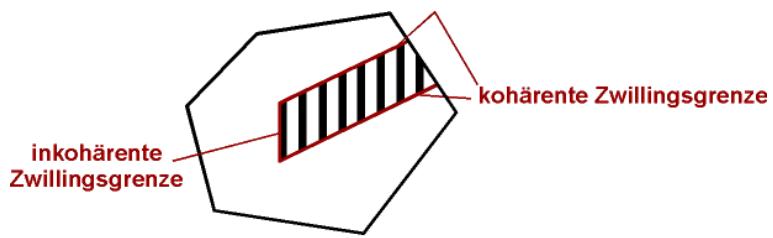


Fig. 1.58.: Zwillingsgrenzen im Schliffbild

Zwillings-grenzen **Zwillingsgrenzen:** Von einer Zwillingsgrenze spricht man dann, wenn die Orientierung des einen Kristalls durch Spiegelung an einer Ebene in die Orientierung des andern übergeführt werden kann (Fig. 1.57 und Fig. 1.58).

kohärente Grenze, inkohärente Grenze Die Spiegelebene ist dabei eine Ebene, auf der die Atomabstände beider Bereiche genau übereinstimmen. Man spricht von einer *kohärenten Grenze*. Zu dieser kohärenten Grenze nicht parallele Grenzen zwischen den beiden verzwillingten Kristallteilen sind grundsätzlich *inkohärent*, die Atomabstände der beiden angrenzenden Bereiche entlang der Grenzlinie passen nicht zueinander.

1.10 Gefüge und Legierungsstrukturen

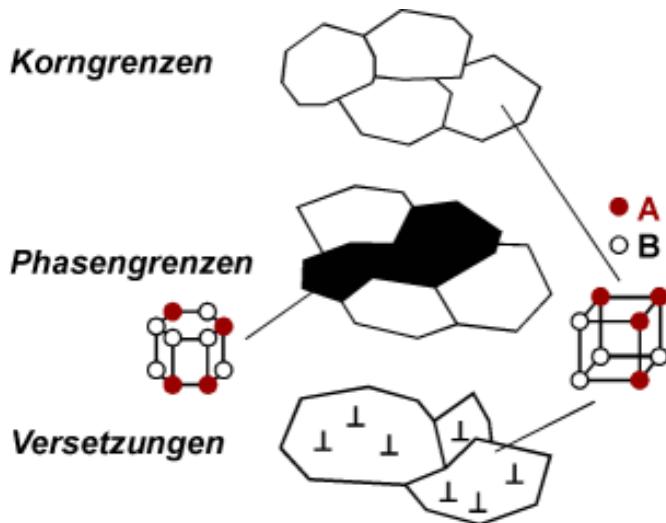
Gefüge

Gefüge Unter Gefüge versteht man die Anordnung von *Gitterbaufehlern*, die nicht im thermodynamischen Gleichgewicht sind. Dazu gehören *Korngrenzen*, *Phasengrenzen* oder *Versetzungssstrukturen* (Fig. 1.59).

Das Gefüge ist durch die Grösse, Form, Verteilung, Dichte, und Art dieser Gitterfehler gekennzeichnet. Man sagt, Gefüge sei alles, was unter dem Lichtmikroskop im Schliffbild erkennbar ist.

Sichtbarma-chung Ein Gefüge wird sichtbar gemacht durch Schleifen, Polieren und Ätzen zumeist mit alkoholischer Salpetersäure HNO_3 .

Gefügebe-standteile Als Gefügebestandteile werden in der Regel unterschiedliche Körner, Phasen, Teilchen und Versetzungssstrukturen bezeichnet, die im Schliffbild als Flächenanteile auftreten.

**Fig. 1.59.: Gefüge**

Legierung

Legierung Eine Legierung besteht aus der *Mischung eines Metalls mit einem oder mehreren anderen Metallen oder Nichtmetallen*. In der Regel erzeugt man Legierungen durch Aufschmelzen oder Mischen der einzelnen Bestandteile.

Komponenten Die verschiedenen unabhängigen Bestandteile nennt man ihre *Komponenten*. Diese können chemische Elemente, kovalent gebundene Verbindungen (z.B. intermetallische Verbindungen) mit oder ohne metallische Eigenschaften sein. Beim Abkühlen können folgende Fälle auftreten:

Die Komponenten

- entmischen sich
- entmischen sich teilweise
- bilden chemische Komponenten
- sind vollständig mischbar

Phase Die dadurch entstandenen Bereiche einer Legierung, die gleiche physikalische und chemische Eigenschaften und gleichen strukturellen Aufbau haben, bezeichnet man als *Phase*.

Mischkristall (Mk)

Mischkristall Wenn ein Kristall nicht aus einer einzigen Atomart, sondern aus mehreren Atomarten besteht, spricht man von einem *Mischkristall*. Mischkristalle werden als *feste Lösung* bezeichnet (Fig. 1.60). Die Belegungen der Gitterpunkte mit Komponente A oder Komponente B kann dabei in Grenzen variieren.

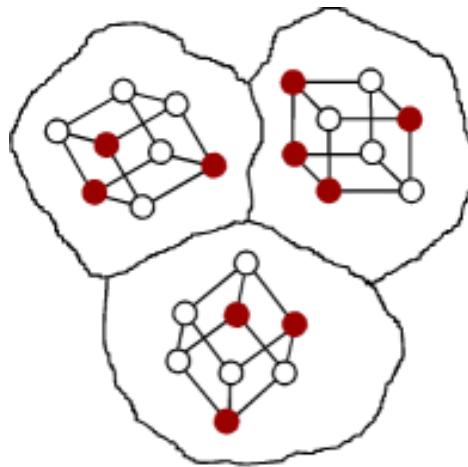


Fig. 1.60.: eine Mischkristallart - eine Phase

Kristallgemisch

Kristallgemisch Ein *Kristallgemisch* besteht aus mindestens zwei verschiedenen Phasen, von denen jede für sich betrachtet entweder Mischkristalle oder reine Kristalle darstellt (Fig. 1.61).

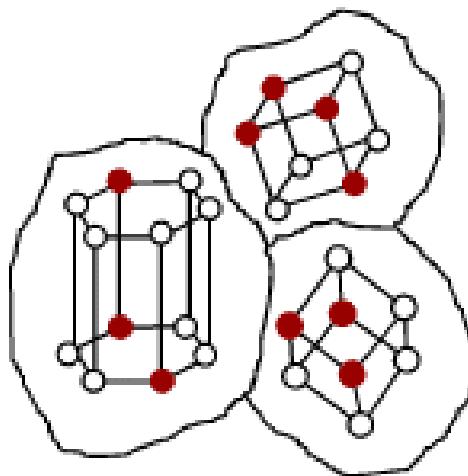


Fig. 1.61.: Kristallgemisch - zwei Phasen (zwei Mischkristallarten)

Der Gitteraufbau der Mischkristalle kann unterschiedlich sein. Man unterscheidet zwei Arten von Mischkristallen: Wenn das gelöste Atom auf einem Zwischengitterplatz eingebaut wurde, spricht man von einem *Einlagerungsmischkristall*, wenn das gelöste Atom auf einem regulären Gitterplatz eingelagert wurde, spricht man von einem *Austauschmischkristall*.

Einlagerungs-Mischkristall oder interstitieller Mk

Einlagerungs-Mischkristalle, interstitieller Mischkristall Sind Legierungsatome (Radius r_2) im Verhältnis zum Atomradius (r_1) des Grundmetalles sehr klein ($r_2/r_1 < 0.58$), so können sie in die im Gitter des Grundmetalles noch vorhandenen Zwischenräume einge-lagert werden (Fig. 1.62). B, N, O, C, H - Atome sind dafür besonders geeignet. Die Fremdatome sitzen auf Zwischengitterplätzen.

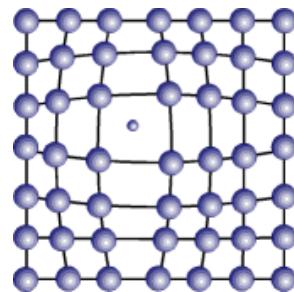


Fig. 1.62.: Einlagerungs-Mischkristall (interstitieller Mk)

Substitutions- (Austausch-) Mischkristall

Substitutions-/Austausch-Mischkristall Die Fremdatome sitzen auf Gitterplätzen (Fig. 1.63). Die Anordnung der Fremdatome ist meistens unregelmässig; ist sie regelmässig, spricht man von einer *Überstruktur* (Fig. 1.64), d.h. einem Ordnungsprinzip oberhalb der Gitterordnung des Kristalls.

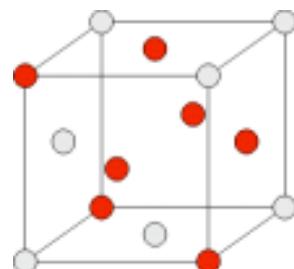


Fig. 1.63.: Substitutions-Mk

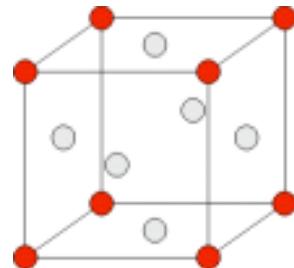


Fig. 1.64.: Überstruktur

Lückenlose Mischkristallreihe Meistens tritt nur eine beschränkte Löslichkeit auf. Aber unter bestimmten Bedingungen ist auch eine unbeschränkte Löslichkeit möglich (*lückenlose Mischkristallreihe*).

Bedingungen für eine lückenlose Mischkristallreihe:

1. Beide Komponenten müssen dem gleichen Gittertyp angehören.
2. Die Differenz der Atomradien beider Komponenten darf höchstens 15% betragen.
3. Zwischen den Komponenten darf keine zu grosse chemische Affinität bestehen.

Beispiele: Ni-Cu (Fig. 1.65), Ni-Au, Au-Ag, Cu-Au.

Lückenlose Mk-Reihe

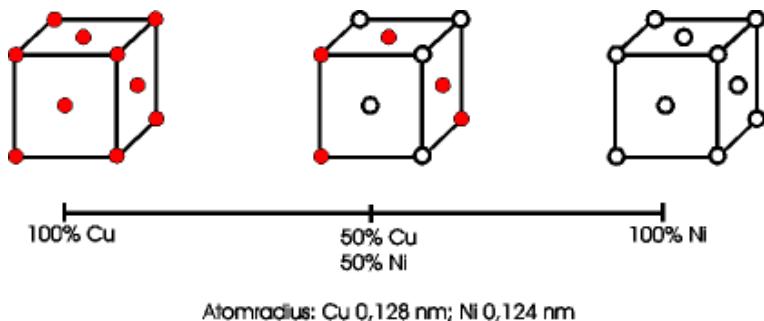


Fig. 1.65.: Lückenlose Mischkristallreihe

VEGARD-sche Regel Der Gitterabstand in vollkommenen Mischkristallreihen ändert sich im allgemeinen linear mit der Konzentration (*VEGARDsche Regel*).

$$a = \frac{(w_A \cdot a_A + w_B \cdot a_B)}{100} \quad (1.26)$$

Wobei:

- a: Gitterkonstante Mk
- a_A Gitterkonstante Komponente A
- a_B Gitterkonstante Komponente B
- w_A Konzentration A (Atom-%)
- w_B Konzentration B (Atom-%)

Kap. 2 Legierungskunde - Zustandsdiagramme

2.0 Lernziel

1. Hauptsätze der Thermodynamik, Thermodynamische Potentiale
2. Zusammenhang von Zustandsdiagramm und Diagramm der freien Enthalpie
3. Anwendung der Gibbs'schen Phasenregel
4. Typische Zustandsdiagramme
5. Lesen von Zustandsdiagrammen: Bestimmung des Komponentengehalts der Phasen in Zweistoffsystmen mit Ein-, Zwei- und Dreiphasenräumen mit Hilfe des Hebelgesetzes und des Gesetzes der wechselnden Phasenzahl
6. Erkennen und Zeichnen typischer Gefüge (z. B. eutektisch, peritektisch)
7. Aufstellen von Mengendiagrammen
8. Anwendung auf das Fe-Fe3C-Diagramm

2.1 Einleitung

Metallische Werkstoffe bestehen fast nie aus nur einem chemischen Element, sondern sind praktisch immer Legierungen aus mehreren Komponenten. Im festen Zustand ist das Gefüge, welches in Kapitel 1 unter dem Gesichtspunkt fehlerhafter Fernordnung erläutert wurde, ein Abbild der atomaren Bindungsvorgänge zwischen den Legierungsbestandteilen oder Komponenten. Ohne Details der Reaktionskinetik bemühen zu müssen, lassen sich eine Reihe von Aussagen über das Verhalten des Gemisches von Komponenten (Werkstoff) bei Veränderung von Temperatur und Zusammensetzung gewinnen. Dazu muss man den Werkstoff als thermodynamisches System auffassen. Die Thermodynamik macht statistische Aussagen über eine Vielzahl von Atomen oder Molekülen im Gleichgewichtszustand. Damit lässt sich aufzeigen, wie und warum die Gefügestruktur so entsteht, wie man sie beobachtet.

Umgekehrt ist die Gefügestruktur, wie die nachfolgenden Kapitel zeigen, für die Eigenschaften der Legierung verantwortlich. Zum Beispiel ist das sehr unterschiedliche Verhalten der Stähle nur aus deren unterschiedlichen Gefügen erklärbar. Interessant ist daher, was man machen kann, um eine bestimmte Gefügestruktur zu erreichen.

Zunächst müssen einige Grundbegriffe der Thermodynamik zusammengestellt werden.

Ein thermodynamisches System ist ein Ausschnitt der Welt, der (zu Beobachtungszwecken) mit definierten Grenzen von der Umgebung abgetrennt wird. Man unterscheidet gemäss Fig. 2.1 offene Systeme, die Energie und Masse austauschen können, geschlossene Systeme, die keine Masse, wohl aber Energie austauschen können und abgeschlossene Systeme, die weder Energie noch Masse austauschen können.

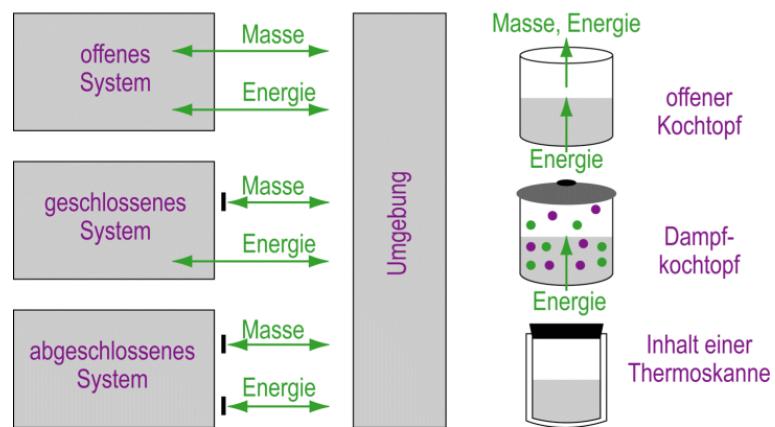


Fig. 2.1.: Offenes, geschlossenes und abgeschlossenes thermodynamisches System

Der Zustand eines thermodynamischen Systems ist die Zuordnung zwischen Prozessgrößen und Systemantworten (Materialantwort) (siehe Fig. 2.2.).

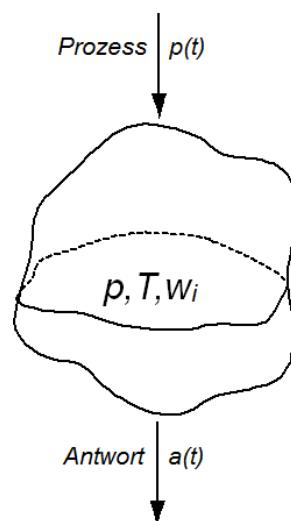


Fig. 2.2.: Zustand eines Systems als Zuordnung zwischen Prozess und Materialantwort

Die Prozessgrößen sind die frei vorwählbaren Größen, die Antworten sind sämtliche messbaren Eigenschaften.

In Kapitel 0 war die Prozessgröße als Spannung (Last) vorgegeben, die Materialantwort war die Dehnung. Eine (wenn auch nicht zweckmässige) Zustandsbeschreibung wäre die Angabe des Elastizitätsmoduls. Jeder *Werkstoffzustand* ist durch eine *bestimmte Anordnung* der Atome, Ionen und Moleküle charakterisiert.

Zustandsvariablen Der Zustand des Systems wird durch Zustandsvariablen oder Zustandsgrößen beschrieben. Der Satz von Zustandsvariablen ist dann vollständig, wenn er in der Lage ist, sämtlich Zustände, d.h. sämtliche Materialantworten auf sämtliche Prozessführungen zu beschreiben. Der Zustand ist also ein Punkt im n-dimensionalen Raum der Zustandsgrößen. Solche Zustandsgrößen sind z.B.:

- Druck p
- Temperatur T
- Zusammensetzung w_i

Im folgenden wird ein Systemmodell verwendet, welches durch nur diese Zustandsgrößen vollständig beschrieben ist.

Gehalt Die *Zusammensetzung* oder der *Gehalt* wird als *Massengehalt* (w)

$$w_A = \frac{m_A}{m} = \frac{\text{Masse der Komponente A}}{\text{Gesamtmasse der Legierung}} \quad (2.1)$$

oder als *Stoffmengengehalt* (c)

$$c_A = \frac{n_A}{n} = \frac{\text{Anzahl der Atome A}}{\text{Gesamtzahl der Atome}} \quad (2.2)$$

angegeben.

Komponenten Unter Komponenten sollen dabei die voneinander *unabhängigen Ausgangsstoffe* des Systems verstanden werden.

Ist ein System aus mehreren Bestandteilen aufgebaut, die sich in ihren Eigenschaften unterscheiden und durch Grenzflächen voneinander getrennt sind, so liegt ein heterogenes System vor.

Phasen Eine *Phase* umfasst alle homogenen Bestandteile des Systems, welche gleiche physikalische und chemische Eigenschaften und gleiche Gehalte der einzelnen Komponenten haben (Fig. 2.3). Unterschiedliche Phasen verhalten sich unterschiedlich, somit müssen auch deren Zustandsgrößen unterschiedlich sein. Im mindesten unterscheiden sie sich hinsichtlich der Komponentengehalte. Tabelle 2.3

gibt die Bezeichnungen für die Gehalte in der Legierung und in den verschiedenen Phasen der Legierung wieder.

	Gehalt...		
	einer Komponente in einer Legierung	einer Komponente in einer Phase	einer Phase in der Legierung
Benennung	Komponentengehalt	Phasengehalt	Gehalt einer Phase in der Legierung
Zeichen für Massengehalt	w_A^K, w_B^K	w_A^α, w_A^β	w_α^K, w_β^K
Zeichen für Stoffgehalt	c_A^K, c_B^K	c_A^α, c_A^β	c_α^K, c_β^K

Tab. 2.1.: Bezeichnung von Gehalten. A, B: Komponenten, α, β : Mischkristalle, K: Legierung

Thermodynamisches Gleichgewicht Ein System befindet sich im thermodynamischen Gleichgewicht, wenn sich keine der Zustandsgrößen mehr ändert. Ein Gleichgewichtszustand herrscht also dann, wenn bei gleichbleibendem Druck p, bei gleichbleibender Temperatur T und bei gleichbleibenden Gehalten (w, c) sich die *Anzahl*, die *Art* und das *Mengenverhältnis* der vorhandenen Phasen auch nach beliebig langer Zeit nicht ändern.

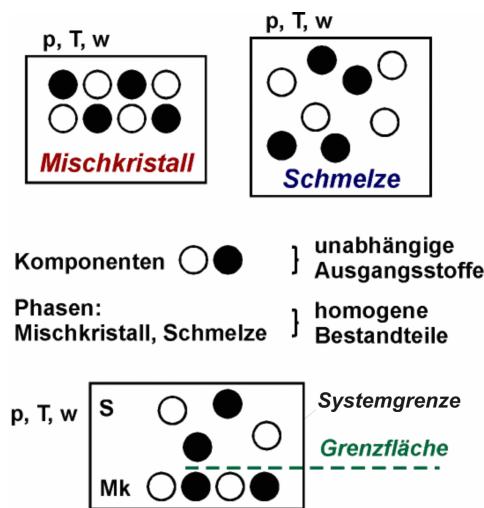


Fig. 2.3.: Werkstoffsystem

Gleichgewichtszustand Die Beschreibung des thermodynamischen Systems erfolgt als Angabe der *Gesamtheit* der *Gleichgewichtszustände*, die die Komponenten (Stoffe) bilden können.

- Einstoff-system** Systeme, die aus *einer Komponente* bestehen, nennt man Einstoffsysteme, solche aus zwei Komponenten Zweistoffsysteme usw..
- Zweistoff-system** Zustandsänderungen sind häufig mit einem Verlust oder Gewinn an "Energie" verbunden. In der Energiebilanzgleichung werden die Systemenergie sowie die Energieformen des Austauschs miteinander in Beziehung gebracht.
- Phasenumwandlung** Phasenumwandlungen sind Übergänge vom festen in den flüssigen Zustand oder umgekehrt oder Umwandlungen des Kristalltyps.

2.2 Thermodynamische Grundbegriffe, Hauptsätze, Potentiale

Thermodynamische Grundbegriffe, Hauptsätze, Potentiale Den Zugang zur thermodynamischen Beschreibung von Stoffsystemen erhält man über die Energie- oder Leistungsbilanz. Die mechanische Energieerhaltung sagt aus, dass die in einem System gespeicherte mechanische Energie (kinetische plus potentielle Energie) gleich der an dem System verrichteten mechanischen Arbeit ist (Fig. 2.4).

$$\underbrace{dE_{kin} + dE_{pot}}_{\text{Speicherung}} = \underbrace{dW_{mech}}_{\text{Zufuhr (Arbeit)}} \quad (2.3)$$

Wenn nun Wärmebewegungen berücksichtigt werden sollen, muss auf der rechten Seite, nämlich bei den Zufuhren, die zugeführte Wärme dQ auftauchen. Damit ist aber der mechanische Energieerhaltungssatz verletzt. Zur Korrektur der Gleichung wird auf der linken Seite, nämlich bei den Speichergrößen, ein Term dU , den man Veränderung der *inneren Energie* nennt, zugefügt.

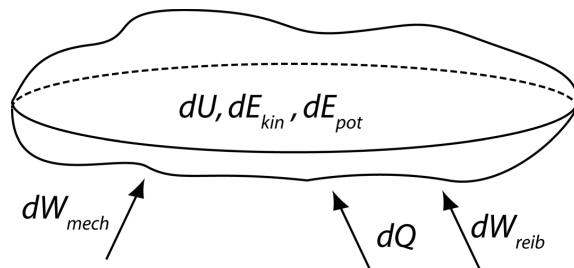


Fig. 2.4.: Die Zunahme der in einem System gespeicherten Energie ist gleich der zugeführten Arbeit und Wärme

$$\underbrace{dU + dE_{kin} + dE_{pot}}_{\text{Speicherung}} = \underbrace{\overbrace{dW_{mech}}^{\text{Arbeit}} + \overbrace{dQ}^{\text{Wärme}}}_{\text{Zufuhr}} \quad (2.4)$$

Damit ist eine allgemeine Energiebilanzgleichung entstanden, die gegenüber der rein für mechanische Veränderungen zutreffenden Bilanz, auch die Umwandlungen zwischen den mechanischen und thermischen Energieformen beschreibt. Diese Gleichung, obwohl mathematisch korrekt, ist physikalisch nicht sehr tiefgründig. Eine nichtbilanzierbare Größe lässt sich durch Anfügen eines Bilanzkorrekturterms (dU) immer bilanzieren.

Zustandsgrösse Die viel interessanteren Aussage, welche den eigentlichen Kern des ersten Hauptsatzes der Thermodynamik darstellt ist, dass U eine Zustandsgröße ist, d.h. unabhängig von dem Weg der Integration allein durch den jeweils erreichten Endzustand der Energieumwandlung bestimmt ist. Nur dann steht dU mit Recht auf der Seite der Speichergrößen und ist eine Größe, die den Zustand eines thermodynamischen Systems zu beschreiben vermag.

Aus Erfahrung weiß man, dass Energieformen nicht beliebig ineinander umwandelbar sind. Zum Beispiel fließt Wärme nie von einem Reservoir niedriger Temperatur von alleine, d.h. ohne die Aufwendung von Arbeit, in ein Reservoir höherer Temperatur. D.h. nicht alle Prozesse, die der erste Hauptsatz zulässt sind tatsächlich möglich. Die Steuerung der Prozesse, d.h. die Festlegung, welche Prozesse von alleine ablaufen, obliegt dem zweiten Hauptsatz der Thermodynamik.

zweiter Hauptsatz Der zweite Hauptsatz enthält für einen mathematischen Aufbau der Thermodynamik genaugenommen drei unterschiedliche Aussagen:

innere Energie 1.) Die innere Energie U ist eine Fundamentalgleichung als Funktion einer weiteren Zustandsgröße, *Entropie S* genannt, dem Volumen und den Komponentengehalten w_i .

$$U = U(S, V, w_1, \dots, w_n) \quad (2.5)$$

Fundamentalgleichung Fundamentalgleichung heißt dabei, dass diese Gleichung das Geschehen im System komplett und ganz beschreibt.

Entropie 2.) Die soeben eingeführte Zustandsgröße *Entropie* lässt sich mit integrierendem Nenner T (absolute thermodynamische Temperatur) aus den nur als Differentiale existierenden Größen Reibarbeit und Wärmeänderung durch Integration bestimmen.

$$TdS = dW_{reib} + dQ \quad (2.6)$$

3.) In einem abgeschlossenen System, d.h. ohne Energie - und Massenaustausch gilt:

$$dS \geq 0 \quad (2.7)$$

Die Entropie steigt in einem abgeschlossenen System beständig. Alle von alleine ablaufenden Prozesse laufen in Richtung grösserer Entropie ab.

Die Entropie misst den Grad der Unordnung. Zunehmende Entropie deutet auf geringeren Ordnungsgrad hin. Die Entropie steigt z.B. vom festen auf den flüssigen und vom flüssigen auf den gasförmigen Zustand.

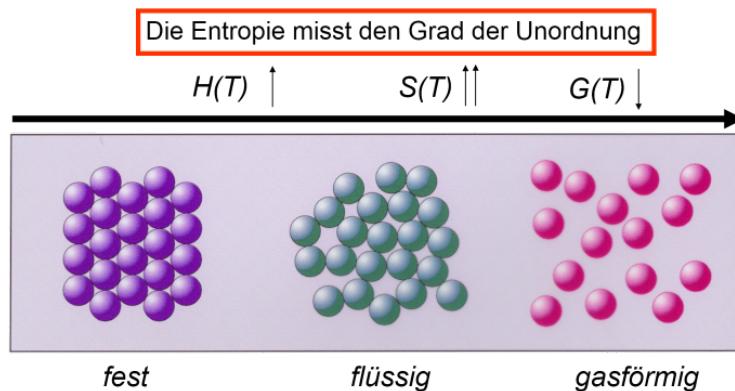


Fig. 2.5.: Entropie

Die Entropie kann man nun nicht direkt messen, sondern nur indirekt über Beziehungen zwischen der Entropie und den Zustandsgrössen Druck, Temperatur usw. bestimmen. Daher ist man bestrebt, aus der Fundamentalgleichung für die innere Energie U eine andere Potentialfunktion zu gewinnen, die andere Variablen enthält. Unbequem ist auch das Volumen zu messen. Die bessere Variable, die auch leichter konstant zu halten ist, ist ohne Zweifel der Druck p. Würde man nämlich einfach nur die Variablen tauschen, würde U als Funktion dieser neuen Variablen keine Potentialfunktion mehr sein. Andere Potentialfunktionen entstehen über die *Legendretransformation*. Das neue Potential entsteht dabei aus dem alten plus einem Produkt aus der zu ersetzenen Variablen und der dazu komplementären, so dass dieses Produkt die Dimension einer Energie erhält. Eine solche Ersetzung von Variablen ist definiert für die Entropie und das Volumen:

- Freie Energie F:

$$F = U - TS, \quad F = F(T, V, w_1, \dots, w_n) \quad (2.8)$$

- Enthalpie H:

$$H = U + pV, \quad H = H(S, p, w_1, \dots, w_n) \quad (2.9)$$

- Freie Enthalpie G:

$$G = H - TS, \quad G = G(T, p, w_1, \dots, w_n) \quad (2.10)$$

Freie Enthalpie Die geeignete Funktion für die Legierungskunde ist die *freie Enthalpie G*, da sie komplett über einfach zu messende und konstant zu haltende Variablen bestimmt ist. Eine anschauliche Erklärung für diese Potentiale, denen man natürlich nach der mathematischen Definition eine physikalische Bedeutung überstülpen möchte, lässt sich wie folgt skizzieren:

Man nehme ein System, welches durch Vergrösserung des Volumens mechanische Arbeit leistet:

$$dU = -p \cdot dV \quad (2.11)$$

damit nimmt nach der Energiebilanz die innere Energie ab. Würde man sich vorstellen, dass dieser Vorgang bei konstantem Druck abläuft, d.h. $dp = 0$, ergäbe sich

$$dH = V \cdot dp = 0 \quad (2.12)$$

Die Enthalpie ist also ein Energiepotential, welches durch isobare Expansion nicht beeinflusst wird. "Enthalpie" heisst zu deutsch Wärmefunktion. Hätte man nun ein System, dem Wärme zugeführt wird, muss sich die innere Energie um $dQ = T \cdot dS$ vergrössern.

$$dU = dQ = T \cdot dS \quad (2.13)$$

Transformiert man auf die freie Energie, ergibt sich

$$dF = -S \cdot dT \quad (2.14)$$

Wenn man sich eine isotherme Wärmezufuhr vorstellt, was im Bereich der Phasenumwandlungen auftritt, hätte man mit der freien Energie ein Potential gefunden, welches bei isothermer Wärmebewegung unverändert bleibt. Freie Energie heisst Energie, die von der Wärmebewegung befreit ist.

Alle von selbst ablaufenden Vorgänge laufen so ab, dass die freie

Enthalpie bei konstantem p und T minimiert wird. Dies ist das Prinzip vom Minimum der freien Enthalpie im Gleichgewichtszustand:

Im Gleichgewichtszustand erreicht die freie Enthalpie G ein relatives Minimum

Dies ist der bei allen atomaren Umlagerungen in Richtung auf einen Gleichgewichtszustand massgebliche Antrieb. Schon bei der Wechselwirkung zwischen Versetzungen und Versetzungen und Fremdatomen zeigte sich die Minimierung der freien Enthalpie in der Minimierung der durch die Gitterfehler hervorgerufenen Gitterverspannungen. Im folgenden wird uns dieses Ordnungsprinzip permanent begegnen. Die Aussage ist, um darauf hinzuweisen, nicht ganz korrekt, da die Thermodynamik nur für eine Vielzahl von Atomen richtige Aussagen liefert und nicht für einzelne Versetzungen angegeben werden kann. Das Ergebnis ist dennoch korrekt, weil auch in der Frage nach der Anordnung von Fremdatomen und Versetzungen immer nur eine statistische Aussage über eine Vielzahl von derartigen Gebilden von wirklichem materialtheoretischen Interesse ist.

$$\Delta G \leq 0, \quad p = const, \quad T = const \quad (2.15)$$

Phasengrenzen in Zustandsdiagrammen

Phasengrenzen Die obigen Aussagen dienen zur Ermittlung von Phasengrenzen in Zustandsdiagrammen (vgl. auch Abschnitt 2.3).

Über das Prinzip vom Minimum der freien Enthalpie im Gleichgewicht können bei *Einkomponentensystemen* die Phasengrenzen abhängig von *Temperaturänderungen* ermittelt werden. Die G(T) - Kurven sind in der Regel zu höheren Temperaturen hin abfallende Kurven. Dies liegt an dem dominanten Term -TS (Fig. 2.6).

Ist ein Stoff in der Lage, mehrere unterschiedliche Phasen zu bilden, z.B. feste, flüssige und gasförmige Phase, so ist immer diejenige stabil, die die kleinste freie Enthalpie besitzt. Liegen zwei Phasen gemeinsam vor, müssen sie im Gleichgewicht sein, d.h. die gleiche freie Enthalpie besitzen:

$$\begin{aligned} G_S &= G_{Fk} \\ H_S - T \cdot S_S &= H_{Fk} - T \cdot S_{Fk} \\ H_S - H_{Fk} &= T \cdot S_S - T \cdot S_{Fk} \\ \Delta H &= T \cdot \Delta S \end{aligned} \quad (2.16)$$

Dabei stehen die Indizes S für Schmelze (flüssig), Fk für Festkörper.

Während sich also die Temperatur als Schmelztemperatur zwischen flüssig und fest nicht verändert, entsteht eine Veränderung der Enthalpie nur über die Veränderung des Grads der Unordnung, die Entropie. Man spricht von Schmelzenthalpie ΔH oder Schmelzentropie ΔS . Wie die Temperaturgrenzen der Phasen aus den freien Enthalpie - Kurven ermittelt werden zeigt Fig. 2.6.

Die Stabilität eines Systems ist abhängig:

- vom Energiegehalt
- vom Ordnungsgrad der atomaren Bausteine
 G = Stabilitätsmaß
 ΔG = Maß für die Triebkraft der Umwandlung

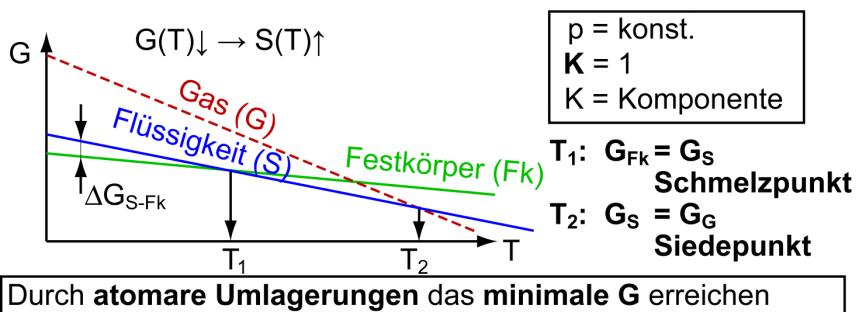


Fig. 2.6.: Temperaturabhängigkeit der freien Enthalpie G für verschiedene Phasen eines reinen Stoffes bei konstantem Druck p .

Im Nichtgleichgewichtszustand gilt:

$$G_S - G_{Fk} = (H_S - H_{Fk}) - (S_S - S_{Fk}) \cdot T \quad (2.17)$$

$$\Delta G_{S-Fk} = \Delta H_{S-Fk} - \Delta S_{S-Fk} \cdot T \quad (2.18)$$

Durch Einsetzen von ΔS ergibt sich:

$$\Delta G_{S-Fk} = \Delta H_{S-Fk} - \frac{\Delta H_{S-Fk}}{T_{SG}} \cdot T \quad (2.19)$$

$$\Delta G_{S-Fk} = \Delta H_{S-Fk} \cdot \left(\frac{T_{SG} - T}{T_{SG}} \right) \quad (2.20)$$

Wenn also die Schmelze unterkühlt wird, d.h. unter der Gleichgewichtstemperatur T_{FkS} für den Übergang von Schmelze auf Festkörper vorliegt, ist sie instabil. Der Grad der Abweichung vom Gleichgewicht ist gegeben durch die Differenz der freien Enthalpien ΔG_{S-Fk} , diese

wiederum ist bei nicht zu grossen Unterkühlungen abhängig von der Umwandlungsenthalpie (Schmelzenthalpie) und proportional zur Unterkühlung.

Bei *Zweikomponentensystemen* sind die $G(w)$ -Linien generell für jede einzelne Phase nach unten durchhängende Kurven, da ausgehend von der reinen Komponente mit zunehmender Abmischung der Grad der Unordnung, d.h. die Entropie steigt.

**Mischungs-
entropie**

Man spricht dabei von der Mischungsentropie. Somit kann die Frage nach den Gehalten der im Gleichgewicht stehenden Phasen beantwortet werden (Fig. 2.7). Das Zweistoffsystem besteht aus den Komponenten A und B und hat die zwei Phasen Schmelze (S) und Mischkristall (Mk). Das Gleichgewicht zwischen den Phasen bei gegebenem Druck, gegebener Temperatur und Gesamtmenge ist nur durch eine Änderung der Anteile der Komponenten A und B in den Phasen S und Mk einstellbar.

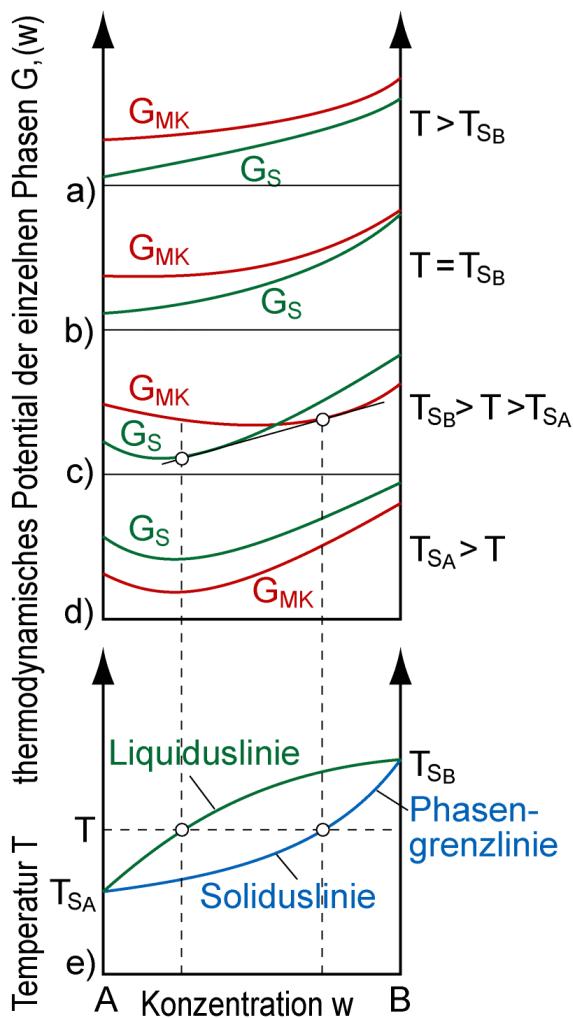


Fig. 2.7.: Konstruktion des $T\text{-}w$ -Diagrammes aus den $G(w)$ -Kurven.

- a) Temperatur oberhalb der Schmelztemperatur von Komponente B. Die Schmelze hat über den ganzen Mischbereich kleinere freie Enthalpie als der Mischkristall. c) Im mittleren Bereich hat die Tangente (als Mischgerade zwischen den Berührungs punkten an G_S und G_{Mk}) die kleinste freie Enthalpie, links davon die Schmelze, rechts davon der Mischkristall.

Liquiduslinie Soliduslinie

Die Liquiduslinie ist die Temperatur-Gehalts-Grenze, ab welcher bei Abkühlung die ersten Mischkristalle ausgeschieden werden. Beim Erreichen der Soliduslinie ist die Legierung vollständig erstarrt. Die Komponente A wird so lange aus der Phase S in die Phase Mk übergehen oder umgekehrt, bis die auf die Änderung des Komponentengehaltes bezogene Änderung der freien Enthalpie gleich ist, die Änderung der gesamten freien Enthalpie des Systems Null ist.

Die freie Enthalpie erreicht für jeden Prozess im Gleichgewicht ein Minimum. Der Prozess besteht z.B. in einer Veränderung der Zusammensetzung w_A bei konstanter Temperatur.

$$\frac{dG}{dw} = 0, \quad \left. \frac{dG}{dw} \right|_{w_A} \cdot dw_A = 0 \quad (2.21)$$

Die Veränderung geschieht so, dass Gehalte von A in der Mischkristallphase und der Schmelzphase sich entgegengesetzt verändern:

$$dw_A^{Mk} = -dw_A^S \quad (2.22)$$

Die freie Enthalpie ist additiv, die Änderung der freien Enthalpie des Gesamtsystems ist gleich der Summe der Veränderungen der einzelnen Phasen.

$$dG = dG_{Mk} + dG_S \quad (2.23)$$

Mit Gleichung (4.2):

$$\left. \frac{dG_{Mk}}{dw} \right|_{w_A^{Mk}} \cdot dw_A^{Mk} + \left. \frac{dG_S}{dw} \right|_{w_A^S} \cdot dw_A^S = 0 \quad (2.24)$$

Mit Gleichung (2.17):

Tangentenbedingung

$$\left. \frac{dG_{Mk}}{dw} \right|_{w_A^{Mk}} = \left. \frac{dG_S}{dw} \right|_{w_A^S} \quad (2.25)$$

Schmelze und Mischkristall nehmen diejenigen Gehalte an, welche durch die Tangentenpunkte gegeben sind.

2.3 Binäres Zustandsdiagramm und Phasenregel

Zweistoffsystem

Die Stabilitätsbereiche von Phasen werden in Abhängigkeit von Gehalt und Temperatur als *Gehalts-Temperaturschaubilder* dargestellt, die auch *Zustandsschaubilder* oder *Zustandsdiagramme* genannt werden. Aus der Thermodynamik ist bekannt, dass zu Temperatur und Gehalten eigentlich eine weitere Zustandsgrösse zu betrachten ist, der Druck, der jedoch in der Metallurgie immer als konstant angesehen werden kann. Es handelt sich um *Gleichgewichtsdiagramme*, die im allgemeinen für eine so langsame Abkühlung gelten, dass

sich bei jeder Temperatur das thermodynamische Gleichgewicht einstellen kann.

Praktisch hängt die Anordnung der Phasen vom *zeitlichen Verlauf der Abkühlung* ab, in vielen Fällen wird kein Gleichgewichtszustand erreicht, weil nicht genügend Zeit für die Umwandlungsvorgänge zur Verfügung steht. Ebenfalls gibt es Gefüge, die durch keine Legierungszusammensetzung und Abkühlsteuerung erreicht werden können. Solche Gefüge kann man nur *pulvermetallurgisch* durch Sintern herstellen. Trotzdem bilden die Gleichgewichtsreaktionen die Basis für das Verständnis von Umwandlungen im Ungleichgewicht und werden deshalb in diesem Kapitel behandelt.

Die Zustandsdiagramme zeigen für jeden Punkt im Gehalts-Temperatur-Koordinatensystem, welche Phasen vorliegen und wo die Stabilitätsgrenzen liegen. Für zwei Komponenten ist die Zusammensetzung durch die Angabe eines Gehalts, z.B. der Komponente B vollständig bestimmt. Somit entstehen Zweistoffschaubilder, die die Phasen bei Legierungen aus zwei Komponenten zeigen. Den Aufbau derselben zeigt Fig. 2.8. Es wird grundsätzlich mit Massengehalten gearbeitet. Die Abszisse des Diagramms gibt die Gehalte der beiden Komponenten an. Auf der Ordinate wird die Temperatur eingetragen. Über der reinen Komponente A wird der Schmelzpunkt von Komponente A, über der reinen Komponente B der von Komponente B aufgetragen. In diesem Koordinatensystem lassen sich zu beliebigen Punkten (T, w) die dort vorliegenden Gefüge abbilden wie in Fig. 2.9 oder Grenzlinien eintragen, welche Gebiete gleicher Phasenzusammensetzung (Phasengrenzen) (Fig. 2.10) oder Gefügebestandteile umschließen.

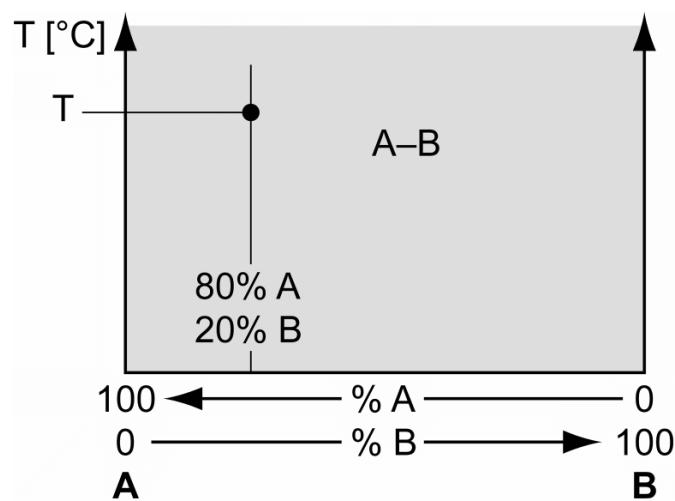


Fig. 2.8.: Aufbau Zustandsdiagramm. Der Punkt stellt eine Legierung mit 20% B und 80% bei der Temperatur T dar.

Konvention für die Phasenbezeichnungen

- Reine Stoffe: A, B
- Verbindungen mit konstantem Verhältnis A/B: C, V
- Mischkristalle: α , β , γ , δ , ϵ
- Ueberstruktur: α' , β'
- Schmelze: S
- Komponentenengehalt der Phasen (Phasengehalt): w_A^α , w_A^β
usw.

Für die Definition der Gehalte siehe Tab. 2.1.

Mit Hilfe des Zustandsschaubildes ist es möglich, den Gleichgewichtszustand (abhängig von p, T, w) einer Legierung K₁ zu definieren (Fig. 2.9).

Komponenten- tengehalt

1. Welche und wieviele Phasen?
2. Wie gross sind die Phasengehalte?
3. Wie gross sind die Komponentenengehalte?

Phasen im Gleichgewichtszustand nennt man stabile Phasen.

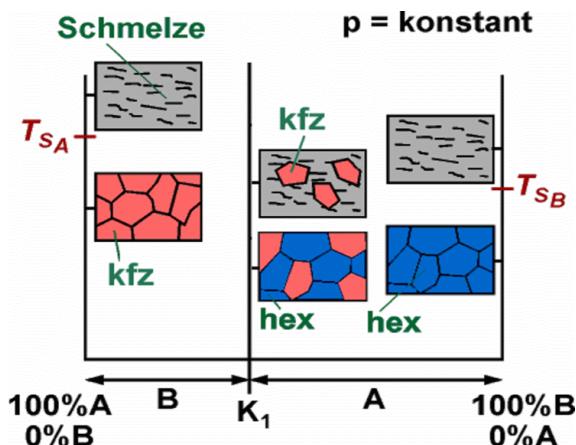


Fig. 2.9.: Zustandsschaubild eines zweikomponentigen Systems:
Dargestellt sind die Phasenbestandteile von drei verschiedenen Legierungen bei jeweils zwei verschiedenen Temperaturen, im festen Zustand erkennbar durch das Gefüge.

Phasenregel Gibbs'sches Phasengesetz Der im Gleichgewichtszustand bestehende Zusammenhang zwischen der Anzahl der Komponenten K, der Anzahl der Phasen P und der Zahl der Freiheitsgrade F eines mehrkomponentigen Systems wird durch das Gibbs'sche Phasengesetz (Phasenregel)

$$P + F = K + 2 \quad (2.26)$$

beschrieben. Die Zahl der Freiheitsgrade ist die Anzahl der frei wählbaren Zustandsgrößen, die unabhängig voneinander verändert werden können, ohne dass sich die Zahl der Phasen ändert. Einschränkungen des Gehaltsfreiheitsgrades bedeutet, dass sich die Gehalte der einzelnen Phasen nicht mehr ändern können.

Die Gibbs'sche Phasenregel legt fest, wieviele Zustandsgrößen thermodynamische Systeme zur vollständigen Beschreibung ihres Zustandes benötigen. *Zustand bezüglich Zusammensetzung heisst hier Zusammensetzung der Phasen, nicht der Legierung.* In Fig. 2.10 haben alle Punkte zwischen Z2 und Z3 denselben Zustand. Ein einkomponentiges, einphasiges System ist durch 2 Zustandsgrößen, Druck und Temperatur, vollständig bestimmt. Die Fundamentalgleichung enthält keine weiteren Variablen als diese beiden.

Jede weitere Komponente erhöht die Zahl der Freiheitsgrade um eine Gehaltsvariable.

Entsteht eine neue Phase, muss diese mit den vorhandenen im thermodynamischen Gleichgewicht sein. Pro Phase gibt es, wie im Abschnitt gezeigt wurde, eine zusätzliche Gleichgewichtsbedingung, welche die Zahl der Freiheitsgrade um 1 verringert (die Beschreibung des Zustandes ist durch die Zusammensetzung der einzelnen Phasen gegeben, unabhängig davon, wieviel von den jeweiligen Phasen vorhanden ist).

Beispiel:

1 Phase, 1 Komponente: $P = 1, K = 1$
 $F = 2: \quad 2 \text{ Freiheitsgrade } p, T \quad G = G(T, p)$

Weitere Komponente: Zusätzlich Freiheitsgrad Konzentration w
 $F + 1 \quad p, T, w \quad G = G(T, p, w_1, \dots, w_n)$

Weitere Phase: Zusätzliche Gleichgewichtsbedingung
 $P + 1$

Bei konstantem Druck $p = \text{konst.}$ fällt ein Freiheitsgrad weg, Gleichung (2.26) lautet:

$$P + F = K + 1 \quad (2.27)$$

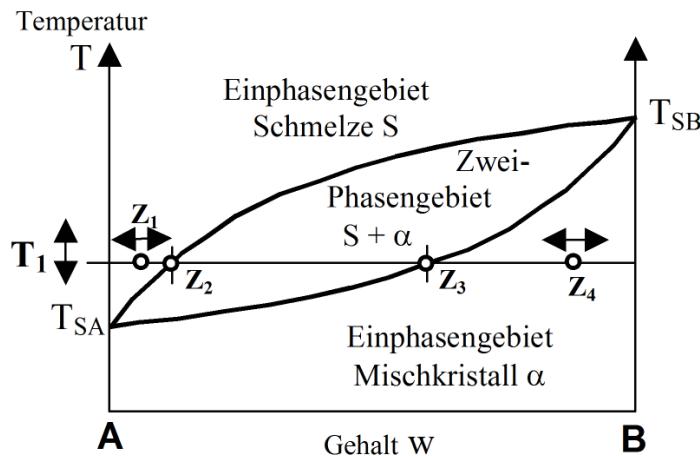


Fig. 2.10.: Freiheitsgrade in Ein- und Zweiphasengebieten

Einphasengebiete: $P=1, K=2 \rightarrow F=2$: Temperatur und Gehalt der Phase können frei verändert werden (Zustandspunkte Z₁ und Z₄).
 Zweiphasengebiet: $P=2, K=2 \rightarrow F=1$: Die Legierung besteht aus den Phasen Schmelze und α-Mischkristall, deren Gehalte durch die Phasengrenzlinien gegeben sind (Zustandspunkte Z₂ und Z₃). Bei Veränderung der Temperatur ändern sich diese zwangsweise mit.

Konode Eine Konode ist eine Isotherme durch das Zweiphasengebiet, in Fig. 2.10 die T_1 -Linie .

Die Phasenzahl aufeinanderfolgender Gleichgewichtszustände ist immer um eins verschieden!

(Ausnahme: Singuläre Punkte)

Gesetz der wechselnden Phasenzahl

Es gibt keine Phasenübergänge, an denen die Phasenzahl um mehr oder um weniger als 1 springt. In allen Fällen wo dies nach dem Zustandsdiagramm den Anschein macht, liegen sehr schmale Gebiete dazwischen, so dass obige Regel erfüllt bleibt.

2.4 Phasengleichgewichte, Gesetz der wechselnden Phasenzahl, Hebelgesetz (Phasenräume)

Jedes Zustandsdiagramm ist in Ein- und Mehrphasenräume aufgeteilt.

Einphasenräume sind die in Fig. 2.12 mit α , β und S bezeichneten Felder. S ist ausschliesslich Schmelze, α und β sind Mischkristalle, welche je eine einheitliche Phase darstellen.

Zweiphasige Gebiete sind $\alpha + S$ und $\alpha + \beta$. Dort liegt ein Gemenge

aus flüssigem Metall und festen Körnern bzw. ein Gemenge aus zwei unterschiedlichen Kristallarten vor.

Einphasenraum

Freiheitsgrade im Einphasenraum

$$F = K + 1 - P = 2 + 1 - 1 = 2 \quad (2.28)$$

Innerhalb gewisser Grenzen sind Temperaturen und Gehalt frei wählbar. Der Schmelzpunkt einer Legierung kann höher oder niedriger sein als die Schmelzpunkte der reinen Stoffe.

Im Einphasenraum fallen die Zustandspunkte der Phase und der Legierung zusammen.

$$\text{Komponentengehalt } w_A = w_A^\alpha \quad \text{Phasengehalt} \quad (2.29)$$

für Legierungen mit Zustandspunkt im Einphasengebiet (W1, W2 in Fig. 2.12).

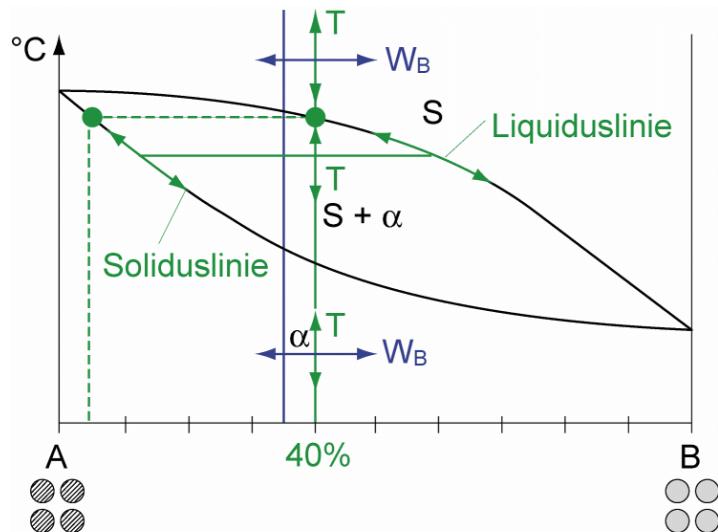


Fig. 2.11.: Freiheitsgrade in Einphasenräumen

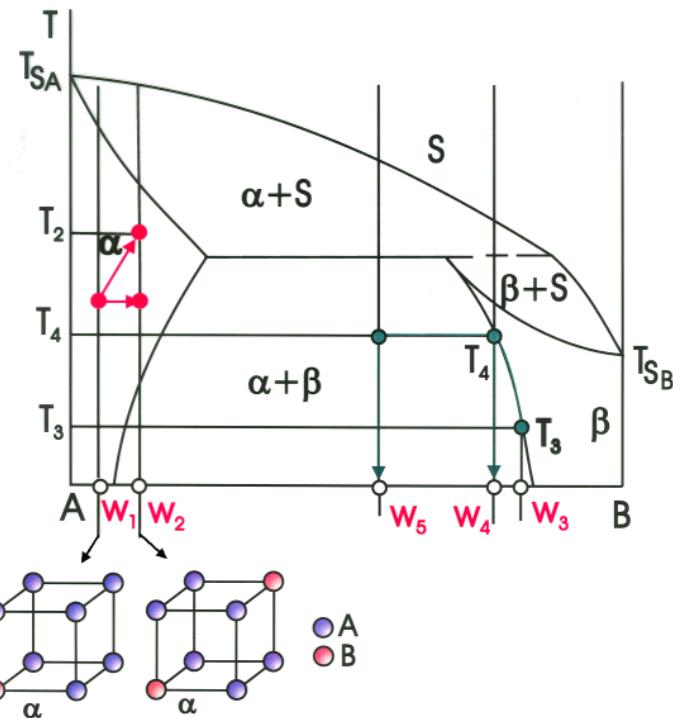


Fig. 2.12.: Freiheitsgrade in Einphasenräumen (α , β , S) und Zweiphasenräumen.

Zu Fig. 2.12: Man kann den Gehalt von w_1 auf w_2 ändern und gleichzeitig von T_1 auf T_2 erwärmen, ohne dass der α -Mk verschwindet. Der β -Mk kann bei T_3 einen Gehalt an A-Atomen von maximal $1-w_3$ aufweisen. Die Löslichkeit von A in β nimmt bei T_4 noch auf $1-w_4$ zu. Werden hingegen bei T_4 A-Atome entsprechend dem Gehalt w_5 dem β zugelegt, so kann es diese nicht mehr vollständig aulösen. Ein Teil der A-Atome wird in einer zweiten Phase als α -Mischkristall ausgeschieden (Zweiphasenreaktion).

Zweiphasenraum, Gesetz der wechselnden Phasenzahl, Hebelgesetz

Die Zustände, bei welchen 2 Phasen vorhanden sind, bilden die Zweiphasenräume, also in Fig. 2.13 die mit $\alpha+S$, $\beta+S$, $\alpha+\beta$ beschrifteten Felder.

Die Legierung K bei der Temperatur T_1 hat einen höheren Gehalt an B, als es der α -Mischkristall aufnehmen könnte und einen höheren Gehalt an A, als es der β -Mischkristall aufnehmen könnte. K besteht aus einem Gemenge aus jeweils gesättigten α - und β -Mischkristallen. Deren Zustandspunkte liegen also bei T_1 auf den Phasengrenzlinien.

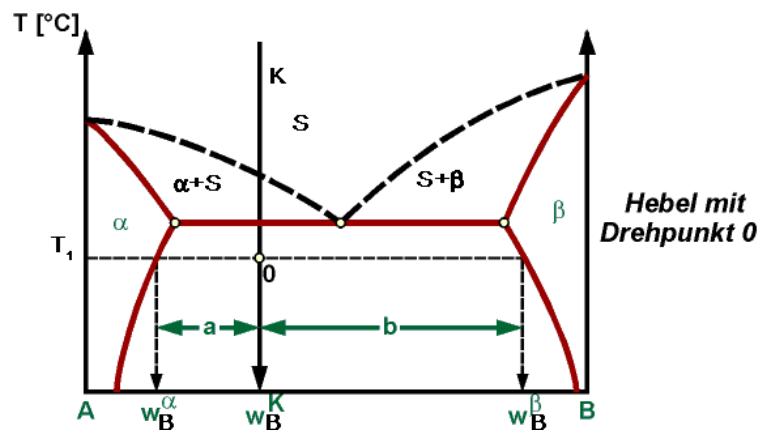


Fig. 2.13.: Einphasenräume und Zweiphasenräumen ($\alpha + S$, $\beta + S$, $\alpha + \beta$). Schematische Darstellung des Hebelgesetzes.

Hebelgesetz Die prozentuale Menge der α -Phase in der Legierung K beträgt

$$w_\alpha = \frac{b}{a+b} \quad (2.30)$$

Die prozentuale Menge der β -Phase in der Legierung K beträgt

$$w_\beta = \frac{a}{a+b} \quad (2.31)$$

Dieser Sachverhalt wird in Anlehnung an die Mechanik als Hebelgesetz bezeichnet. Anstelle von Kräften werden hier Mengen eingesetzt. (Das Hebelgesetz gilt generell für Mischungen).

Die Gehalte der Phasen in Mehrphasenräumen stimmen nie mit dem Gehalt der Legierung überein.

Herleitung des Hebelgesetzes

Die Gesamtmenge der Legierung ist gleich der Summe der Teilmenge der Mischkristalle

$$m_\alpha + m_\beta = m_K \quad (2.32)$$

Die Legierung enthält die Komponente B in den Mischkristallen α und β gemäß ihren Sättigungsgehalten:

$$m_B = m_\alpha \cdot w_B^\alpha + m_\beta \cdot w_B^\beta = m_K \cdot w_B^K \quad (2.33)$$

Gleichung (2.32) nach m_β aufgelöst und in Gleichung (2.33) eingesetzt ergibt:

$$m_\alpha = \frac{w_B^\beta - w_B^K}{w_B^\beta - w_B^\alpha} \cdot m_K = \frac{b}{a+b} \cdot m_K, \quad m_\beta = \frac{a}{a+b} \cdot m_K \quad (2.34)$$

Daraus folgen

$$w_\alpha = \frac{m_\alpha}{m_K} = \frac{b}{a+b} \quad w_\beta = \frac{m_\beta}{m_K} = \frac{a}{a+b} \quad (2.35)$$

Hebelgesetz

$$\frac{m_\alpha}{m_\beta} = \frac{b}{a} \quad \frac{w_\alpha^K}{w_\beta^K} = \frac{b}{a} \quad (2.36)$$

(Es ist $w_\alpha^K = w_\alpha$. Eine Grösse mit fehlendem oberen Index bezieht sich auf die ganze Legierung)

- Freiheitsgrad im Zweiphasenraum** Die Temperatur oder die Gehalte der einzelnen Phasen sind innerhalb gewisser Grenzen frei wählbar. Die jeweils andere Zustandsgrösse ergibt sich daraus.

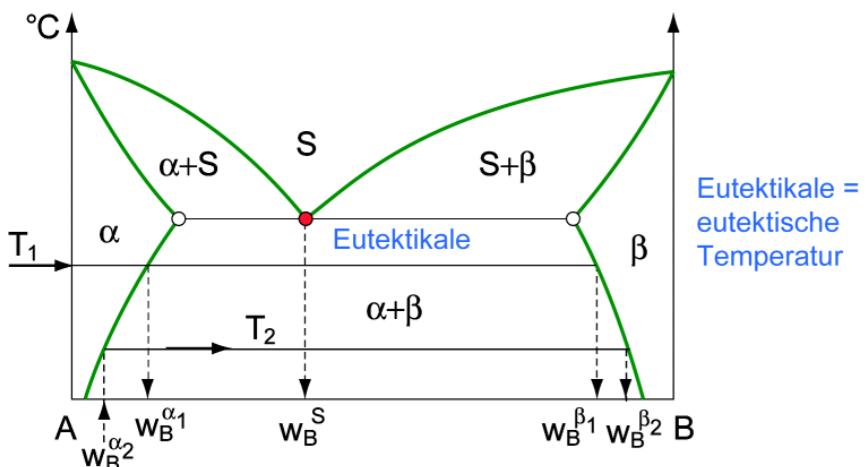


Fig. 2.14.: Zweiphasengleichgewicht: Die Temperaturangabe von T_1 legt auch die Phasengehalte von w_B^α und w_B^β fest. Wenn man die Konzentration von α wählt, ergeben sich die Temperatur T_2 und die Konzentration von β .

Dreiphasenraum

Freiheitsgrade im Dreiphasenraum

$$F = 0 \quad (2.38)$$

Temperatur und Gehalt sind von vornherein bestimmt.
Beim Dreiphasengleichgewicht vollzieht sich entweder eine eutektische oder peritektische (oder eutektoidie oder peritektoidie, s. unten) Umwandlung (Dreiphasenreaktion).

Eutektische und Peritektische Umwandlung

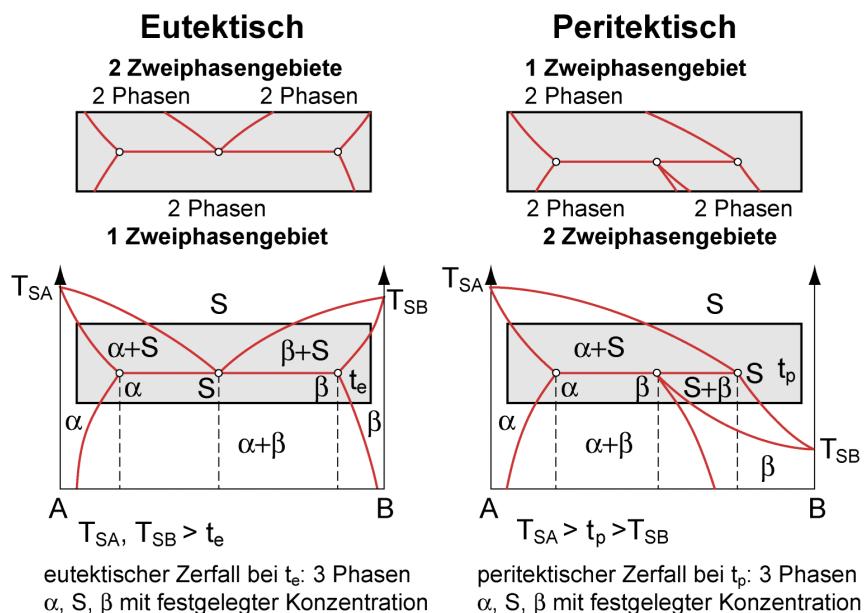


Fig. 2.15.: Dreiphasenraum

2.5 Aufstellen von Zustandsdiagrammen

Phasengrenzlinie

Die Aufgabe besteht im Ermitteln der *Phasengrenzlinien* im T-w-Schaubild. Unterschreitet eine Legierung beim Abkühlen oder beim Erwärmen die Phasengrenzlinie, dann ändert sich die Anzahl der Phasen. In Ausnahmefällen gehen Phasen unmittelbar in andere über, ohne dass sich dadurch die Anzahl der Phasen ändert. Da Phasen dadurch definiert sind, dass sie unterschiedliche physikalische und chemische Eigenschaften haben, ändern sich bei einer Phasenumwandlung sehr viele Eigenschaften und zwar entsprechend der Umwandlungsgeschwindigkeit. Über der Temperatur betrachtet existieren auch Unstetigkeitsstellen.

Beispiele von bei Phasenumwandlung sich ändernden Stoffeigenschaften:

Änderung bei Phasenumwandlung

- Gespeicherte innere Energie (thermische Analyse): Die Energie wird als Wärme frei oder muss als Wärme zugeführt werden.
- Volumen- oder Länge (Dilatometerverfahren): unterschiedliche Packungsdichte der Phasen.
- Physikalische Eigenschaften:
 - elektrischer Widerstand,
 - magnetische Suszeptibilität

Beim Verfahren der thermischen Analyse wird die Temperatur der mit konstanter Wärmeabfuhr dQ/dt abkühlenden Legierung in Abhängigkeit von der Zeit gemessen. Dabei ergeben sich in den Temperaturkurven bei den verschiedenen Phasenänderungen charakteristische Unstetigkeiten (Fig. 2.16).

Spezifische Wärmekapazität Wird einem Stoff Wärme zugeführt, wird diese über die thermischen Schwingungen der Atome, d.h. in Form innerer Energie gespeichert. Die Speicherung innerer Energie führt zu einer Erhöhung der Temperatur. Die Funktion, die die Temperaturerhöhung mit der Energiezufuhr in Beziehung setzt, nennt man die *spezifische Wärmekapazität* c , sie ist eine für den Werkstoff charakteristische Funktion. Je nachdem, ob man bei der Wärmezufuhr den Druck oder das Volumen konstant hält, d.h. eine Veränderung der freien Energie oder der freien Enthalpie betrachtet spricht man von der spezifischen isobaren Wärmekapazität c_p oder der spezifischen isochoren Wärmekapazität c_V .

$$\frac{dU}{dT} \Big|_{V=const} = \rho \cdot c_v \cdot V \quad \frac{dH}{dT} \Big|_{p=const} = \rho \cdot c_p \cdot V \quad (2.39)$$

Konstanter Wärmeentzug bei der Abkühlung: $dQ = \rho c_v dT$

Veränderung der inneren Energie: $dU = \rho c_V dT$

Durch die Phasenumwandlung wird Schmelzenergie frei:

$$dQ = dU_S + \rho c_v dT \quad (2.40)$$

Verlangsamung der Temperaturänderung dT : → Knick in T(t)

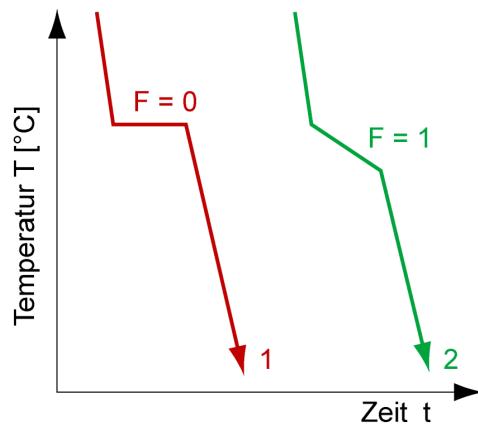


Fig. 2.16.: Halte- und Knickpunkte bei Zweistofflegierungen;
 $F = 0$: Haltepunkte bei der Erstarrung reiner Metalle, Eutektika, Eutektoiden, Peritektika. Zwei bzw. drei Phasen sind im Gleichgewicht;
 $F = 1$: Knickpunkte vor und nach Zustandsänderung im Zweiphasengebiet

Wenn nun bei einer Phasenumwandlung bei der Abkühlung zusätzlich Wärme frei wird, verlangsamt sich die Temperatur - Zeit - Kurve und erhält je nach Anzahl der Freiheitsgrade Knick- oder Haltepunkte.

Haltepunkt

- **Haltepunkte.** Die Temperatur der abkühlenden Legierung bleibt bis zur vollständigen Phasenänderung konstant. Der Freiheitsgrad ist Null. Die in dieser Zeit abgeführte Wärme wird durch die freiwerdende Umwandlungswärme (Kristallisationswärme) erzeugt.

Knickpunkt

- **Knickpunkte.** Die Temperatur nimmt langsamer ab als im Einphasengebiet, ebenfalls wegen der freiwerdenden Umwandlungswärme (Kristallisationswärme), bleibt aber nicht konstant. Die Knickpunkte markieren die Endpunkte der Phasenumwandlung, grenzen also ein zweiphasiges Gebiet mit $F=1$ ab, in dem ein Gemenge aus den sich ineinander umwandelnden beiden Phasen vorliegt.

Liquiduslinie Soliduslinie

Die Phasengrenzen werden bestimmt, indem die von einer Vielzahl von Legierungen gemessenen Knick- und Haltepunkte in das T-w-Schaubild eingetragen werden. Die Phasengrenzlinie zwischen der homogenen Schmelze (S) und dem Zweiphasenfeld Schmelze und Mischkristall ($S+\alpha$) bezeichnet man als Liquiduslinie; die zwischen dem Zweiphasenfeld und dem festen Mischkristall als Soliduslinie (Fig. 2.17).

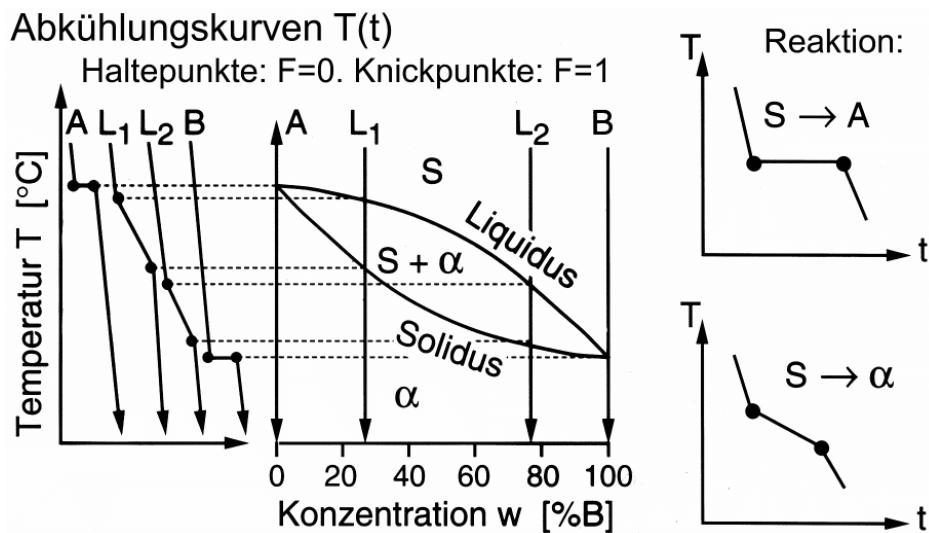


Fig. 2.17.: Ermittlung des Zustandsschaubildes mit Hilfe von Abkühlkurven, dargestellt am Beispiel eines Systems mit lückenloser Mischbarkeit im flüssigen und festen Zustand

2.6 Grundtypen der Zustandsdiagramme

Vollkommene Unlöslichkeit im festen und flüssigen Zustand

Das Diagramm in Fig. 2.18 zeigt nur waagrechte Linien bei der Schmelztemperatur der Komponenten, die erst im Gaszustand mischbar sind. Zustandsdiagramme dieser Art sollten Stoffe besitzen, die nicht miteinander reagieren dürfen, nämlich die Werkstoffe, aus denen Formen gebaut werden und das zu vergießende Material. Zum Beispiel kann flüssiges Blei in Eisentiegeln, Silikatglas in Platintiegeln geschmolzen werden, da jeweils beide Komponenten praktisch nicht mischbar sind. Formen für den Zink - Druckguss können aus warmfesten Stählen gebaut werden, da auch Zink und Eisen oder Chrom sich praktisch nicht mischen. Der Einsatz dieser Formen für den Aluminium - Druckguss verringert deren Lebensdauer deutlich, da beide Formwerkstoffe in Aluminium in der flüssigen Phase begrenzt löslich sind.

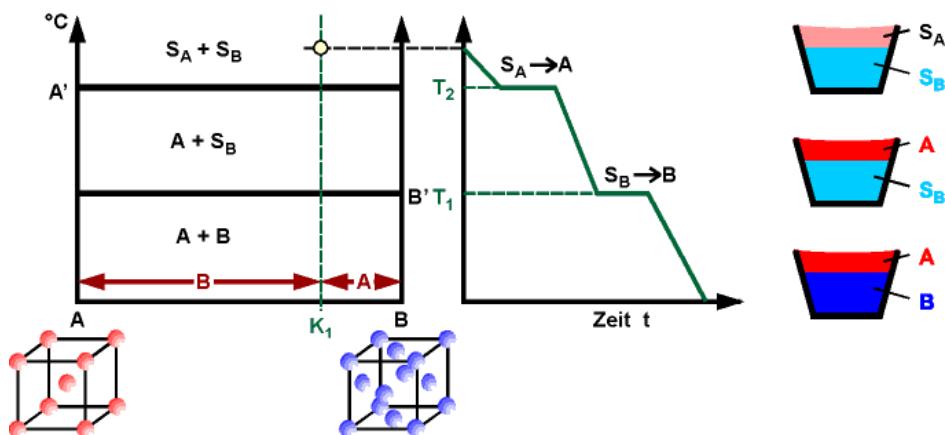


Fig. 2.18.: Vollkommene Unlöslichkeit von A und B

Komponente = Phase

Bei B' für die Legierung K_1 kommen drei Phasen vor: A, B, S_B . (Dreiphasengleichgewicht, $F = 0$ daher ein Haltepunkt). Bei A' : A, S_B , S_A . Legierung K_1 besteht aus 75% B und aus 25% A (Hebel AK₁ → 75%, K₁B → 25%).

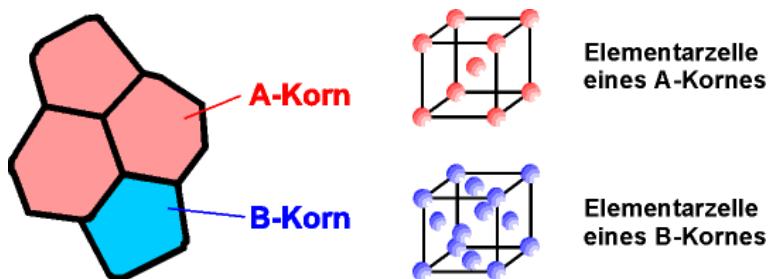


Fig. 2.19.: Elementarzellen

Völlige Mischbarkeit im festen und flüssigen Zustand

Gemische besitzen im Gegensatz zu den reinen Komponenten keinen Schmelzpunkt. Sie schmelzen vielmehr in einem Temperaturintervall.

Beim Abkühlen (Fig. 2.20) bildet sich zunächst ein Kristall der Zusammensetzung $w_A^{\alpha'}$, die sich im Laufe weiterer Abkühlung bis zu $w_A^{\alpha''}$ ändert. Die Zusammensetzung der Schmelze ändert sich von $w_A^{S'}$ nach $w_A^{S''}$. Daraus folgt, dass die Flüssigkeit beim Erreichen dieser Zusammensetzung verschwunden ist. Die Mengenanteile der beiden Phasen folgen wiederum dem Hebelgesetz. Systeme mit unbeschränkter Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand sind z.B. Cu - Ni - Legierungen, Ag - Au - Legierungen. Sie treten immer dann auf, wenn beide Komponenten im gleichen Kristallsystem kristallisieren, die Atomradien ähnlich sind und die Komponenten keine intermetallischen Verbindungen eingehen.

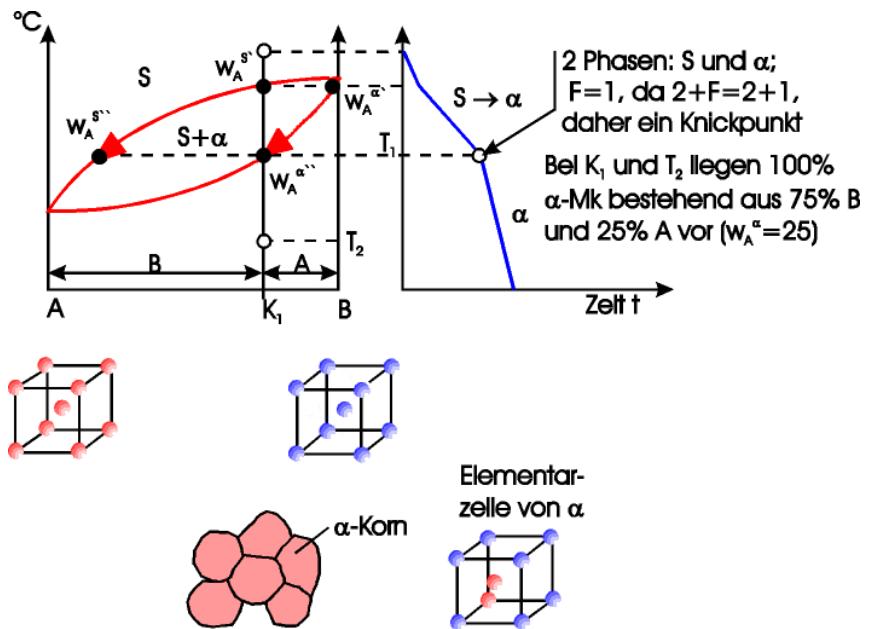


Fig. 2.20.: Zweistoffsysteem: Unbeschränkte Löslichkeit von A und B.

Mischkristall Häufig findet man im festen Zustand allerdings nur eine beschränkte Löslichkeit vor, d.h. bis zu einem Grenzgehalt an B in α und A in β . Mischkristall-Werkstoffe sind austenitischer rostfreier Stahl, Messing und Al-Mg-Legierungen.

Die Entmischung und Ueberstrukturbildung der Mk

Mit sinkender Temperatur wird im allgemeinen die Löslichkeit der Komponenten ineinander schlechter. Der erstarrte homogene α -Mk ist dann bei weiterer Abkühlung nicht mehr beständig; er zerfällt in die Mk α_1 , α_2 , die eine unterschiedliche Zusammensetzung haben. Im Bereich " $\alpha_1 + \alpha_2$ " von Fig. 2.21 sind beide Mk im Gleichgewicht. Beginnt die Entmischung bereits bei höheren Temperaturen, ergibt sich auch eine Verzerrung der Liquidus - und Soliduslinie, so dass das Zweiphasengebiet Schmelze und Mk in der Mitte enger wird. Ein solches Zweistoffschaubild zeigt das System Au-Ni in Fig. 2.23. Wenn nun beide Liquidus- und Solidus- Linien sich berühren, muss die Soliduslinie dort ein lokales Minimum aufweisen, was das Grenzdiagramm für die Existenz einer unbeschränkten Mischbarkeit im festen Zustand und den Übergang zur eutektischen Reaktion darstellt.

Mischungslücke Eine Mischungslücke besteht, wenn zwei Komponenten bis zu bestimmten Gehalten einen Mischkristall bilden und ab jeweils einer Grenzkonzentration der Minderheitskomponente in ein Zweiphasengebiet übergehen (Fig. 2.23 und Fig. 2.24).

Überstruktur Es gibt auch α -Mk, die unter der Soliduslinie ungeordnet sind und

bei der Abkühlung in einen bestimmten Bereich eine regelmässige Atomanordnung (Überstruktur) ausbilden (Bereich “ α' ” in Fig. 2.22).

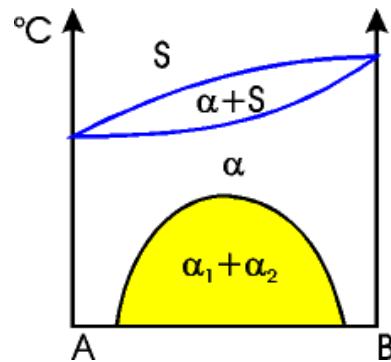


Fig. 2.21.: Mischungslücke: Einphasige Entmischung

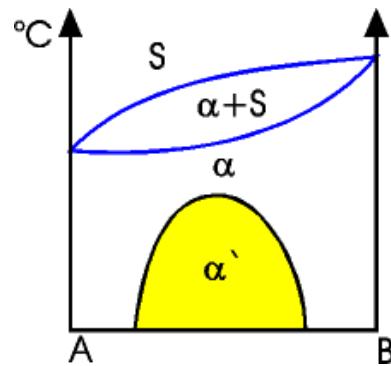


Fig. 2.22.: Überstruktur α'

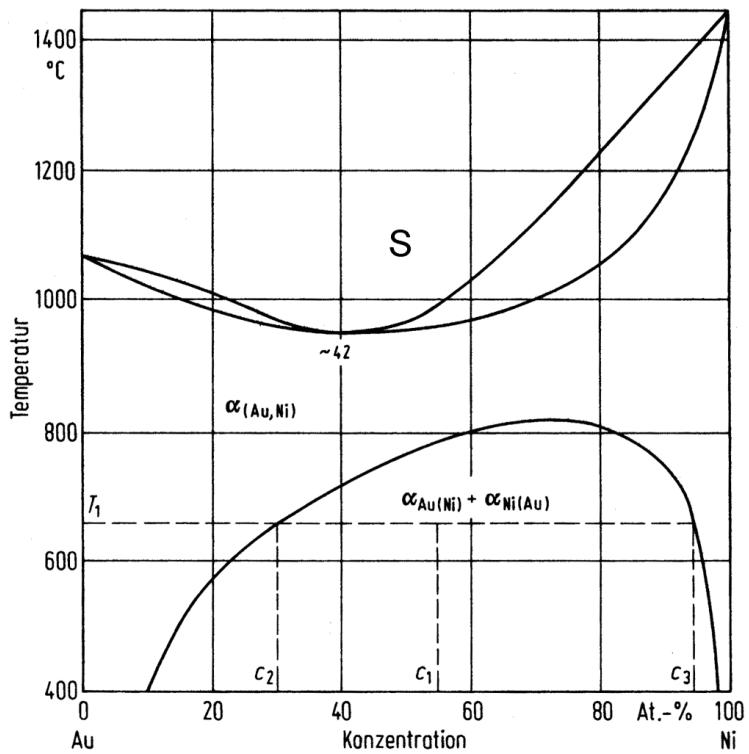


Fig. 2.23.: System Au-Ni mit verzerrtem Zweiphasengebiet (nach Hornbogen, Warilmont)

Begrenzte Löslichkeit im festen Zustand bei vollständiger Löslichkeit im flüssigen Zustand

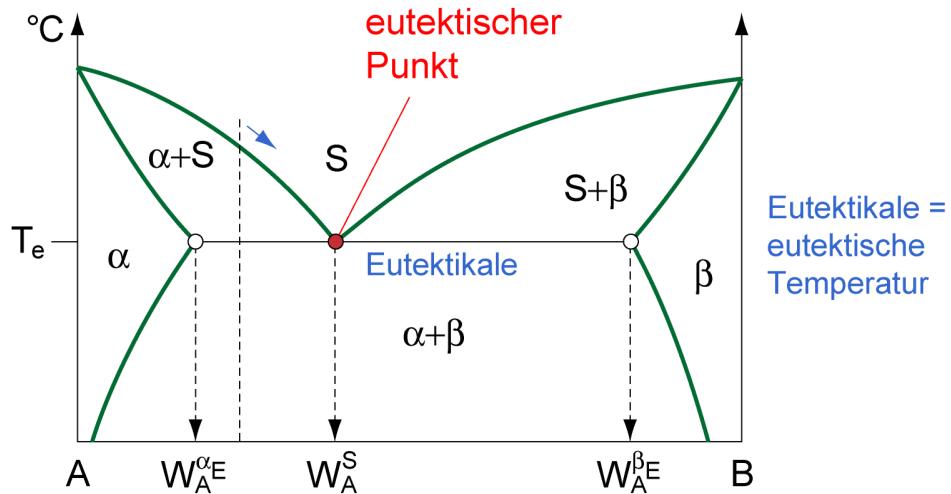


Fig. 2.24.: Eutektikum

Eutektische Erstarrung Das Zumischen einer Komponente B mit etwa gleichem Schmelzpunkt wie A erniedrigt dessen Schmelztemperatur (falls A und B nicht

eine stabile chemische Verbindung bilden). Der Schnittpunkt der beiden Löslichkeitslinien flüssig → kristallin wird als *eutektischer Punkt* bezeichnet. Bei dieser Temperatur sind *drei Phasen* miteinander im *Gleichgewicht*, nämlich die Mischkristalle α , β und die Schmelze S. Wird eine Schmelze mit eutektischer Zusammensetzung abgekühlt, so erfolgt bei T_e die Reaktion



Es bilden sich gleichzeitig die Phasen α und β . Liegt eine Zusammensetzung der Schmelze rechts oder links vom eutektischen Punkt, so bildet sich zunächst ein Mischkristall, bis die Schmelze die eutektische Zusammensetzung erreicht hat. Dann kann sich ebenfalls das eutektische Phasengemisch bilden. Das Phasengesetz lehrt, dass $F = 0$ ist, solange drei Phasen im Gleichgewicht sind. Für die eutektische Reaktion liegen also sowohl Temperatur T_e als auch alle Konzentrationen w_A^S , $w_A^{\alpha_e}$, $w_A^{\beta_e}$ genau fest. Eutektisch zusammengesetzte Werkstoffe spielen eine grosse Rolle als *Gusslegierungen*. Sie bieten mit niedrigst möglicher Schmelztemperatur und feinem Kristallgemisch gleichzeitig zwei technische Vorteile (Al-Si-Legierungen, Gusseisen, Lote).

Beispiel eines eutektischen Zerfalles:

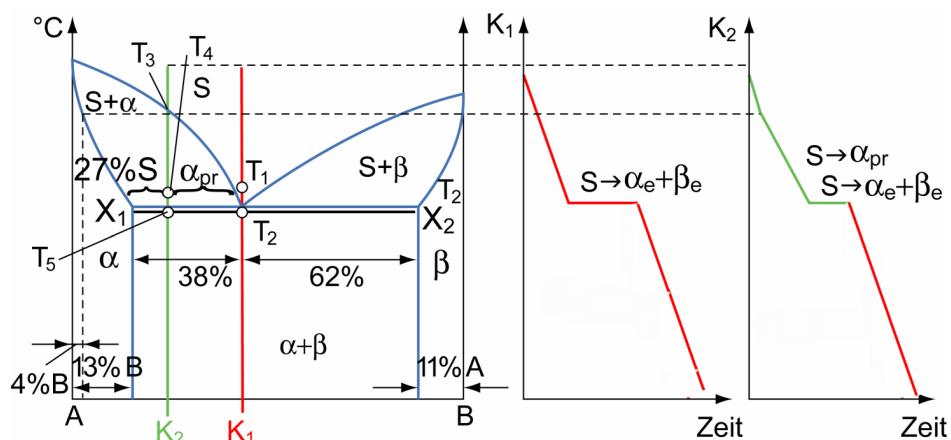
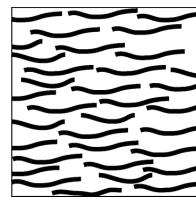
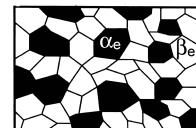


Fig. 2.25.: Eutektischer Zerfall (Grafik nicht massstäblich)

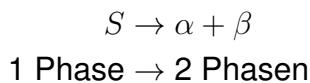
Erklärung: Erstarrung der Legierung K1 (56%A, 44%B)

Bei T_1 liegt 100% Schmelze (S) bestehend aus 59% A und 41% B vor. Die homogene Schmelze zerfällt bei der Erstarrung (T_e) in ein Gemenge von α_e und β_e . Bei T_2 liegen 62% α_e (87% A, 13% B) und 38% β_e (89% B, 11% A) vor.

**Fig. 2.26.: K_1 , T_1 , 100% S****Fig. 2.27.: K_1 , T_2 , 62% α_e , 38% β_e** **Eutektische Legierungen**

Man nennt diesen Mechanismus der Erstarrung eutektische Reaktion. Dabei liegen die Kristallarten in einer für viele eutektische Systeme charakteristischen gleichmäig feinen Verteilung vor. Legierungen, deren Zusammensetzung der des eutektischen Punktes entspricht, nennt man daher eutektische Legierungen oder Legierungen mit eutektischer Zusammensetzung.

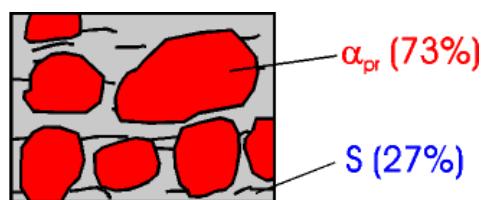
Eutektische Reaktion:

**Eutektische Reaktion**

Die eutektische Reaktion tritt im Bereich $X_1 - X_2$ auf: bei K_1 100% Eutektikum, bei X_1 bzw. X_2 0%.

Erstarrung der nichteutektischen Legierung K_2 :

Bei T_3 beginnt die Erstarrung mit der Bildung von primären α -Mischkristallen, deren Zusammensetzung 4% Komponente B, 96% Komponente A ist. Bei T_4 haben sich, entsprechend den Hebeln, 73% α_{pr} (primär, wenn direkt aus der Schmelze) aus der Schmelze ausgeschieden. Der Rest ist 27% S. Diese 27% Schmelze erstarrten bei T_e eutektisch, also zu 62% in α_e und 38% in β_e , so dass bei T_e rund 73% α_{pr} , 17% α_e und 10% β_e vorliegen.

**Fig. 2.28.: K_2 , T_4 , 73% α_{pr} , 27% S**

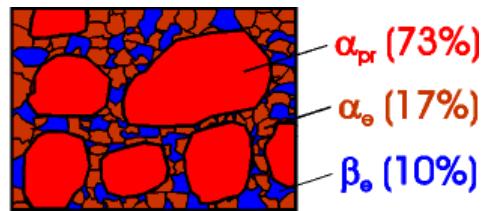


Fig. 2.29.: K₂, T₅, 73% α_{pr} , 17% α_e , 10% β_e

Alle α (sowohl α_{pr} als auch α_e zwischen X₁ und X₂ in Fig. 2.25 bestehen aus 87% A und 13% B. Die β -Mk aus 89% B und 11% A.

Eutektoid Dreiphasenreaktionen, bei denen bei Abkühlung nicht die Schmelze, sondern eine feste Phase in zwei Bestandteile zerfällt, nennt man eutektoid.

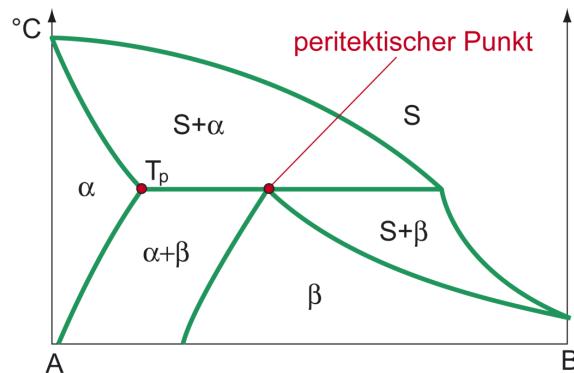
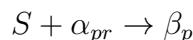


Fig. 2.30.: Peritektikum

Wenn die Schmelztemperaturen der Komponenten sehr verschieden hoch sind, liegt meist die Temperatur des Dreiphasengleichgewichtes dazwischen. Das Dreiphasengleichgewicht wird dann als *peritektisch* bezeichnet, es liegt ein *Peritektikum* vor. Es entsteht beim Abkühlen aus der Schmelze immer zuerst ein Mischkristall entsprechend dem Zweiphasengleichgewicht S + α_{pr} (Fig. 2.30).

Bei der Temperatur T_p reagiert dieses Phasengemisch zur Bildung von β_p -Mischkristallen (p für peritektisch).

Peritektische Erstarrung



Nur bei der peritektischen Zusammensetzung ist diese Reaktion vollständig. Die Mischkristalle, aus denen die Messing- und Bronzelegierungen zusammengesetzt sind, entstehen beim Erstarren häufig durch peritektische Reaktionen.

Beispiel einer peritektischen Erstarrung

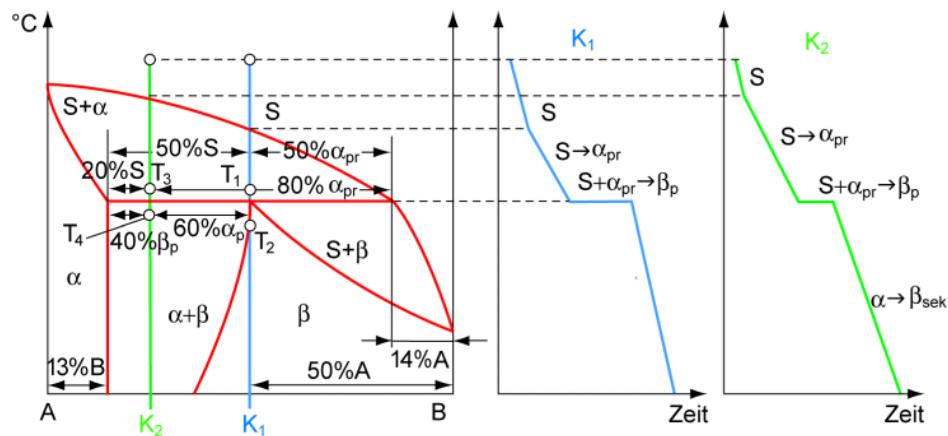


Fig. 2.31.: Peritektische Erstarrung (Grafik nicht massstäblich)

Erstarrung der Legierung K₁:

Aus der Schmelze scheidet sich α_{pr} aus. Bei T_1 liegen 50% α_{pr} und 50% S vor. Diese Schmelze reagiert bei T_p mit dem α_{pr} unter Bildung von peritektischem β (β_p). Bei T_2 sind 100% β -Mk vorhanden.

Peritektische Reaktion

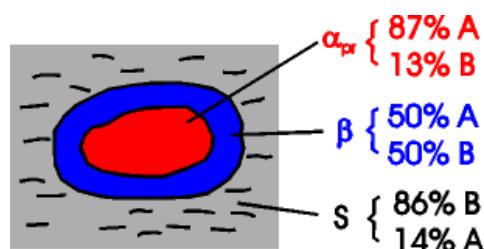
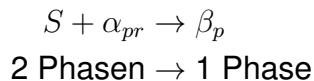


Fig. 2.32.: K₁, α_{pr} , β , S

Die Umsetzung der Schmelze mit dem α muss durch die β -Hüllen erfolgen.

Erstarrung der Legierung K₂:

Bei T₃ liegen 80% α_{pr} und 20% S vor. Die Schmelze mit peritektischer Zusammensetzung wandelt sich unter teilweiser Aufzehrung von α_{pr} in β_p um. Bei T₄ liegen 60% α_{pr} und 40% β_p vor.

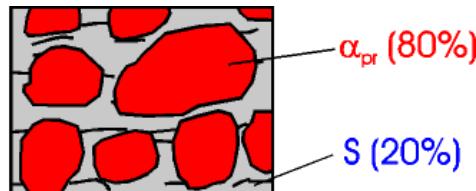


Fig. 2.33.: K₂, T₃, 80% α_{pr} , 20% S

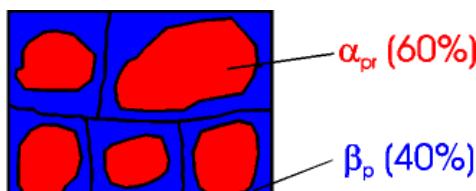


Fig. 2.34.: K₂, T₄, 60% α_{pr} , 40% β_p

Typisch für die Gefügeänderung ist der Hof aus β -Mk um die α_{pr} herum (peritektisch = ringsumschmelzend).

- Peritektoid** Dreiphasenreaktionen, bei denen bei Erwärmung ein Mischkristall nicht in Schmelze und eine feste Phase sondern in zwei feste Phasen zerfällt, nennt man peritektoid.

Ausscheidung im festen Zustand

- Ausscheidung im festen Zustand** Für die Legierung K₁ liegen bei T₁ 100% β_{pr} vor (Fig. 2.35, Gefügebild b), vom Eutektikum liegt nichts vor. Bei T₂ haben sich die Verhältnisse geändert (Fig. 2.35, Gefügebild a). Aus dem β -Mk haben sich - infolge geringerer Löslichkeit für A-Atome - α -Mk ausgeschieden (α sekundär). Es liegen nun α_{sek} und β_{pr} entsprechend dem Hebelgesetz vor. Bei weiterer Abkühlung der Legierung K₁ auf T₃ wird auf Kosten von β_{pr} weiteres α_{sek} ausgeschieden (Fig. 2.35, Gefügebild c). α_{sek} kann an den Korngrenzen oder als Teilchen innerhalb des β -Mischkristalls ausgeschieden werden (Fig. 2.35, Gefügebild d).

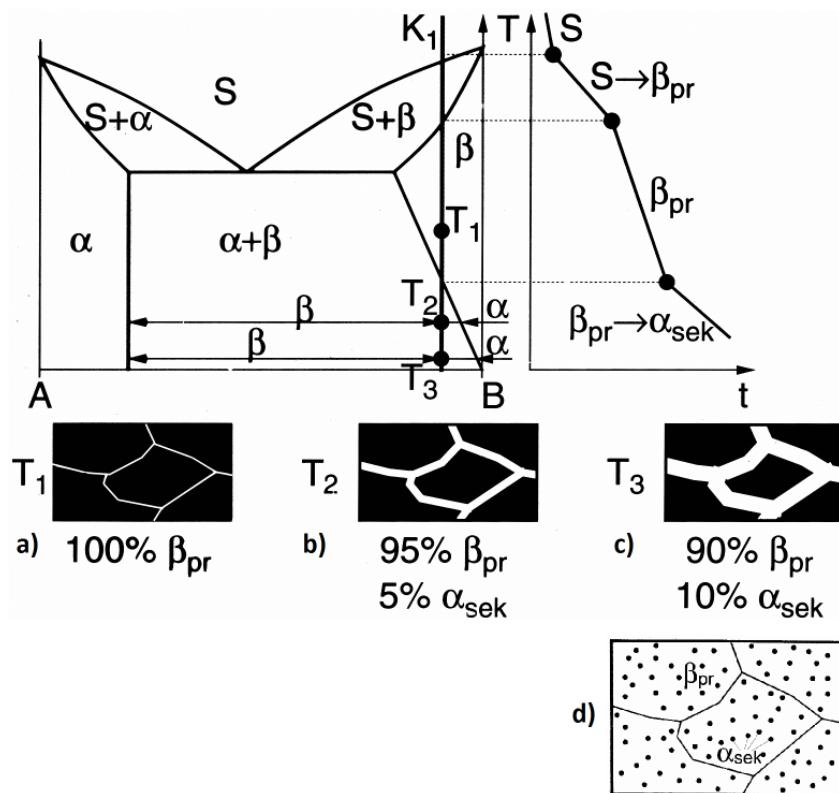
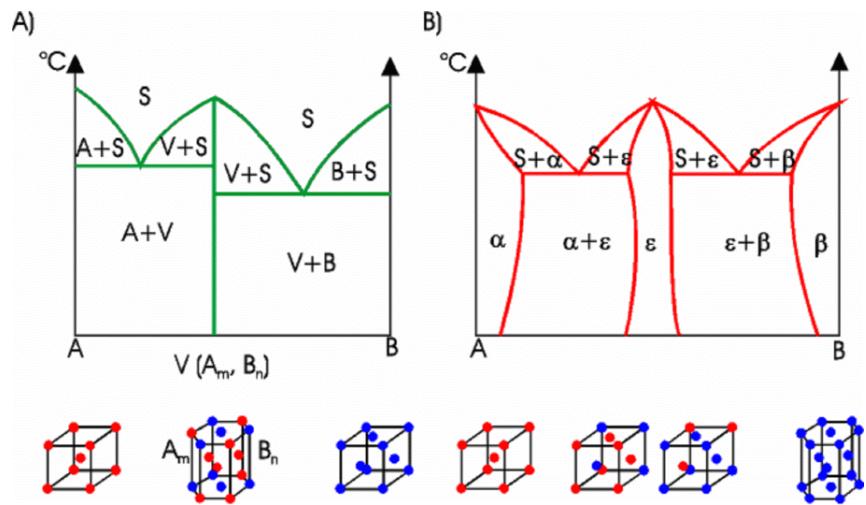
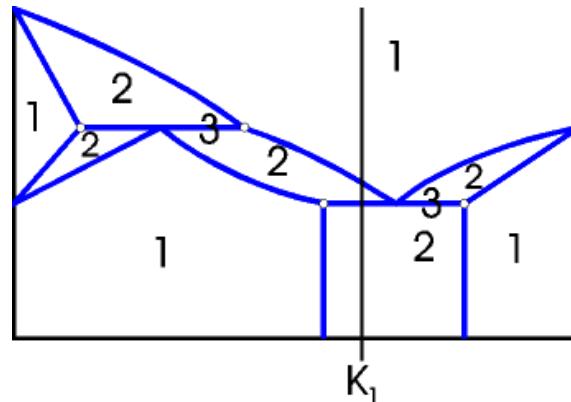


Fig. 2.35.: Ausscheidung im festen Zustand an den Korngrenzen oder im Innern des b-Mischkristalls, Bild unten.

Intermetallische Verbindung (Phasen)

Viele Metalle bilden untereinander oder mit Nichtmetallen chemische Verbindungen mit metallischem Charakter. Eine intermetallische Verbindung kristallisiert nicht im Gittertyp einer der beiden Komponenten, sondern besitzt einen eigenen, für die Verbindung typischen Gitteraufbau. Der Bindungscharakter ist eher kovalent.

Intermetallische Verbindung Intermetallische Verbindungen haben eine feste stöchiometrische Zusammensetzung $m : n$ (Fig. 2.36 A). Sie treten daher nur auf einer Vertikalen im Zweistoffschaubild auf. Allerdings lassen intermetallische Verbindungen gelegentlich die Ersetzung des einen oder anderen Atoms durch das einer anderen Komponente zu (Fig. 2.36 B). Dann existiert diese ebenfalls über einen, zumeist sehr schmalen, Konzentrationsbereich.

**Fig. 2.36.: Intermetallische Verbindung****Fig. 2.37.: Anzahl der Phasen**

Kochrezept zur Bestimmung einer Legierung mit unbeschrifteten Zweistoffsystmen

1. Festlegen der Phasenräume:

Ein-, Zwei-, Dreiphasenräume mit dem Gesetz der wechselnden Phasenzahl. Einphasenräume sind die Schmelze und die Gebiete ganz aussen.

2. Beschriften der Phasenräume

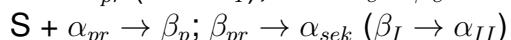
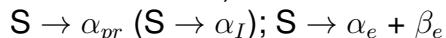
A, B, C, V, α , β , γ , δ , ϵ , ω , S
 → nach Konvention

3. Bestimmung der Art der Dreiphasenräume:

eutektisch, peritektisch, eutektoid, peritektoid
 1P → 2P (eutektisch, eutektoid)
 2P → 1P (peritektisch, peritektoid)

4. Abkühlungskurve mit Beschriftung:

(für bestimmten Gehalt, welche Phase(n) wandelt sich in welche andere um)



→ Phasengesetz

5. Bestimmung des Gehaltes der Phasen in der Legierung:

40% S, 60% α_{pr}

→ Hebelgesetz

6. Bestimmung der Phasengehalte:

(Gehalte der Komponenten in den Phasen)

$$w_A^\alpha = 80\%, w_B^S = 65\%$$

- Einphasenräume: ZPL = ZPP

Zustandspunkt der Legierung = Zustandspunkt der Phase(n)

- Zweiphasenräume: ZPL ≠ ZPP

2.7 Reales Zustandsdiagramm

Das Eisen

Zu den wichtigsten Ingenieurwerkstoffen gehören die verschiedenen Eisenwerkstoffe der Kategorien Stahl und Gusseisen. Die Bedeutung erhält das Eisen vor allem durch seine allotropen Umwandlungen, bei denen das Eisen von einer kubisch raumzentrierten Kristallform bei tieferen Temperaturen in eine kubisch flächenzentrierte übergeht, sowie seine Löslichkeit von Kohlenstoff, der durch den Verhüttungsprozess grundsätzlich im Eisen enthalten ist. Hierdurch gelingt es, Werkstoffe mit den unterschiedlichsten mechanischen Eigenschaften durch Wärmebehandlung zu erzeugen.

Erzeugung von Eisen im Hochofenverfahren

Erzeugung von Eisen Im Hochofen werden Eisenoxide, das sind im wesentlichen Hämatit (Fe_2O_3) und Magnetit (Fe_3O_4), durch Zugabe von Kohlenstoff C reduziert.

Andere Zugaben, z.B. Kalkstein ($CaCO_3$), vermindern den Gehalt an störenden Fremdelementen wie Schwefel, Phosphor und binden diese in der Schlacke. Eisenoxide und Zugaben werden in einem vorbereitenden Sinterprozess zu Körnern (Pellets) verarbeitet, damit die Füllung im Hochofen gut von Gasen durchdrungen werden kann, vor allem von Kohlenmonoxid CO, das unter Bildung von CO_2 die Eisenoxide reduziert. Der als Koks beigegebene Kohlenstoff sorgt durch seine Verbrennung auch für die Erzeugung der hohen Reaktions-

und Schmelztemperaturen.

Hochofen Die Abbildung 2.38 zeigt den Schnitt durch einen Hochofen. Im Bereich der Heissluftzufuhr verbrennt der Koks bei über 2000°C zu CO_2 , welches in weniger heissen Zonen zu CO reduziert wird.

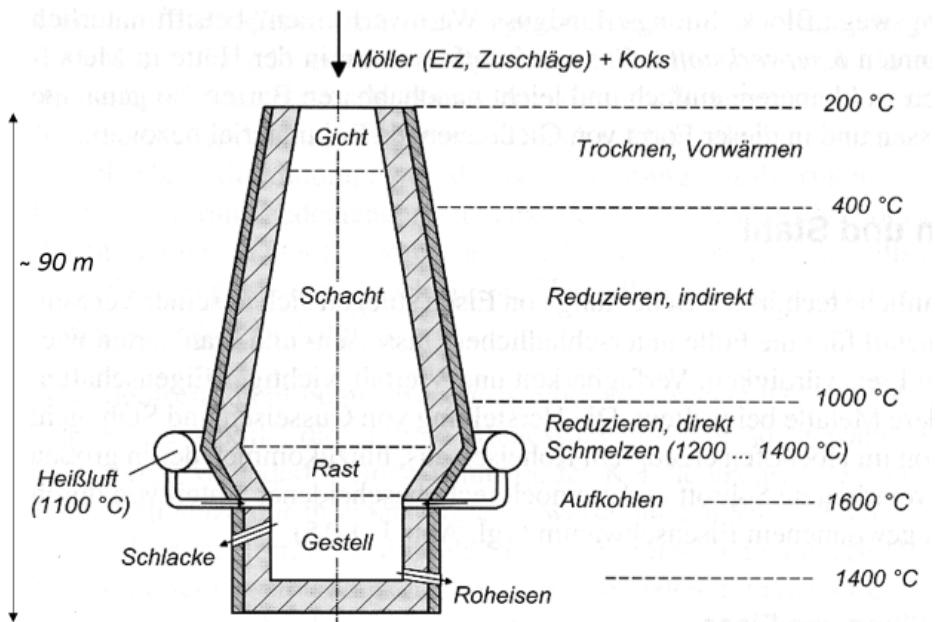
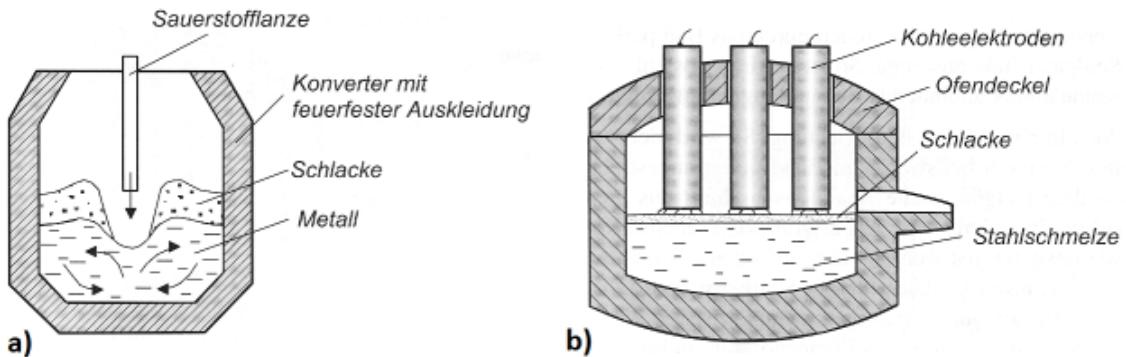


Fig. 2.38.: Hochofen zur Roheisengewinnung aus Eisenerz

Das flüssige Roheisen, das aus dem Gestell durch Abstich entnommen wird, enthält etwa 4% Kohlenstoff und einen hohen Gehalt an Fremdstoffen, was eine Nachbehandlung erforderlich macht. Die Leistung grosser Hochöfen liegt bei über 10'000 t Roheisen am Tag. Die Gesamthöhe eines solchen Ofens beträgt 90 m.

Erzeugung von Stahl aus Roheisen und Schrott

Eine hauptsächliche schädliche Wirkung der Fremdatome besteht in einer Versprödung des Werkstoffes, d.h. die plastische Verformbarkeit ist stark eingeschränkt, sei es im unveränderten Eisenwerkstoff, nach einer Wärmebehandlung oder nach einem Schweißvorgang. Auch generelle Festigkeitseinbussen treten auf. Fremdstoffe mit tiefen Schmelztemperaturen bilden schwächende Korngrenzenfilme. Aus diesem Grund muss der Fremdstoffgehalt (P, S, O, H und andere) des Roheisens und von Stahlschrott vermindert werden. Dies kann für flüssiges Roheisen durch Aufblasen von Sauerstoff und Zugabe von Hilfsstoffen in einem Konverter (Fig. 2.39, a)) geschehen oder für Schrott als Elektrostahlverfahren in einem Lichtbogenofen (Fig. 2.39, b)). Die Zusammensetzung der Schlacke ist wesentlich für die ablaufenden Prozesse.

**Fig. 2.39.: a) Konverter, b) Lichbogenofen**

Eigenschaften von Eisen

A₃ - A₄ A = Arrêt = Haltepunkt
Haltepunkte

α -Fe (Ferrit)	911°C (A ₃)	γ -Fe (Austenit)
γ -Fe (Austenit)	1392°C (A ₄)	δ -Fe (Ferrit)
δ -Fe (Ferrit)	1536°C	Schmelze

Tab. 2.2.: Allotrope Formen des Eisens, allotrope Umwandlungen

Das Eisen ist das 26. Element im Periodensystem der Elemente. Es gehört zu den Übergangsmetallen. Unter atmosphärischem Druck schmilzt das Eisen bei 1536°C und verdampft bei 2738°C. Seine Atommasse ist 55.85. Aus Tab. 2.2 und Tab. 2.3 können weitere Informationen zur Kristallographie entnommen werden.

Zementit, Ferrit, Austenit Neben der Aufnahme des Kohlenstoffs vornehmlich auf Zwischengitterplätzen im Eisenkristall bildet Eisen eine intermetallische Verbindung mit Kohlenstoff, nämlich Eisenkarbid, Fe₃C, das in der Metallurgie Zementit genannt wird. Der kubisch raumzentrierte Mischkristall heißt Ferrit, der kubisch flächenzentrierte Austenit.

α -, β -, δ -Fe

	α -Fe	γ -Fe	δ -Fe
Bennnung	Ferrit	Austenit	δ -Ferrit
Kristallgitter	krz	kfz	krz
Gitterparameter	0.286 nm (bei 20°C)	0.365 nm (bei 950°C)	0.293 nm (bei 1425°C)
Atom-durchmesser	0.254 nm		
Magnetische Eigenschaften	ferromagnetisch (bis 768°C)	paramagnetisch	paramagnetisch

Tab. 2.3.: Kennzeichnung des α -, β -, δ -Fe

Metastabiles Gleichgewicht (Fe₃C), Stabiles Gleichgewicht (Fe-C) Fe kann mit Kohlenstoff sowohl ein *metastabiles Gleichgewicht* (+ Zementit) als auch ein *stabiles Gleichgewicht* (+ Graphit) bilden. Obwohl Graphit die stabilere Form ist, scheidet sich leichter Fe₃C aus, da die Bildung von Zementit durch Diffusion auf viel kürzeren Wegen als bei der Graphitbildung erfolgt, und die technischen Abkühlgeschwindigkeiten zumindest bei kleineren Kohlenstoffgehalten für eine Graphitbildung nicht ausreichen.

Das stabile Gleichgewicht Fe-Graphit

Dieses tritt bei langsamer Abkühlung auf, wenn viel Si und wenig Mn in der Schmelze vorliegen, es heisst graues Gusseisen.

Das metastabile Gleichgewicht Fe-Fe₃C

Dieses tritt bei der üblichen schnelleren Abkühlung, wenn wenig Si und viel Mn in der Schmelze vorliegen, auf und ist für die Eisen-Kohlenstofflegierungen das wesentliche System. es heisst weisses Gusseisen.

Metastabiles Gleichgewicht: Ein solches System scheint beständig. Es kann durch genügende Aktivierung in ein stabiles Gleichgewicht übergeführt werden. Die Aktivierungsenergie dient der Überwindung des Potentialbergs.

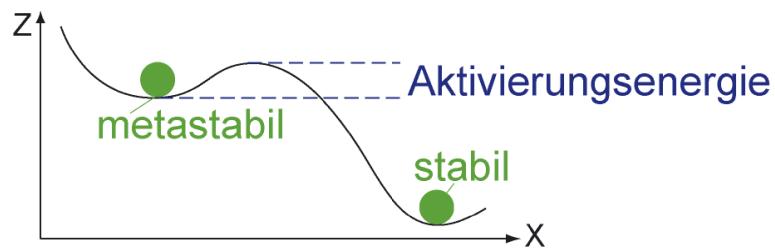


Fig. 2.40.: Metastabiles Gleichgewicht

Vergleich aus der Mechanik: Die Lage (x_1) einer Kugel auf der gezeichneten Bahn ist "metastabil"; durch die "Aktivierungsenergie" $m \cdot g \cdot \Delta h$ und Verschiebung um Δx gelangt sie auf den Gipfel an der Stelle $x_1 + \Delta x$ und anschliessend von selbst in die stabile Lage x_2 .

Fe-C Im Gegensatz zum stabilen System (C als Graphit), tritt im metastabilen System der Kohlenstoff in der intermetallischen Verbindung Fe_3C (Zementit) auf. Durch genügend langes Glühen zersetzt sich Zementit in Eisen und Graphit.

Zementit bildet eine sehr komplexe Kristallstruktur (siehe Fig. 2.41), die vor allem in plattenförmigen, spießartigen Gefügebestandteilen resultiert.

Von technischem Interesse ist das Eisen - Kohlenstoffdiagramm vor allem für kleine C - Gehalte. Im metastabilen System stellt man es als Fe - Fe_3C - Diagramm dar, wobei die rechte Grenze durch 100% Fe_3C , d.h. 6.67% C gebildet wird.

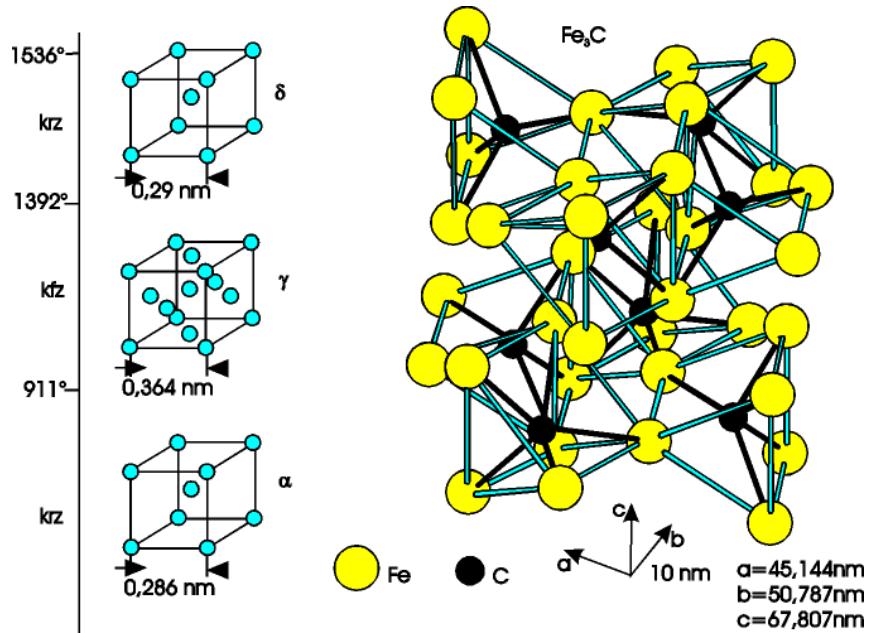


Fig. 2.41.: Im metastabilen System Fe-C vorkommende Gittertypen.

α, γ, δ Zelle Das Fe- Fe_3C Diagramm ist durch die maximalen Löslichkeiten (Tab. 2.4) und durch die Lage der Dreiphasenräume (Tab. 2.5) bestimmt (Fig. 2.42).

α -Fe	bei 723°C bei RT	0.02% C 0.006% C
δ -Fe	bei 1493°C	0.10% C
γ -Fe	bei 1493°C	0.16% C
	bei 723°C	0.80% C
	bei 1147°C	2.06% C
Schmelze	bei 1493°C bei 1147°C	0.51% C 4.3 C%

Tab. 2.4.: Maximale Löslichkeit

Peritektikum	1493°C	$\delta + S \rightarrow \gamma$
Eutektikum	1147°C	$S \rightarrow \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$
Eutektoid	723°C	$\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$

Tab. 2.5.: Dreiphasenräume

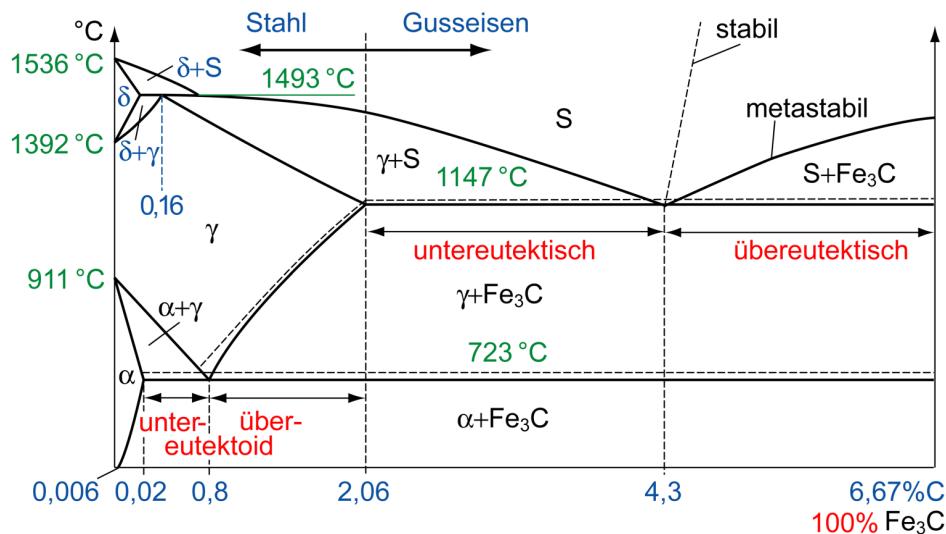


Fig. 2.42.: Fe- Fe_3C - Diagramm (Grafik nicht massstäblich)

Fe- Fe_3C Diagramm Die auftretenden Mischkristalle und Phasengemische sind in Tab. 2.6 zusammengestellt. Bei Eisenwerkstoffen ist es üblich, neben den Phasen vor allem die charakteristischen Erscheinungsbilder des Gefüges zu bezeichnen. Vor allem bei den eutektischen und eutektoiden

Reaktionen stimmen Phasen und Gefügebezeichnungen nicht überein, wie Tab. 2.6 zeigt. Dennoch werden die Gefügebezeichnungen auch für die Phasengemische verwendet.

Phase	Gefüge
α -Mk	Ferrit
γ -Mk	Austenit
Fe_3C	Zementit
Eutektoid α -Mk + Fe_3C	Perlit
Eutektikum γ -Mk + Fe_3C	Ledeburit I
umgewandeltes Eutektikum: α -Mk + Fe_3C	Ledeburit II

Tab. 2.6.: Phasen und Gefüge im metastabilen System Fe-C

Bildung von Perlit durch eutektoide Umwandlung

Durch eutektoiden Zerfall von γ entsteht



Dieses Gemenge bezeichnet man als Perlit ($\alpha_{ed} + Fe_3C_{ed}$). Die beiden Phasen sind abwechselnd lamellenförmig angeordnet.

Umwandlungskinetik (einfaches Modell)

Die Umwandlung geht von der Austenitkorngrenze aus. Die ersten Perlitkeime sind Zementitlamellen. Dadurch verarmt das γ -Korn an Kohlenstoff und es scheidet sich Ferrit an der Zementitplatte ab. Dieser löst sehr wenig Kohlenstoff, so dass der überschüssige Kohlenstoff hinausgedrängt wird. Es bildet sich wieder eine Zementitlamelle.

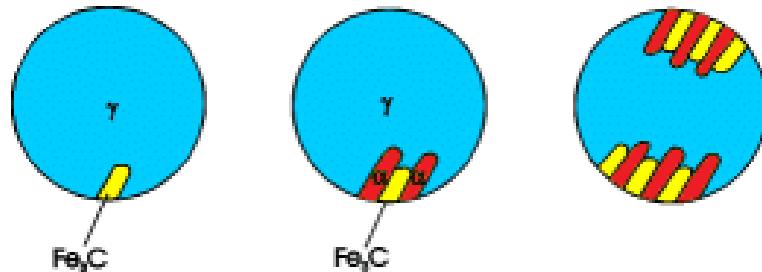


Fig. 2.43.: Kinetik der Perlitbildung

Perlit: 88.2% Ferrit + 11.8% Zementit im Bereich 0.02–6.67% Kohlenstoff. $T \leq 723^\circ\text{C}$.

Perlit In Schliffbildern wird Perlit durch Ätzen mit alkoholverdünnter Salpetersäure deutlich gemacht. Der unbeständige Ferrit wird aufgelöst, die chemisch resistenten Zementitlamellen bleiben bestehen. Die scharfen Konturen werfen bei Licht deutliche Schatten.

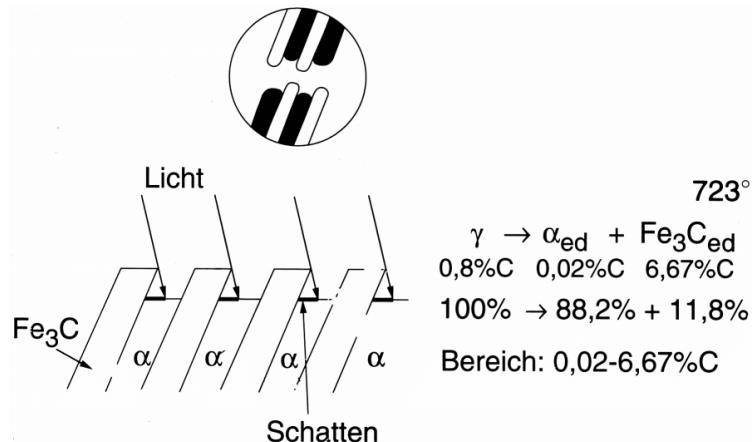
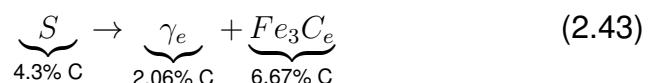


Fig. 2.44.: Entstehung des Schliffbildes von Perlit

Bildung von Ledeburit:

Das Eutektikum Ledeburit I entsteht bei 1147°C durch Zerfall von Schmelze mit 4.3% C in die beiden Phasen γ und Fe_3C_e .

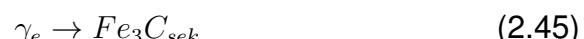


Ledeburit I Ledeburit ist das Eutektikum des metastabilen Systems.

Ledeburit I besteht aus 51.5% γ + 48.5% Fe_3C bei 1147°C mit 2.06 bzw. 6.67% C. Mit sinkender Temperatur ändert sich die Zusammensetzung. Dies ist in Fig. 2.50 dargestellt.

$$\text{Ledeburit I} = \gamma_e + Fe_3C_e \quad (2.44)$$

Der Sekundärzementit, der sich aus γ_e ausscheidet,



kristallisiert sich an Fe_3Ce und ist dann nicht mehr als gesonderter Gefügebestandteil nachweisbar. Der Kohlenstoffgehalt der γ -Mischkristalle fällt dadurch bis auf 0.8% (eutektoider Punkt). Unterhalb von 723°C zerfallen die γ -Mk - Bestandteile des Ledeburits in das eutektische Gemenge aus α -Mk und Fe_3C .



Um das Gefüge von Ledeburit I sichtbar zu machen, müsste es bei hohen Temperaturen analysiert werden, was nicht möglich ist. Das Aussehen von Ledeburit I wird ausschliesslich dem Gefüge aus dem Ledeburit II, welches bei Raumtemperatur vorliegt, erschlossen.

Ledeburit II Ledeburit II entsteht bei der Abkühlung von Ledeburit I auf Raumtemperatur nach Abschluss der eutektoiden Phasenumwandlung. Während das Fe_3C unverändert bleibt, sich Sekundärzementit an die Fe_3C -Bestandteile anlagert, erscheinen bei Raumtemperatur die Gefügeteile, die γ -Mk waren als feinstreifige Perlite.

$$\text{Ledeburit II} = Fe_3C_e \text{ und } \alpha_{ed} + Fe_3C_{ed} + Fe_3C_{sek} \text{ aus } \gamma_e \quad (2.47)$$

Bei Legierungen mit grösseren Kohlenstoffgehalten bis zu 4.3% ist nur der Korngrenzenzementit aus den γ_{pr} als Hof um die ursprünglichen primären Mischkristalle gemäss Fig. 2.52 zu erkennen. Zementitausscheidungen aus den eutektischen γ_e verschwinden im eutektischen Zementit und sind nicht separat sichtbar. Diese Ausscheidungen werden unter der Gefügebezeichnung Ledeburit I und später Ledeburit II subsummiert. Bei eutektischen und übereutektischen Legierungen ($C > 4.3\%$) entstehen gemäss Fig. 2.50 und Fig. 2.51 keine γ_{pr} mehr, weshalb es für diese Legierungen folgerichtig keinen Korngrenzenzementit gibt.

Für die Gefügebenennung ist entscheidend, ob die Phasenbestandteile als Gefügebestandteile erkennbar sind.

Im Schliffbild ist Fe_3C_{sek} bei $C > 2.06\%$ im allgemeinen nicht zu erkennen, da es sich an Fe_3C_e anlagert und so nicht vom Ledeburit zu unterscheiden ist.

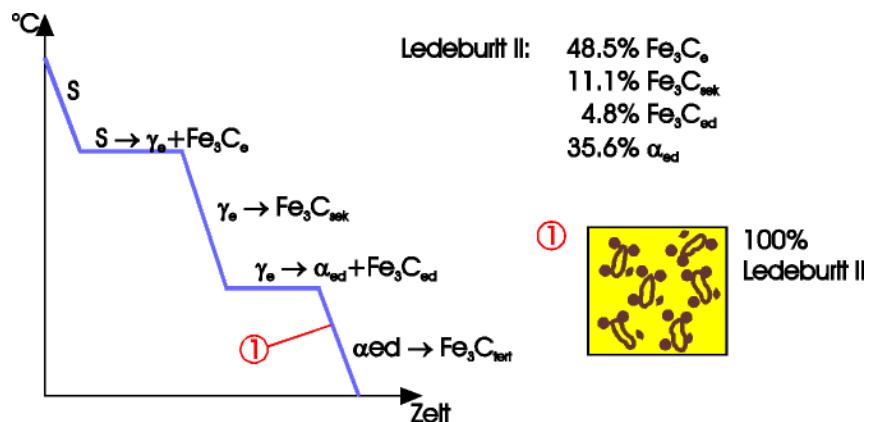


Fig. 2.45.: Eutektischer Zerfall

Beispiele von Gefügen Fe-C, bei verschiedenen Konzentrationen

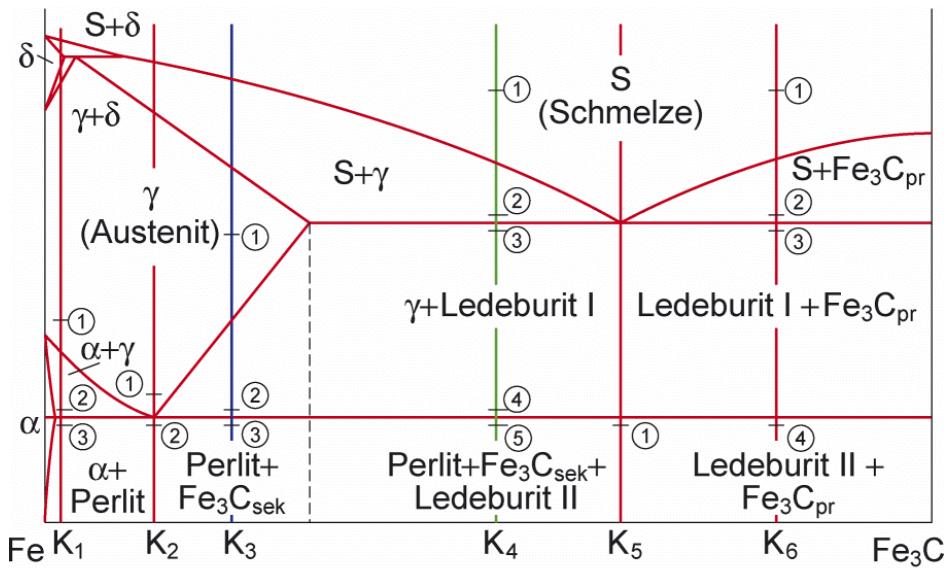


Fig. 2.46.: Konzentrationen im Fe_3C - Diagramm

Abkühlkurven und Gefügeausprägungen für die verschiedenen Legierungen K_1 bis K_6 gemäss Fig. 2.46 werden in den folgenden Fig. 2.47 bis Fig. 2.52 skizziert.

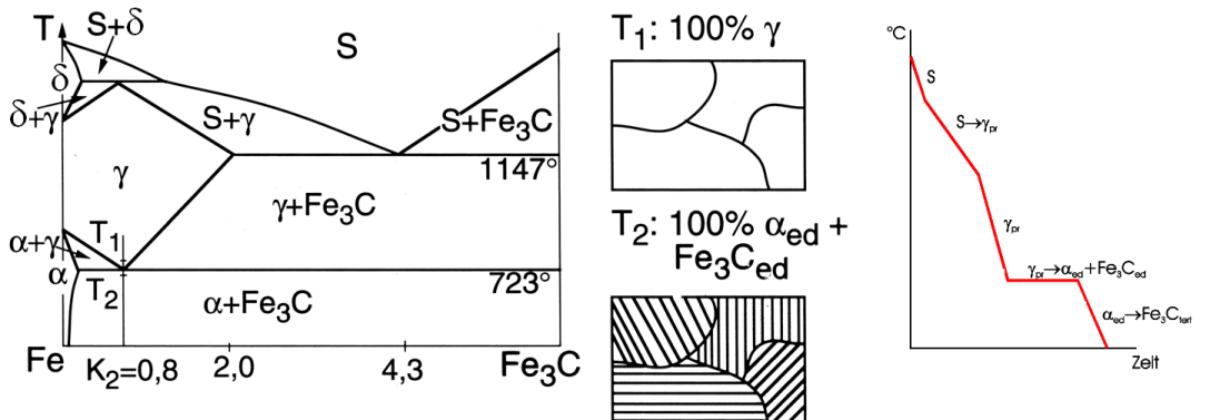


Fig. 2.47.: Legierung mit $w_C = 0.8\%$. (Das Peritektikum ist vergrößert gezeichnet, es bleibt unterhalb 0.6%)

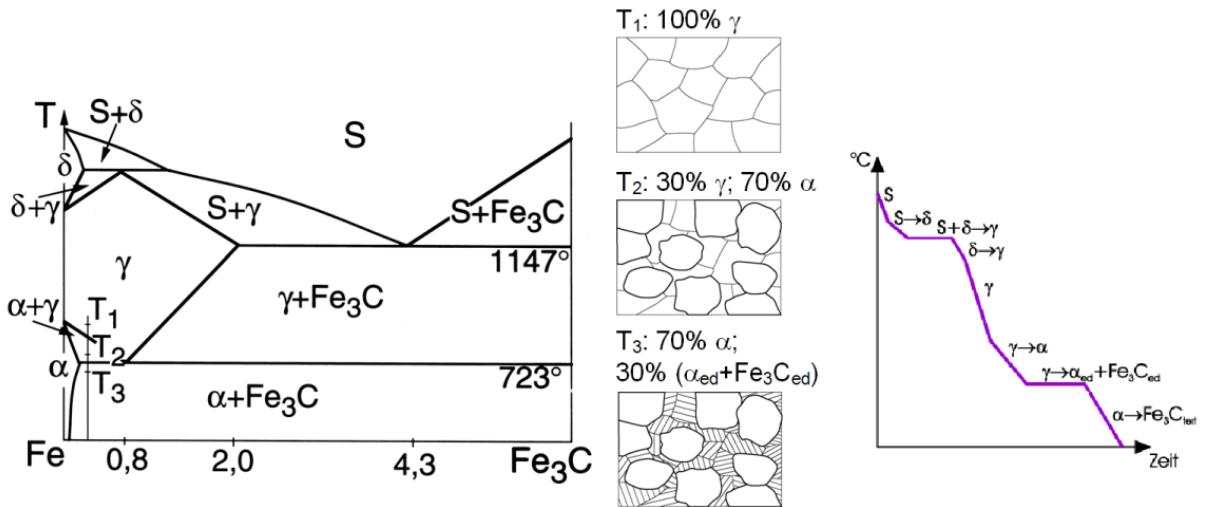


Fig. 2.48.: Legierung mit $0.02 \leq w_C \leq 0.08\%$, (bzw. $0.1 \leq w_C \leq 0.16\%$ betreffend die Abkühlkurve im Bereich des Peritektikums)

- Korngrenzenzementit** Im Gefügebild tritt der tertiäre Zementit, der durch die abnehmende Löslichkeit von Kohlenstoff im α -Mk mit abnehmender Temperatur entsteht, nur bei sehr kohlenstoffarmen Legierungen, sog. Armco-Legierungen, als Korngrenzenzementit in Erscheinung. Ansonsten lagert sich der Tertiärzementit immer an den eutektoiden Zementit an.
- Tertiärzementit**

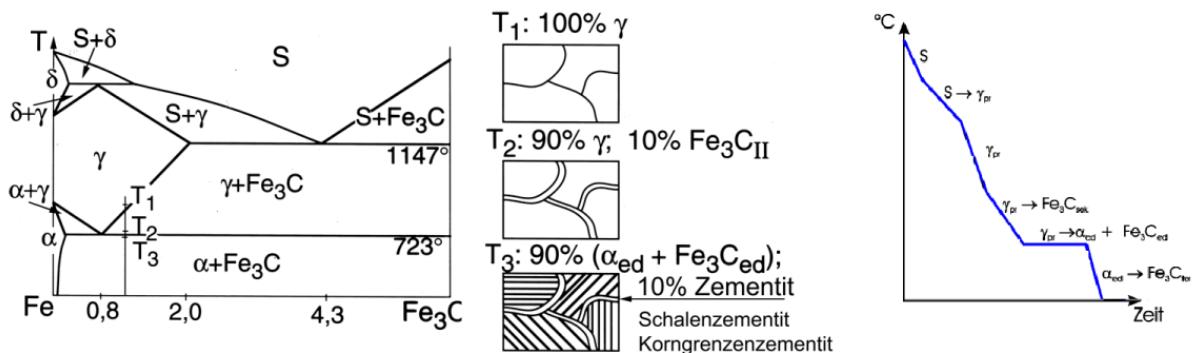


Fig. 2.49.: Legierung mit $0.8 \leq w_C \leq 2.06\%$

- Schalenzementit** Auch der Sekundärzementit tritt nur in Erscheinung, wenn kein eutektischer Zementit vorhanden ist, da er sich dann an diesen anlagert. Bei Gehalten unter 2,06% Kohlenstoff erscheint der Sekundärzementit deutlich auf den Korngrenzen der γ -Mk und markiert nach der eutektoiden Umwandlung die Grenzen der ehemaligen γ -Mk. Bei die-

sen Legierungen wird der sekundäre Zementit als Schalenzementit bezeichnet.

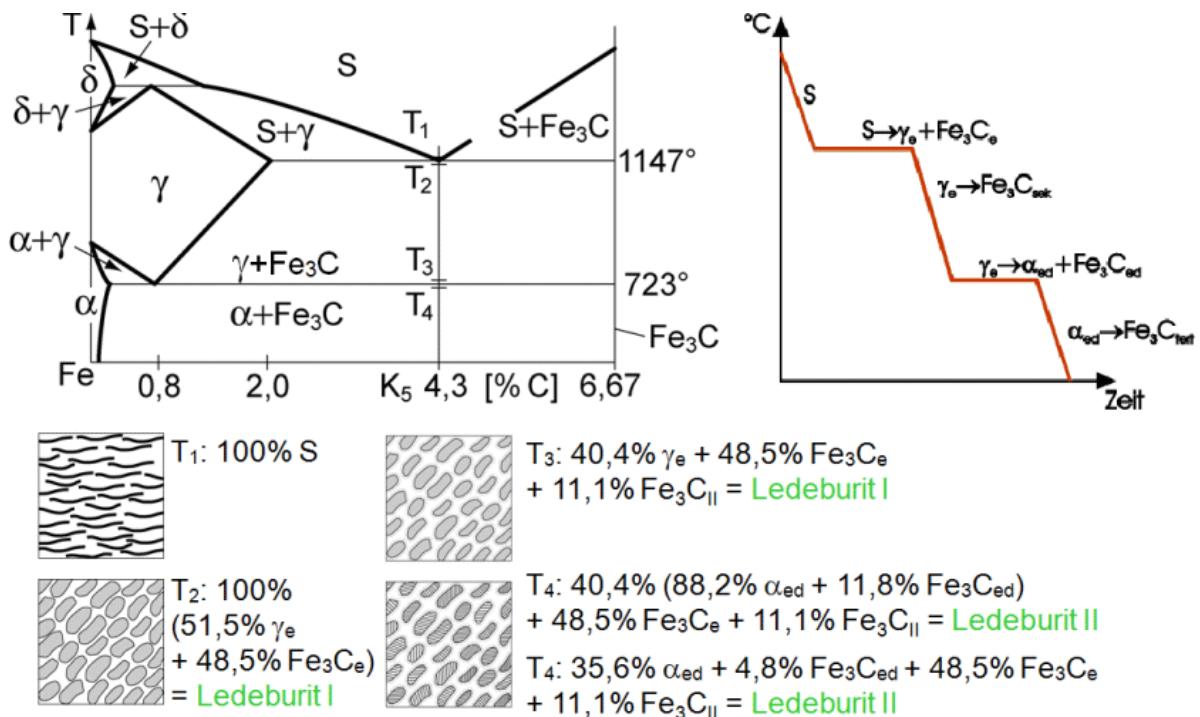


Fig. 2.50.: Legierung mit $w_C = 4.3\%$

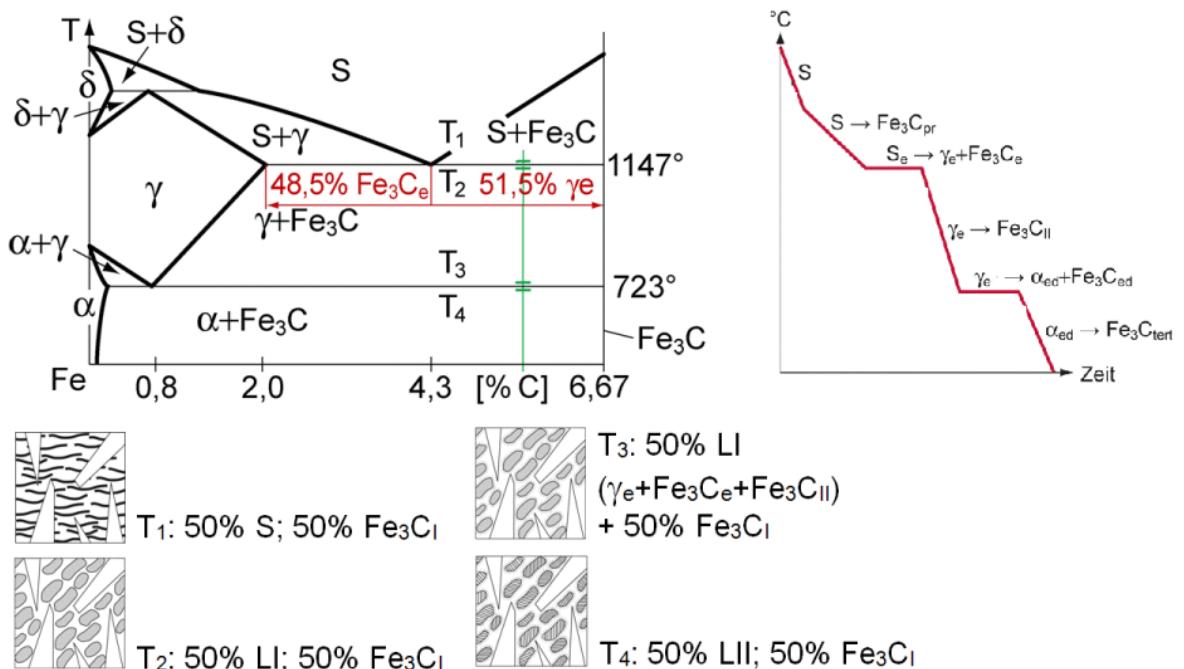


Fig. 2.51.: Legierung mit $4.3\% \leq w_C \leq 6.67\%$

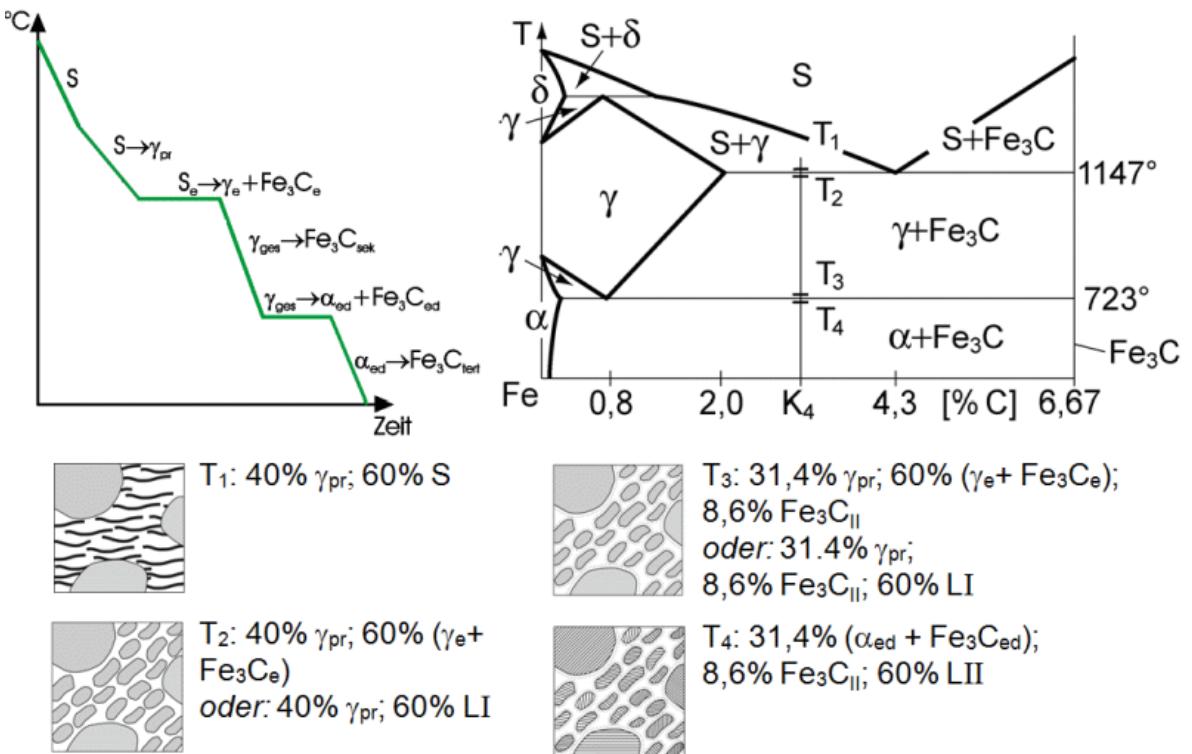
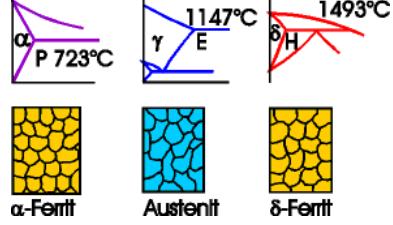
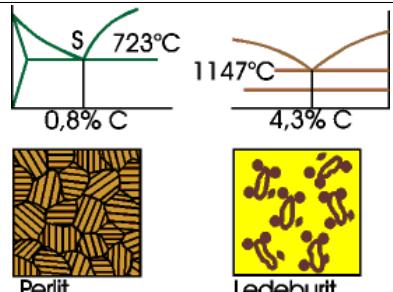
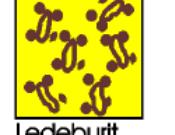
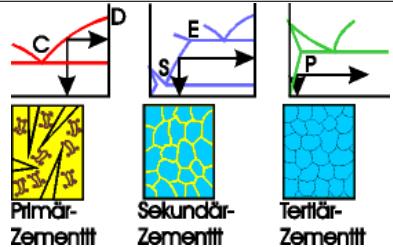


Fig. 2.52.: Legierung mit $2.06\% \leq w_C \leq 4.3\%$

Mengendiagramm

Mengendiagramm Durch die zweistufige Umwandlung kann man sich pro Legierung die Zusammensetzung des Gefüges nur dadurch erklären, dass man jeweils die Umwandlungen nachverfolgt. Um dies zu vereinfachen wird ein Mengendiagramm erstellt, welches für eine festgelegte Temperatur, zumeist Raumtemperatur, die Menge der *Gefügebereiche* abhängig von der Legierungszusammensetzung aufzeigt. Analog kann man Mengendiagramme für *Phasen* konstruieren.
Das Mengendiagramm ist das graphische Abbild des Hebelgesetzes, aus ihm folgt, dass die Grenzlinien im Mengendiagramm Geraden sind. Auf der Ordinate werden die Prozentgehalte der verschiedenen Gefügebereiche, auf der Abszisse die Konzentrationen der an der Legierung beteiligten Komponenten aufgetragen, z. B. nach Fig. 2.53 Stahl 1 mit 0.4% C besteht aus 50% α und 50% Perlit. Die Grenzlinien trennen mehr Fe₃C-haltige und mehr eisenhaltige Komponenten voneinander ab. Rein willkürlich legt man fest, dass Fe₃C-haltige Bestandteile eher oberhalb der Hauptdiagonalen aufgetragen werden. Die Erstellung des Mengendiagramms lässt sich kaum allgemeingültig systematisieren, sie kann anhand des Eisen -

Bezeichnung	Nähere Kennzeichnung		Lage im EKS, Gefügeskizzen
α -Mk, γ -Mk, δ -Mk	Maximaler C-Gehalt	Metallographische Bezeichnung	
	0.02% (P) 2.06% (E) 0.1% (H)	α -Ferrit Austenit δ -Ferrit	
Eutektoid (Punkt S)	besteht aus	Metallographische Bezeichnung	
	88.2% α_{ed} + 11.8% Fe_3C_{ed}	Perlit	
Eutektikum (Punkt C)	51.5% γ_e + 48.5% Fe_3C_{ed}	Ledeburit I	
entsteht aus			
Primärzementit Sekundärzementit Tertiärzementit	Primärkristallisation aus Schmelze (Linie CD) Ausscheidung aus Austenit (Linie ES) Ausscheidung aus Ferrit		

Tab. 2.7.: Gefügearten

Fe_3C - Diagramms mit allen wesentlichen Schritten dargestellt werden.

Der Ablauf ist wie folgt:

1. Zeichnen der Hilfslinie 1. Unterhalb derselben ist alles ferritisch, oberhalb Fe_3C . Sie zeigt auf, dass bei 6,67% C nur Fe_3C vorliegt, d.h. der Fe_3C -Gehalt zählt auf der Ordinate von oben nach unten. Ab der Löslichkeitsgrenze von 0.006% bei Raumtemperatur liegt nur noch Ferrit vor, d.h. der Ferritanteil zählt von unten nach oben auf der Ordinate.
2. Hilfsline 2: Von der Löslichkeitsgrenze von Ferrit auf der Eutektoidalen bis zur Löslichkeitsgrenze von Fe_3C , 6,67%, Punkt B. Zwischen Linie 1 und 2 ist der Anteil Tertiärzementit erkennbar.

3. Hilfslinie 3 von der eutektoiden Zusammensetzung bis Punkt B. Sie grenzt den Anteil eutektoiden Zementits ab. Oberhalb Linie 3 findet man den Sekundärzementit.
4. Hilfslinie 4 von der Grenzlöslichkeit des γ -Mischkristalls 2.06% bis Punkt B. Oberhalb dieser Linie liegen Zementitannteile, die aus der eutektischen Reaktion stammen.
5. Linie 5 geht von der eutektischen Zusammensetzung bis zum Punkt B. Oberhalb desselben liegt primäres Fe_3C vor, nach dem Hebelgesetz linear zunehmend von 4.3% bis auf 6.67%. Unterhalb Linie 5 liegt Ledeburit vor, bei 4.3% zu 100% im Gefüge.
6. Bei 4.3%C entsteht auf der eutektischen Linie 100% Ledeburit. Durch alle Umwandlungen bis zur Raumtemperatur bleibt der Anteil des Ledeburits am Gefüge unverändert, nur dessen innere Zusammensetzung wird beeinflusst. Ledeburit entsteht nicht mehr, wenn die Legierung weniger als 2.06% C enthält. Dann nämlich gibt es nur primäre γ -Mk, die zu Sekundärzementit und Perlit zerfallen. DE ist also die Grenzlinie für das Auftreten von Ledeburit. Oberhalb derselben muss also Perlit und Sekundärzementit vorliegen.
7. Eutektoid Umwandlung: Eine Legierung mit 0,8% C ergibt 100% Perlit. Die Linie AC gibt die Grenzlinie zwischen Ferrit und Perlit, links von 0.8% nimmt nach dem Hebelgesetz der Ferritanteil linear zu, der Perlitannteil ab.
8. Linie CF: Oberhalb Hilfslinie 3 liegt Sekundärzementit vor. Dieser entsteht aus γ -Mk. Bis 2.06% C steigt der Anteil des Sekundärzementits wegen der wachsenden Löslichkeitsabnahmen auf der Austenitgrenzlinie im Fe - Fe_3C - Diagramm.
9. Bei grösseren C - Konzentrationen nimmt der sichtbare Sekundärzementitannteil im Gefüge ab, weil zugunsten des Eutektiums weniger primäre γ -Mk gebildet werden, bis bei 4.3% nur noch Ledeburit vorliegt. So entsteht die Linie DF.
10. Hilfslinie 4 markiert die Grenze des eutektischen Zementits. BG resultiert aus der dem Hebelgesetz. GE grenzt rechts von 4.3% C den Anteil von eutektischem Zementit ab, da proportional zur Abnahme des Ledeburitanteils auch das eutektische Zementit verschwindet. Die gleiche Argumentation betrifft Punkte H, I, und die Grenzen EHB und EIB für sekundären Zementit im Ledeburit und eutektoiden Zementit im Ledeburit. Genaugenommen existiert darunter noch eine Linie für den tertiären Zementit im Ledeburit, den man nicht sieht.
11. Punkt K auf der Hilfslinie 2 zeigt, wie hoch der Anteil des eutektoiden Zementits bei 0.8% C ist. Links von 0.8% C fällt natürlich

der Anteil des eutektoiden Zementits mit dem Gesamtanteil an Perlit ab bis bei A 0% Perlit und 0% eutektoider Zementit vorliegen. Grenzlinie AK.

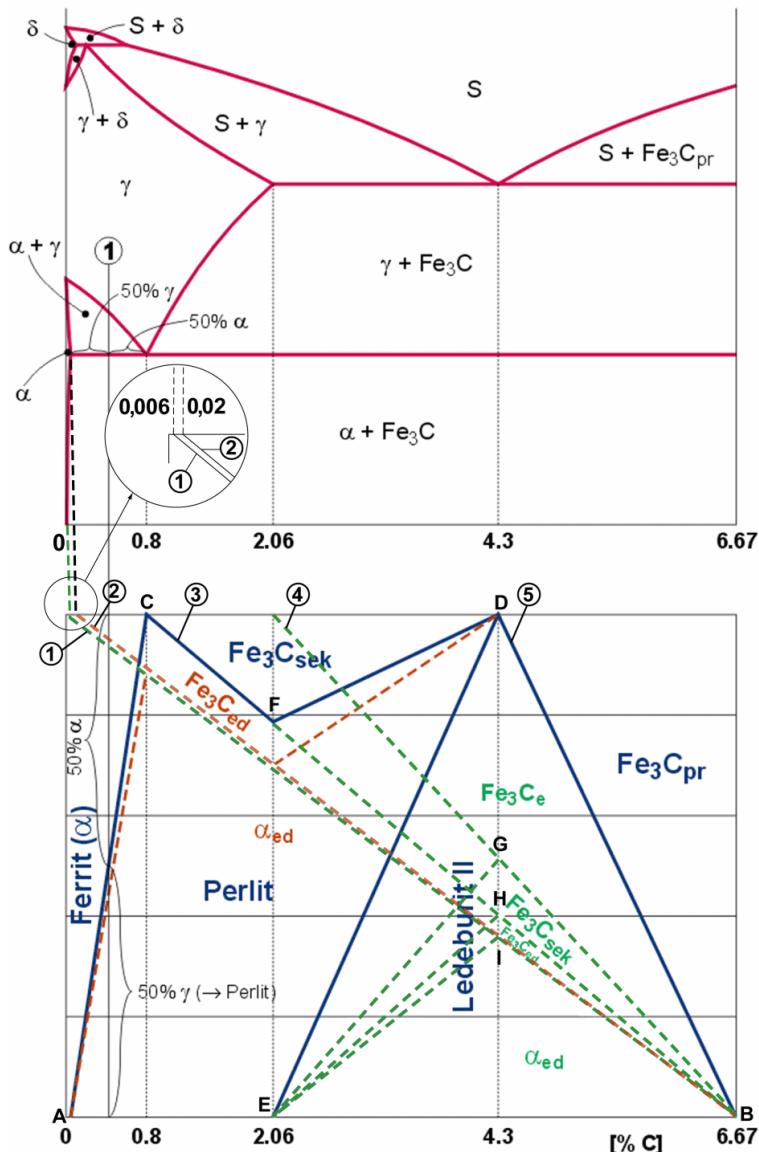


Fig. 2.53.: Das Mengendiagramm bei Raumtemperatur

Gefügebilder des metastabilen Systems Eisen-Kohlenstoff

In Fig. 2.54 sind die typischen Gefüge des metastabilen Systems Eisen-Kohlenstoff für Kohlenstoffgehalte $0 \leq w_C \leq 6.67\%$ in schematischer Darstellung zusammengestellt.

In Fig. 2.55 bis Fig. 2.63 sind mikroskopische Schliffbilder verschiedener Eisen-Kohlenstoff-Gefüge dargestellt, davon in Fig. 2.61 und

Fig. 2.62 eutektische Umwandlung nach dem stabilen System, d.h. Kohlenstoff liegt als Graphit vor.

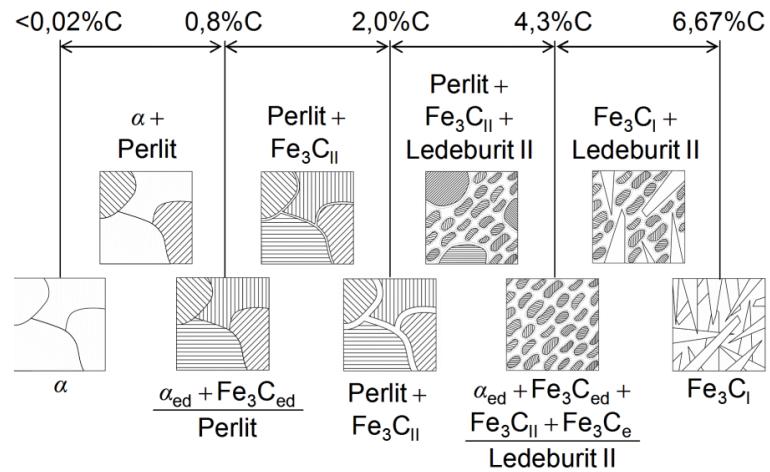


Fig. 2.54.: Zusammenfassung der Gefüge des metastabilen Systems Eisen-Kohlenstoff für $w_C \leq 6.67\%$



Fig. 2.55.: Ferrit und Korngrenzenzementit in Reinstahl (nach Ruge [12])

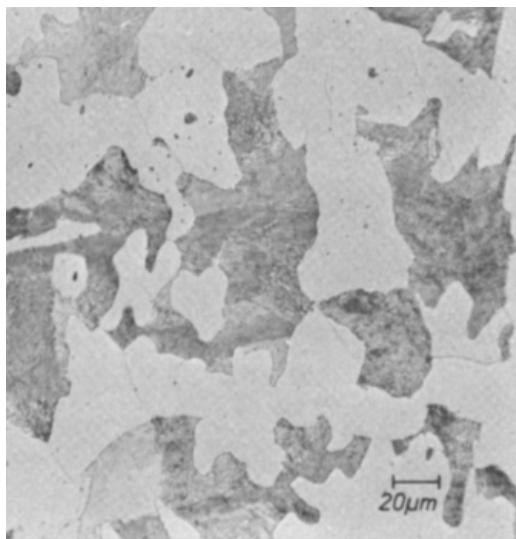


Fig. 2.56.: Ferrit (hell) und Perlit in Stahl mit 0.35% C (grobkörnig)(nach Ruge [12])

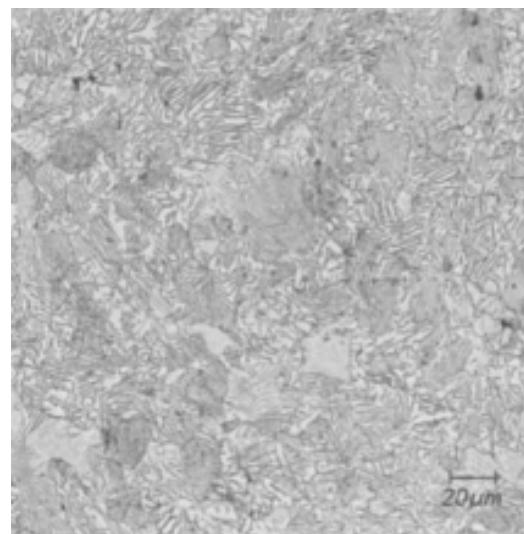


Fig. 2.57.: Rein perlitisches Gefüge eines Stahles mit 0.8% C (nach Ruge [12])



Fig. 2.58.: Gefüge eines perlitischen Stahles mit Korngrenzenzementit, 1.4% C (nach Callister [3])

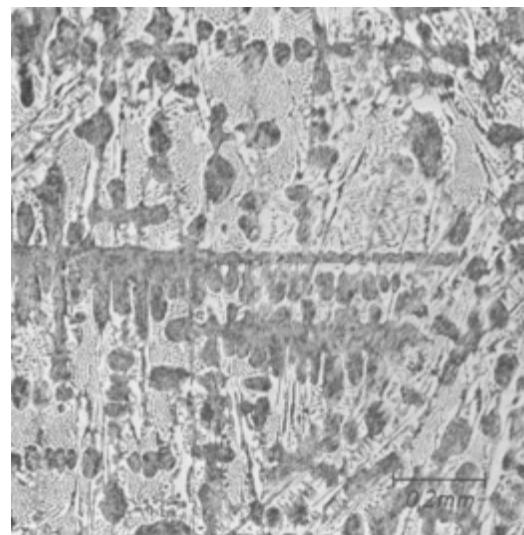


Fig. 2.59.: Gefüge eines untereutktischen weissen Gusseisens mit 3.5% C (nach Ruge [12])

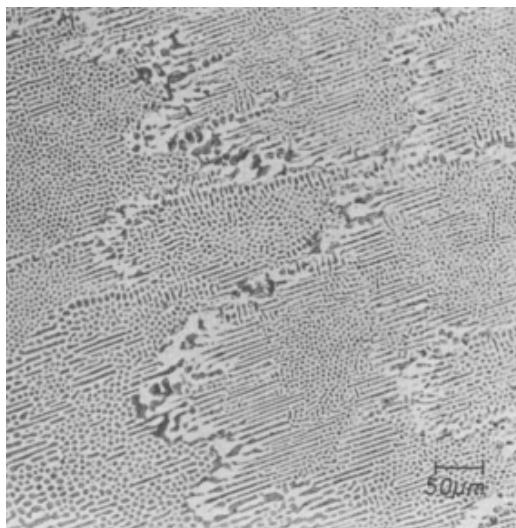


Fig. 2.60.: Rein ledeburitisches Gefüge eines weissen Guss-eisens mit 4.3% C (nach Ruge [12])



Fig. 2.61.: Gefüge eines übereutektischen weissen Gusseisens mit 4.5% C (nach Ruge [12])

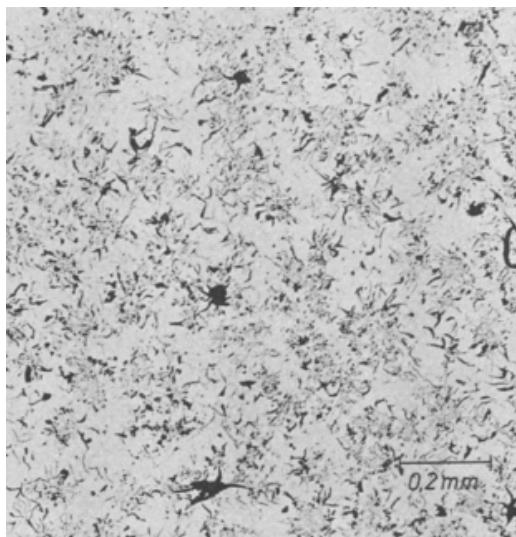


Fig. 2.62.: Graphiteutektikum eines grauen Gusseisens mit 4.25% C (nach Ruge [12])

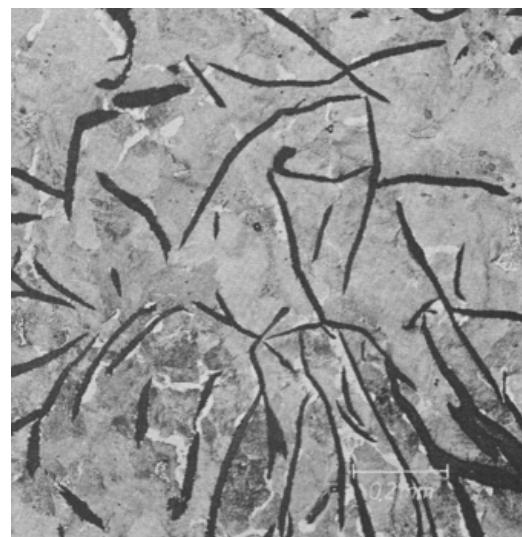


Fig. 2.63.: Übereutektisch erstarrtes graues Gusseisen mit 4.5% C, teils metastabil erstarrt. (nach Ruge [12])

2.8 Ternäre und quarternäre Systeme

Zumeist sind Legierungen, die als Werkstoffe zur Verwendung kommen, aus mehr als nur zwei Komponenten legiert. Bei Stählen sind grundsätzlich die Eisenbegleiter C, S, P, Mn, Si aus dem Verhüttungsprozess in geringeren Mengen enthalten. Davon hat der Kohlenstoff sicher die überragende Auswirkung, weshalb das Eisen - Kohlenstoffdiagramm als binäres Abbild der komplexen Wirklichkeit gute Dienste tut. Der Einfluss der anderen Eisenbegleiter wird mit deren (geringen) relativen Veränderungen beschrieben, z.B. dass Si die stabile Erstarrung begünstigt, Mn die metastabile. Vielfach kommt man aber an einer Zustandsdarstellung mehrkomponentiger Legierungen nicht vorbei.

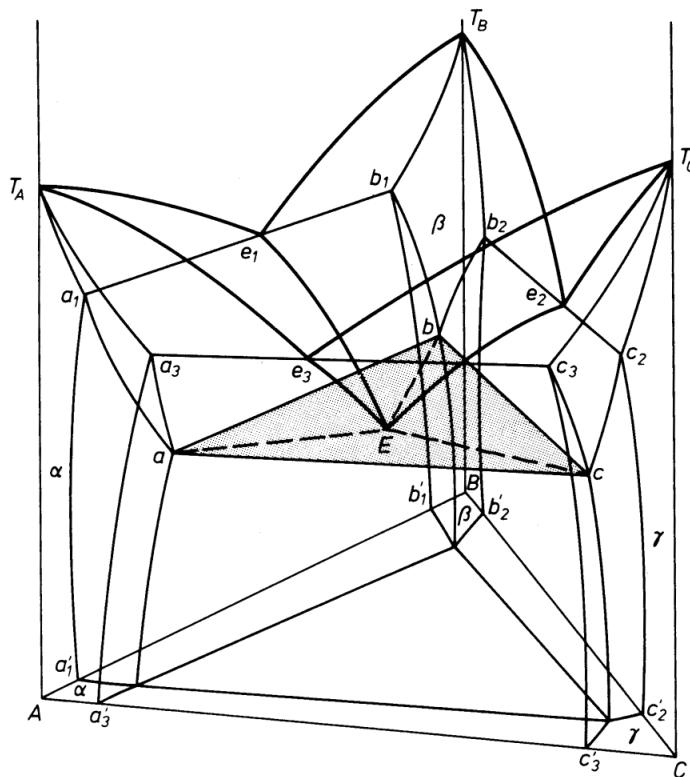


Fig. 2.64.: Zustandsschaubild eines Dreistoff-Systems (nach Ruge [12])

ternäre Systeme Dreistoffsysteme aus Komponenten A, B, C, die als ternäre Systeme bezeichnet werden, stellt man als ternäre Körper dar (vgl. Fig. 2.64). Auf einer Gehaltsebene wird als dritte Dimension die Temperatur aufgetragen. Da durch die Angabe zweier Anteile einer dreikomponentigen Legierung aus A, B, C der Anteil der dritten Komponente festliegt, kann ein Gehaltsdreieck in der Gehaltsebene gezeichnet werden (Fig. 2.65). Durch Hilfslinien parallel zu den Seiten des gleichseitigen

Gehaltsdreiecks ergeben sich für jeden Punkt der Gehaltsebene die drei Komponentengehalte. In den Ecken des Gehaltsdreiecks liegen die Komponenten als reine Metalle vor. Die drei Seiten des Dreiecks entsprechen den Zweistoffschaubildern AB, BC, CA.

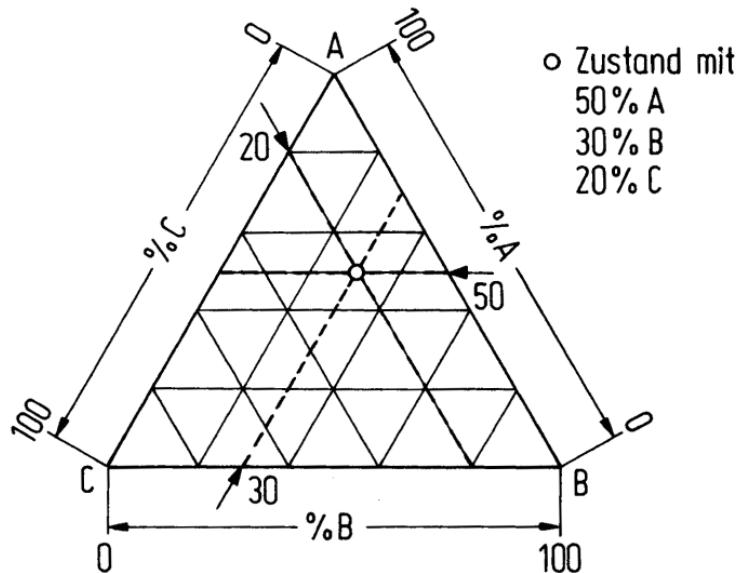


Fig. 2.65.: Gehaltsdreieck bei einem Dreistoffsystem A, B, C

Zweistoffsystem (binär)	Dreistoffsystem (ternär)
Liquidus- und Soliduslinie	Liquidus- und Solidusfläche
Ein- und Mehrphasenflächen	Ein- und Mehrphasenräume
Löslichkeitslinien	Löslichkeitsflächen
Phasengrenzlinien	Phasengrenzflächen
Eutektischer Punkt	Eutektische Rinne
Haltepunkt im Dreiphasengleichgewicht	Haltepunkt im Vierphasengleichgewicht
Eutektikale Linie	Eutektikale Fläche

Tab. 2.8.: Gegenüberstellung der Elemente in den binären und ternären Zustandsdiagrammen.

Tab. 2.8 zeigt, dass die geometrischen Elemente eines Zweistoffschaubildes im ternären Körper eine um 1 erhöhte Dimension haben. Punktförmige Elemente werden Linien, linienförmige Elemente werden Flächen. Zusätzlich entstehen im ternären System vierphasige Gleichgewichte, z.B. der ternäre eutektische Punkt. Hier ist die Anzahl der Freiheitsgrade nach der Gibbsschen Phasenregel $F = 0$.

Eine Legierung dieser Zusammensetzung erstarrt mit einem Haltepunkt unter Bildung eines feinen dreiphasigen Gefüges. Fig. 2.64 zeigt den einfachen Fall eines Systems aus drei eutektischen (binären) Randsystemen. Die Schnittlinien der Liquidusflächen schneiden sich in sog. eutektischen Rinnen, die ihren Ausgangspunkt im binären Eutektikum e_1 , e_2 und e_3 haben. Diese eutektischen Rinnen treffen sich im ternären Eutektikum E . Die Projektion aller Grenzlinien und Grenzpunkte auf das Gehaltsdiagramm zeigt den Verlauf der eutektischen Rinnen über den Komponentengehalten (siehe Fig. 2.66).

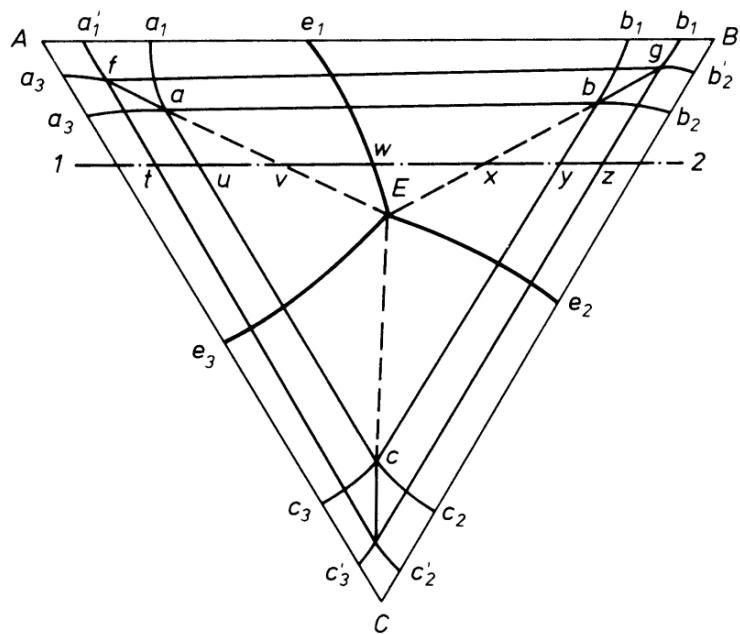


Fig. 2.66.: Projektion der Grenzlinien und Grenzpunkte auf die Gehaltsfläche beim ternären System (nach Ruge [12])

Für die bessere Lesbarkeit und vereinfachte Darstellung behilft man sich bei ternären Systemen und erst recht bei höheren Systemen durch Schnitte durch den Zustandskörper. Neben isothermen Schnitten (Fig. 2.67), sind vor allem Gehaltsschnitte (Fig. 2.68) von Bedeutung, d.h. Schnitte durch den Körper, bei denen der Gehalt aller Komponenten mit Ausnahme von zwei Komponenten konstant gehalten wird. Mehrere solcher Gehaltsschnitte für unterschiedliche Konzentrationen lassen den Einfluss der nicht dargestellten Komponenten auf das Zweistoffsystem erkennen. Dies wird z.B. für das Eisen - Kohlenstoff - Diagramm für verschiedene Chromgehalte angewendet, um den Einfluss von Chrom auf das Austenit - Gebiet zu ergründen (vgl. Kapitel Stähle/Legierungen).

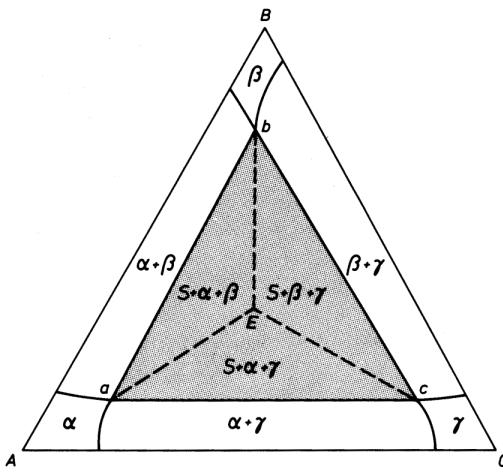


Fig. 2.67.: Isothermer Schnitt im ternären System (nach Ruge [12])

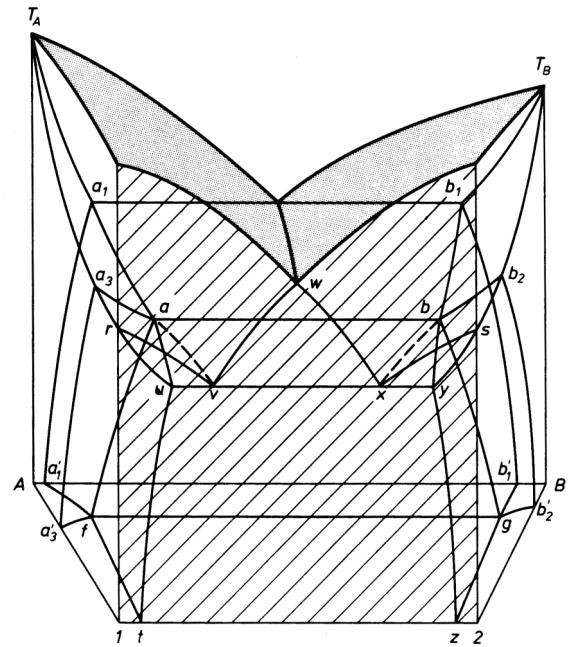


Fig. 2.68.: Gehaltsschnitt im ternären System (nach Ruge [12])

Tab. 2.9 zeigt die Eckwerte für die Konstruktion der Randsysteme eines ternären eutektischen Systems aus Bi - Pb - Sn mit einem ternärer Zustandskörper wie in Fig. 2.64 dargestellt. Während ein binärer eutektischer Punkt bei geringeren Temperaturen liegt als die Schmelztemperaturen der Randsysteme, kann man im ternären eutektischen Punkt nochmals niedrigere Schmelztemperaturen erwarten.

Die Beimengung eines weiteren Elements mit niedrigen Schmelztemperaturen ermöglicht ein quarternäres Eutektikum Bi-Pb-Sn-Cd, welches als Woodsches Metall bekannt ist und einen Schmelzpunkt von nur noch 69°C hat.

Schmelzpunkt	Binäre Eutektika	Ternäres Eutektikum
Bi: 271°C	Bi - Pb: 125°C	
Pb: 327°C	Pb - Sn: 183°C	Bi - Pb - Sn: 96°C
Sn: 232°C	Sn - Bi: 139°C	

Tab. 2.9.: Ternäres eutektisches System Bi - Pb - Sn (Bismut, Blei, Zinn)

Quaternäres eutektisches System Bi - Pb - Sn - Cd (Woodsches Metall):
Quaternäres Eutektikum bei 69°C.

Kap. 3 Diffusion

3.0 Lernziel

1. Diffusionsgesetze, Lösung der Fick'schen Gleichungen
2. Temperaturabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten über die Arrheniusfunktion
3. Diffusionsmechanismen und Diffusionsarten

3.1 Definition

Als Diffusion bezeichnet man irreversible Platzwechselvorgänge von Atomen, Ionen oder Molekülen in festen, flüssigen oder gasförmigen Phasen zur Minimierung der freien Enthalpie, z.B. Ausgleich von Konzentrationsunterschieden oder Ausgleich der kinetischen Energie der Wärmebewegung.

Hier soll nur die Diffusion innerhalb der festen Phase betrachtet werden.

3.2 Diffusionsarten

Selbstdiffusion (Thermodiffusion)

Bei Temperaturen $> 0 \text{ K}$ führen die Atome zufällige Schwingungen um ihre Gitterplätze aus. Die kinetische Energie verschiedener Atome, ausgedrückt durch ihre Schwingungsamplitude, ist zu einem bestimmten Zeitpunkt nicht gleich, vielmehr liegt bei einer entsprechenden Zahl von Atomen eine Energieverteilung gemäß der Gauss'schen Glockenkurve vor, d.h. eine bestimmte Anzahl von Atomen hat eine geringe, eine Reihe von Atomen hat eine mittlere und eine weitere Anzahl von Atomen hat eine hohe kinetische Energie. Wird die Amplitude der Schwingung eines Atomes zu irgend einem Zeitpunkt zu gross, verlässt das Atom seine Gleichgewichtslage im Gitter und bewegt sich zu einem anderen freien Platz. Selbst in der Nähe der Schmelztemperatur beträgt die mittlere Amplitude der Atome nur 0.12 \AA , wo a die Gitterkonstante ist.

Thermo-diffusion, Das Bestreben der Atome, einen Ausgleich der kinetischen Energie durch Platzwechsel herbeizuführen, heisst *Thermodiffusion*. Sind dabei nur Atome einer Art, d. h. Atome des reinen Metalls beteiligt, **Selbst-diffusion** so bezeichnet man diese Art als *Selbstdiffusion*.

Fremddiffusion (konzentrationsabhängige Diffusion)

- Fremddiffusion** Antrieb der Diffusion ist immer die Minimierung der freien Enthalpie zur Erreichung eines stabilen thermodynamischen Gleichgewichtszustands. In vielen praktisch relevanten Fällen erfolgt dies über den Entropieterm, d.h. Ausgleich der Konzentrationsunterschiede der Komponenten im Kristall. Diesen Fall, der im folgenden weiter betrachtet wird, bezeichnet man auch als *normale Diffusion*. Hingegen ist die Ausscheidung im festen Zustand, wie sie in Kapitel 2 beschrieben wurde, ein Diffusionsvorgang, der aufgrund der freien Enthalpie zum Aufbau von Konzentrationsunterschieden führt.
- normale Diffusion** Den Konzentrationsausgleich bei anfänglichem Konzentrationsunterschied entlang einer Grenzfläche zeigt Fig. 3.1, so dass nach genügend langer Zeit die Konzentration an jeder Stelle des Kristalls gleich ist.

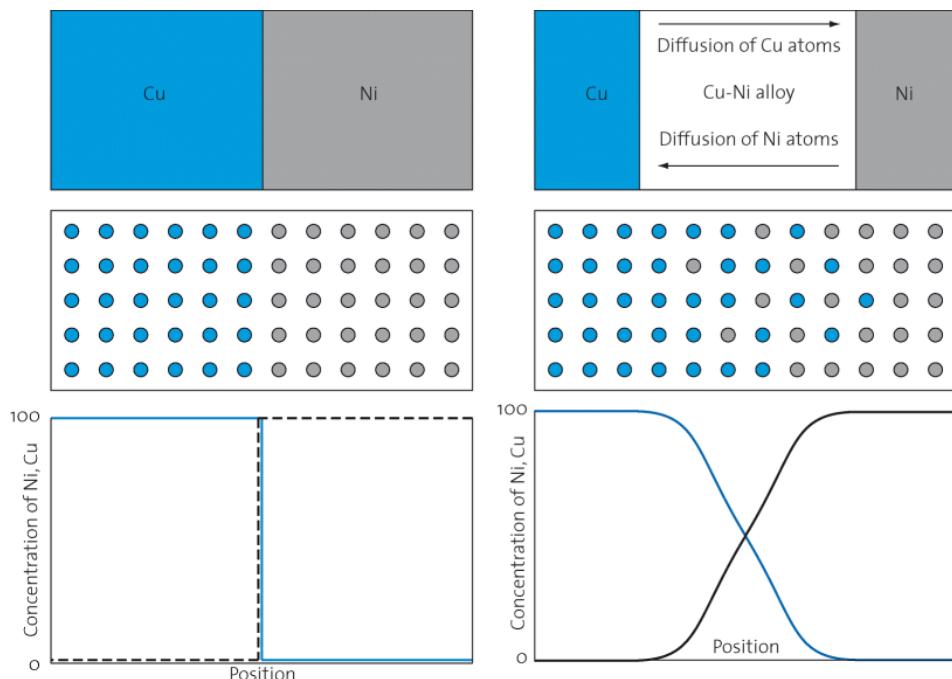


Fig. 3.1.: Diffusion von Kupferatomen in Nickel

3.3 Diffusionsgesetze

Der Stoffmengentransport in Abhängigkeit vom Konzentrationsgefälle kann mathematisch mit den *Fick'schen Diffusionsgesetzen* beschrieben werden.

1. Fick'sches Diffusionsgesetz - Diffusionsstrom

Der Diffusionsstrom J gibt an, wieviele Atome ΔM in der Zeit Δt durch eine Fläche A treten:

$$J = \frac{\Delta M}{\Delta t}, \quad [J] = \frac{1}{s} \quad (3.1)$$

Die *Diffusionsstromdichte j (Teilchenstromdichte)* ist der Diffusionsstrom J bezogen auf die Fläche A und gibt an, wieviele Atome pro Zeiteinheit durch die Einheitsfläche hindurchtreten (Fig. 3.2). Um lokale und nicht mittlere Werte zu erhalten wählt man die Fläche A klein:

$$j = \frac{\Delta J}{\Delta A} = \frac{\Delta M}{\Delta t \cdot \Delta A}, \quad [j] = \frac{1}{m^2 \cdot s} \quad (3.2)$$

Die Diffusionsstromdichte ist ein Mass für die Geschwindigkeit eines Diffusionsvorganges.

Die Fremdatomkonzentration c ist mit der Anzahl Atome ΔM und dem zugehörigen Volumen ΔV

$$c = \frac{\Delta M}{\Delta V}, \quad [c] = \frac{1}{m^3} \quad (3.3)$$

1. Fick'sches Gesetz Die mathematische Beziehung zur Bestimmung des Diffusionsstromes heisst *erstes Fick'sches Gesetz*:
Eindimensional (Strom in den ebenen Halbraum):

$$j = -D \frac{\Delta c}{\Delta x} = -D \frac{dc}{dx} \quad (3.4)$$

Diffusionskoeffizient D *Diffusionskoeffizient (m²/s) und Konzentrationsgefälle (Atome/m⁴ = 1/m⁴)*

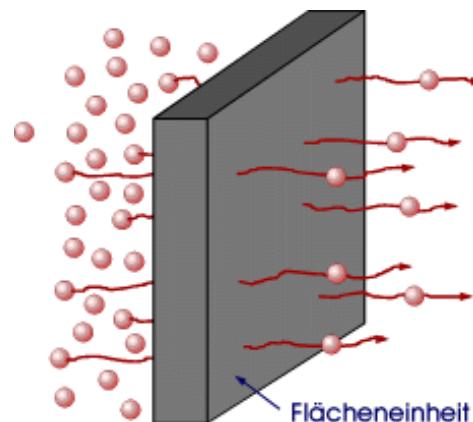


Fig. 3.2.: Diffusionsstrom

Konzentrationsgefälle

Konzentrationsgefälle Das Konzentrationsgefälle beschreibt die Ortsabhängigkeit der Zusammensetzung des Materials: Δc ist die Änderung der Konzentration auf der Länge Δx (Fig. 3.3). Das 1. Ficksche Gesetz ist ein typisches Stoffgesetz, welches die Diffusionsstromdichte über eine Stoffvariable, den Diffusionskoeffizienten, mit dem thermodynamischen Antrieb in Beziehung setzt. Letzterer ist im Falle des Konzentrationsausgleichs der negative Gradient der Konzentration der diffundierenden Atomsorte. Damit erfolgt der Diffusionsstrom in Richtung des steilsten Abstiegs vom Konzentrations“gebirge“. Das Gesetz ist der Sonderfall einer Vektorgleichung:

$$\underline{j} = -D \cdot \nabla c = -D \text{grad}(c) \quad (3.5)$$

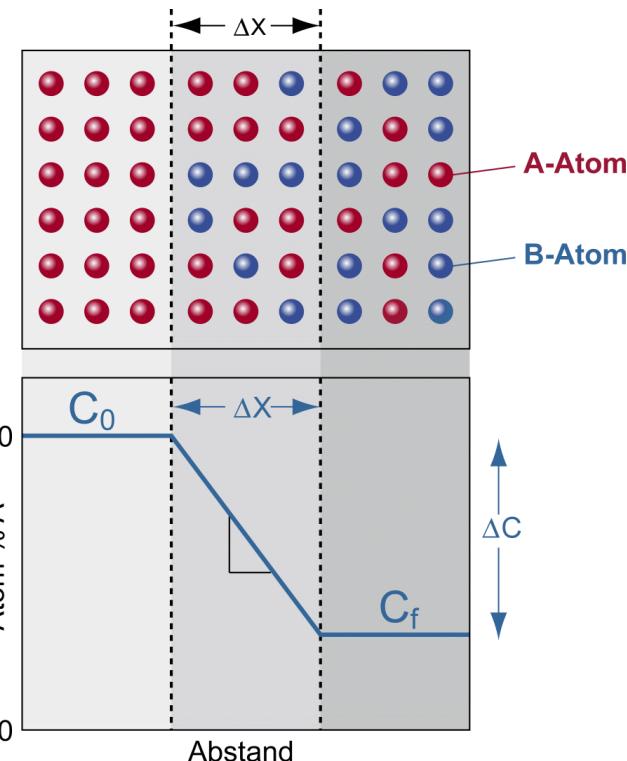
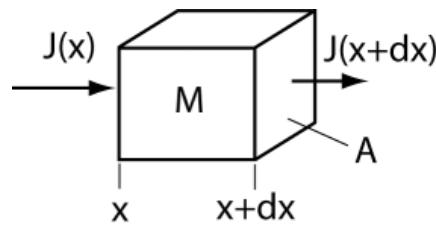


Fig. 3.3.: Schematische Darstellung des Konzentrationsgefälles

2. Fick'sches Diffusionsgesetz - Konzentrationsprofil

Das zweite Fick'sche Gesetz stammt aus einer Bilanzgleichung. Sie ist stoffunabhängig und beschreibt, dass die Atome, die in ein definiertes Kontrollvolumen eintreten und selbiges nicht wieder verlassen, sich in dem Volumen befinden müssen (Fig. 3.4).

**Fig. 3.4.: Stoffbilanz am Kontrollvolumen**

$$\text{Zunahme der Atommenge/Zeit} \quad J(x) - J(x + dx) = \frac{\partial M}{\partial t} \quad (3.6)$$

$$\text{Diffusionstromdichte} \quad j(x) = \frac{J(x)}{A} \quad (3.7)$$

$$\text{Konzentration} \quad c = \frac{M}{\Delta V} = \frac{M}{A \cdot dx} \quad (3.8)$$

$$\text{eingesetzt} \quad j(x) - j(x + dx) = \frac{\partial c}{\partial t} \cdot dx \quad (3.9)$$

$$j(x + dx) = j(x) + dj \quad (3.10)$$

$$\text{eindimensional} \quad \frac{\partial j(x, t)}{\partial x} = -\frac{\partial c}{\partial t} \quad (3.11)$$

2. Fick'sches Gesetz

mit Gleichung (3.4), ($D = \text{const.}$)

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \quad (3.12)$$

$$\text{räumlich} \quad \frac{\partial c}{\partial t} = D \left(\frac{\partial^2 c}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 c}{\partial z^2} \right) \quad (3.13)$$

Mit Hilfe dieser partiellen Differentialgleichung kann berechnet werden, wie sich in einem Festkörper vorhandene Konzentrationsunterschiede im Laufe der Zeit ändern. Die Lösungen der Gleichung hängen von den Konzentrationswerten an den Grenzen des betrachteten Volumens ab. Für den einfachen, aber besonders wichtigen Fall, dass die Diffusion in den *ebenen Halbraum* stattfindet und dass nur eine Atomsorte im Gitter einer anderen diffundiert, wie dies z.B. bei der Diffusion von Zwischengitteratomen wie Kohlenstoff im Eisengitter erfolgt, lautet die Lösung:

$$\frac{c_a - c_x}{c_a - c_0} = \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (3.14)$$

c_a bedeutet eine konstante Konzentration an der Oberfläche des betrachteten Volumens, c_0 ist die Ausgangskonzentration im Inneren

und c_x die Konzentration an der Stelle x nach der Zeit t . erf steht für das Gauss'sche Fehlerintegral (Fehlerfunktion):

**Fehler-
Funktion,
Gauss'sches
Fehlerinte-
gral**

$$\text{erf}(y) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \cdot \int_0^y e^{-\xi^2} d\xi \quad (3.15)$$

Da das Integral der Gauss'schen Fehlerverteilung nicht analytisch lösbar ist, wird diese Funktion durch Tabellenwerte (Tab. 3.1) bzw. Reihenentwicklungen berechnet. Die Darstellung in Fig. 3.6 zeigt die Ortsabhängigkeit der Konzentration zu einem bestimmten Zeitpunkt.

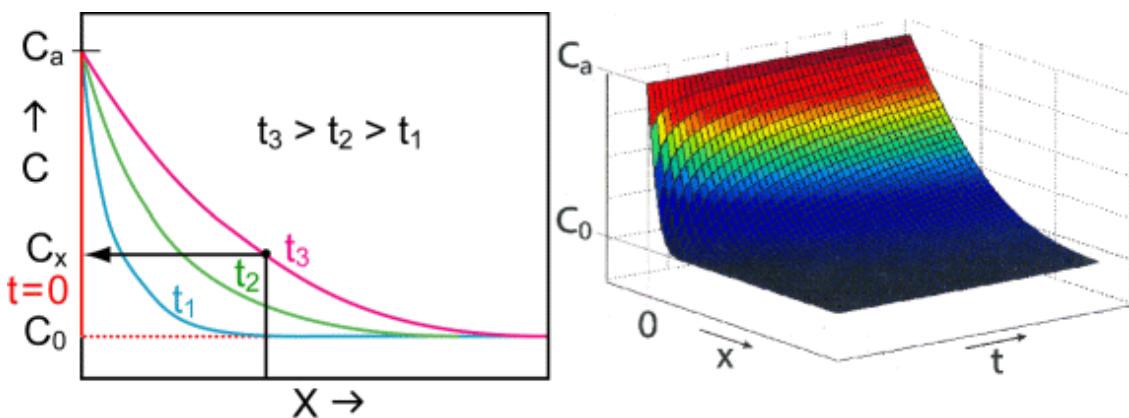


Fig. 3.5.: Fremdatomkonzentration über der Ortskoordinate x in die Tiefe des ebenen Halbraumes zu der Zeit t

Tabelle 3.1 enthält einige Werte der Fehlerfunktion. Unter der Voraussetzung, dass die Konzentrationen an der Oberfläche c_a und in der Tiefe des Körpers c_0 konstant bleiben, kann mittels der angeführten Lösung des zweiten Fick'schen Gesetzes die Konzentration einer diffundierenden Spezies nahe der Oberfläche als Funktion von Zeit und Abstand berechnet werden. Die Lösung „Diffusion in den ebenen Halbraum“ ist immer dann besonders gut geeignet, wenn die Krümmungsradien der Oberfläche im Vergleich zu den Eindringtiefen der Diffusion gross sind. Das Gesetz ist auch Grundlage für die Entwicklung einer Vielzahl von Verfahren zur Materialbehandlung einschliesslich der Härtung von Stahl.

Konzentrationsausgleich an Korngrenzen und im Korninneren

Wenn durch Abkühlung die Löslichkeit der Komponente B in α im festen Zustand abnimmt, so erfolgt nach Unterschreiten der Sättigungskonzentration eine Ausscheidung von B unter Bildung von

β -Mischkristallen, (Fig. 3.7).

Für die Bildung von Ausscheidungen an den Korngrenzen kann folgende Näherung angenommen werden: An der Korngrenze werden die auszuscheidenden Atome B zur Bildung einer zweiten Phase absorbiert. Die Konzentration von B ist dann an der Korngrenze auf die Gleichgewichtskonzentration c_{BGG} des a-Mischkristalls abgesenkt:

$$c_{BGG} = c_a$$

1. Auf die Korngrenze gebrachte B-Atome werden zur Bildung einer neuen Phase β absorbiert
2. Bildung B-verarmerter Bereiche an der Korngrenze ($c_B^\alpha = c_a$)
3. Konzentrationsgefälle von B im Kristallinneren ($c_B^\alpha = c_0$) auf c_a
4. Diffusion bis ($c_B^\alpha = c_a$) homogen im ganzen Kristall

Die Betrachtung als Diffusion in den ebenen Halbraum ist eigentlich nicht anwendbar, kann dennoch als Abschätzung zur Berechnung der Konzentration im Korninneren für $x = r_{Korn}$ angenommen werden.

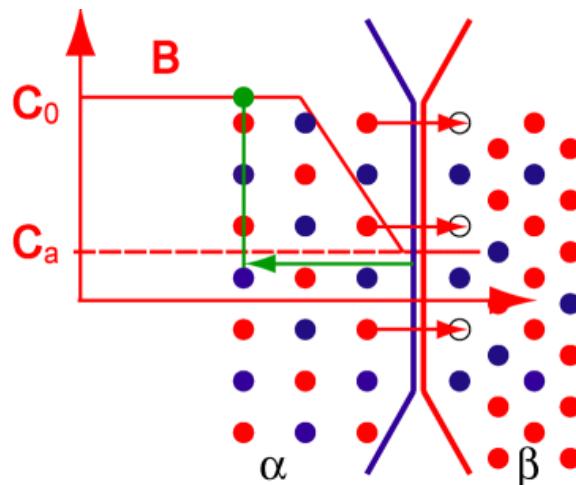
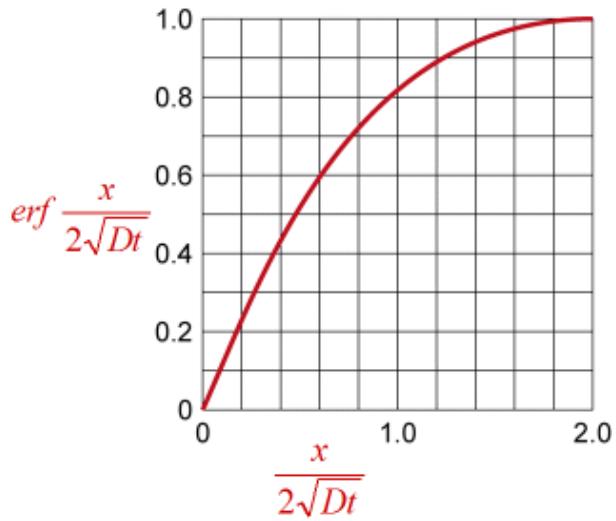


Fig. 3.6.: Bildung der Phase β aus den in α überzähligsten und ausgeschiedenen B-Atomen an der Korngrenze. Nachschub aus dem Korninneren gemäss dem Konzentrationsgefälle.

$\frac{x}{2\sqrt{Dt}}$	$\text{erf} \frac{x}{2\sqrt{Dt}}$
0	0
0.10	0.1125
0.20	0.2227
0.30	0.3286
0.40	0.4284
0.50	0.5205
0.60	0.6039
0.70	0.6778
0.80	0.7421
0.90	0.7970
1.00	0.8427
1.50	0.9661
2.00	0.9953



Tab. 3.1.: Fehlerfunktion für das zweite Fick'sche Gesetz

Arrhenius-funktion Da die Diffusion ein thermisch aktiverter Vorgang ist, lässt sich die Abhängigkeit des Diffusionskoeffizienten von der Temperatur durch die Arrheniusfunktion darstellen (Fig. 3.8).

$$D = D_0 \cdot e^{\left(-\frac{Q}{R \cdot T} \right)} = D_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T} \right) \quad (3.16)$$

(mit D Diffusionskoeffizient, D_0 Konstante (Frequenzfaktor), Q Aktivierungsenergie, R Gaskonstante, T Temperatur (in K), siehe Fig. 3.7).

Diffusions-koeffizient Diese Funktion zeigt auf, dass Diffusion bei jeder Temperatur stattfindet, sie wird aber für niedere Temperaturen so klein, dass sie technisch ohne Bedeutung ist. D_0 ist eine Konstante, die vor allem von der Frequenz der Temperaturschwingung abhängt und so ein Mass ist für die Häufigkeit, mit der ein Atom seine Extremlage mit Sprungmöglichkeit erreicht. Die Aktivierungsenergie umfasst die Energie, die für die Gesamtheit der für den Sprung erforderlichen Prozesse benötigt wird, d.h. Wanderungsenergie plus Leerstellenbildungsentnergie, wenn die Diffusion über Leerstellen ablaufen soll.

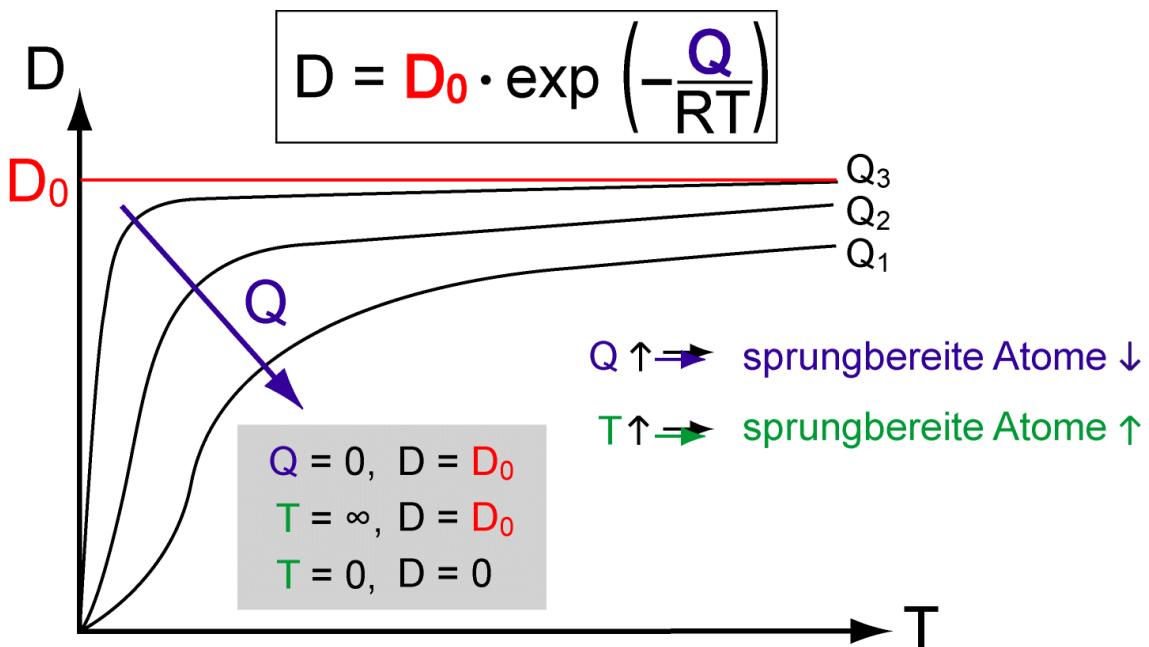


Fig. 3.7.: Arrheniusfunktion

Beispiel: Diffusion von Kohlenstoff in Austenit (γ -Eisen):

Mit $T = 900^\circ C = 1173 K$, $Q = 148 kJ/mol$, $R = 8.314 J/molK$

$$\text{folgen } \frac{T}{Q/R} = 0.066 \text{ und } \frac{D}{D_0} = 2.57 \cdot 10^{-7} = 0.000000257$$

Diese Werte liegen ganz unten links unten im Diagramm, im Bereich progressiven Wachstums mit der Temperatur.

mit $D_0 = 2.3 \cdot 10^{-5} (m^2/s)$ ergibt sich $D = 5.9 \cdot 10^{-12} (m^2/s)$

Logarithmiert man die Gleichung (3.16), so ergibt sich

$$\ln D = \ln D_0 - \frac{Q}{RT} \quad (3.17)$$

bzw.

$$\log D = \log D_0 - \left(\frac{Q}{19.150} \cdot \frac{1}{T} \right) \quad (3.18)$$

Mit dieser so entstandenen Geradengleichung $\log D = f(1/T)$ ergeben sich aus dem Anstieg der Geraden die Aktivierungs- oder Auflockerungsenergie Q und aus dem Schnittpunkt der Ordinate mit der Geraden der Frequenzfaktor D_0 (Fig. 3.8).

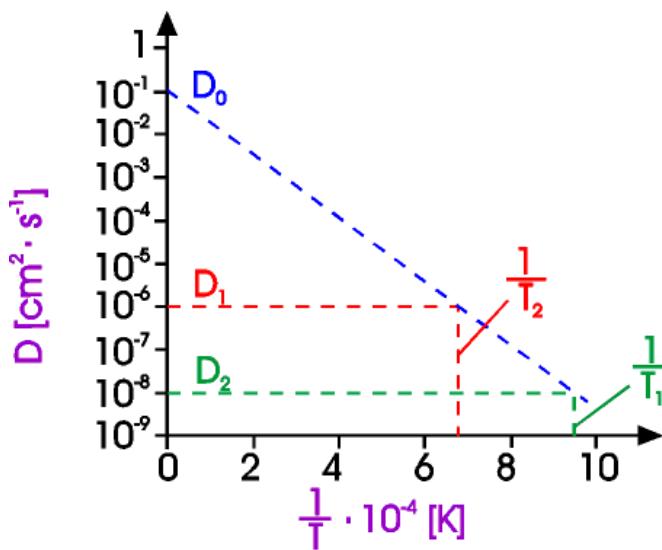


Fig. 3.8.: Bestimmung des Frequenzfaktors D_0 und der Aktivierungsenergie Q aus $\log D = f(1/T)$

Aktivierungsenergien Die Aktivierungsenergie Q ist die Energie, die erforderlich ist, damit ein Atom seinen Gitterplatz verlassen kann. Ein Zwischengitteratom benötigt normalerweise weniger Energie, um sich an den umgebenden Atomen vorbeizudrängen. Daher sind die Aktivierungsenergien für Diffusion von Zwischengitteratomen kleiner als die für Leerstellendiffusion (Fig. 3.9).

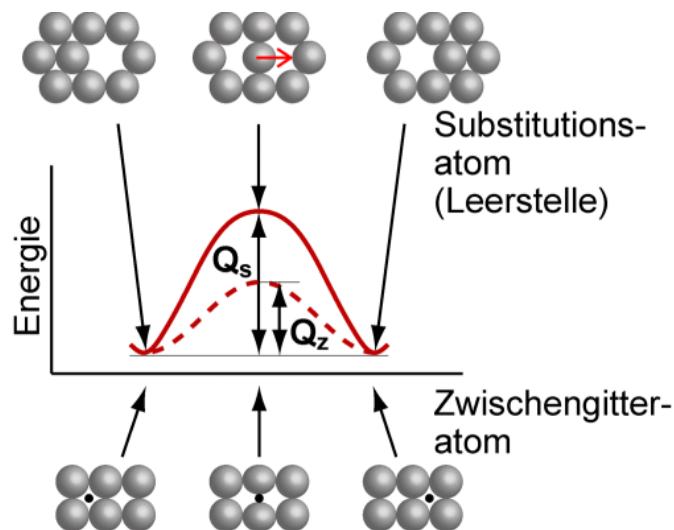


Fig. 3.9.: Schematische Darstellung der Aktivierungsenergien

Aktivierungsenergie (Schmelztemperatur) Im allgemeinen sind Aktivierungsenergien für Diffusion in dichtgepackten Kristallstrukturen grösser als für Diffusion in Strukturen niedriger Packungsdichte. Da die Aktivierungsenergie mit der Stärke

der atomaren Bindung ansteigt, ist sie für Diffusion in Stoffen mit hoher Schmelztemperatur relativ gross (Fig. 3.10). Es gilt:

$$\frac{Q}{kJmol^{-1}} = (0.14...0.17) \frac{T_S}{K} \quad (3.19)$$

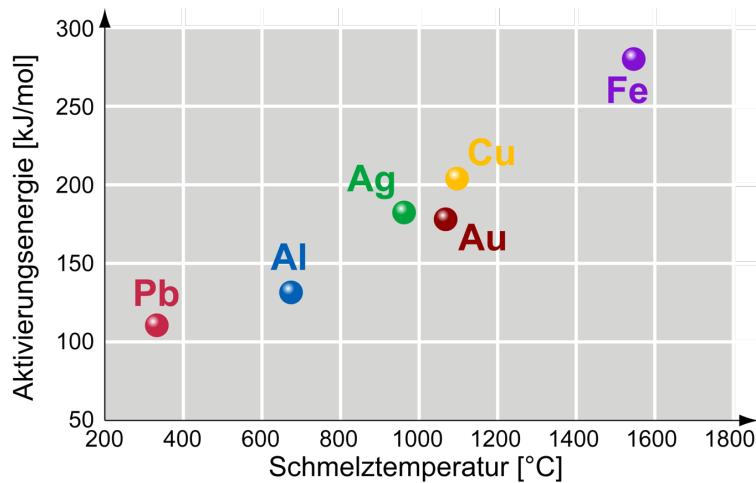


Fig. 3.10.: Aktivierungsenergie für Selbstdiffusion in Abhängigkeit der Schmelztemperatur (1 cal = 4.18 J).

Korn-grenzen-diffusion Der Diffusionskoeffizient ist generell grösser, je *lockerer die Packung* ist, d.h. grösser im Ferrit als im Austenit, grösser entlang *Versetzungslinien* und noch grösser auf Korngrenzen. Man spricht dann von *Korngrenzendiffusion*.

Tab. 3.2 zeigt einige Werte für D_0 und Q. Deutlich zu erkennen ist, dass Wasserstoff in Eisen sehr schnell diffundieren kann, und zwar so schnell, dass Stahlbehälter und Stahlrohre für den Wasserstofftransport untauglich sind.

Diffusionspartner	$D_0[m^2/s]$	Q[kJ/mol]
Fe in Ferrit	$5 \cdot 10^{-5}$	240
C in Ferrit	$2 \cdot 10^{-3}$	75
H in Ferrit	3	12
Fe in Austenit	$2 \cdot 10^{-5}$	270
Cu in Al	$8 \cdot 10^{-6}$	136
Ni in Cu	$6 \cdot 10^{-9}$	125
Cu in Ni	$1 \cdot 10^{-7}$	150

Tab. 3.2.: Frequenzfaktor D_0 und Aktivierungsenergie Q für einige Diffusionspartner [6]

3.4 Diffusionsmechanismen

Diffusions-mechanis-men

Zur Deutung der Platzwechselvorgänge der Atome bei der Diffusion sind einige Modellvorstellungen entwickelt worden, die hier kurz erwähnt werden sollen (Fig. 3.11).

Wagner-Schottky-Mechanismus

Nach diesem Mechanismus erfolgt der Platzwechsel eines Atoms über thermisch bedingte *Gitterleerstellen*. Das diffundierende Atom verlässt seinen Gitterplatz und besetzt eine Leerstelle. Von hier aus kann das Atom zu anderen Leerstellen weiterwandern. Dieser Mechanismus ist wegen der geringen erforderlichen Aktivierungsenergie im Vergleich zum Frenkel - Mechanismus der wahrscheinlichste. Er erzeugt einen umgekehrt zur Diffusionsrichtung orientierten *Leerstellenstrom*.

Frenkel-Mechanismus

Danach verlässt ein Atom seinen Gitterplatz, wobei sich eine *Leerstelle* bildet, und besetzt einen *Zwischengitterplatz* (Frenkel-Defekt).

Diffusion über Zwischengitterplätze

Über *Zwischengitterplätze* erfolgt die Diffusion von Zwischengitteratomen (interstitiell gelöste Atome) wie C, H, O, B oder N. Wegen der sehr geringen Aktivierungsenergie im Vergleich zu allen Mechanismen zur Diffusion von Gitteratomen sind diese kleinen Atome sehr leicht beweglich.

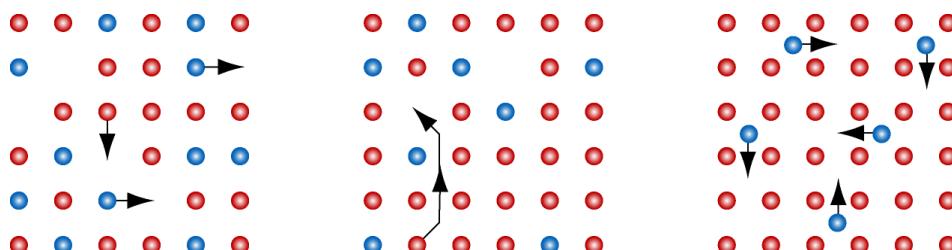


Fig. 3.11.: Verschiedene Möglichkeiten der volumen- und Gitterdiffusion

Kap. 4 Erstarrung (Kristallisation)

4.0 Lernziel

1. Einstellen des Erstarrungsgefüges in Abhängigkeit von Erstarrungsparametern, Keimzahl, Kristallisationsgeschwindigkeit resp. Unterkühlung und Richtung des Wärmetransports.
2. Anwendung von Beurteilungskriterien für die Seigerungsneigung.

4.1 Einleitung

Keimbildung Fast alle Werkstoffe kommen während ihrer Herstellung oder Verarbeitung auch im flüssigen Zustand vor. Der Übergang in den festen Zustand erfolgt nach Abkühlen bis unter den Schmelzpunkt. Für alle folgende Verarbeitung und den Gebrauch ist daher das durch die Erstarrung entstandene Gefüge Ausgangspunkt und in sehr vielen Fällen (nicht nur bei Gussteilen) lässt sich der Erstarrungszustand bis zum Endprodukt nachverfolgen, so dass dadurch dessen Eigenschaften bestimmt werden. Es lohnt sich daher den Übergang flüssig-fest und die dabei eine Rolle spielenden Mechanismen näher zu betrachten.

Kornwachstum Während der Erstarrung geht die Anordnung der Atome aus einer Nahordnung in eine Fernordnung über. Diese Umwandlung erfolgt in zwei Schritten. Im ersten Schritt findet die Keimbildung statt. Sie endet mit der Herausbildung wachstumsfähiger stabiler Partikel (Keime). Der zweite Schritt umfasst die Phase des Wachstums. Während des Wachstums lagern sich kontinuierlich weitere Atome an die vorhandenen Keime und schon entstandenen Kristallite an, bis die Schmelze vollständig aufgebraucht ist.

4.2 Keimbildung

Differenz der freien Enthalpie, Am Schmelzpunkt erfolgt der Übergang aus der flüssigen (S) in die feste (k) Phase. An dieser Stelle gilt für die freie Enthalpie

Unterkühlung

$$G_k(T) = G_S(T) \quad (4.1)$$

während bei tieferen Temperaturen

$$G_k(T) < G_S(T) \quad (4.2)$$

Die bisherige Betrachtung liess ausser Acht, dass beim Übergang zwischen Festkörper (k) und Schmelze (S) eine Grenzfläche (Fig. 4.1) gebildet werden muss, die freie Enthalpie enthält. Die Umwandlung Schmelze in Festkörper kann also unter Berücksichtigung der Grenzfläche nur stattfinden, wenn die Schmelze unterkühlt wird und bei der einsetzenden Umwandlung tatsächlich freie Enthalpie entsteht. Die bei der Erstarrung frei werdende freie Enthalpie wächst mit dem Volumen des Festkörpers an, da die freie Enthalpie wie alle Energieformen eine additive, d.h. masseproportionale, Grösse ist.

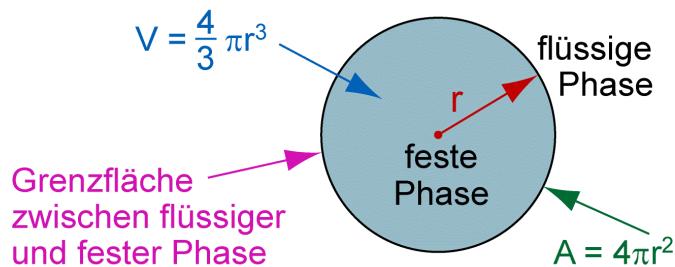


Fig. 4.1.: Übergang vom flüssigen in den festen Zustand

Oberflächen-energie

Diese Grenzfläche ist mit einer spezifischen freien Oberflächenenergie σ verbunden, die ebenfalls mit der Grösse des Festkörpers anwächst. Die Gesamtänderung der Energie ergibt sich somit aus der Bilanz der freigesetzten Volumenenergie und der verbrauchten Oberflächenenergie:

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta g_V + 4\pi r^2 \sigma \quad (4.3)$$

Hierbei bedeuten ΔG die Zunahme der freien Enthalpie, welche durch einen Vorkeim/Keim bei der Erstarrung gebildet worden ist (negativ für grosse r), $4\pi r^3/3$ das Volumen des kugelförmig angenommenen Keimlings mit dem Radius r , $4\pi r^2$ seine Oberfläche, σ die freie Oberflächenenergie (pro Oberfläche) und Δg_V die spezifische freie Volumenenergie (die Differenz der freien Enthalpie fest-flüssig, pro Volumen), die mit negativem Vorzeichen in diese Bilanz eingeht (Fig. 4.2).

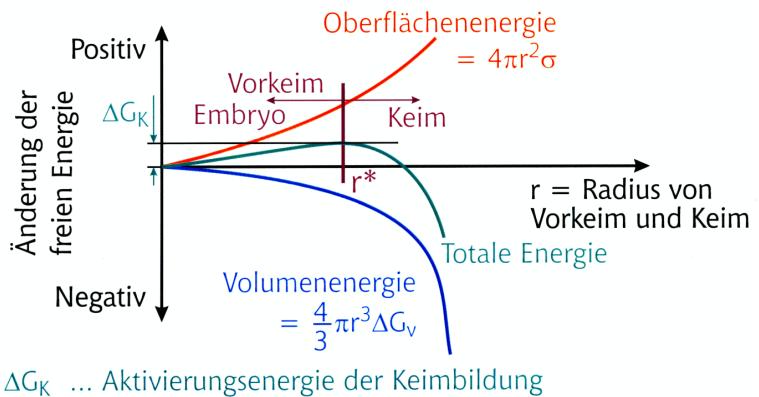


Fig. 4.2.: Die gesamte freie Enthalpie bei der Erstarrung ändert sich mit der Grösse des Festkörpers.

Embryo-/Vorkeim Solange der Festkörper noch sehr klein ist (im Radius kleiner als r^* in Fig.4.2), nimmt seine freie Gesamtenergie beim Wachsen zu. Daher möchte er sich wieder auflösen und freie Enthalpie abgeben. Er befindet sich in dem noch instabilen Stadium des Embryos (Vorkeim) (Fig. 4.5). Der kritische Radius ergibt sich aus

$$\frac{dG}{dr} = 0 \quad \text{zu} \quad r^* = \frac{-2\sigma}{\Delta g_V(T)} \quad (4.4)$$

Die Grenzflächenenergie σ ist genähert temperaturunabhängig und als aufzuwendende Enthalpie negativ, während die volumenabhängige freie Enthalpiedifferenz mit abnehmender Temperatur zunimmt, gleich null ist für $T=T_S$, d.h. an der Gleichgewichtsschmelztemperatur.

Unterkühlung Ist die Schmelze unterkühlt, nennt man die Differenz von Gleichgewichtsschmelztemperatur T_S und vorliegender Temperatur T die Unterkühlung

$$\Delta T = T_S - T \quad (4.5)$$

Der kritische Radius r^* wird also gemäss Fig. 4.3 um so kleiner, je grösser die Unterkühlung ist. Erst nach Überschreiten von r^* nimmt die gesamte freie Enthalpie mit wachsendem Radius ab. Aus dem Vorkeim hat sich ein stabiler Keim entwickelt. Die Keimbildungsphase ist abgeschlossen, und es beginnt die Wachstumsphase.

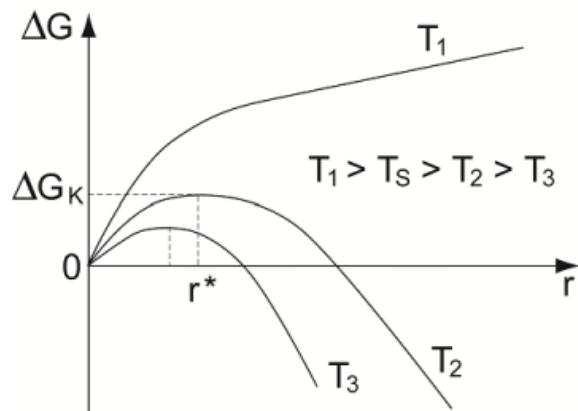


Fig. 4.3.: Freie Enthalpie ΔG eines (Vor)-Keimes in Abhängigkeit seiner Grösse (Radius r) und kritischer Radius r^* bei verschiedenen Temperaturen, nach Hornbogen [6]

Kluster: Damit ist aber zu klären, warum es überhaupt jemals - auch bei unendlicher Unterkühlung - einen stabilen Keim gibt. In der Schmelze entstehen geordnete Zusammenballungen von einzelnen Atomen mit einem Radius r mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit. Diese Bereiche werden als Kluster bezeichnet; sie dienen als Ausgangsstufe für die Vorkeime (Fig. 4.5)

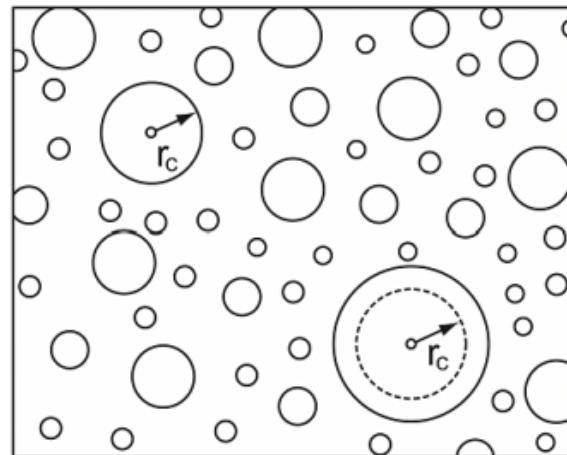


Fig. 4.4.: Zusammenballungen von Atomen mit Radius $r > r^*$ oder $r < r^*$

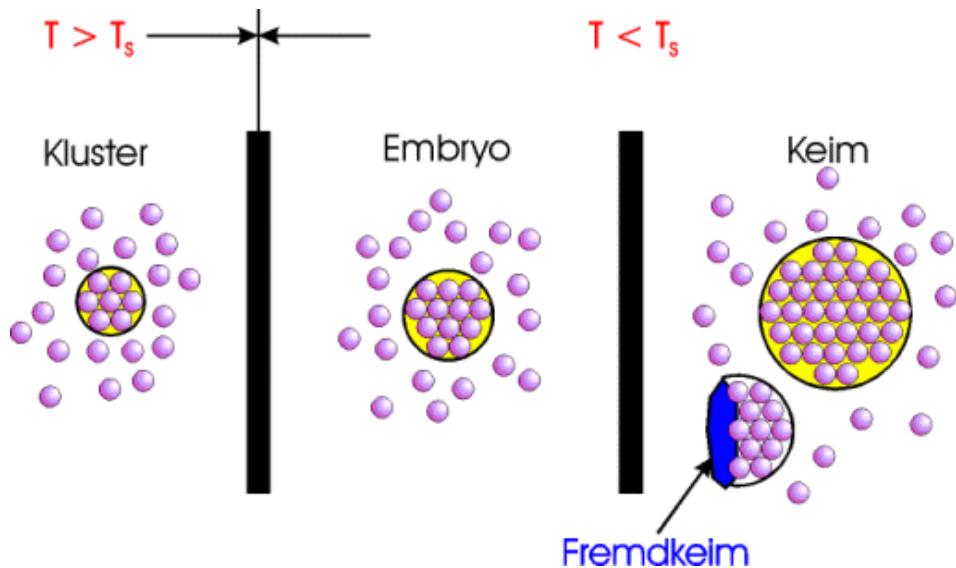


Fig. 4.5.: Kluster, Vorkeime (Embryos) und Keime in Abhängigkeit der Unterkühlung

Die Anzahl der Zusammenballungen mit Radius $r > r^*$ lassen sich berechnen als

$$n = N_A \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G(r^*(\Delta T))}{kT}\right) \quad (4.6)$$

Dabei ist N_A die Anzahl der Atome, k die Boltzmannkonstante.

Homogene Keimbildung Unter *homogener Keimbildung* versteht man die Keimbildung in der reinen Schmelze ohne Beteiligung von Fremdkörperoberflächen. Sie setzt eine ausreichend grosse Unterkühlung voraus. Durch die niedrige Temperatur können sich erstens mehr Atome anhäufen und grössere Vorkeime bilden, und zweitens verringert sich der kritische Radius r^* als Folge des grösseren energetischen Unterschieds von flüssiger und fester Phase.

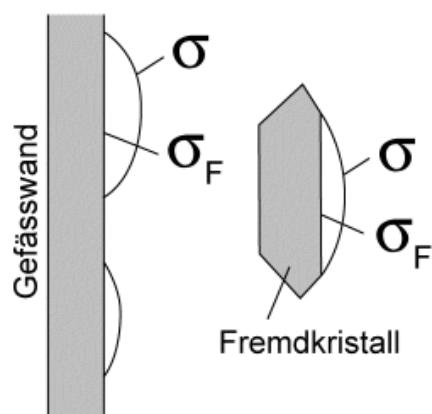


Fig. 4.6.: Heterogene Keimbildung

Heterogene Keimbildung Praktisch findet die Keimbildung sehr häufig an Verunreinigungen oder Behälterwänden statt, deren Oberflächen hierfür günstige energetische Bedingungen bieten (Fig. 4.6). Die Keimbildung erfordert wegen der verringerten Grenzfläche weniger Atome, und die notwendige Unterkühlung ist damit geringer. Diese auf Fremdoberflächen stattfindende Keimbildung wird als *heterogene Keimbildung* bezeichnet. Dies lässt sich ebenfalls aus Gleichung (4.3) ableiten (vgl. Fig. 4.6). Beachtet man, dass das Volumen eines Keims der Anzahl n der am Keim beteiligten Atome proportional ist, folgt aus Gleichung

$$\Delta G = a \cdot \Delta g_V \cdot n + b\sigma \sqrt[3]{n^2} \quad (4.7)$$

mit Formfaktoren a und b . Da nun auch die Oberfläche des Fremdkeims eine Oberflächenenergie σ_F hat, die durch Überdeckung derselben mit geordneten Atomen gewonnen werden kann, gilt:

$$\Delta G = a \cdot \Delta g_V \cdot n + (b\sigma - c\sigma_F) \cdot \sqrt[3]{n^2} \quad (4.8)$$

Impfen Viele Keime bedeutet feines Korn, da jeder Keim Ausgangspunkt für die Fernordnung ist. Um ein feines Korn zu erzielen kann man daher die Unterkühlung vergrößern oder aber der Schmelze absichtlich Fremdpartikel zusetzen. Diesen Vorgang bezeichnet man als *Kornfeinen* oder *Impfen*. Für Stahlschmelzen verwendet man dafür häufig Aluminium, welches mit dem in der Stahlschmelze gelösten Sauerstoff Aluminiumoxidpartikel bildet.

4.3 Erstarrungsfehler - Seigerung

Seigerungen Seigern heißtentmischen. Unter Seigerungen versteht man also Konzentrationsunterschiede, die beim Erstarren von Schmelzen auftreten können und zu Inhomogenitäten des Gefüges führen. Das Grundphänomen ist die Tatsache, dass gelöste Stoffe in flüssigen Metallen im allgemeinen eine höhere Löslichkeit haben als in festen Metallen. Diese Seigerung kann sowohl im Massstab eines Korns (*Kristallseigerung*), als auch im Massstab eines Gussstücks oder Blocks (*Blockseigerung*) auftreten.

Kristall-seigerung Bei Legierungen, die Mischkristalle bilden, sind Kristallseigerungen möglich und zwar dann, wenn die Diffusionsgeschwindigkeit kleiner ist als die Erstarrungsgeschwindigkeit, was bei den praktischen Abkühlungsgeschwindigkeiten fast stets der Fall ist. In Kapitel 2 wurde vorausgesetzt, dass die zuerst entstehenden und die hernach folgenden Teile Ihre Konzentration über Diffusion so ausgleichen, dass

ein homogen zusammengesetzter Mischkristall mit Gleichgewichtszusammensetzung entsteht (Fig. 4.8).

Zur Verdeutlichung nehmen wir zunächst an, in der festen Phase finde ein vollständiger Konzentrationsausgleich statt (Fig. 4.8). Das heisst der bei T_1 mit 5% B ausgeschiedene α -Mk ändert seine Zusammensetzung bei T_2 auf 7,5% B und hat dann bei vollständiger Erstarrung 10% B erreicht. Jeder der vier vollständig erstarrten Kristalle hat im Korninnern und am Kornrand 10% B. Die Kristalle müssen daher im festen Zustand B durch Diffusion aufnehmen.

Scheinbare Soliduslinie Im Seigerungsfall soll kein Konzentrationsausgleich stattfinden. Auch dann beginnt sich (Fig. 4.8 unten) bei Temperatur T_1 ein α -Mk mit 5% B auszuscheiden, der bei weiterer Abkühlung auf T_2 von α -Mk mit 7,5% B, auf T_3 von α -Mk mit 10% B konzentrisch umgeben wird. Bei der Konzentration von 10% B ist nun aber nicht wie im Gleichgewichtsfall die Schmelze aufgebraucht, da ja die mittlere Konzentration des gebildeten Mk kleiner ist. Es bildet sich noch ein zusätzlicher Ring mit 12,5% B. Dabei wird die Erstarrung zu tieferen Temperaturen verschoben entlang einer scheinbaren Soliduslinie, und sie kommt zum Abschluss, wenn die mittlere Konzentration von 10% B erreicht wird.

Bei der *realen* Mischkristallerstarrung findet ein teilweiser Konzentrationsausgleich durch Diffusion statt, die entsprechende scheinbare Soliduslinie liegt also näher der Gleichgewichtslinie. Die Seigerung von Mischkristallen ist umso grösser,

- je grösser die Abkühlungsgeschwindigkeit
- je kleiner die Diffusionsgeschwindigkeit und
- je breiter das Erstarrungsintervall ist.

Blockseigerung Die Kristallseigerung führt parallel zur grösseren Reinheit des Mischkristalls zu einer mit Verunreinigungen angereicherten Schmelze. Da diese beweglich ist, sind die Verunreinigungen auf die letzten noch flüssigen Zonen im inneren des Blocks konzentriert. Daraus ergibt sich ein Konzentrationsunterschied über den ganzen Block.

umgekehrte Blockseigerung Bei Cu- und Al-Legierungen tritt auch die umgekehrte Blockseigerung auf. Es wird durch verschiedene Einflüsse ein Teil der verunreinigten Schmelze aus dem Blockinnern an die Blockoberfläche gedrückt, so dass der Kern reiner ist als die Oberfläche. Durch die wegen der Erkaltung der Block - oder Gussstückwand entstehende Abnahme des Innenvolumens wird die Schmelze durch die Stengelkristalle und das Dendritengeflecht der Randzone nach aussen

gedrückt, wo die Schmelze in Form von Ausquellungen an der Oberfläche erstarrt.

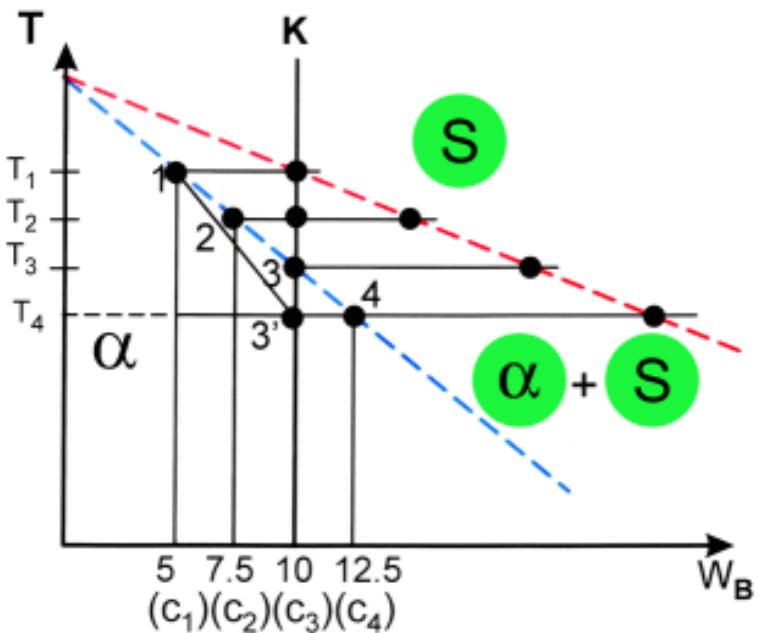
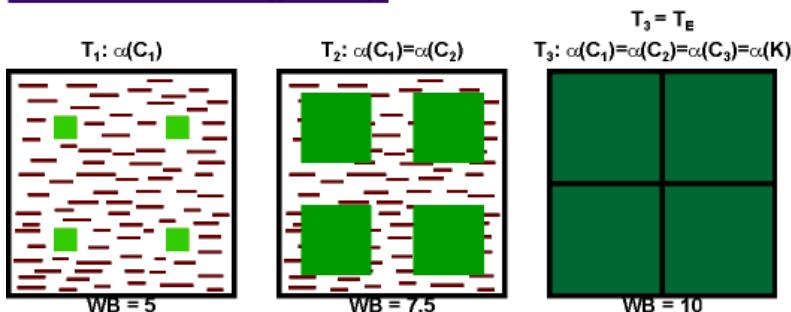


Fig. 4.7.: Ideale Erstarrung entlang der gestrichelten Soliduslinie, reale Erstarrung mit Seigerung entlang 1-3'

Ideal: keine Seigerung



Real: Seigerung

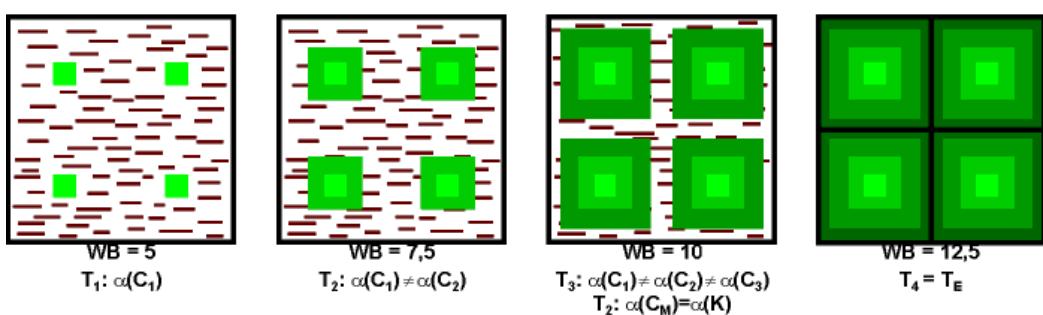


Fig. 4.8.: Kristallseigerung bei Erstarrung nach Fig. 4.7

- Kochen** Vergiesst man flüssigen Stahl in Kokillen, d.h. metallene Formen, beginnt die Erstarrung von aussen, die Verunreinigungen, Si, Mn, S, P werden nach innen gedrängt.
- Desoxidationsmittel** Da Eisen im flüssigen Zustand grosse Mengen Sauerstoff aufnehmen kann, dieser also an der Erstarrungsfront frei wird, zu CO verbrennt und als Blasen aufsteigt, beginnt das Schmelzbad zu "köchen".
- Beruhigung** Die aufsteigenden Blasen befördern die Verunreinigungen nach oben und innen gemäss Fig. 4.9:

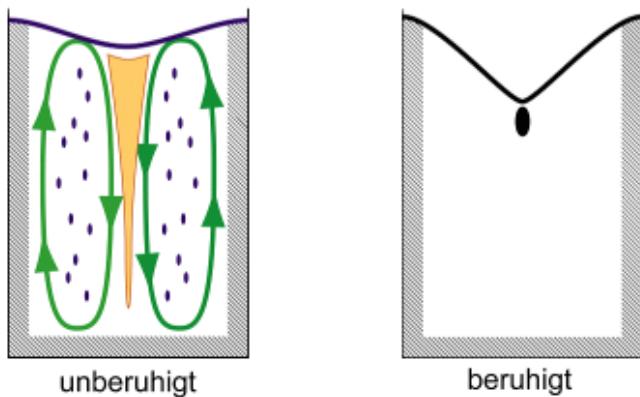


Fig. 4.9.: Kochen der stahlschmelze bei der erstarrung und beruhigtes Vergießen

Diese Konzentrationsunterschiede bleiben bei allen umformtechnischen Veränderungen bestehen und geben immer einen stärker verunreinigten Bereich in der Mitte des Halbzeugs, der schlechtere mechanische Eigenschaften hat, wie z.B. verringerte Querzugfestigkeiten von Blechen. Da die verunreinigte Zone niedriger schmilzt, wird der Stahl warmrissanfällig und „rotbrüchig“.

Mit dem sog. Baumannabdruck kann man durch Aufpressen von mit stark verdünnter Schwefelsäure getränktem Fotopapier auf Materialproben direkt deren Schwefelgehalt nachweisen, Fig. 4.10.

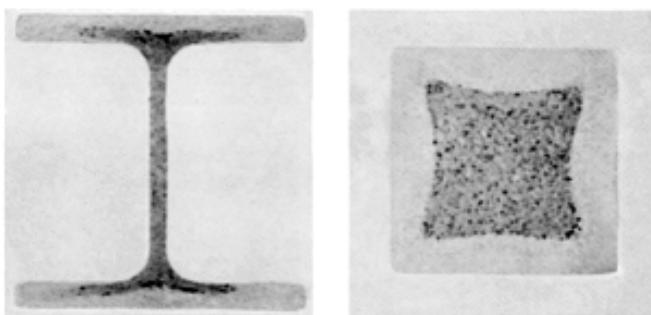


Fig. 4.10.: Baumannabdruck von einem I-Träger und einem Vierkantprofil

Um dies zu vermeiden wird dem Stahl Desoxidationsmittel beigegeben, d.h. Si, Mn bzw. Aluminium, welches eine besonders starke Affinität zu Sauerstoff hat. Damit unterbleiben das Kochen und die Seigerung. Der Nachteil ist, dass sich wegen der stärkeren Durchmischung und der daraus resultierenden, homogeneren Schmelze grössere Temperaturgefälle einstellen, der Kopflunker ist deutlich tiefer als beim unberuhigten Verguss (vgl. Fig. 4.9), da insgesamt die Entgasung gründlicher ist und weniger Bläschen zurücklässt. Es enthalten:

Unberuhigter Stahl	nur Mn
Beruhigter Stahl	Mn + Si (>0.15%) oder Mn + Al (>0.02%)
Stark beruhigter Stahl	Mn+ Si (>0.15%) + Al(>0.02%)

Somit lässt sich nachträglich die Desoxidationsart nachweisen. (Die Desoxidationsart wird in der Stahlbenennung mit verschlüsselt).

4.4 Wachstum

Ist ein Keim gebildet, wächst der kristalline Festkörper durch Anlagerung von Atomen aus der Schmelze weiter an. Der Wachstumsvorgang hängt vom Abtransport der freigesetzten Wärme ab. Diese besteht aus zwei Anteilen: der spezifischen Wärme der Schmelze und der latenten Erstarrungswärme. Spezifische Wärme wird freigesetzt, wenn sich die Schmelze bis auf die Erstarrungstemperatur, bei Unterkühlung auch darunter abkühlt. Die latente Wärme wird erst beim Erstarrungsvorgang frei.

- Planares Wachstum** Zunächst wird der seigerungsfreie Fall betrachtet: Wenn sich die Temperatur der Schmelze oberhalb der Erstarrungstemperatur befindet, können sich an der Wachstumsfront keine Erhebungen ausbilden. Die Grenzfläche zur Schmelze verschiebt sich planar. Die latente Wärme wird von der Grenzfläche durch den Festkörper abgeleitet. Würde sich nämlich eine Erhebung ausbilden, verschiebt sich die Erstarrungsfront in einen Bereich höherer Temperatur, die Erstarrung käme dort zum Erliegen.

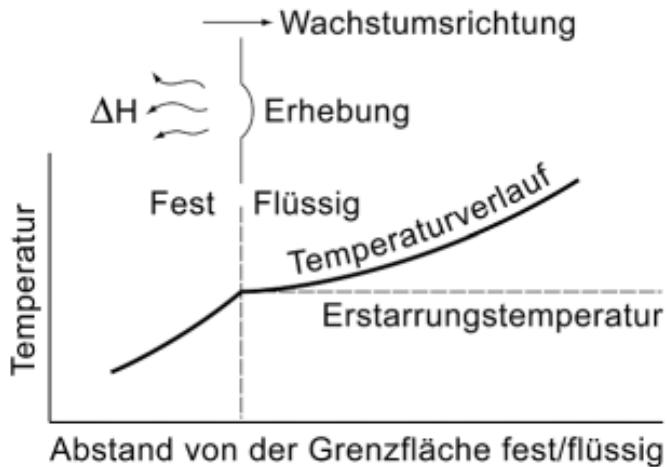


Fig. 4.11.: Glatte Erstarrungsfront

Bei schwacher Keimbildung unterkühlt sich die Schmelze, bevor die Erstarrung einsetzt. Dabei entsteht ein Temperaturprofil nach Fig. 4.12, weil an der Erstarrungsfront die Schmelzwärme frei wird, ist dort die Temperatur höher.

Dendritisches Wachstum Bei unterkühlter Schmelze können Erhebungen auf der Grenzfläche fest/flüssig schnell als *Dendriten* (Tannenbaumkristalle) anwachsen, da sich Erhebungen in den Bereich tieferer Temperaturen ausdehnen wo die Erstarrung schneller abläuft. Die latente Erstarrungswärme wird an die Schmelze abgeführt und deren Unterkühlung dadurch vermindert. Dendriten wachsen solange, bis die unterkühlte Schmelze sich auf Erstarrungstemperatur erwärmt hat.

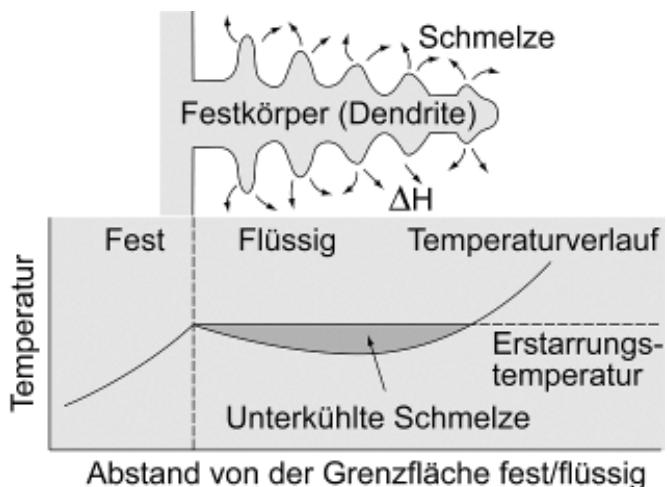


Fig. 4.12.: Dendritisches Wachstum

Die Bildung von Dendriten wird im Falle der Seigerung, durch die vor der Erstarrungsfront inhomogene Verteilung der Verunreinigungen

und Legierungsbestandteile gemäss Fig. 4.13 begünstigt. Diese führt dazu, dass die Schmelztemperatur an der Erstarrungsfront selbst am niedrigsten, die Unterkühlung $\Delta T = T_s - T$ am kleinsten ist. Eine Erhebung auf der Erstarrungsfront wächst also in einen Bereich gröserer Unterkühlung hinein, wo die weitere Erstarrung beschleunigt wird.

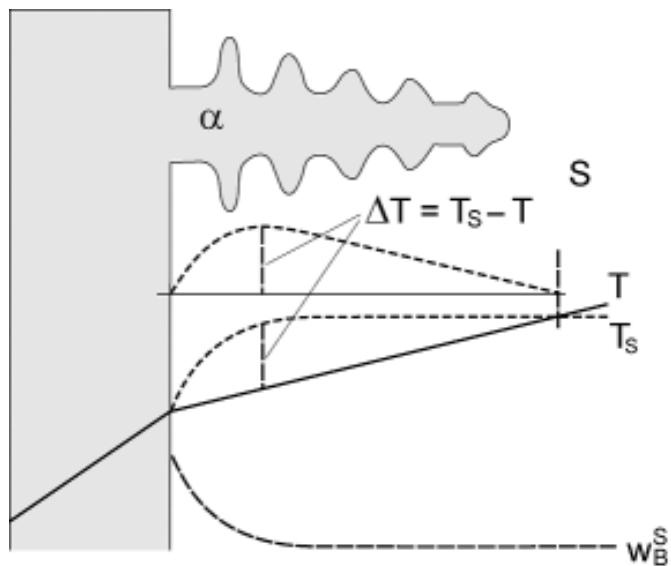


Fig. 4.13.: Begünstigung des dendritischen Wachstums durch Seigerungen, konstitutionelle Unterkühlung.

Fig. 4.14 zeigt, dass demnach dendritisches Wachstum vor allem im Bereich der Bildung von primären Kristallen vorliegt, wobei die Tannenbaumkristalle hernach vom Eutektikum umschlossen werden. Je grösser das Schmelzintervall ist, desto ausgeprägter ist die Dendritenbildung, wegen der damit auftretenden stark inhomogenen Zusammensetzung der Schmelze vor der Erstarrungsfront. Legierungen, mit einem Schmelzpunkt (reine Metalle und Eutektika) zeigen keine Dendritenbildung.

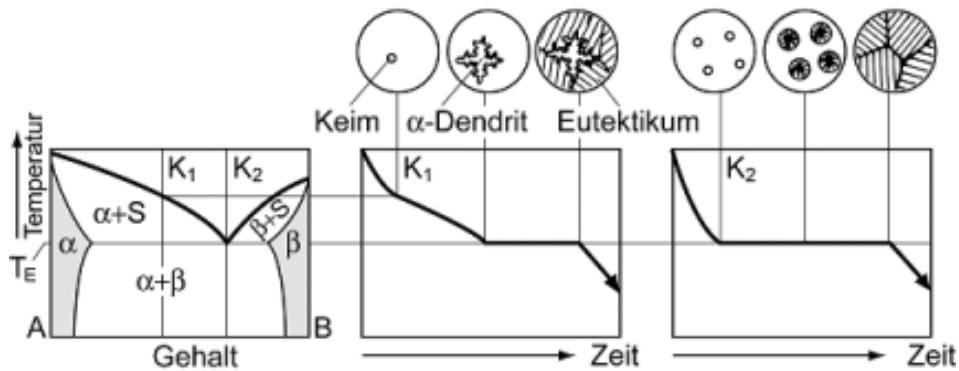


Fig. 4.14.: Bildung von Dendriten im Bereich der Bildung primärer Kristalle.

4.5 Erstarrungsgesetze

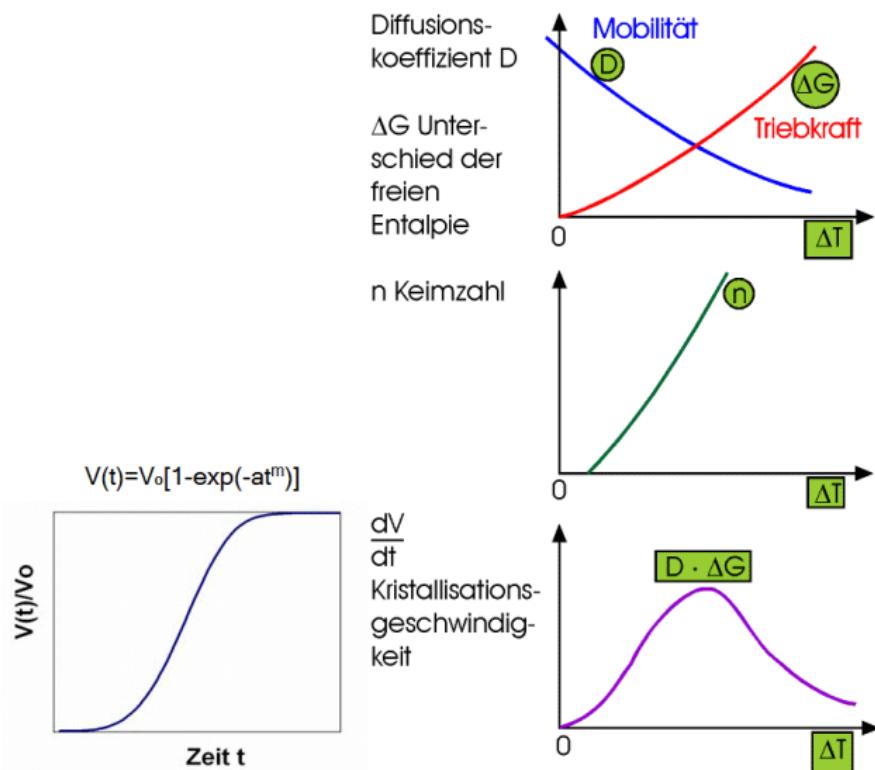
Die Endgrösse eines Kornes ist abhängig von der Anzahl der Keime und ihrer Verteilung. Die Anzahl der Eigenkeime nimmt zu je grösser die Unterkühlung ist.

Kristallisationsgeschwindigkeit Die *Kristallisationsgeschwindigkeit* dV/dt (pro Zeiteinheit gebildetes Kristallvolumen) hängt vom *Unterschied der freien Enthalpie* zwischen der Schmelze und dem Kristall ab, der mit zunehmender Unterkühlung zunimmt. Die Kristallisationsgeschwindigkeit ist ausserdem von der Beweglichkeit der Atome abhängig, die mit zunehmender Unterkühlung abnimmt. Das Mass für die Beweglichkeit der Atome ist der Diffusionskoeffizient. Dadurch ergibt sich für eine bestimmte Temperatur ein Maximum (Fig. 4.15).

Typischerweise hat eine Keimbildungs - Wachstumsreaktion, wie sie an verschiedenen Stellen in den Naturwissenschaften und der Technik vorkommt, ein Zeitgesetz, welches Fig. 4.15 links zeigt. Zu Anfang ist die Oberfläche zur Anlagerung weiterer Atome zu klein oder es liegen zuwenig Keime vor. Am Ende der Reaktion läuft die Kurve in eine Sättigung, weil weniger Schmelze zur Umwandlung zur Verfügung steht. Solche S - förmigen Verläufe werden gemäss

$$V(t) = V_0[1 - \exp(-at^m)] \quad (4.9)$$

beschrieben, wobei $V(t)$ das erstarrte Volumen bedeutet.

**Fig. 4.15.: Erstarrungsgesetze**

Schmelzwärme Ausserdem muss berücksichtigt werden, dass in der Grenzfläche die Schmelzwärme frei wird. Die Erstarrung kann erst fortschreiten, wenn die Wärme abgeführt wird. Die *Erstarrungsgeschwindigkeit* ist daher durch die *Geschwindigkeit der Wärmeabfuhr* begrenzt.

4.6 Gussblockstruktur

Metallschmelzen werden in *Gussformen* (oder *Kokillen*) gegossen, in denen sie erstarrten. Die Makrostruktur dieses Rohblocks kann aus drei verschiedenen Zonen bestehen. Die Richtung des zur Wärmeabfuhr notwendigen Temperaturgradienten bestimmt die Form der bei der Erstarrung entstehenden Kristalle. Diese wachsen nämlich in Richtung des Gradienten. Mit dieser Information kann man im Schliffbild eines Gussstücks erkennen, wie die Abkühlung erfolgte. Fig. 4.16 verdeutlicht dies für einen quaderförmigen Block. Dort entstehen die Keime auf der Außenwand, durch die die Wärmeabfuhr erfolgt.

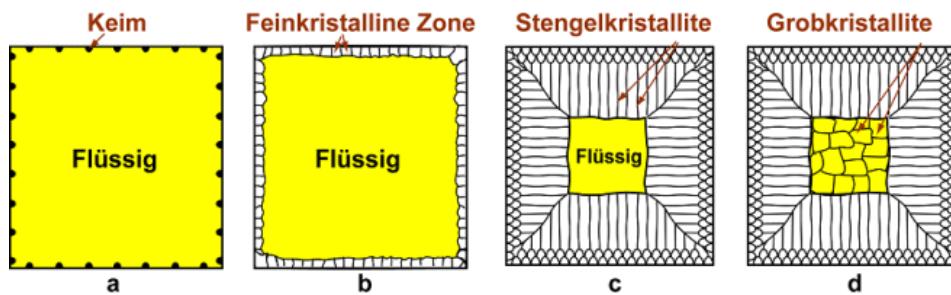


Fig. 4.16.: Makrostruktur eines Gussblocks (a) Keimbildung, (b) Feinkristalline Zone, (c) Stengelkristalle, (d) Grobkristallite

feinkristallin Die *feinkristalline Zone* ist auf einige mm begrenzt. Sie entspricht der ersten Erstarrungsphase (Berührung mit der Kokille), in der durch die schnelle Abkühlung der Schmelze und die Wand selbst viele Keime entstehen. Da diese Zone neben der feinen Kornstruktur gute mechanische Eigenschaften hat und dazu noch besonders rein ist, wird sie als *Speckschicht* bezeichnet.

stengel-kristallin Die *Stengelkristallisationszone* besteht aus stark gestreckten, ins Innere der Blöcke gerichteten Körnern. Zu deren Bildung ist eine ausreichende Abkühlungsgeschwindigkeit notwendig (keine Stengelkristalle bei grossen Sandabgüssen). Der Temperaturgradient weist von aussen nach innen, somit wachsen die Kristalle gerichtet nach innen. Beim *Strangguss* kann diese Zone bis in den Kern hineinreichen.

grob-kristallin Die *grobkristalline Zone* entspricht der geringeren Abkühlungsgeschwindigkeit im Innern des Blockes. Da die Wärmeabfuhr in alle Wände erfolgt, verschwindet der Einfluss der Erstarrungsrichtung. Fig. 4.17 zeigt z.B. die typische Gefügestruktur einer Schweissnaht. Die Temperaturgradienten zeigen vom festen, nicht aufgeschmolzenem Material weg. In dieser Richtung erstrecken sich demnach die als Linien zu erkennenden Korngrenzen der Stengelkristalle.

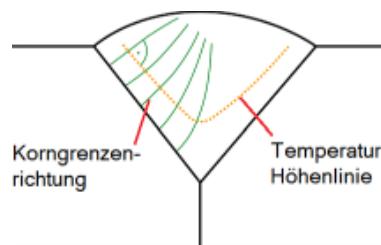


Fig. 4.17.: Gefügestruktur einer Stumpfstoss-Schweissnaht

4.7 Gerichtete Erstarrung und Einkristall

Gerichtete Erstarrung

Für bestimmte Anwendungen sind *Globularzonen* in Gussstücken nicht erwünscht (z. B. Schaufeln für Turbinen). Bei Hochtemperaturbeanspruchung erfolgt die Verformung massgeblich über Korngrenzengleiten. Zur Erhöhung der Kriechfestigkeit gilt es daher, den Anteil an Korngrenzen zu verringern, grobe Körner bis hin zu einkristallinen Bauteilen zu erzeugen. Die gerichtete Erstarrung erhöht die Kriech- und Bruchfestigkeit des Materials vor allem dann, wenn die Korngrenzen wie in Fig. 4.18 parallel zur vorherrschenden Fliehkräftebelastung verlaufen. Sie lässt sich dadurch erreichen, dass die Gussform auf einer Seite erhitzt und auf der anderen Seite gekühlt wird (Fig. 4.18). Die Kristallite wachsen säulenförmig, die Korngrenzen verlaufen in Längsrichtung. Querliegende Korngrenzen, die die Bruchgefahr erhöhen, sind im Wachstum benachteiligt.

Einkristall aus einem Keim

Noch bessere Eigenschaften lassen sich mit *Einkristallen* erzielen. Hierbei entsteht der Festkörper aus einem einzigen Keim. Durch einen schlaufenförmigen Kanal wird erreicht, dass von der Abschreckschicht nur ein Kristall in den Formraum hineinwächst.

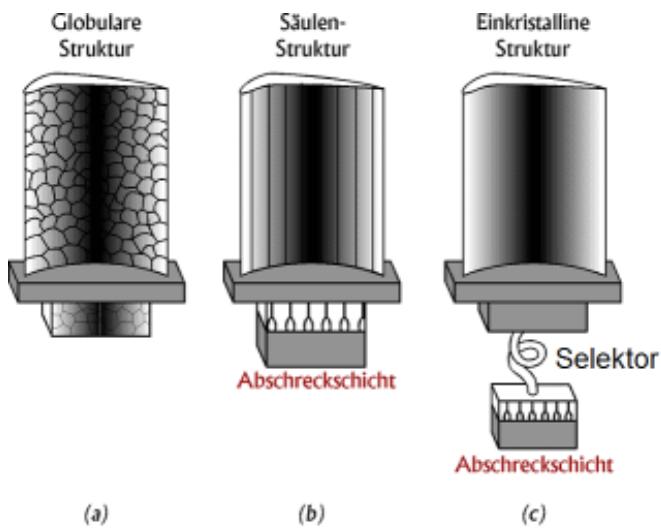


Fig. 4.18.: Kornstruktur von Turbinenschaufeln: (a) Globulare Struktur, (b) gerichtete Säulenstruktur, (c) Einkristall

4.8 Giesstechnische Eigenschaften: Schwindung, Fliessvermögen

Schwindung

Für den Verguss von Metallen ist die Schwindung, d.h. die Volumenabnahme bei Abkühlung von besonderer Bedeutung. Man unterscheidet (Fig. 4.1):

- Schwindung im flüssigen Zustand

- Erstarrungsschwindung: Volumenabnahme bei Phasenumwandlung
- Schwindung im festen Zustand: führt zu Spannungen, Massänderungen gegenüber der Gussform und Rissen

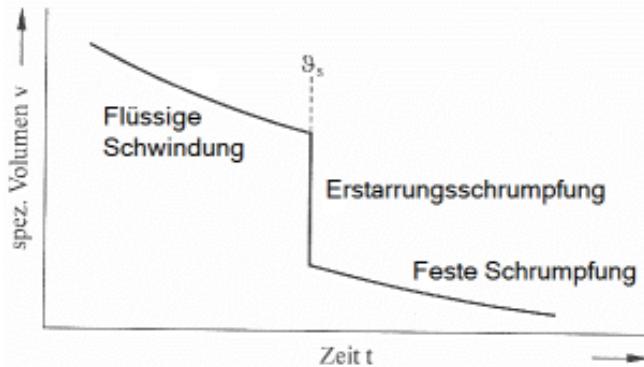


Fig. 4.19.: Drei Stufen der Volumenabnahme beim Giessen

Werkstoff	Erstarrungs-schrumpfung [Vol%]	lineare feste Schwin-dung [%]
Gusseisen GJL	3.0	0.5...1.3
Sphäroguss GJS	5.0	0.8...2.0
Temperguss GJM	5.5	1.0...
Stahlguss GS	4.0...6.0	1.5...2.5
EN AC Al Si2	5.0	0.8...1.5
GD-ZnAl14	6.5	1.1...1.5
CuZn33Pb2-c	4.0	1.8...2.3

Tab. 4.1.: Schwindmasse verschiedener Gusswerkstoffe

$$(\varepsilon_{Vol} = 3 \cdot \varepsilon_{lin})$$

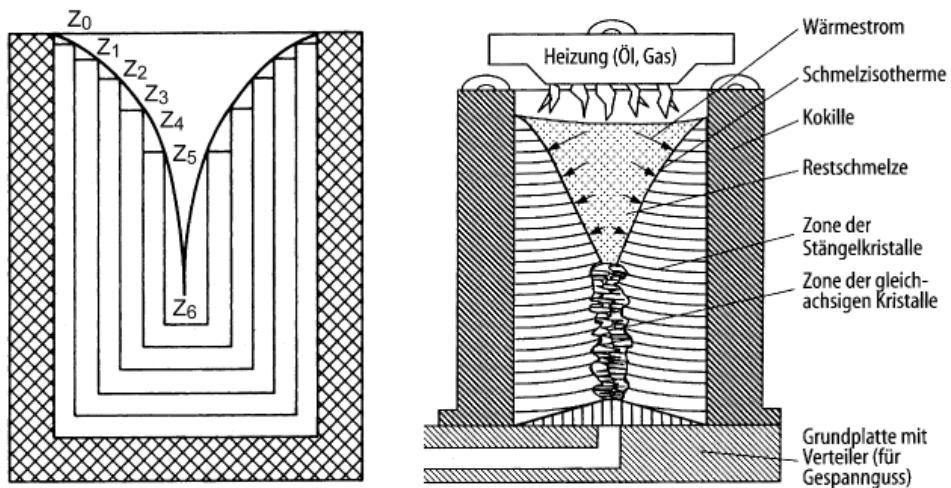


Fig. 4.20.: Einfluss der Schwindung auf die Ausbildung des Kopfes eines Gussblocks. Rechts: Hottopping. Nach Hornbogen, Warlimont [7]

Fig. 4.20 zeigt die Auswirkungen der Erstarrungsschwindung bei einem offenen Gussblock, bei dem die Erstarrung bei den Umfangswänden beginnt. Der Schmelzepegel sinkt mit zunehmender Erstarrung, so dass ein tiefer sog. Kopflunker entsteht. Gegenmassnahmen sind sog. Kopfheizungen, die eine Erstarrung an der Oberseite des Blocks hinauszögern. Die Schwindung im flüssigen Zustand wird durch die Wahl einer möglichst geringen Giesstemperatur soweit reduziert, dass sie gegenüber der Erstarrungsschwindung kaum eine Rolle spielt.

**Speiser
Steiger** Um bei geschlossenen Gussstücken dafür zu sorgen, dass die Erstarrungsschwindung und die Schwindung im flüssigen Zustand kompensiert werden, verwendet man in der Gussform sog. Speiser oder Steiger. Dabei handelt es sich in der Form um kompakte Hohlräume (grosses Verhältnis Volumen zu Oberfläche), die nicht zur eigentlichen Geometrie des Teils gehören, jedoch mit Schmelze gefüllt sind, lange flüssig bleiben und bis zur Erstarrung des letzten Rests an Schmelze in der Geometrie des zu erzeugenden Teils mit diesem Schmelzenrest in flüssiger Verbindung stehen. Gelingt dies nicht, bilden sich Lunker (Gaseinschlüsse), das Gussteil ist Ausschuss. Fig. 4.21 zeigt eine typische Gussform mit Einguss und Steiger. Weiterhin muss die geschlossene Form entgast werden. Dazu ordnet man an Stellen der Gussform, in die die Schmelze aufsteigt, Luftpfeifen an, durch die die Luft entweichen kann. Luftpfeifen, die zugleich als Speiser Verwendung finden werden auch Steiger (in denen die Schmelze nach Durchflutung der Form aufsteigt) genannt.

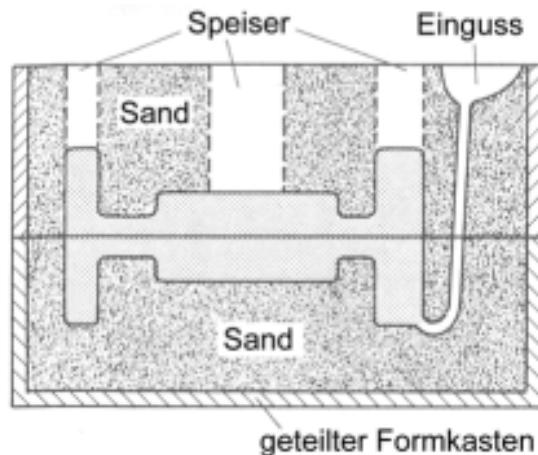


Fig. 4.21.: Aufbau einer Gussform

Für die Herstellung von Gussteilen mit sehr dünnen Wänden, was im Zuge des Leichtbaus immer wichtiger wird, ist die Charakterisierung der Guss-legierungen hinsichtlich ihrer Fähigkeit, möglichst weit in enge Kanäle hineinzufliessen von Wichtigkeit. Die Beurteilung erfolgt mittels der Giesspirale nach Fig. 4.22. Die Spirale besteht aus einem Formwerkstoff, in den ein spiralförmiger Kanal konstanten Querschnitts eingearbeitet ist. Die Schmelze wird über einen Eingusstrichter in den Kanal gefüllt. Während die Schmelze sich in dem Kanal ausbreitet, wird ihr ständig Wärme entzogen. Damit beginnt die Erstarrung in den Randzonen unter Verengung des Querschnitts, bis der Kanal verstopft ist. Damit ist die Spirallänge als Mass für das Fliessvermögen erreicht.

Messungen wie in Fig. 4.23 zeigen, dass Gusslegierungen eutektischer Zusammensetzung optimales Fliessvermögen haben. Wie in Abschnitt 4.4 gezeigt neigen (nichteutektische) Legierungen mit Primärkristallisation und grossem Erstarrungsintervall zu dendritischem Wachstum. In diesen Dendriten verfangen sich zudem Keime aus der Schmelze und abgebrochene Dendritenarme, womit relativ früh der Kanal verstopft wird. Bei eutektischer Zusammensetzung ist die Schmelztemperatur niedrig, so dass auch die Wärmeabfuhr verlangsamt wird. Im übrigen schont eine niedrige Schmelztemperatur die Form und Tiegel und verlängert deren Lebensdauern und verringert die Schwindung im festen Zustand und demnach Eigenspannungen in den Gussteilen. Demnach ist es nicht verwunderlich, dass die wichtigsten Gusslegierungen wie z.B. auch das Gusseisen naheutektische Legierungen sind. Auch die Verdrängung des Stahlgusses durch Gusseisen mit Kugelgraphit hat die Ursache in der niedrigeren Schmelztemperatur.

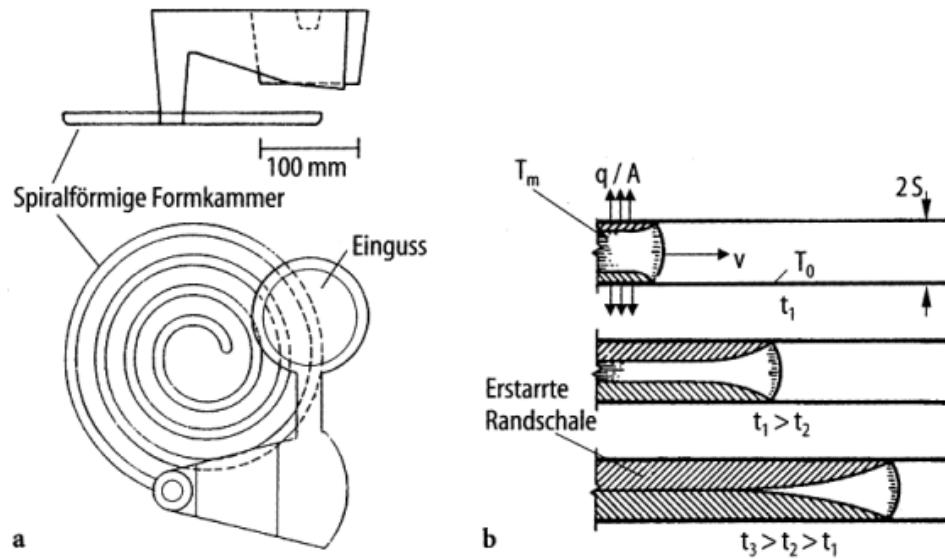


Fig. 4.22.: Gemessenes Fließvermögen unterschiedlicher Legierungen des Blei - Zinn - Systems, nach Ilschner [8]

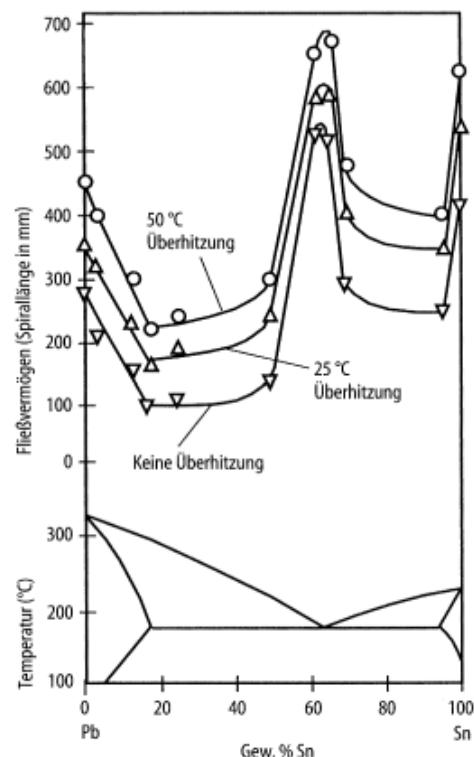


Fig. 4.23.: Giessspirale zur Prüfung des Fließvermögens: a.) Geometrie, b.) Zunehmende Erstarrung von der kalten Kanalwand aus. Ilschner [8]

Gusswerkstoffe

Nichteisen-Gusslegierungen sind zum Beispiel:

Al-Si-Druckgusslegierung:	EN AC-AlSi12: Naheutektische Al-Si-Druckgusslegierung, Lenker und Tragwerksteile im Automobil-, speziell Karosseriebau EN AC-AlSi8Cu3 (ca. 80% aller Al-Druckgusserzeugnisse), geringe Lunkerneigung, etwas bessere Fließgrenze
Magnesium-Druckgusslegierung:	EN MC-MgAl9Zn1 (nicht eutektisch zur Vermeidung des Auftretens der intermetallischen Verbindung Al ₃ Mg ₂ , welches Korngrenzenkorrosion verursacht)
Zink-Druckgusslegierung:	Z400 (GD-ZnAl4) Naheutektische Legierung mit 4% Aluminium speziell für massbeständige Genaugussstücke
Gussmessing:	CuZn39Pb1Al-C
Gussbronze:	CuSn10-C bis CuSn20-C (Glockenbronze), korrosionsbeständig und fester als Messing
Rotguss:	CuSn5Zn5Pb5-C (Ersatz des teureren Sn durch Zn) für verschleissfeste und korrosionsbeständige Lager

4.9 Giessverfahren

Wie bei jeder Fertigungstechnologie lässt sich mit zunehmender Stückzahl ein höherer apparativer Aufwand rechtfertigen. Auf der anderen Seite müssen die Werkzeuge bei höherer Stückzahl auch eine grösse Standzeit haben, werden i.d.R. teurer. Giessverfahren werden daher unterschieden nach der Wiederverwendbarkeit der Gussform für ein weiteres Werkstück.

verlorene Form	Wird die Form beim Ausformen zerstört spricht man von einer <i>verlorenen Form</i> , ansonsten von einer <i>Dauerform</i> . Wenn denn das
Dauerform	Verfahren mit einer verlorenen Form arbeitet, lässt sich eine Unterscheidung treffen, ob das Modell, von dem die Gussform abgeformt wird, bei dem Abformverfahren zerstört wird oder für weitere Gussformen zur Verfügung steht. Wird es zerstört spricht man von einem <i>verlorenen Modell</i> , ansonsten von einem <i>Dauermodell</i> . Tab. 4.2 zeigt die nach Modell und Form unterschiedenen Giessverfahren.
Schwerkraftverfahren	Die letzte Unterteilung unterscheidet nach der Zuführung der Schmelze

ze. Bei *Schwerkraftverfahren* wird die Schmelze durch die Schwerkraft aus dem Einfülltrichter in die Form gebracht. Beispiele hierfür sind Sandgiessen, Feingiessen, Vollformgiessen, Kokillengiessen.

Sandgiessen

Grundsätzlich mit verlorenen Formen arbeitet das Sandgiessen, bei dem die Geometrie des Teils mittels Formsand, einem Sand - Bindemittel - Gemisch von einem Modell abgeformt wird. Die Bindemittel, die dafür sorgen, dass der Sand seine Formstabilität erhält, sind i.d.R. Kunstharze oder Tone. Bei Verfahren mit Dauermodellen muss die Form so geteilt werden, dass das Modell nach dem Einformen ohne Zerstörung der Form entnommen werden kann.

Form- und Giessverfahren		
Verlorene Formen		
Dauermodelle	verlorene Modelle	ohne Modelle
Handformen Herdformen Schablonenformen	Feingiessen	Druckgiessen Warmkammer-Verfahren Kaltkammer-Verfahren
Maschinenformen Kastenformen kastenlose Formen		Kokillengiessen: Voll-, Halb-, Gemischtkokillen
Maskenformen Croning-Verfahren	Vollformgiessen	Schleudergiessen und Stranggiessen horizontal
Verbundgiessen		Verbundgiessen

Tab. 4.2.: Unterscheidung nach der Wiederverwendbarkeit von Modell und Form

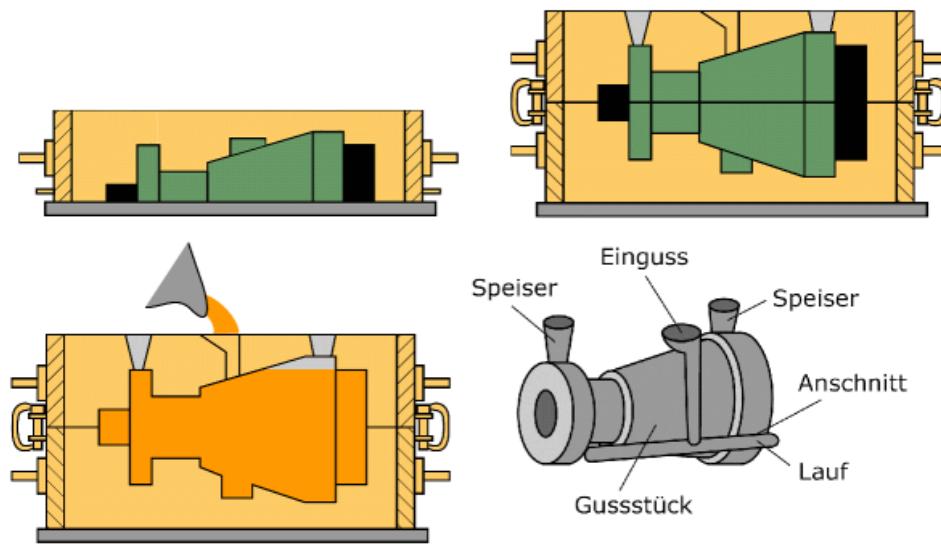


Fig. 4.24.: Fertigungsabfolge für das Sandgiessen, nach Meier [10]

Dazu werden gemäss Fig. 4.24 zwei Modellhälften je in einen Sandkasten mit Sand eingeformt, nach dem Aushärten werden die Modelle entnommen, zusätzliche, getrennt hergestellte Formstücke, sog. Kerne, eingelegt (ggf. mit Abstandshaltern aus Gussmaterial), Ober und Unterkasten montiert, ggf. Eingusstrichter und Speiser aufgesetzt und vergossen. Nach dem Erstarren werden die Formen zerstört und das Gussstück entnommen. Der Guss muss sodann geputzt werden. Dabei werden Sandreste herausgerüttelt bzw. gestrahlt, sowie die Speiser, Eingusstrichter und Grate abgetrennt.

Während beim Handformen das Einformen manuell erfolgt, ist es beim Maschinenformen automatisiert. Beim Schablonenformen werden rotationssymmetrische Formen mit Hilfe einer rotierenden Schablone aus Formsand gebaut.

Sehr grosse stark verrippte Formen, z.B. für Maschinengestelle, Grossmotorblöcke, Turbinengehäuse, werden auch ganz aus einzelnen Kernen montiert.

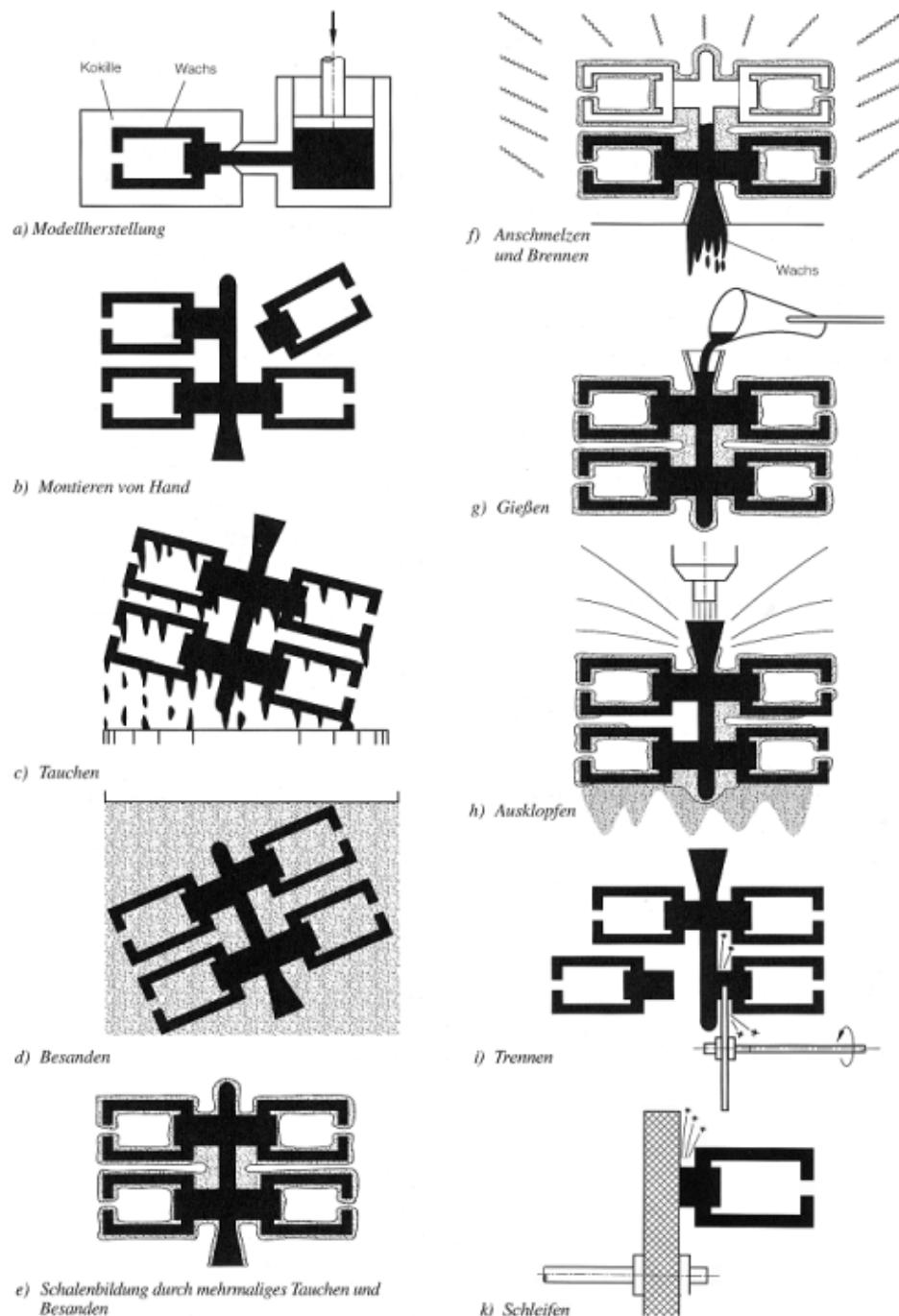


Fig. 4.25.: Fertigungsabfolge für das Feingießen, nach Spur, Stöferle [13]

Beim Croning- oder Maskenformverfahren härtet nur die Deckschicht der Form auf dem heißen Modell aus, um Bindemittel zu sparen. Die so entstehende Maske wird zur Erzeugung der eigentlichen Form mit rieselfähigem Material, z.B. Stahlkies hinterfüllt.

Das Feingießen zeigt Fig. 4.25. Dabei werden Modelle aus Wachs hergestellt und eingeformt. Nach dem Aushärten der Form wird das Wachs herausgeschmolzen. Es entstehen sehr genaue Gussteile vor allem ohne Formhälftenversatz und Grat. Da die Gussform aus feinkörniger Keramik erzeugt wird entstehen auf sehr glatte Oberflächen.

Das Vollformgiessen benötigt ein Modell aus Schaumstoff (z.B. Polystyrol), welches zum Vergießen in der Form verbleibt. Beim Eingießen der Schmelze verdampft das Modell rückstandsfrei, die Gase entweichen durch die Luftpfeifen, während sich die Form mit Metall füllt.

Das Verbundgiessen kann mit verlorenen Formen oder mit Dauerformen eingesetzt werden. Dabei werden Komponenten des Fertigteils in die Form eingelegt, so dass diese beim Erstarren der Schmelze innig mit dem erstarrten Material verbunden bleibt. Anwendungsbeispiele sind Bremstrommeln mit Stahlblechböden.

Der Kokillenguss ist ein Giessverfahren, welches eine Dauerform verwendet. Diese besteht aus Gusseisen oder Stahl, wobei aus Kostengründen je nach Stückzahl zu fertigender Teile mehr oder weniger warmfeste Stähle verwendet werden. Die Kokille selbst ist ein Verschleissteil, deren Belastung durch die heiße und reaktive Schmelze und deren Löslichkeit für das Kokillenmaterial hervorgerufen wird. Durch Chrom- und Molybdänzusätze erhalten die Kokillen eine verbesserte Temperaturwechselbeständigkeit und Formstabilität. Ihre Befüllung erfolgt bei Schwerkraftverfahren von oben.

Niederdruckverfahren füllen die Kokille gemäß Fig. 4.26 durch einen geringen Überdruck von unten, so dass die Gase nach oben entweichen können.

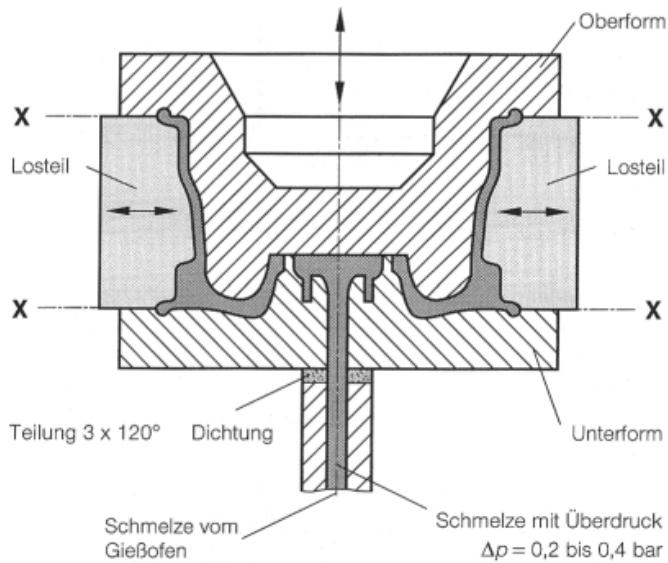


Fig. 4.26.: Niederdruckkokille für Pkw-Felgen in Position Giessen, nach Fritz, Schulze [4]

Eine eigene Gattung Gussverfahren ist das Druckgiessen, bei dem die Schmelze unter hohem Druck (70 bis 1000 bar) und mit sehr hoher Geschwindigkeit aus einem Dosierzylinder (der Druckkammer) mittels eines Kolbens in die Form gepresst wird. Je nach Gussstückgrösse liegt die Füllzeit zwischen 0,2 und 3 s. Die Taktzeit wird durch die Auskühlzeit des Gussstücks bestimmt und wird entweder simuliert oder ausprobiert.

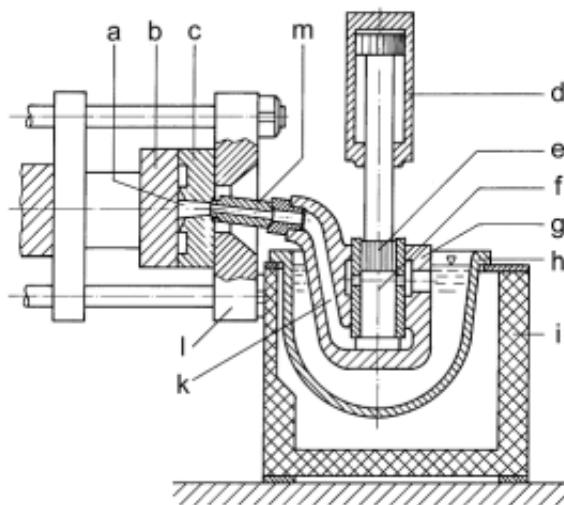


Fig. 4.27.: Warmkammergiessmaschine, nach Spur, Stöferle [13] a = Eingussbohrung, b = bewegliche Formhälfte, c = feste Formhälfte, d = Giesszylinder, e = Druckkolben, f = Druckkammer, g = Druckbehälter, h = Tiegel, i = Warmhalteofen, k = Steigkanal, l = Maschinenkörper, m = Düse

Beim Warmkammerverfahren ist der Tiegel mit der Schmelze und der Warmhalteofen direkt mit der Druckgiessmaschine verbunden, die Druckkammer hat Schmelztemperatur (Siehe Fig. 4.27). Damit sind auf solchen Maschinen hohe Schussfolgen möglich. Wegen der thermischen Belastung der Druckkammer und Kolben können auf Warmkammermaschinen allerdings nur niedrigschmelzende Werkstoffe verarbeitet werden und solche, die eine geringe Affinität zum Eisen haben. Verwendet werden Zinkdruckgusslegierungen sowie Zinn - und Bleilegierungen.

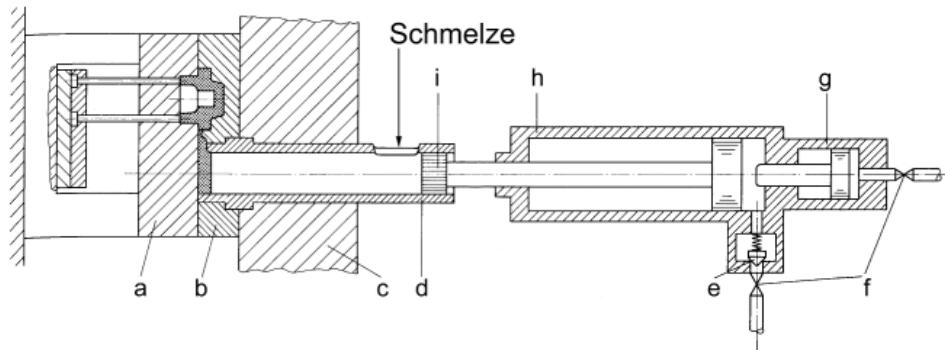


Fig. 4.28.: Horizontale Kaltkammergiessmaschine nach Spur, Stöferle [13] a = bewegliche Formhälfte, b = feste Formhälfte, c = Maschinenkörper, d = Druckkammer, e = Rückschlagventil für Hydrauliköl, f = Steuerventil, g = Multiplikator (Druckübersetzer), h = Giesszylinder, i = Druckkolben

Bei Kaltkammermaschinen (vgl. Fig. 4.28) ist die Druckkammer kalt. kurz vor dem Schuss wird diese mit der Schmelze befüllt. Das Kaltkammerverfahren eignet sich daher auch für Aluminium- und Magnesiumdruckgusslegierungen.

Da Druckgussverfahren immer eine Dauerform benötigen, muss die Form geteilt werden und die Entformung durch Öffnen der beiden Formhälften ermöglichen. Zur Erhöhung der Gestaltungsfreiheit für Druckgusswerkstücke kann die Form mit Kernen ausgestattet werden, die hydraulisch ein- und ausgefahren werden.

Fig. 4.29 zeigt eine Druckgussform mit Zylindern für die Bewegung der Kerne.

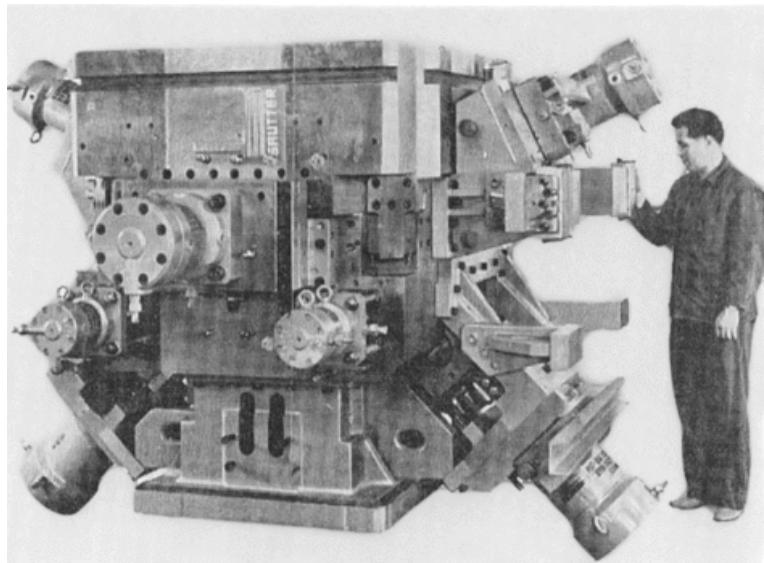


Fig. 4.29.: Druckgiesswerkzeug für einen 8 - zylindrischen Motorblock mit schräg zur Werkzeutrennebene einsteuerbaren Kernen. Nach Spur, Stöferle [13]

Der Giesstakt läuft dann wie folgt ab:

- Form schliessen
- Kerne einfahren
- Form entlüften oder evakuieren
- Schmelze einfüllen (Schuss)
- Halten und nachdrücken zur Kompensation der Erstarrungsschwindung
- Kerne ausfahren
- Form öffnen
- Gussstück auswerfen

Zur Schonung der Werkzeuge wird die Überhitzung der Schmelze so klein wie möglich gewählt. Daneben verringert eine Herabsetzung der Füllgeschwindigkeit vor allem den Kavitationsverschleiss. Die Form wird auf möglichst hohe Temperaturen unterhalb der Soliduslinie erwärmt, um die Temperaturwechselamplitude möglichst gering zu halten. Weiterhin wird dann das Gussstück warm entformt, womit Eigenspannungen und Rissbildung durch die Schwindung minimiert werden.

Beim Schleuderguss wird die Schmelze in eine rotierende, zumeist rotationssymmetrische Form gefüllt und infolge Fliehkraft an die Formwandung gepresst, so dass beidseitig offene Hohlkörper entstehen. Es wird in Fig. 4.30 gezeigt.

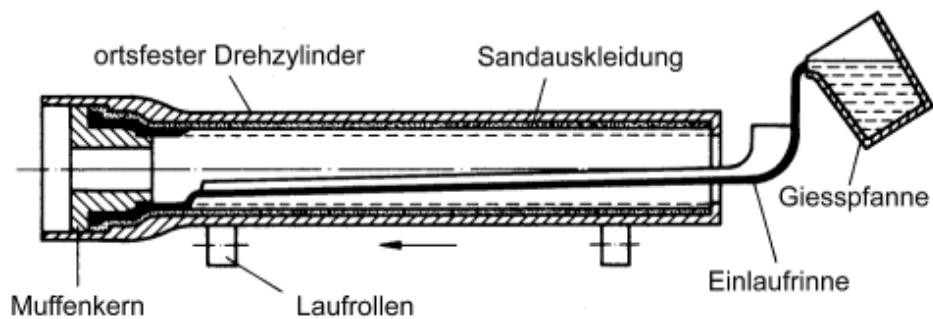


Fig. 4.30.: Schleudergießmaschine für gusseiserne Rohre, nach Ruge [12]

Das Stranggussverfahren erzeugt gemäss Fig. 4.31 endlose Halbzeuge in einer nach unten offenen Kokille, wobei der untere Abschluss der Form der Strang selbst, d.h. das erstarrte Material ist, welches sich so langsam nach unten bewegt, dass die Erstarrungsfront sich relativ zur Kokille nicht verschiebt.

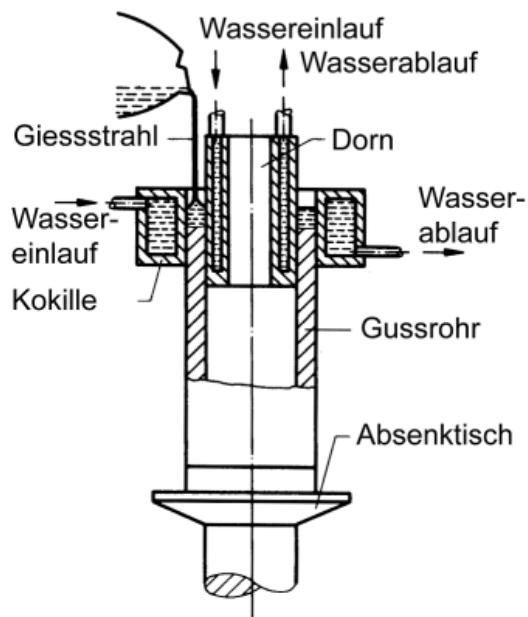


Fig. 4.31.: Vertikale Stranggiessanlage, nach Ruge [12]

Als wesentlicher Parameter für die Auswahl eines Giessverfahrens ist daher die zu fertigende Stückzahl, wofür ausschliesslich wirtschaftliche Kriterien eine Rolle spielen, d.h. Preis pro Stück. Weitere Parameter sind die erreichbare Genauigkeit sowie die vergießbaren Stückgewichte. Weiter unterscheiden sich die Giessverfahren durch die verwendeten Formwerkstoffe und damit der Beständigkeit für unterschiedliche Vergussmaterialien. Schliesslich gibt es Giessver-

fahren, die auf bestimmte Werkstückgeometrien eingeschränkt sind.
 Tab. 4.3 zeigt eine Auswahltabelle nach vorgenannten Kriterien.

	Stückgewicht		Stückzahl				
Giess-verfahren	min [kg]	max [kg]	min	max	Genauig-keit	Material	Bemerkung
Vollform-giessen, Handformen (Sand)	1	30'000	1	5	mittel	alle	verlorene Form, verlorenes Modell
Handformen mit Dauermodell, (Sand)	1	30'000	3	100-1000	gering	alle	verlorene Form
Aufbau aus Kernen bzw. Freiform (Sand)	1'000	30'000	1	2-10	gering	alle	verlorene Form
Kokillengiess-verfahren	1	100	5'000	200'000	mittel bis gut	alle ausser Stahl	Niederdruck, gute Oberflächen
Druckguss	0.01	40	50'000	2 Mio	gut	Leichtmetalle, Zink, Blei-Zinn	sehr teure Form und Maschine, 70-1'000 Bar
Feinguss	0.002	9	10'000	200'000	mittel bis gut	alle	ohne Teilungsgrat, viel Handarbeit
Schleuderguss	5	100	1'000	10'000	mittel	alle	Rotations-symmetrische Teile

Tab. 4.3.: Auswahlkriterien für Giessverfahren

Kap. 5 Elastizität

5.0 Lernziel

1. Zusammenhang zwischen Wechselwirkungsenergie und dem Elastizitätsmodul
2. Verallgemeinerung des Spannungsbegriffs
3. Elastische Konstanten und deren Beziehung

Als wesentliche Eigenschaft der Werkstoffe wurde die Steifigkeit erkannt, die im Zugversuch über den Elastizitätsmodul, d.h. die Steigung der elastischen Gerade charakterisiert wurde. Die Steifigkeit gibt an, mit welchen Verformungen zu rechnen ist, wenn über eine gegebene Struktur Kräfte übertragen werden müssen. Im Gegensatz zur Materialsteifigkeit hängt die Struktursteifigkeit ausser vom Material von der Geometrie ab. Wie im Kapitel 0 gezeigt, kann man die Materialanordnung für die jeweilige Beanspruchung günstiger oder weniger günstig wählen. Neben der Herleitung der elastischen Eigenschaften aus dem atomaren Aufbau der Materie gilt es ein elastisches Stoffgesetz zu finden, welches auch für andere Beanspruchungen neben derjenigen auf Zug dient, d.h. eine Verallgemeinerung des Hookeschen Gesetzes ist.

5.1 Das Kontinuum, verallgemeinerte Spannungen und Dehnungen

Zur makroskopischen Beschreibung des Materialverhaltens geht man davon aus, dass die Materie den Raum gleichmässig ausfüllt. Gegenüber allen anderen Beschreibungsvarianten ist die Kontinuumstheorie die leistungsfähigste, um Bauteilstrukturen zu berechnen, da es mit ihr gelingt, Differentialgleichungen aufzustellen, die innerhalb des Bauteils mit dessen Randbedingungen gelöst werden können. Sämtliche Stoffgesetze, die innerhalb des Ingenieurwesens formuliert sind, sind kontinuumsmechanische Gesetze. Allerdings haben diese ihre Anwendungsgrenzen bei sehr kleinen charakteristischen Dimensionen, wie im folgenden gezeigt wird.

Neben den in Kapitel 0 eingeführten Spannungen versucht man auch alle anderen Eigenschaften gleichmässig auf das vom Material eingenommene Volumen zu verteilen. Die atomare Wirklichkeit sieht allerdings total anders aus. Betrachten wir die Masseverteilung. Diese ist in den Atomkernen konzentriert, während die umgebenden Atomhüllen zwischen den Atomkernen weite masselose Räume darstellen. Würde es gelingen, wie z.B. bei Neutronensternen die

Atomkernbausteine unmittelbar aneinander angrenzen zu lassen, wäre die Dichte gegenüber unserer Materie ca. um den Faktor 10^{14} vergrössert. Da nun alle materialspezifischen Größen über dem Ort unterschiedlich sein können, z.B. bei einer geseigerten Legierung, benötigt man lokale kontinuumsmechanische Größen für die Masseverteilung wie auch für die Spannungen.

Beschreibungsebenen	Kräfte	Materialverhalten	Verformungen
Bauteil	Innere Kräfte	Kraft-verlängerungs-gesetz	Dimensionsänderungen
Kontinuum	Spannungen	Spannungs-Formänderungsgesetze	Verformungen
Kristall	Projektion auf die Gleit-ebene	Gleitgesetze	Gleitung auf Gleitebenen
Atom	Bindekräfte zwischen Atomen	Kraft-Abstands-Änderungs-gesetze	Atomabstände

Tab. 5.1.: Beschreibungsebenen des Materialverhaltens

Zur Definition der Dichte ρ dividiert man die Masse dM eines Kontrollvolumens dV durch das eingenommene Volumen. Lokale Größen erhält man, indem man das Kontrollvolumenelement immer weiter verringert, mathematisch:

$$\rho = \lim_{dV \rightarrow 0} \frac{dM}{dV} \quad (5.1)$$

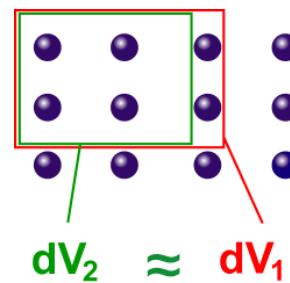


Fig. 5.1.: Grenzwertbildung zur Definition der Dichte

Fig. 5.1 zeigt die mit dieser Grenzwertbildung verbundene Schwierigkeit, da durch geringe Variation des Volumens, d.h. Dimensionsvergrösserungen im Bereich der Gitterkonstante die Masse durch die hinzugenommenen Atomkerne sprunghaft ansteigt. Der mathematische Grenzwert existiert nicht. Das kleinste zulässige Kontrollvolumen ist abhängig von der zu erzielenden Genauigkeit, generell Kantenlänge ca. 10^3 Atome. Dann ist der Grenzwert erreicht, wenn durch weitere Verkleinerung des Volumenelements um eine Atomreihe Schwankungen nur noch 10^{-3} betragen. Dies ist dann die Grenze der Anwendbarkeit einer Kontinuumstheorie.

Mit der Definition der in Kapitel 0 eingeführten Spannung als eine Belastungsgröße, die zur Beschreibung der Materialbeanspruchung geeignet ist, haben wir die gleichen Probleme, wenn im Bauteil diese ortsveränderlich sind und man eine lokale Spannungsgröße braucht. Die Kraftübertragung erfolgt zwischen den Atomzentren, d.h. auch an diskreten Stellen innerhalb der Materie. Auch hier wird ein physikalischer Grenzwert ähnlich dem zur Definition der Dichte gewählt.

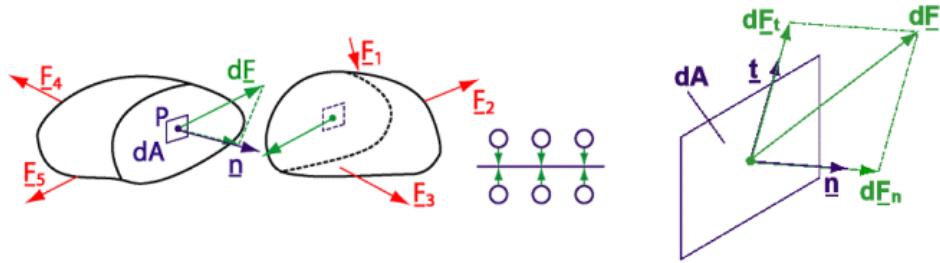


Fig. 5.2.: Freischnittprinzip zur Freilegung innerer Kräfte und Definition des Spannungsvektors

Durch Freischneiden werden die inneren Kraftvektoren freigelegt, in Fig. 5.2 beispielsweise $d\underline{F}$, welcher am Flächenelement dA im Punkt P angreift. Durch Division der Kraft durch die Fläche entsteht ein Spannungsvektor \underline{s} (Fig. 5.3):

$$\underline{s} = \lim_{dA \rightarrow 0} \frac{d\underline{F}}{dA} \quad (5.2)$$

Die Verkleinerung der Kontrollfläche erfolgt bis auf Dimensionen (Seitenlängen) von ca. 10^3 Atomen. Auch dieser Grenzwert ist erreicht, wenn die Schwankungen des Spannungsvektors nur noch 10^{-3} betragen.

Den Kraftvektor \underline{F} kann man in zwei Anteile zerlegen, den Anteil \underline{F}_n in Richtung der Flächennormalen \underline{n} und in \underline{F}_t , die Projektion von \underline{F} auf die Schnittebene. \underline{t} ist der Einheitsvektor in Richtung von \underline{F}_t .

$$d\underline{F} = d\underline{F}_n + d\underline{F}_t = dF_n \cdot \underline{n} + dF_t \cdot \underline{t} \quad (5.3)$$

Entsprechend wird auch der Spannungsvektor \underline{S} in zwei Komponenten aufgeteilt (Fig. 5.3):

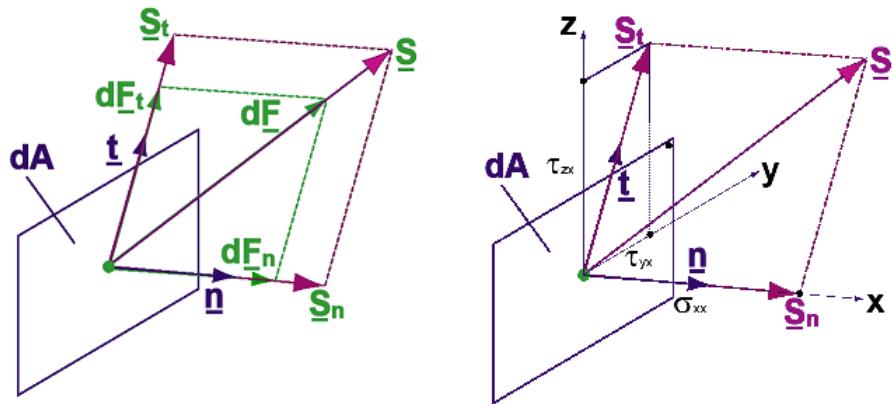


Fig. 5.3.: Links: Der Spannungsvektor \underline{S} und seine Zerlegung in Normal- und Tangentialkomponente. **Rechts:** Definition der Komponenten von \underline{S} in den Achsrichtungen des Koordinatensystems x, y, z.

Normalspannung: Vektorkomponente normal zur Fläche

$$\underline{S}_n = \sigma \cdot \underline{n} \quad (5.4)$$

Schubspannung: Vektorkomponente tangential an der Fläche

$$\underline{S}_t = \tau \cdot \underline{t} \quad (5.5)$$

Beträge:

$$\sigma = \lim_{dA \rightarrow 0} \left(\frac{dF_n}{dA} \right) \quad (5.6)$$

$$\tau = \lim_{dA \rightarrow 0} \left(\frac{dF_t}{dA} \right) \quad (5.7)$$

Einheiten:

$$[\sigma] = N/m^2 = Pa(Pascal), [\sigma] = N/mm^2 = 10^6 Pa = MPa$$

Verwendet man nun einen Flächenelementvektor $d\bar{A}$, der als Produkt aus der Fläche dA und dem Normalenvektor \underline{n} gebildet wird, kann man diesen durch eine lineare Abbildung in den Kraftvektor $d\bar{F}$ überführen und analog den Normaleneinheitsvektor \underline{n} auf den Spannungsvektor \underline{S} . Diese Abbildung ist eine lineare Abbildung, die zugehörige Matrix der Spannungstensor $\underline{\underline{T}}$.

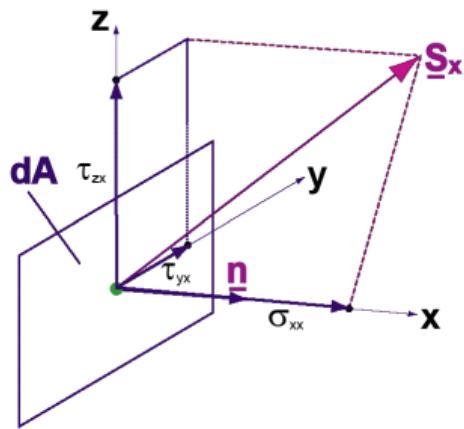


Fig. 5.4.: Schnitt senkrecht zur x-Achse. σ_{xx} , τ_{yx} , τ_{zx} sind die Beträge der Komponenten von \underline{S}_x

Legt man nun ein Koordinatensystem fest und stellt sich vor, dass man einen Schnitt senkrecht zur x-Achse vollführt, legt man einen Spannungsvektor \underline{S}_x frei. Dieser hat natürlich Komponenten in allen drei Raumrichtungen. Die Komponente parallel zur x - Achse ist zur Fläche normal, die Komponenten parallel zur y und z - Richtung sind demnach Schubspannungen. Die Komponentendarstellung des Spannungsvektor lautet also:

$$\underline{S}_x = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} \\ \tau_{yx} \\ \tau_{zx} \end{bmatrix} \quad (5.8)$$

σ_{xx} , τ_{yx} , τ_{zx} sind algebraische Größen. Sie sind positiv, wenn die Vektorkomponente in positiver Achsrichtung wirkt, an einem in positiver Achsrichtung orientierten Flächenelement.

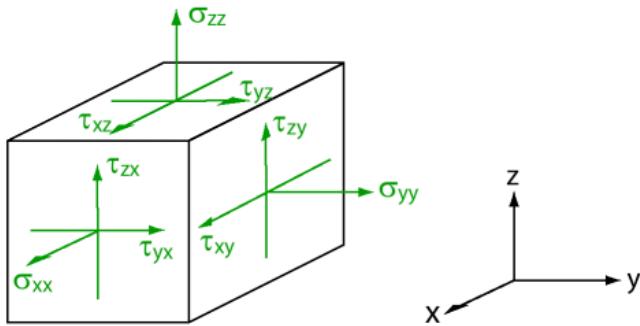


Fig. 5.5.: Schnitte zur Festlegung der Komponenten des Spannungstensors

Stellt man sich nach Fig. 5.5 vor, man würde einen solchen Schnitt auch senkrecht zur y - und z - Achse führen und dort jeweils die Spannungsvektoren \underline{S}_y und \underline{S}_z freilegen, erkennt man, wie die Abbildungsmatrix, der Spannungstensor \underline{T} , mit Komponenten zu füllen ist, nämlich

$$\underline{T} = \begin{bmatrix} \sigma_{xx} & \tau_{xy} & \tau_{xz} \\ \tau_{yx} & \sigma_{yy} & \tau_{yz} \\ \tau_{zx} & \tau_{zy} & \sigma_{zz} \end{bmatrix} \quad (5.9)$$

Der Spannungsvektor \underline{S} an einem beliebigen Flächenelement mit dem Normaleneinheitsvektor \underline{n} berechnet sich nun zu

$$\underline{S} = \underline{T} \cdot \underline{n} \quad (5.10)$$

ausgeschrieben

$$S_x = \sigma_{xx} \cdot n_x + \tau_{xy} \cdot n_y + \tau_{xz} \cdot n_z \quad (5.11)$$

$$S_y = \tau_{yx} \cdot n_x + \sigma_{yy} \cdot n_y + \tau_{yz} \cdot n_z \quad (5.12)$$

$$S_z = \tau_{zx} \cdot n_x + \tau_{zy} \cdot n_y + \sigma_{zz} \cdot n_z \quad (5.13)$$

Analog gilt für den Kraftelementvektor $d\underline{F}$ und den Flächenelementvektor $d\underline{A}$:

$$d\underline{F} = \underline{T} \cdot d\underline{A} \quad (5.14)$$

Spannungszustände Je nach Besetzung des Spannungstensors unterscheidet man Sonderfälle des Spannungszustands (Fig. 5.6). Zug- und Druckspannungen sind einachsige Normalspannungszustände, die sich nur in der Wirkungsrichtung, d.h. im Vorzeichen unterscheiden. Zugspannungen zählen positiv, der hydrostatische Druckspannungszustand negativ. Durch Torsion werden in den senkrecht zur Drehachse befindlichen Ebenen reine Schubspannungen bewirkt. Der hydrostatische Druckspannungszustand ist ein Sonderfall, bei dem alle Normalspannungen den gleichen Betrag haben und als Druckspannungen negativ sind. Aus Konventionsgründen werden Drücke negativ bezeichnet:

$$\sigma_{xx} = -p \quad (5.15)$$

Der Spannungszustand entspricht dem, den man antrifft, wenn man den in Fig. 5.6 gezeichneten Probewürfel sehr tief im Meer versenkt.

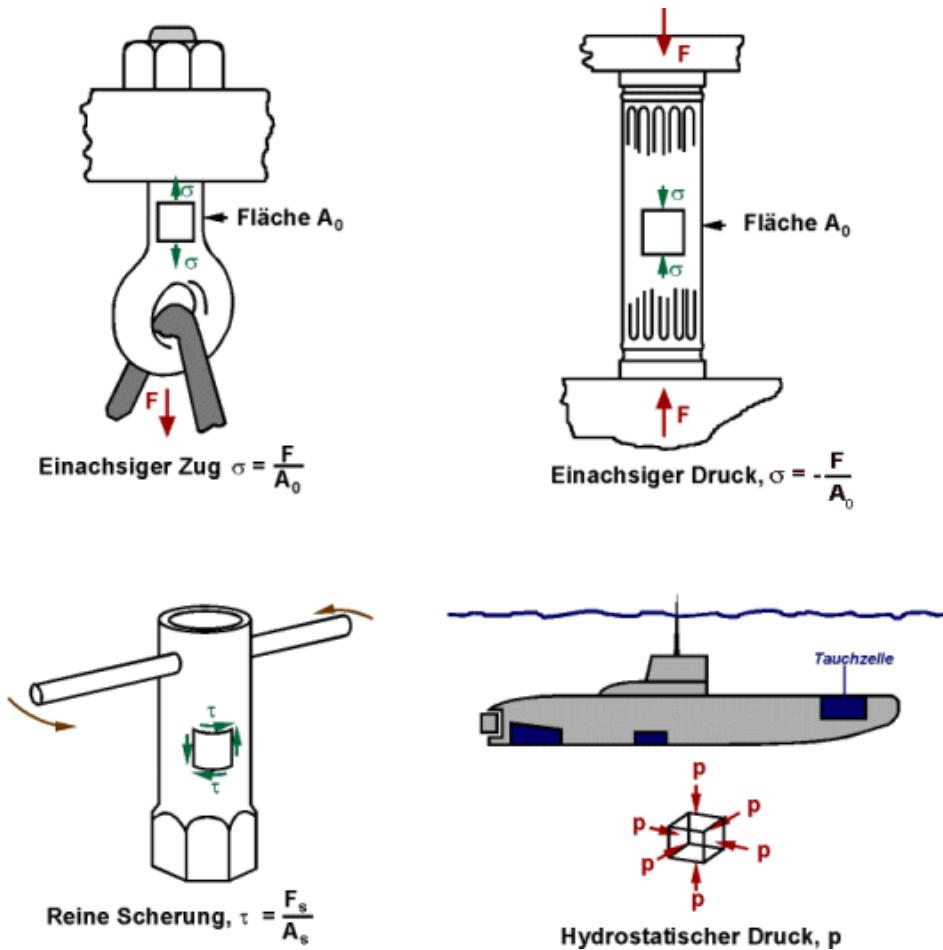


Fig. 5.6.: Spannungszustände

Die Dehnungen, die schon im Kapitel 0 beschrieben wurden als

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \quad (5.16)$$

sind ebenfalls nur der einachsige Teil einer dreidimensionalen Verformungsbeschreibung. Neben Längenänderungen treten Scherwinkel auf (vgl. Fig. 5.7). Für kleine Verformungen werden diese beschrieben als Veränderung einer Verschiebung z.B. in x - Richtung u_x über der y - Achse:

$$\gamma_1 = \frac{du_x}{dy} \quad (5.17)$$

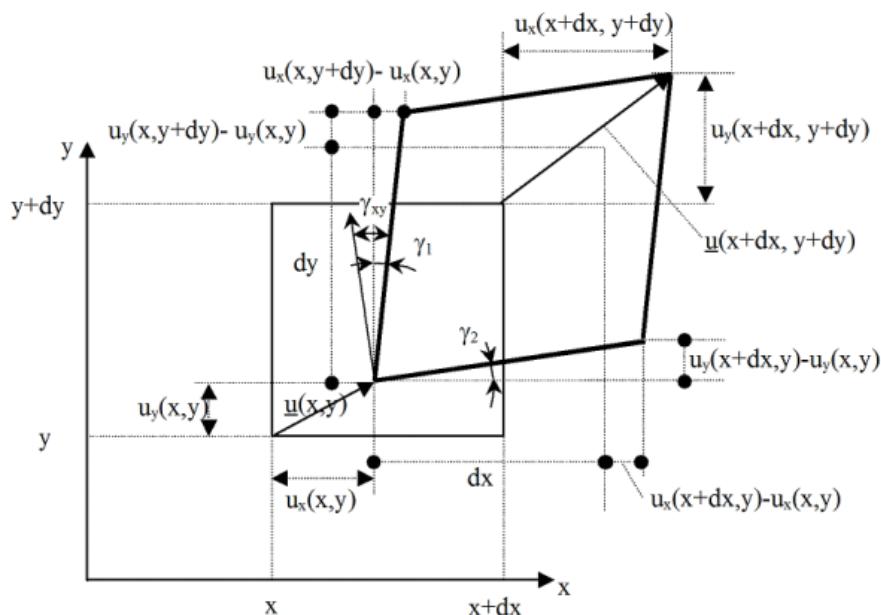


Fig. 5.7.: Verschiebungsänderung bewirkt Dehnung und Scherung

und für die Dehnungen

$$\varepsilon_{xx} = \frac{u_x(x + dx, y) - u_x(x, y)}{dx} = \frac{du_x}{dx} \quad (5.18)$$

$$\begin{aligned}
 \gamma_{xy} &= \gamma_1 + \gamma_2 \\
 &= \frac{u_x(x, y + dy) - u_x(x, y)}{dy} + \frac{u_y(x + dx, y) - u_y(x, y)}{dx} \\
 &= \left(\frac{du_x}{dy} + \frac{du_y}{dx} \right) = 2 \cdot \varepsilon_{xy}
 \end{aligned} \tag{5.19}$$

$$(\varepsilon_{xx} \ll 1, \gamma_{xy} \ll 1)$$

Scherwinkel und Verlängerungen sind Komponenten einer allgemeinen Verformungsbeschreibung. Genauso wie man die Spannungen in einen Spannungstensor einordnet gelingt dies mit den Verformungen ebenfalls:

$$\text{Deformationstensor } \underline{\underline{\varepsilon}} = \begin{bmatrix} \varepsilon_{xx} & \varepsilon_{xy} & \varepsilon_{xz} \\ \varepsilon_{yx} & \varepsilon_{yy} & \varepsilon_{yz} \\ \varepsilon_{zx} & \varepsilon_{zy} & \varepsilon_{zz} \end{bmatrix} \tag{5.20}$$

Multipliziert man diesen Tensor mit einem Richtungsvektor zwischen zwei Materiepunkten, so erhält man dessen Verlängerung und Verdrehung durch den Verformungszustand, der immer als symmetrisch zur Hauptdiagonalen aufgefasst wird.

Die Volumendehnung lässt sich für kleine Werte abschätzen als

$$\varepsilon_{Vol} = \frac{V - V_0}{V_0} = \frac{\delta V}{V_0} = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z \tag{5.21}$$

Beweis (Fig. 5.8):

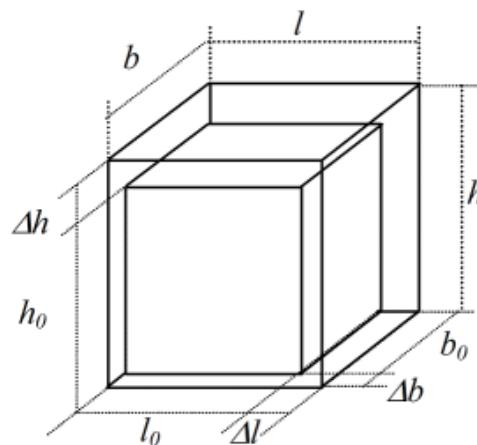


Fig. 5.8.: Volumendehnung

$$\begin{aligned} V_0 &= l_0 \cdot b_0 \cdot h_0, \quad V = l \cdot b \cdot h \\ l &= l_0 + \Delta l, \dots \\ \Delta V &= V - V_0 = (l_0 + \Delta l)(b_0 + \Delta b)(h_0 + \Delta h) - l_0 \cdot b_0 \cdot h_0 \end{aligned} \tag{5.22}$$

Unter Vernachlässigung von Termen der Ordnung $\mathcal{O}(\Delta x^2)$ erhält man für die Volumenänderung ΔV und die Volumendehnung ε_{Vol} :

$$\begin{aligned} \Delta V &= l_0 b_0 h_0 + \Delta l b_0 h_0 + \delta b h_0 l_0 + \Delta H l_0 b_0 - l_0 b_0 h_0 \\ \varepsilon_{Vol} &= \frac{\Delta V}{V_0} = \frac{\Delta l b_0 h_0 + \delta b h_0 l_0 + \Delta H l_0 b_0}{l_0 b_0 h_0} \\ \varepsilon_{Vol} &= \frac{\Delta l}{l_0} + \frac{\Delta b}{b_0} + \frac{\Delta h}{h_0} = \varepsilon_x + \varepsilon_y + \varepsilon_z \end{aligned} \tag{5.23}$$

5.2 Elastisches Verhalten, atomare Beschreibung

Kapitel 0 zeigte, dass die Übertragung von Kräften durch die Materie über die atomaren Bindungen erfolgt, die elastische Dehnung also die Vergrößerung der Atomabstände zur Ursache hat. Damit stehen die elastischen Konstanten in direktem Zusammenhang mit den Bindungskräften in Festkörpern.

Bindungskräfte in Festkörpern

Bindungsenergie In Festkörpern stellt sich ein Gleichgewicht anziehender und abstoßender Kräfte ein, die beide in unterschiedlichem Masse mit zunehmender Annäherung der Atome zunehmen. Entsprechend wie die Kräfte verhalten sich Abstossungs- und Anziehungsenergien (oder Potentiale) mit dem Ergebnis, dass ihre Addition zu einem Potentialminimum führt, dessen Tiefe die *Bindungsenergie* $U_{Bo} = U(r_0)$ und dessen Lage den Gleichgewichtsabstand r_0 (als Mittelwert) darstellen.

Wechselwirkungskraft Die Wechselwirkungskraft F_N zwischen zwei Atomen ist die Summe der anziehenden und der abstoßenden Kraft

$$F_N = F_{an} + F_{ab} \tag{5.24}$$

Im Gleichgewichtsabstand wird

$$F_N = F_{an} + F_{ab} = 0 \tag{5.25}$$

Abstossende wie anziehende Kräfte sind Potentialkräfte, folgen aus einem Potentialfeld. Manchmal ist es einfacher mit der Wechselwirkungsenergie $U(r)$ zu arbeiten:

$$\begin{aligned} U(r) &= \int_{\infty}^r F_{an} dr + \int_{\infty}^r F_{ab} dr \\ &= U_{an} + U_{ab} \end{aligned} \quad (5.26)$$

Die Wechselwirkung $U(r)$ lässt sich beschreiben durch:

$$U(r) = -\frac{A}{r^m} + \frac{B}{r^n} \quad (5.27)$$

z.B. Ionenbindung $m = 1, n = 12$
 Van der Waals $m = 6, n = 12$

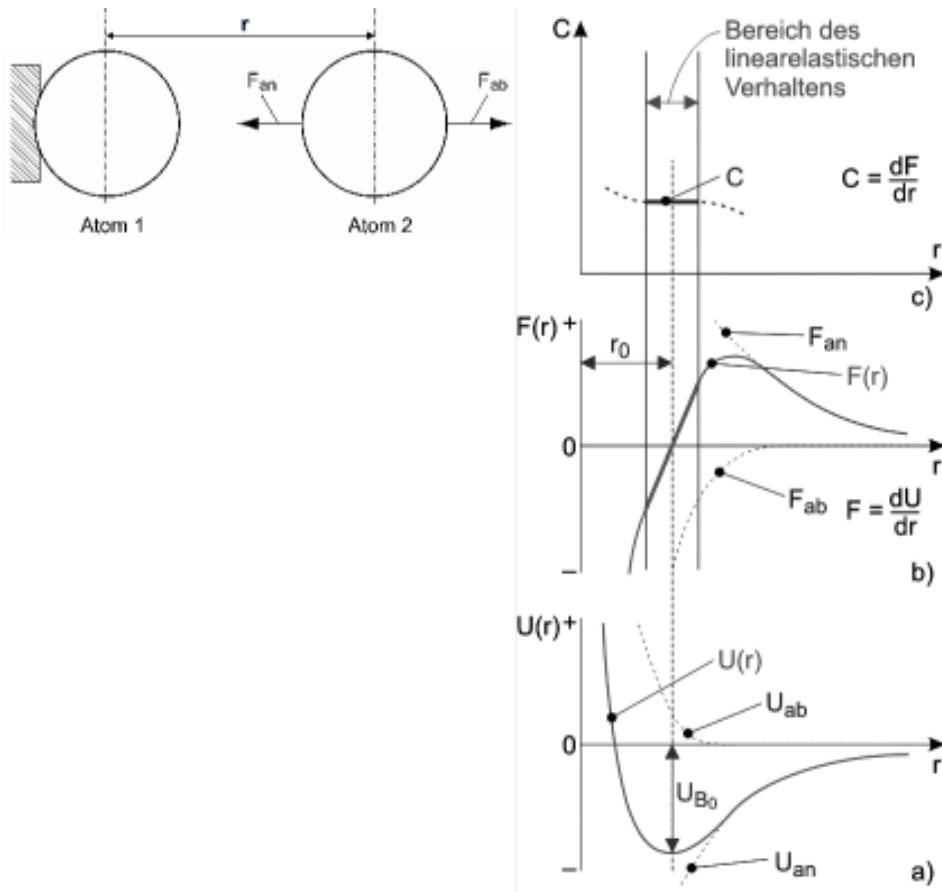


Fig. 5.9.: Abhängigkeit der Wechselwirkungsenergie U (a), der Wechselwirkungskraft F (b), und der elastischen Konstanten C zwischen zwei Atomen von ihrem Abstand

Die elastischen Verformungen eines Körpers beruhen auf einer zeitweiligen Entfernung der Bausteine aus ihrer Ruhelage. Durch Zug- oder Druckkräfte

$$F(r) = \frac{dU(r)}{dr} \quad (5.28)$$

wird der Abstand vergrössert bzw. verkleinert (Fig. 5.9b). Die Proportionalitätskonstante C zwischen äusserer Kraft und Formänderung

$$C = \frac{dF(r)}{dr} = \frac{d^2U(r)}{dr^2} \quad (5.29)$$

Elastische Konstanten steht in direktem Zusammenhang mit den elastischen Konstanten (Fig. 5.9c).

Die elastischen Konstanten sind nicht von U_{Bo} direkt, sondern vom Verhalten der Funktion $U(r)$ bei r_0 abhängig.

Bindungsenergie Die *Bindungsenergie* U_{Bo} charakterisiert die Arbeit, die aufgewendet werden muss, um die Atome voneinander zu trennen.

Bindungsarten Die Grösse der Bindungsenergie und der elastischen Konstanten werden durch die Bindungsart bestimmt.

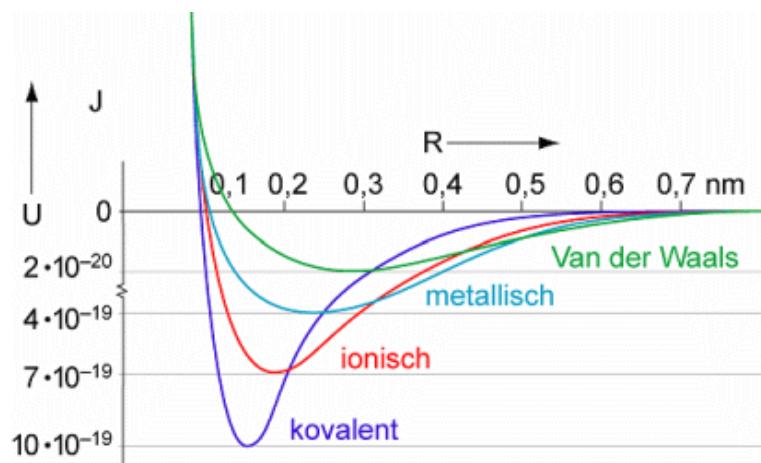


Fig. 5.10.: Angenäherter Potentialverlauf für die vier Bindungsarten

Man sieht, dass die kovalente Bindung die stärkste ist und die kleinsten Atomabstände im Molekül zur Folge hat, die Van-der-Waals-Bindung ist die schwächste mit den grössten Atomabständen.

Die wichtigsten Bindungsarten sind in Fig. 5.11 zusammengestellt.

Bindungsenergie Die Bindungsenergie U_{Bo} bestimmt:

1. T_S (Schmelzpunkt)
2. T_R (Rekristallisationstemperatur)
3. T_E (Erholungstemperatur)
4. Q (Aktivierungsenergie)

Die Bindungsenergieverläufe bestimmen elastische und thermische Eigenschaften.

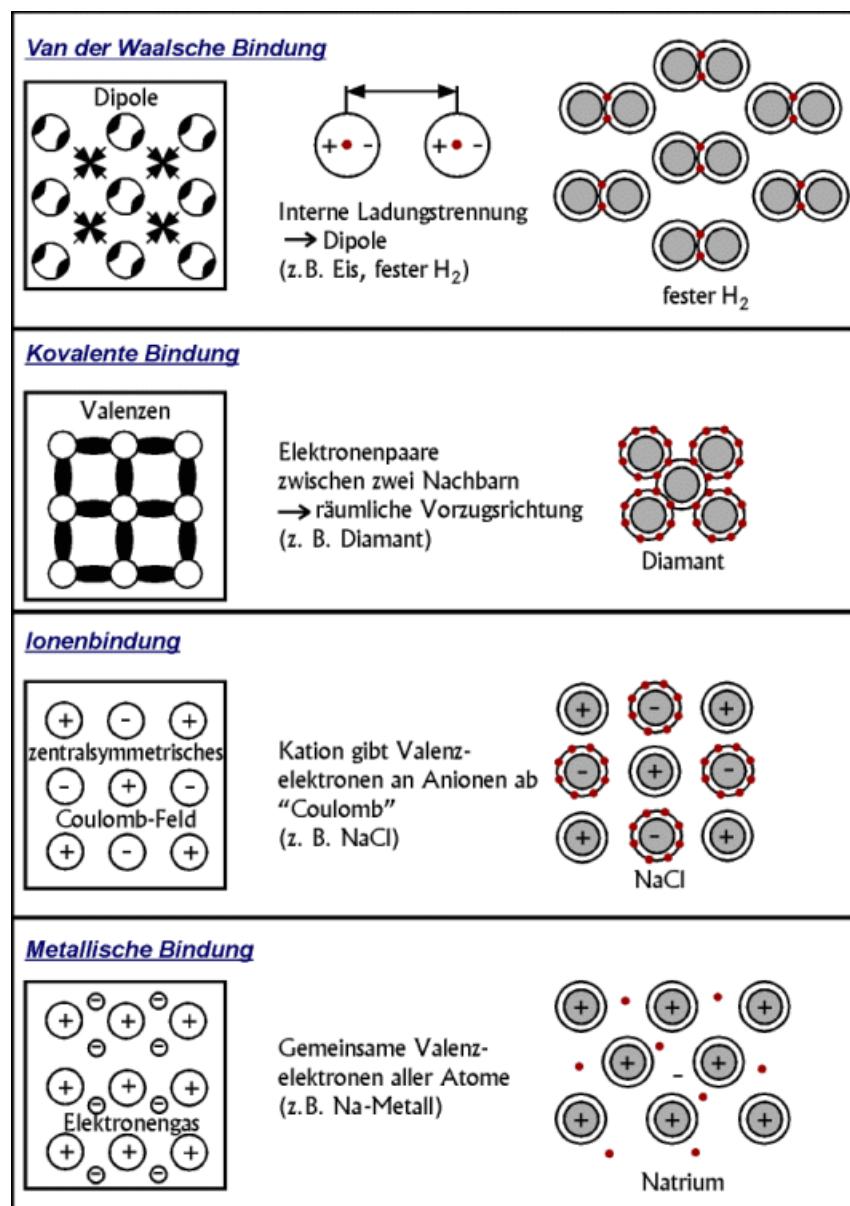


Fig. 5.11.: Wichtigste Bindungsarten

Elastische Konstanten E, G, ν , K

In Kapitel 0 wurde gezeigt, dass ein weitgehend linearer Zusammenhang zwischen den Spannungen und den elastischen Verformungen besteht.

Zu den unterschiedlichen Sonderfällen der Spannungszustände gehören charakteristische Sonderfälle der Dehnungszustände. Den Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen vermittelt das linear elastische Stoffgesetz, dessen Sonderfall für die einachsige Zugspannungen in Kapitel 0 bereits aufgezeigt wurde. Fig. 5.12 zeigt das typische Verhalten.

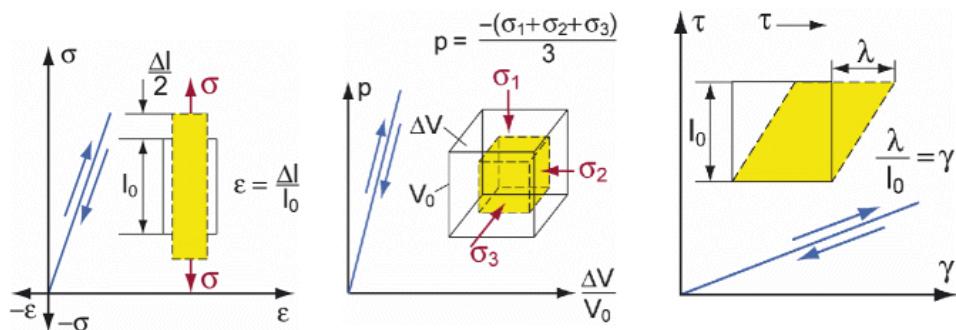


Fig. 5.12.: Elastische Formänderung

Elastisches Materialverhalten ist charakterisiert durch:

- Elastische Formänderung erfolgt bereits bei geringster Belastung.
- Die zur Belastung gehörende Dehnung stellt sich spontan ein.
- Bei Entlastung liegt eine vollständige Reversibilität der Formänderung vor.
- Es besteht eine lineare Beziehung zwischen Spannung und Formänderung (linear elastisch).
- Die Proportionalitätskonstanten werden als elastische Konstanten bezeichnet.

Hooke'sches Gesetz Der Zusammenhang wird durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad \text{für Normalspannungen} \quad (5.30)$$

$$\tau = G \cdot \gamma \quad \text{für Schubspannungen} \quad (5.31)$$

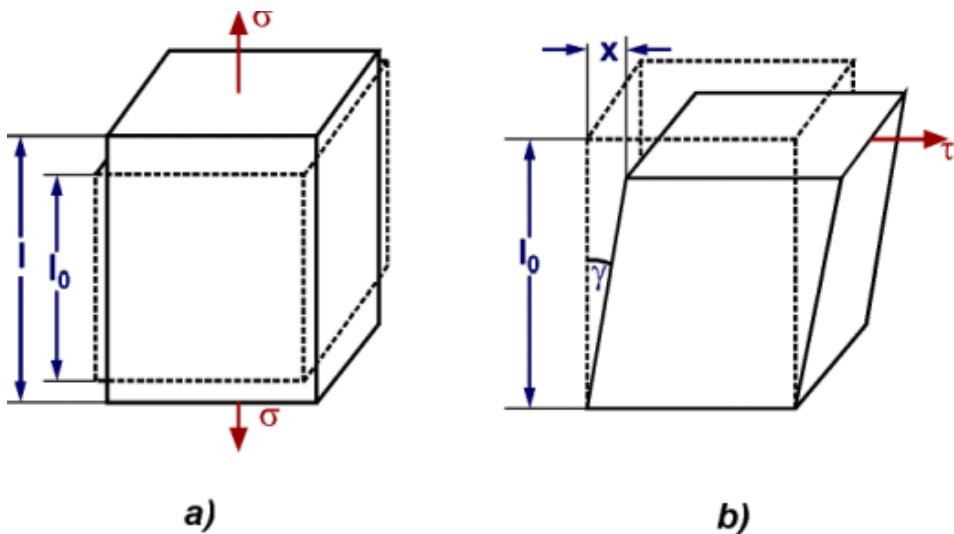


Fig. 5.13.: Elastische Verformung durch Normal- und Schubspannungen; a) Normalspannungen, Längenänderung bei Zug $\Delta l = l - l_0$, Dehnung $\varepsilon = \Delta l/l_0$, Querkontraktion $\varepsilon_q = -\nu \cdot \varepsilon$; b) Schubspannungen: Schiebung $\gamma \approx x/l_0$

Kompressionsmodul

Neben den beiden elastischen Konstanten, dem *Elastizitätsmodul E* und dem *Gleit- oder Schubmodul G* können für jede andere Spannungsrichtung elastische Konstanten definiert werden. Wichtig und eingeführt sind solche Konstanten für die oben beschriebenen Sonderfälle. Der *Kompressionsmodul K* dient zur Beschreibung der Volumenänderung eines Körpers unter allseitigem Druck:

$$K = \frac{-p}{\frac{\Delta V}{V}} \quad (5.32)$$

Poisson-Zahl Die Poissonzahl ν (nū) (oder *Querkontraktionszahl*) gibt entsprechend Fig. 5.14 an, wie sich die Dimensionen eines Körpers quer zur Zugrichtung bei Zugdehnung verändern.

Daraus ergibt sich für einachsigen Zug in z-Richtung:

$$-\varepsilon_x = -\varepsilon_y = \nu \cdot \varepsilon_z \quad (5.33)$$

mit

$$\nu = \frac{-\text{Querkontraktion}}{\text{Längsdehnung}} \quad (5.34)$$

Bei Volumenkonstanz, was genähert für Gummiwerkstoffe gilt, ergibt sich:

$$\frac{\Delta V}{V_0} = 0 \quad \rightarrow \nu = 0.5 \quad (5.35)$$

$$-\varepsilon_x = -\varepsilon_y = 0.5 \cdot \varepsilon_z \quad (5.36)$$

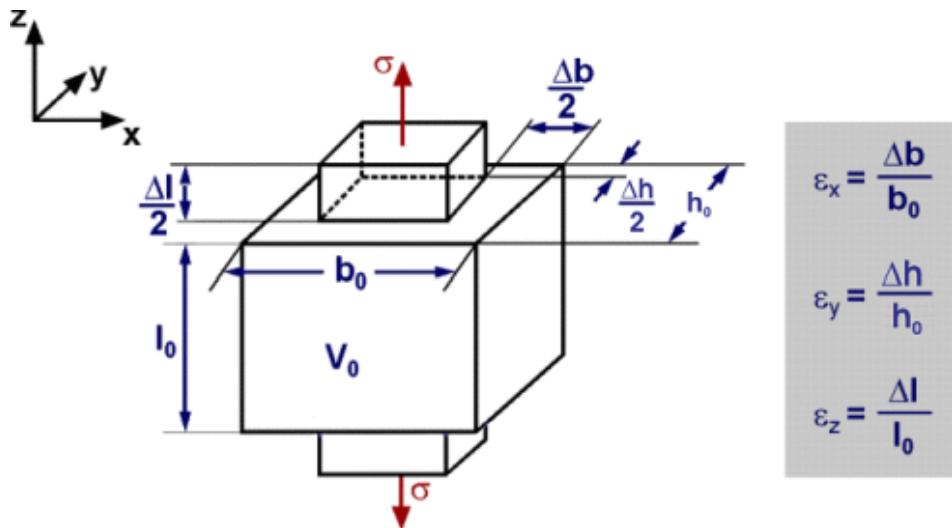


Fig. 5.14.: Poisson

Versuche haben ergeben, dass die Poisson-Zahl stets kleiner als 0.5 ist, was bedeutet, dass eine Vergrösserung der Atomabstände in einer Richtung unter Zugspannung nur teilweise durch Annäherung in Querrichtung kompensiert wird, so dass eine gewisse Volumenvergrösserung auftritt (meist $0.2 < n < 0.35$).

Isotropie

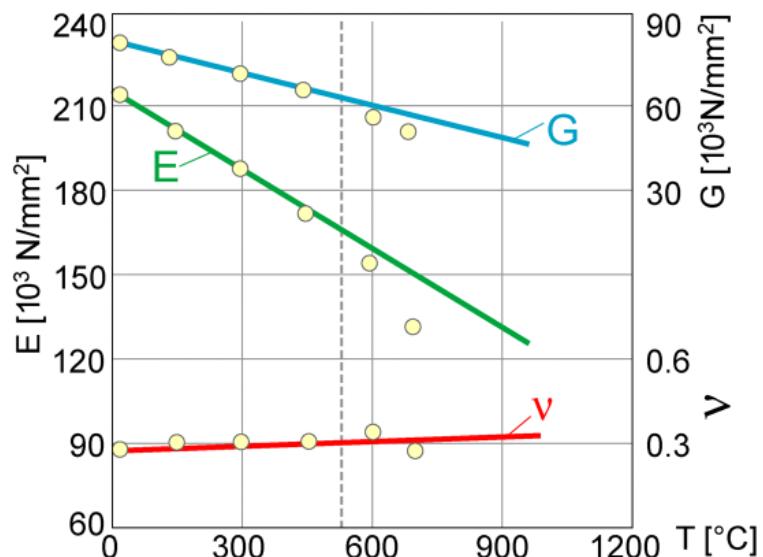
Beziehungen zwischen elastischen Konstanten Man kann nachweisen, dass im Falle isotropen elastischen Verhaltens (d.h. richtungsunabhängig) nur zwei Konstanten voneinander unabhängig sein können. Für die vier eingeführten Konstanten E, G, K, n muss es also zwei Gleichungen geben:

$$K = \frac{E}{3(1 - 2\nu)} \quad \text{und} \quad G = \frac{E}{2(1 + \nu)} \quad (5.37)$$

Metall	ν	E [MPa]	G [MPa]
Mg	0.29	45'150	18'000
Al	0.33	72'200	26'800
Ti	0.33	105'200	40'600
Fe	0.30	211'000	84'700
Cu	0.35	125'000	46'400
Zn	0.25	94'000	34'000

Tab. 5.2.: Elastische Werkstoffkonstanten

**Temperatur-
reinfluss** Auch die elastischen Konstanten E, G, K und ν sind von der Temperatur abhängig. Die Ursache liegt im Verlauf der Potentialkurven der Atome und der durch die Temperatur bewirkten Schwingungen der Atome um ihre Gleichgewichtslage und wird im Kapitel „Thermische Eigenschaften“ erläutert. E, G und K nehmen mit steigender Temperatur ab, ν leicht zu (Fig. 5.15).

**Fig. 5.15.:** E-G- ν -Diagramm von Eisen

Bei der Beurteilung, inwieweit Werkstoffe für den Leichtbau geeignet sind, verwendet man als Kennwert die Steifigkeit bezogen auf die Dichte (siehe Tab. 5.3). Dies ist nur in begrenztem Umfang aussagefähig, da natürlich mit unterschiedlichen Werkstoffen unterschiedlich konstruiert werden kann und muss. Darüber hinaus gibt es Bauteile, die auf Festigkeit dimensioniert werden müssen, bei denen also ein Kennwert Zugfestigkeit pro Dichte erforderlich ist.

Werkstoff	E[1000N/mm ²]	ρ [g/cm ³]	E/ ρ [10 ⁵ m ² /s ²]
Diamant	1'200	2.26	53'100
SiO	500	3.2	15'600
Kohlefaser (HM)	474	1.84	25'700
Si ₃ N ₄	320	3.2	10'000
W	360	19.3	1'900
Fe	210	7.86	2'700
Al	72	2.7	2'700
Mg	45	1.74	2'600
PE	2	0.95	200
EP	5	1.2	400
Gummi	0.1	1.5	7

Tab. 5.3.: Steifigkeit pro Dichte als Masszahl für die Leichtbau-Eignung bestimmter Werkstoffe

Kap. 6 Plastisches Verhalten der Metalle

6.0 Lernziel

1. Berechnung von Schubspannungen in Gleitsystemen mit dem Schmidschen Spannungsgesetz
2. Gleitsysteme der verschiedenen Kristallsysteme
3. Versetzungsbewegung und deren Behinderung
4. Zusammenhang zwischen Versetzungsdichte und plastischer Verformung
5. Atomare Ursachen von Streckgrenzeffekt, Lüdersdehnung, Reckalterung
6. Massnahmen zur Erhöhung der Fließgrenze
7. Verformung Vielkristall
8. Logarithmische Dehnung
9. Stabilität des Zugversuchs
10. Zwillingsbildung
11. Korngrenzengleiten
12. Superplastizität

6.1 Einleitung

Kapitel 5 „Elastizität“ hatte gezeigt, dass einerseits die zur Beschreibung sinnvollen Beanspruchungsgrößen die auf die Flächenelemente bezogenen Kräfte, d.h. die *Spannungen*, andererseits die Größen zur Beschreibung der Verformung die *Dehnungen* sind. Elastische Verformungen, die grundsätzlich eine Folge der Beanspruchungen, d.h. die zugehörige Materialantwort sind, stammen aus der Vergrößerung der Atomabstände und der Veränderung der Richtungsvektoren von Atom zu Atom. Die Veränderung der Atomabstände, wie sie bei Zugspannungen auftreten, können so niemals zur plastischen Verformung führen, da die Atome ihre Gleichgewichtslage wieder versuchen einzunehmen, es sei denn die Beanspruchung liegt oberhalb der Trennfestigkeit, dann wird ein Riss eingeleitet. Plastische, bleibende Verformungen treten nur auf, wenn Atome eine neue Gleichgewichtslage im Gitter finden, d.h. nur durch Abgleitung, also unter Schubspannungen. (Auch wenn an einem Flächenelement dA eine reine Zugspannung vorliegt, werden im Allgemeinen an einem schief zu dA stehenden Flächenelement Schubspannungen wirken). Die von äusseren Spannungen verursachten inneren Spannungen stehen im Gleichgewicht mit den Potentialkräften aus

den Atombindungen und führen damit immer zu einer Verlagerung der Atome aus ihrer Gleichgewichtslage heraus. Mit jeder Belastung ist also eine elastische Dehnung verbunden, unabhängig, ob sich das Material zusätzlich noch plastisch verformt.

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} \quad (6.1)$$

Ziel dieses Kapitels ist es aufzuzeigen, wie aus der Kenntnis der Gleitmechanismen auf den Gleitebenen der Kristalle makroskopische Verformungen beschrieben werden können. Immer besteht ein Interesse daran, die Verformungsfähigkeit durch metallurgische Massnahmen zu beeinflussen, sei es für sog. Knetlegierungen die Grenzformänderung zu vergrössern, sei es für Konstruktionsmaterialien das Einsetzen der plastischen Verformung hin zu möglichst grossen Spannungen zu verschieben. Im ersten Schritt muss also von makroskopischen Beanspruchungen auf die in den Gleitsystemen wirkenden geschlossen werden. Dann sind Stoffgesetze auf den Gleitebenen zu formulieren und schliesslich müssen die so verstandenen Vorgänge auf den Gleitebenen wieder auf makroskopisches Verhalten zurückübertragen werden.

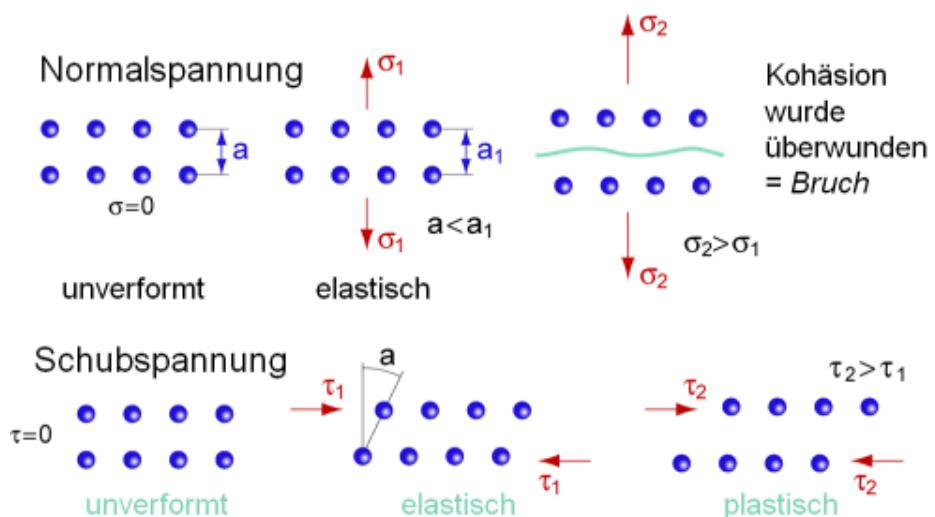


Fig. 6.1.: Wirkung der Spannungsarten. Oben: Normalspannungen. Unten: Schubspannungen

Unter Schubspannungswirkung kommt es nach Überschreiten einer Grenzspannung zu bleibenden Verformungen, unter Normalspannungen hingegen zum Trennbruch.

6.2 Schmidsches Schubspannungsgesetz

Weil die verformende Wirkung von Normal- und Schubspannungen sehr verschieden ist, ist es wichtig zu erkennen, in welchen Schnittebenen welche Spannungen wirken. Diese Information kann der Spannungstensor liefern. Das Schmidsche Schubspannungsgesetz ist ein Spezialfall dieser Berechnung, indem es eine spezielle Fragestellung für einen speziellen Spannungszustand beantwortet. Das Schmidsche Schubspannungsgesetz gibt für den Lastfall der einachsigen reinen Zug- oder Druckbeanspruchung an, wie gross die Schubspannung an einem schiefen Flächenelement in einer bestimmten Richtung ist (Fig. 6.2).

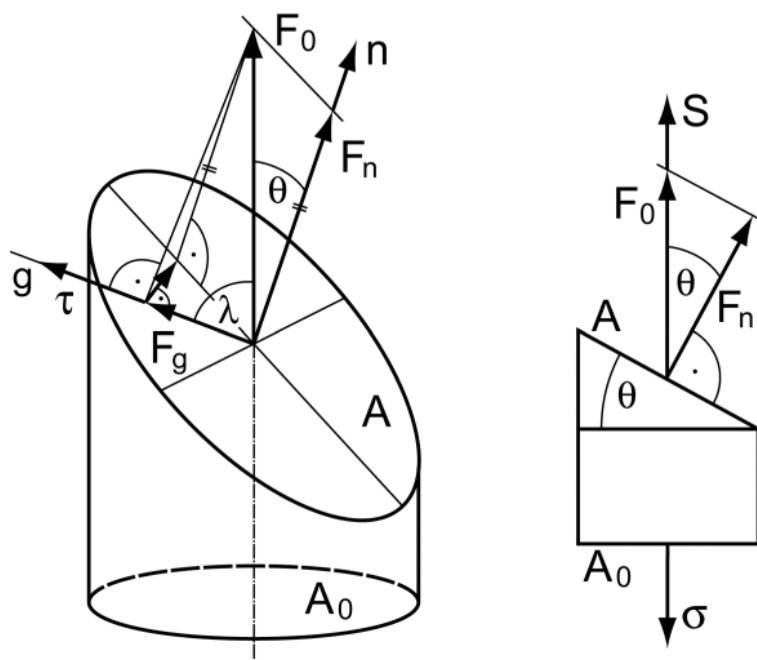


Fig. 6.2.: Geometrie zum Schmidschen Schubspannungsgesetz

In Fig. 6.2 ist F_0 eine Zugkraft, welche im senkrecht zur Kraftrichtung stehenden Flächenelement A_0 die Spannung σ erzeugt:

$$\sigma = \frac{F_0}{A_0} \quad (6.2)$$

Aus Gleichgewichtsgründen wirkt F_0 auch am um den Winkel θ (theta) schief stehenden Flächenelement A , bewirkt hier aber eine kleinere Spannung S , weil $A > A_0$. S ist an diesem Flächenelement keine Normalspannung.

$$A = \frac{A_0}{\cos \theta} \quad (6.3)$$

Die Kraftkomponente F_g von F_0 in Richtung der Geraden g erhält man durch Projektion von F_0 auf g:

$$F_g = F_0 \cdot \cos \lambda \quad (6.4)$$

wobei λ (lambda) der Winkel zwischen der Richtung von F_0 und der Richtung der Geraden g ist. Die Division von F_g durch die Fläche A liefert mit Gleichungen (6.3) und (6.4):

$$\tau = \frac{F_g}{A} = \frac{F_0 \cdot \cos \lambda}{a_0 / \cos \theta} \quad (6.5)$$

Schmid-sches Schubspannungsgesetz und mit Gleichung (6.2)

$$\tau = \sigma \cdot \cos \lambda \cdot \cos \theta \quad (6.6)$$

τ ist die Schubspannung am Flächenelement A in Richtung g, hervorgerufen durch die Normalspannung σ an A_0 .

Die Gleichung ist nützlich, wenn man die Schnittebenen und Richtungen kennt, unter denen man die Schubspannungen berechnen möchte, z.B. im Kristall auf bestimmten diskreten Gitterebenen und in bestimmten Gitterrichtungen.

Maximale Schubspannung bei einachsigem Zug

Um die Frage zu beantworten, unter welcher Richtung die maximalen Schubspannungen auftreten, werden die Winkel λ und θ variiert. Liegt der Winkel θ fest, kann sich λ nur im Bereich $[90^\circ - \theta, 90^\circ + \theta]$ bewegen. Das Maximum wird also erreicht, wenn $\cos(\lambda)$ maximal ist und das ist der Fall, wenn $\lambda = 90^\circ - \theta$. Mit $\cos(90^\circ - \theta) = \sin(\theta)$ folgt:

$$\tau = \sigma \cdot \sin \theta \cdot \cos \theta \quad (6.7)$$

$$\tau = \frac{1}{2} \cdot \sigma \cdot \sin(2 \cdot \theta) \quad (6.8)$$

Dies ist maximal für $\theta = 45^\circ$: $\tau = \frac{\sigma}{2}$

Die sehr wichtige Aussage ist also, dass in einem Zugstab an einem Flächenelement *unter 45° zur Beanspruchungsrichtung die grössten Schubspannungen auftreten* (vgl. Fig. 6.3).

τ nimmt bei $\theta = 0^\circ$ und $\theta = 90^\circ$ einen Wert von 0 an.

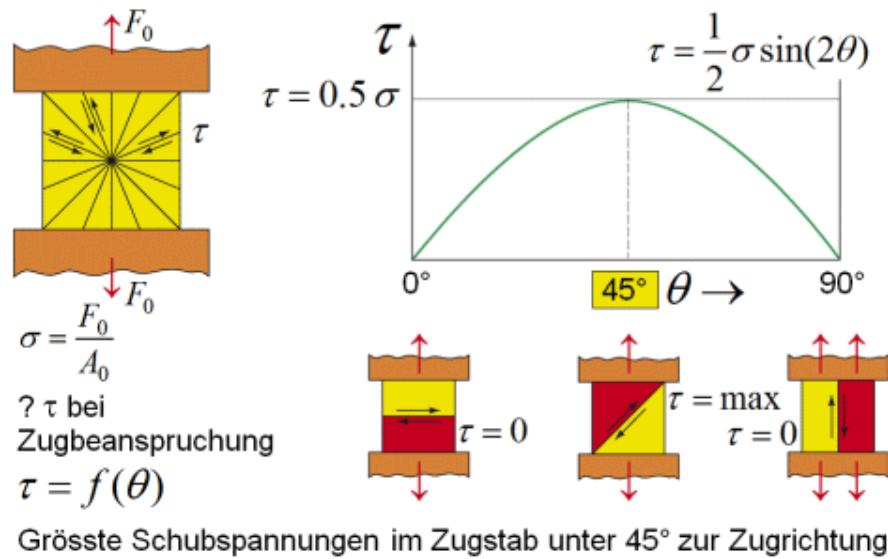


Fig. 6.3.: Schubspannung τ an einem Flächenelement in einem Zugstab in Funktion des Winkels θ des Flächenelementes gegenüber der Stabachse.

Verhält sich das Material spröde, wird es brechen mit einer senkrecht zur äusseren Kraft liegenden Bruchfläche. In diesem Fall liegt die Trennfestigkeit, d.h. die Grenzspannung, ab der die Bindung zwischen den Atomen aufgerissen wird, niedriger als die Spannung, die unter 45° durch Schubspannungen plastische Verformungen erzeugen kann.

Normal-spannungs--hypothese

Spröde Materialien werden nach der Normalspannungshypothese auf maximale Normalspannungen dimensioniert:

$$\sigma \leq \sigma_{zul} \quad (6.9)$$

Schub-spannungs--hypothese

Verhält sich das Material duktil, führen die durch die Beanspruchung induzierten maximalen Schubspannungen unter 45° zuerst zu einer bleibenden Verformung, später aber auch zu einem sog. Gleitbruch unter 45° . Solche Materialien werden nach der Schubspannungshypothese auf zulässige Schubspannungen dimensioniert.

$$\tau \leq \tau_{zul} \quad (6.10)$$

6.3 Einkristallverformung: Theoretische Schubspannung

In Kapitel 1 „Kristallzustand der Materie“ wurde gezeigt, wie die Versetzungen Gleitungen erleichtern, indem sie den Spannungsbedarf für die Abgleitung zeitlich auf die Auftrennung der Bindungen einzelner Atomreihen verteilen. Um zu ermitteln, wie gross die erforderliche Schubspannung τ_{th} ist, um eine Abgleitung ohne Versetzungen zu ermöglichen, geht man von einem periodischen Verlauf, z.B. einem Sinusverlauf der Schubspannung über der Abgleitung x aus. Die Schubspannungen sind jeweils 0, wenn die Atome wieder eine Gleichgewichtslage erreicht haben, d.h. wenn die Abgleitung einen Burgersvektor erreicht hat. Um die Atome aus der Gleichgewichtslage zu bringen, sollen die Schubspannungen positiv sein. Diese nehmen ab bis zu einer Abgleitung $x/2$, bei der die Atome sich genau zwischen den Gleichgewichtslagen befinden, danach streben diese aufgrund der Bindungskräfte selbsttätig die folgende Gleichgewichtslage an, die Schubspannungen, die den Bindungskräften das Gleichgewicht halten, werden negativ. Sobald x dem Betrag des Burgersvektors b entspricht, ist die ursprüngliche Anordnung wieder hergestellt.

$$\tau = \tau_{th} \cdot \sin \frac{2\pi x}{b} \quad (6.11)$$

Für kleine Werte von x lässt sich der sinusförmige Verlauf linearisieren:

$$\tau = \tau_{th} \cdot \frac{2\pi x}{b} \quad (6.12)$$

Für kleine Werte von x gilt das elastische Stoffgesetz, das ebenfalls einen Zusammenhang zwischen der Scherverformung und den Schubspannungen über den Schubmodul G herstellt. Der Scherwinkel γ ist für kleine x genähert x/a .

- Ideale Schubfestigkeit** Damit lässt sich die noch freie Konstante τ_{th} an das lineare Werkstoffverhalten anpassen.

$$G \cdot \frac{x}{a} = \tau_{th} \cdot \frac{2\pi x}{b} \quad (6.13)$$

$$\tau_{th} = \frac{Gb}{2\pi a} \cong \frac{G}{6} \quad \text{für Metalle ist } \frac{b}{a} \approx 1 \quad (6.14)$$

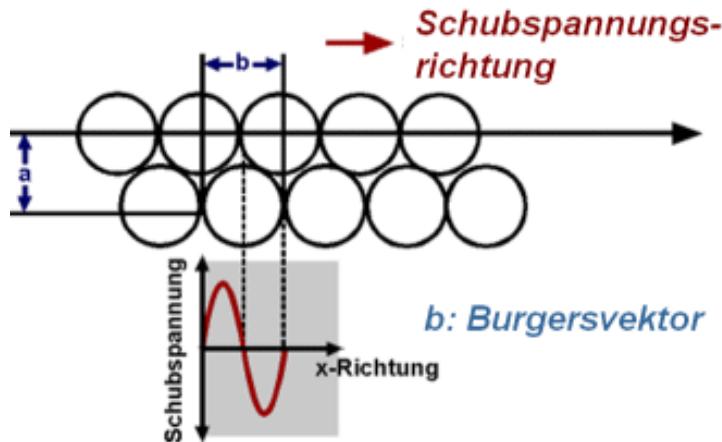
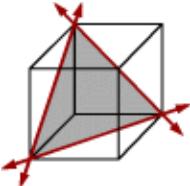
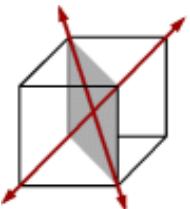
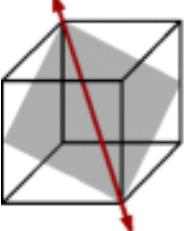
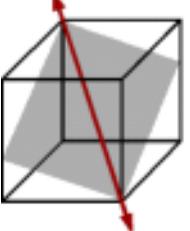
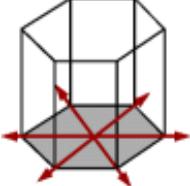


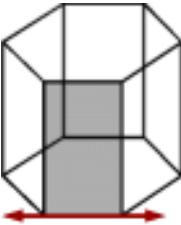
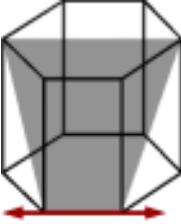
Fig. 6.4.: Höhe der Schubspannung beim Abgleiten

6.4 Einkristallverformung

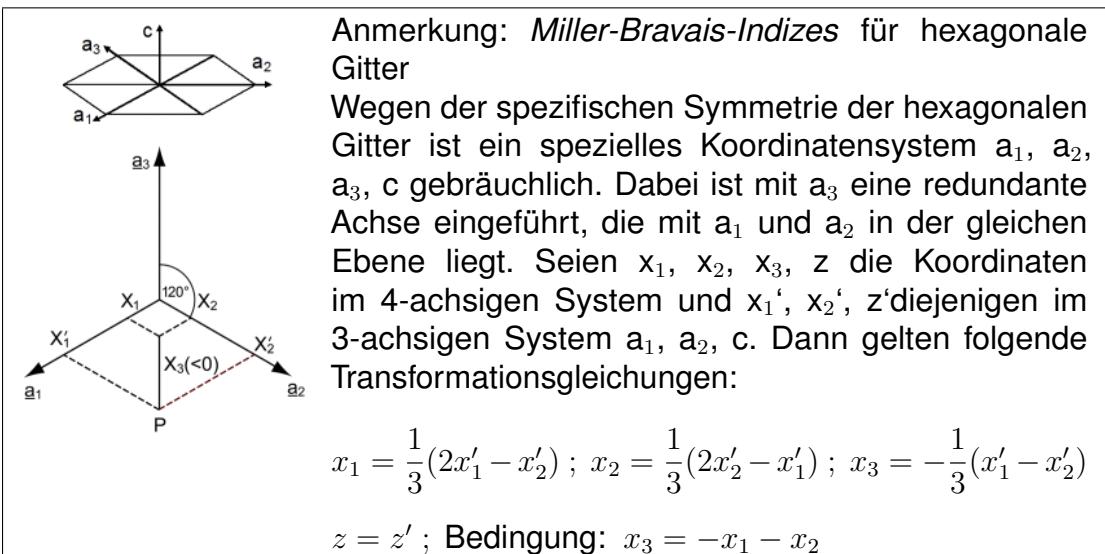
Die plastische Verformung der Kristalle erfolgt durch Abgleiten von Kristallteilen auf bevorzugten Gitterebenen. Abschnitt 6.3 zeigte, dass eine Abgleitung ohne Versetzungen praktisch nicht möglich ist. Die Versetzungslinien sind nach Kapitel 1 Grenzlinien auf der Gleitebene zwischen den abgeglittenen Kristallteilen und den nicht abgeglittenen Teilen. Eine Gleitung ist also grundsätzlich mit der Wanderung von Versetzungen verbunden. Des Weiteren wurde gezeigt, dass Versetzungen einen hohen $|b|^2$ -proportionalen Energieinhalt haben. Dies führt nach dem Prinzip vom Minimum der freien Enthalpie in der Gleichgewichtslage dazu, dass Versetzungen nur in Richtung dichtest gepackter Richtungen gleiten. Es zeigt sich aber auch, dass Gleitebenen bevorzugt solche Kristallebenen sind, die selber möglichst dicht gepackt sind (s. Tab. 6.1). Die Gleitmöglichkeiten in einem kfz-Gitter sind detaillierter in Fig. 6.5, jene im krz-Gitter in Fig. 6.6 dargestellt.

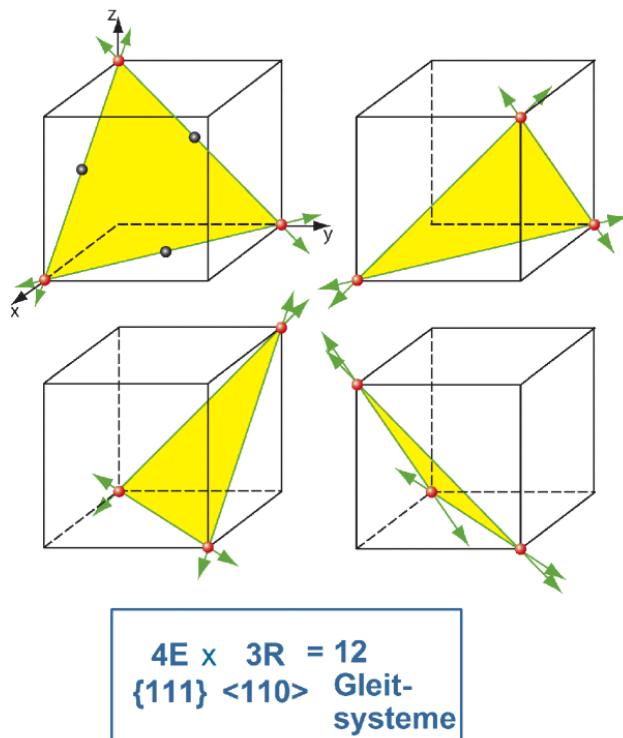
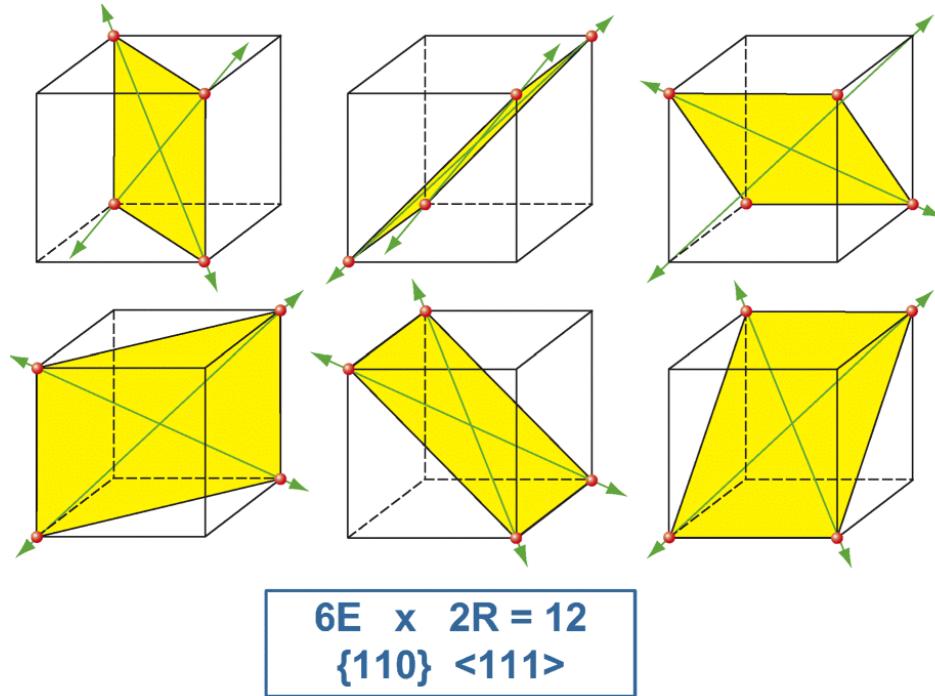
Gleitsysteme Das Paar *Gleitebene* und *Gleitrichtung* nennt man ein *Gleitsystem*. Da Versetzungen durch den Tangentenvektor und den Burgersvektor bestimmt sind, legen diese das Gleitsystem eindeutig fest, solange die beiden Vektoren nicht wie bei Schraubenversetzungen zusammenfallen. Stufenversetzungen und Versetzungen mit Stufenanteilen sind also an ihre Gleitebene gebunden. Reine Schraubenversetzungen können ihre Gleitebene wechseln. Dieser Vorgang wird Quergleiten genannt.

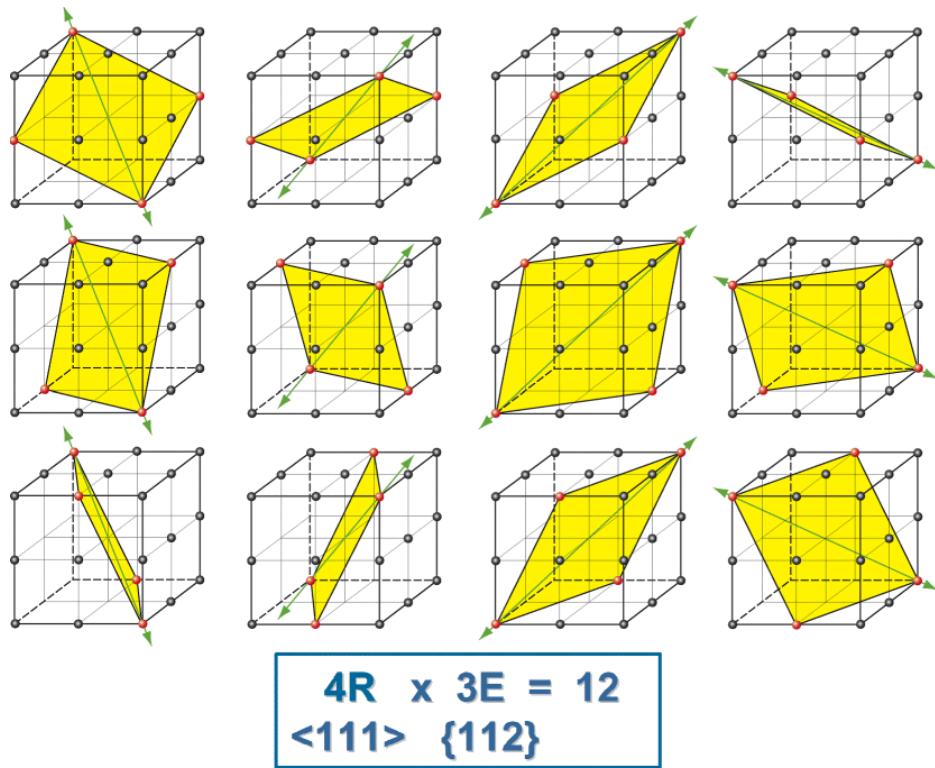
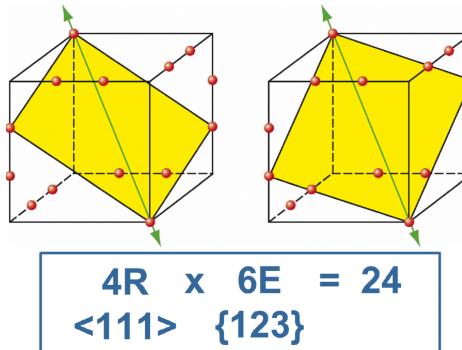
Gittertyp	Beispiel		Gleitebene G		Gleitrichtung g		Gesamtzahl der Gleitsysteme
			Typ	Zahl	Typ	Zahl	
k f z	Al Cu Ni Ag Au		{111}	4	$\langle 110 \rangle$	3	12
k r z	Fe _{αδ} W Mo Nb Ta		{110}	6	$\langle 111 \rangle$	2	12
k r z	Fe _{αδ} W Mo Nb		{112}	12	$\langle 111 \rangle$	1	12
k r z	Fe _{αδ} W _a Mo		{123}	24	$\langle 111 \rangle$	1	24
hex	Cd Zn Mg Ti _α Be		{0001}	1	$\langle 11\bar{2}0 \rangle$	3	3

Gitter	Beispiel		Gleitebene G		Gleitrichtung g		Gesamtzahl der Gleitsysteme
			Typ	Zahl	Typ	Zahl	
hexagonal	Cd Zn Mg Ti_α Be Zr_α		{1010}	3	<1120>	1	3
hexagonal	Mg Ti_α		{1011}	6	<1120>	1	6

Tab. 6.1.: Gleitsysteme



**Fig. 6.5.:** Gleitmöglichkeiten im kfz-Gitter**Fig. 6.6.:** Gleitmöglichkeiten im krz-Gitter[(110)-Ebene]

**Fig. 6.7.: Gleitmöglichkeiten im krz-Gitter[(112)-Ebene]****Fig. 6.8.: Gleitmöglichkeiten im krz-Gitter[(123)-Ebene]**

6.5 Versetzungsbewegung

Alle Beschreibungen dieses Abschnittes beziehen sich ausschliesslich auf eine Gleitebene, die Spannungen werden als auf diese Ebene reduziert gedacht.

Die Versetzungsbewegung ist Trägerin der plastischen Deformation. Wenn in einem Gleitsystem die Schubspannung einen kritischen Wert erreicht, werden Versetzungen in Bewegung gesetzt. Es werden demnach bevorzugt die Gleitsysteme aktiviert, in denen die nach

dem Schmidschen Schubspannungsgesetz berechneten Spannungen am grössten sind:

$$\tau = \sigma \cdot \cos \lambda \cdot \cos \theta \geq \tau_c \quad (6.15)$$

Versetzungsquellen

Daneben werden aber nach Überschreiten einer kritischen Schubspannung auch neue Versetzungen in sog. *Versetzungsquellen* produziert, so dass sich die Dichte dieser Versetzungen um Faktor 10^5 erhöht. Da in einem Gleitsystem mehrere Mechanismen zur Bewegung und Produktion von Versetzungen angelegt werden, werden diese jeweils aktiviert, wenn die Schubspannung deren individuelle Aktivierungsspannung erreicht. Die plastische Grenze ist dann erreicht, wenn der Mechanismus mit der niedersten Aktivierungsspannung einsetzt. Für die Produktion von Versetzungen hat man sich verschiedene Mechanismen ausgedacht und einige davon tatsächlich im transmissionselektronenmikroskop nachweisen können. Der wichtigste Quellmechanismus ist die sog. FRANK - READ - Quelle nach Fig. 6.9.

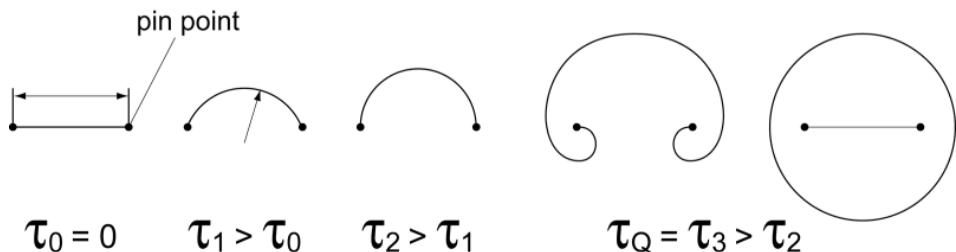


Fig. 6.9.: FRANK - READ - Quelle zur Erzeugung von Versetzungen

Pin-Punkte

Dabei ist ein Versetzungsteilstück zwischen zwei Hindernissen gespannt. Solche Hindernisse können sein die *Korngrenzen*, *Einschlüsse / Teilchen*, d.h. Phasengrenzen, aber auch andere *Versetzungen*, deren Versetzungslinien die betrachtete Gleitebene durchstossen. Die Bewegung einer Versetzung über eine querlaufende Versetzung führt immer zu einer Verlängerung von deren Versetzungslinie und sorgt dafür, dass diese unbeweglicher bleiben. Punkte an denen Versetzungslinien verankert werden, nennt man *Pin-Punkte*, unabhängig von deren Ursache oder Bauart.

Ohne Wirkung einer Schubspannung ist die Versetzungslinie nach dem Prinzip vom Minimum der freien Enthalpie in der Gleichgewichtslage gerade. Durch Wirkung einer Schubspannung wird die Versetzungslinie ausgebeult. Nachdem sie gerade einen Halbkreis gebildet hat, beginnt sie um ihre Pin - Punkte herumzuquellen. Da die sich nun entgegenkommenden Versetzungslinien den gleichen Burgersvektor haben, kann sich der Kreis der Versetzung schliessen und es koppelt sich die Versetzungslinie zwischen den beiden

Punkten von dem geschlossenen Versetzungsring ab, wird unter Minimierung der freien Enthalpie wieder gerade. Das Spiel kann von vorne beginnen. Solche Quellen können tausende von Versetzungsringen erzeugen.

Da nun die Ausbeulung des Versetzungsringes die Wirkung von Schubspannungen erfordert, lässt sich darüber gemäss Fig. 6.10 die Aktivierungsspannung einer FRANK-READ-Quelle berechnen.

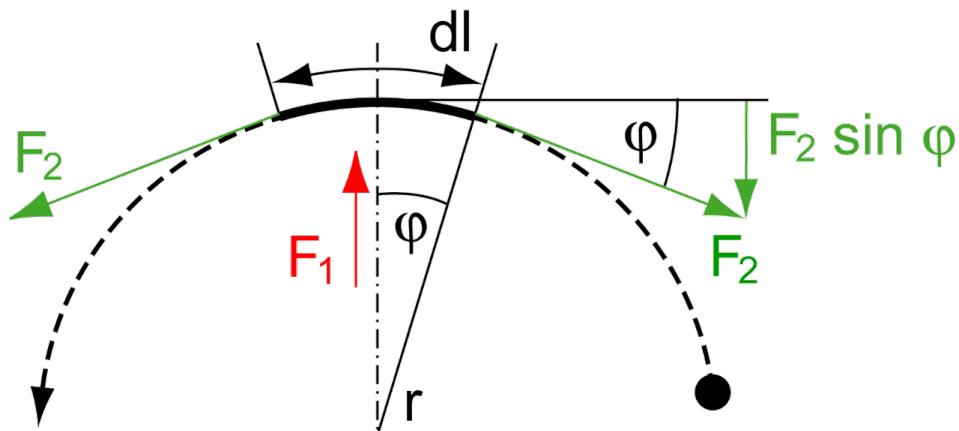


Fig. 6.10.: Ermittlung der Aktivierungsspannung einer Versetzungssquelle

Linienspannung Der Energieinhalt E einer Versetzungsleitung der Länge l beträgt

$$E = \frac{1}{2} G \underline{b}^2 l \quad (6.16)$$

mit Schubmodul G und Burgersvektor \underline{b} , was man durch die Integration der elastischen Energie des durch die Versetzung bewirkten elastischen Spannungsfeldes erhält. Da nun die Versetzungsleitung sich zu verkürzen sucht, wird eine Kraft benötigt, die der Anknüpfunkt der Versetzungsleitung aufnehmen muss (Analogon: gespanntes Gummiband). Diese Kraft lässt sich durch Ableiten der gespeicherten Energie nach der Versetzungsleitlängen ermitteln:

$$F_2 = \frac{dE}{dl} = \frac{1}{2} G \underline{b}^2 \quad (6.17)$$

Diese Kraft ist in Fig. 6.10 als F_2 an beiden Enden eines Abschnittes dl der Versetzungsleitung dargestellt. Die Schubspannung wirkt lokal an der Versetzungsleitung:

$$F_1 = |\underline{b}| dl \cdot \tau \quad (6.18)$$

Die Gleichgewichtsbedingung an dem Teilstück der Versetzungsleitung lautet

$$F_1 = 2F_2 \sin \varphi \quad (6.19)$$

und mit

$$\sin \varphi \approx \varphi = \frac{dl}{2r} \quad (6.20)$$

folgt

$$\tau = \frac{G|b|}{2r} \quad (6.21)$$

Aktivierungsspannung Die maximale Schubspannung die benötigt wird, um die Quelle zu aktivieren ist also die, die für die minimale Krümmung $r=S/2$ mit S dem Abstand zwischen zwei Pin-Punkten erforderlich ist. Und mit

$$b = |\underline{b}| \quad (6.22)$$

folgt für die Quellspannung, d.h. die kritische Spannung der FRANK-READ-Quelle:

$$\tau_c = \frac{G \cdot b}{S} \quad (6.23)$$

Diese Gleichung kann nun in vielfältiger Weise verwendet werden, um die erforderlichen Spannungen für alle möglichen Hindernisse der Versetzungsbewegung zu beschreiben. Fig. 6.11 zeigt mehrere Versetzungen in einer Gleitebene, in der Teilchen existieren, die die Bewegung der Versetzungen behindern. Die ankommenden Versetzungslinien umquellen diese Teilchen und laufen weiter, nachdem sie einen Versetzungsring um diese Teilchen hinterlassen haben. Der unmittelbare Bereich um die Teilchen herum ist also nicht abgeglitten. Fig. 6.12 zeigt die Situation in einzelnen Schritten. Daraus folgt unmittelbar, dass die Schubspannung, die erforderlich ist, um die Versetzungslinie durch das Feld der Teilchen mit einem Abstand von D zu treiben

$$\tau_c = \frac{G \cdot b}{D} \quad (6.24)$$

beträgt.

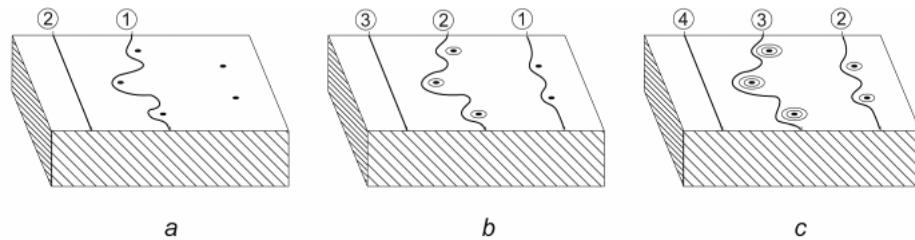


Fig. 6.11.: Versetzungslinien umgehen Hindernisse

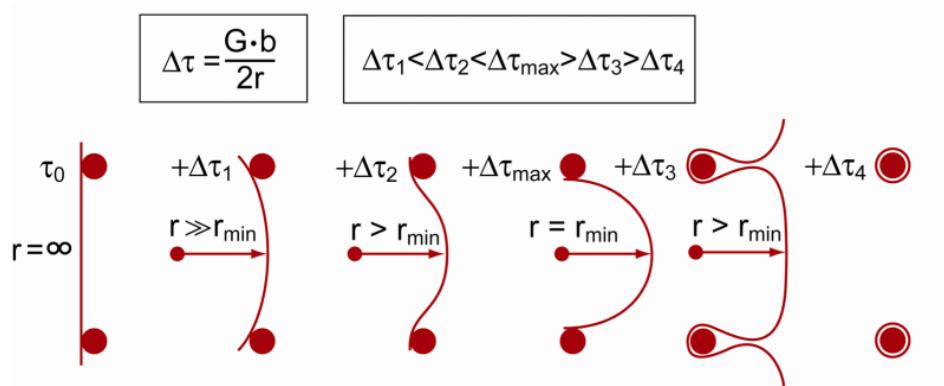


Fig. 6.12.: Erforderliche Spannungen, um Versetzungen durch Hindernisse hindurchzudrücken

An diesen beiden Gleichungen ist zu erkennen, dass die Festigkeit eines Materials ansteigt, je dichter die Teilchen oder Pin - Punkte sind.

Während man bei der Verformung eines Einkristalls davon ausgeht, dass eine Versetzung durch den Kristall wandert und diesen nach Überstreichen der gesamten Gitterfläche wieder verlässt, beobachtet man, dass bei Vielkristallen die meisten Versetzungslinien wegen der Stützwirkung der anderen Kristalle im Kristall stecken bleiben. Dies ist ein Grund für die starke Vergrößerung der Versetzungsdichte durch plastische Verformung.

Fig. 6.13 zeigt die Seitenansicht eines unter Schubspannungen verscherenden Kristalls. Die Scherung wird durch die Gesamtheit der einzelnen Versetzungen erzeugt, die einen durch deren Lauflänge x_i bestimmten Teilbereich des Kristalls überstrichen haben. An der Verscherung sollen auf mehreren Gleitebenen je mehrere Versetzungen teilhaben. Der Index i soll die Gleitebenen indizieren, j die Versetzungen auf der Gleitebene. Der Abgleitbetrag lässt sich dann errechnen als:

Abgleitbetrag der Gleitebene i :

$$\Delta a_i = \sum_j \frac{x_{ij}}{l} b \quad (6.25)$$

Abgleitbetrag aller Gleitebenen:

$$\Delta a = \sum_i \Delta a_i = \sum_i \sum_j \frac{x_{ij}}{l} b \quad (6.26)$$

Mittlere Lauflänge der Versetzungen:

$$\bar{x} = \frac{1}{N} \sum_i \sum_j x_{ij} \quad (6.27)$$

$$\text{Abgleitbetrag: } \Delta a = \frac{b}{l} \bar{x} N \quad (6.28)$$

$$\text{Scherwinkel: } \gamma = \frac{\Delta a}{h} = b \bar{x} \frac{N}{lh} = b \bar{x} \rho_v \quad (6.29)$$

$$\text{Versetzungsichte: } \rho_v = \frac{N}{lh} \quad (6.30)$$

mit N : Gesamtzahl der Versetzungen, b : Burgersvektor und ρ_v : Versetzungsichte.

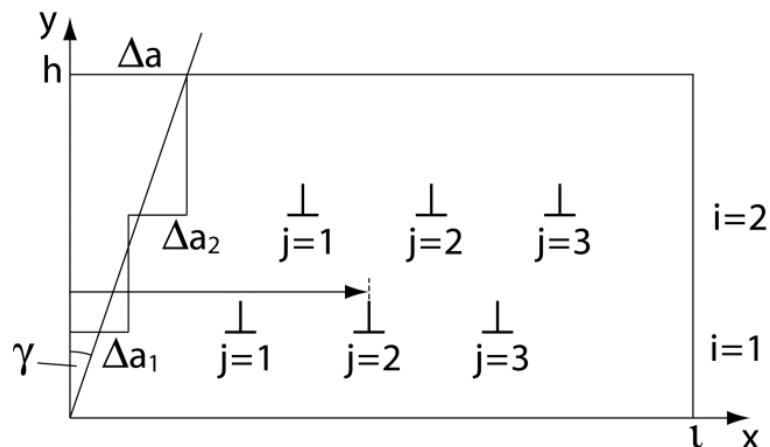


Fig. 6.13.: Zusammenhang zwischen der Anzahl der Versetzungen und der plastischen Scherung

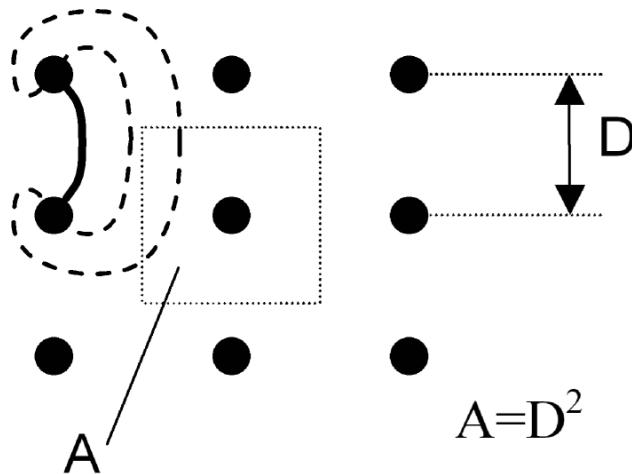


Fig. 6.14.: Zusammenhang zwischen der Dichte der immobilen Versetzungen und dem Abstand der Pin-Punkte aus Versetzungskreuzen

Mobile und immobile Versetzungen Man unterscheidet bei den Versetzungen *mobile Versetzungen* und *immobile (immobilisierte) Versetzungen*. Durch Anlegen einer Schub-

spannung τ grösser als τ_c werden Versetzungen produziert und bewegt, bis sie in Hindernissen, die aus Teilchen und anderen Versetzungen gebildet sind, steckenbleiben. Dies führt zu einer Zunahme der Versetzungsdichte von 10^5 auf 10^{10} mm^{-2} . Diese immobilen Versetzungen bilden Pin-Punkte und führen zu einer Steigerung der kritischen Schubspannung.

Waldversetzungen Immobile Versetzungen werden auch als *Waldversetzungen* bezeichnet, da sie im Rasterelektronenmikroskop ein dichtes Gewirr von Versetzungslinien bilden (siehe Fig. 6.15). Sie sind Träger der sog. *Kaltverfestigung*, der Verfestigung durch Verformung. Der Abstand D der Pin-Punkte nimmt nach Fig. 6.14 entsprechend

$$\rho_{Vimm} = \frac{1}{k_1 D^2} \quad \text{bzw.} \quad D = \sqrt{\frac{1}{k_1 \rho_{Vimm}}} \quad (6.31)$$

mit der Dichte der immobilen Versetzungen ρ_{Vimm} ab. Dabei ist k_1 eine Proportionalitätskonstante. Somit folgt aus Gleichung (6.24) ein Zusammenhang zwischen der plastischen Dehnung und der kritischen Schubspannung aus den immobilen Versetzungen:

$$\tau_c = \tau_{c0} + Gb\sqrt{k_1 \rho_{Vimm}} \quad (6.32)$$

τ_{c0} berücksichtigt dabei, dass ausser den immobilen Versetzungen noch andere Vorgänge aktiv sind, um die Versetzungsbewegung zu behindern, z.B. Partikel, Korngrenzen usw.

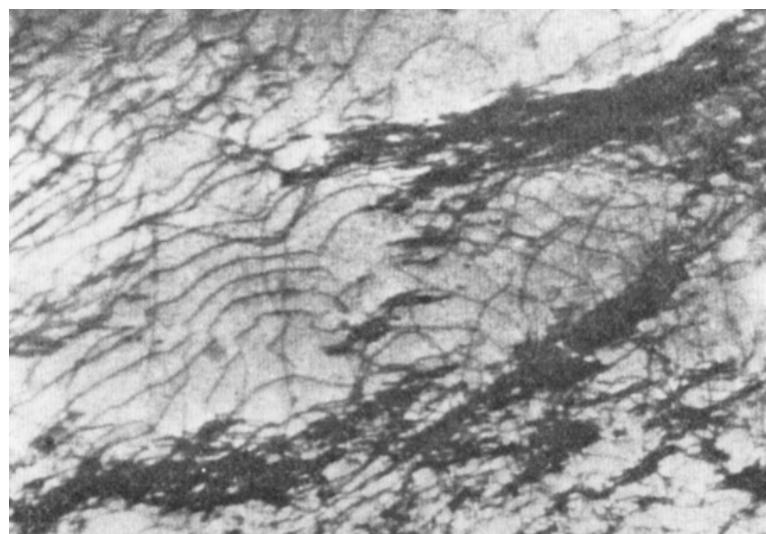


Fig. 6.15.: Waldversetzungen in rasterelektronenmikroskopischer Aufnahme (nach Kröner und Teodosiu)

Die Dichte der immobilen Versetzungen ρ_{Vimm} ist deutlich grösser als die Dichte der mobilen ρ_{Vmob} . Somit folgt aus Gleichung (6.29)

$$\rho_{Vimm} = \frac{\gamma}{b\bar{x}} \quad (6.33)$$

und eingesetzt

$$\tau_c = \tau_{c0} + Gb\sqrt{\frac{k_1}{b\bar{x}}} \cdot \gamma^{0.5} \quad (6.34)$$

Überspannung Nach Überschreiten der plastischen Grenze werden mobile Versetzungen bewegt. Dabei zeigt sich, dass deren Geschwindigkeit v von der τ_c übersteigenden Schubspannung, der sog. Überspannung $\tau - \tau_c$, abhängt, während die zeitliche Änderung der Scherung von der Zahl der mobilen Versetzungen und deren Geschwindigkeit abhängt:

$$\begin{aligned} \dot{\gamma} &= \frac{d\gamma}{dt} = \rho_{Vmob} \cdot b \cdot v \\ v &= k_2(\tau - \tau_c)^{1/m} \end{aligned} \quad (6.35)$$

Wenn die Dichte mobiler Versetzungen zu Beginn der Deformation sehr klein ist, steigt sie etwa entsprechend eines linearen Gesetzes mit der plastischen Scherung und bleibt dann genähert konstant:

$$\rho_{Vmob} = \rho_{Vmob0} + k_3\gamma \quad (6.36)$$

Zusammenfassung der Gleichungen (6.34), (6.35) ergibt:

$$\tau = \tau_{c0} + Gb\sqrt{\frac{k_1}{b\bar{x}}} \cdot \gamma^{0.5} + \left(\frac{1}{k_2 b \rho_{Vmob}} \right)^m \dot{\gamma}^m \quad (6.37)$$

und liefert eine Gleichung, die die plastischen Scherungen γ mit den dafür erforderlichen Schubspannungen τ in Beziehung setzt und die Verfestigung beschreibt. Diese ist vom Aufbau her wie die Ludwik-Gleichung, welche den Zusammenhang zwischen Dehnungen ε und Zugspannungen σ gibt.

Volumen-konstanz der plastischen Verformung Eine weitere wichtige Eigenschaft der plastischen Verformung von Metallen ist aus dem Modell der Gleitung im Einkristall ableitbar:

Eine Gleitung auf einer Gleitebene ebenso wie eine durch γ beschriebene Scherverformung verändern das Volumen nicht. Diese auf der Ebene der elementaren Verformungsmechanismen offenkundige Erkenntnis beobachtet man ebenfalls bei der makroskopischen plastischen Verformung von Vielkristallen.

6.6 Verformung von Vielkristallen

- Vielkristall** Zur Beschreibung des Verhaltens metallischer Vielkristalle wird zweckmässigerweise auf die Modellvorstellungen des einachsigen Zugversuches zurückgegriffen. Die metallischen Werkstoffe sind fast ausschliesslich Vielkristalle, bestehen also aus vielen Körnern. Ihr plastisches Verhalten unterscheidet sich insofern von dem der Ein-Kristalle, als die Verformung des einzelnen Kornes durch die benachbarten Körner stark behindert wird.
Doch schon die Verteilung der Spannung auf die einzelnen Körner ist verschieden.
- anisotrop** Da Kristalle *anisotrop* sind, werden solche, die eine grössere Steifigkeit in Zugrichtung haben auch eine grössere Last tragen, grössere Spannungen haben. Das hierfür massgebende Modell ist das der Parallelschaltung von Federn (Fig. 6.16).

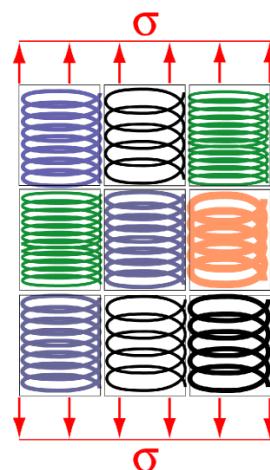


Fig. 6.16.: Federmodell für die Verteilung der Spannungen auf die unterschiedlichen Körner

Weiterhin gibt es einige Körner, deren Gleitsysteme günstig zur Lastspannung liegen, d.h. nach dem Schmidschen Schubspannungsgesetz Ebenennormale unter 45° und Gleitrichtung unter 45° . Bei den meisten Körnern liegen die Gleitsysteme ungünstiger, d.h. die wirkenden Schubspannungen sind kleiner. Schliesslich sind pro Gleit-

system, aber natürlich erst recht pro Korn die kritischen Schubspannungen τ_c unterschiedlich. Dies hat zur Folge, dass in einzelnen Körnern die Gleitung schon einsetzt, in anderen dagegen nicht. Die Körner, die bereits plastiziert sind, erzeugen Versetzungen, die an den Korngrenzen aufgestaut werden, da sie dort in Körner mit anderen Gleitsystemen eindringen müssten, dies aber wegen der ungünstigen Lage der Gleitsysteme noch nicht können. Aus diesem Grunde setzt die plastische Verformung in den meisten Fällen schlechend ein, so dass man wie in Kapitel 0 gezeigt, $R_{p0.2}$ usw. definieren muss, d.h. den Beginn der plastischen Verformung anhand einer bleibenden Testdehnung diagnostiziert.

Zusammenfassend Ursache für das schlechende Einsetzen:

- Unterschiedliche Lastspannungen pro Korn
- Unterschiedliche Lage der Gleitsysteme
- Unterschiedliche Größe der τ_c
- Nur begrenztes Gleiten möglich, wenn benachbarte Körner und Gleitsysteme noch nicht aktiv

Um also die Spannungen der einzelnen Körner berechnen zu können, müssen diese im Gleichgewicht sein. Da die einzelnen Körner ihren Verbund bei der Belastung nicht aufgeben, muss man deren Zusammenhalt in mathematischen Bedingungen, den sog. *Kompatibilitätsbedingungen*, formulieren.

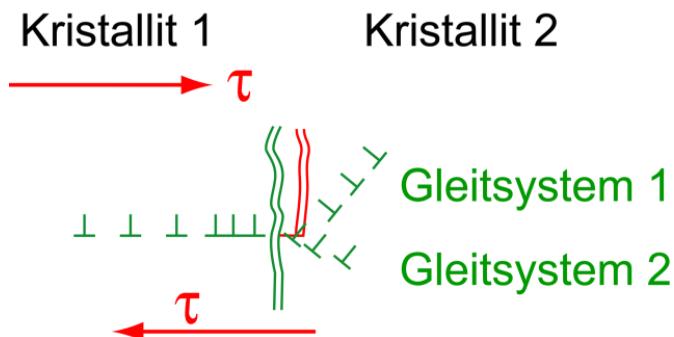


Fig. 6.17.: Zusammensetzung der plastischen Verformung beim Übergang in einen anders orientierten Kristalliten unter Aktivierung zweier Gleitsysteme

Wenn nun in einem Kristall die Verformung auf einem Gleitsystem in den benachbarten Kristall hinein fortgesetzt werden soll, werden dort bis zu fünf Gleitsysteme gleichzeitig aktiviert. Ursache hierfür ist, dass der in Kapitel 5 eingeführte Dehnungstensor unter Volumenkonstanz, wie sie bei plastischem Verhalten auftritt, genau fünf

unabhängige Komponenten hat. Im ebenen Fall, der in Fig. 6.17 dargestellt ist, ist die Zahl der unabhängigen Komponenten nur zwei.

Des weiteren setzen Korngrenzen an sich den Versetzungsbewegungen und demnach der Gleitung bei tiefen Temperaturen erheblichen Widerstand entgegen, da sie als ungeordnete Bereiche eher mit einer schwach besetzten Gitterebene vergleichbar sind, die Gleitungen nicht zulassen. Sehr schwer verformbare Bereiche sind um so mehr einspringende Ecken von Körnern gemäss Fig. 6.18, sog. *Tripelpunkte*. Einerseits ist der behindernde Korngrenzenanteil sehr hoch, andererseits müssen die Versetzungen auf neu aktivierten Gleitsystemen nach kurzem Weg wiederum an einer neuen Korngrenze mehrere Gleitsysteme aktivieren. Dies gelingt nur, wenn die Schubspannungen deutlich höher sind als es für die Aktivierung eines optimal unter 45° liegenden Gleitsystems erforderlich wäre. Grundsätzlich ergibt sich an jeder Korngrenze ein Aufstau von Versetzungen, die im Inneren des Kristalls deutlich leichter beweglich sind.

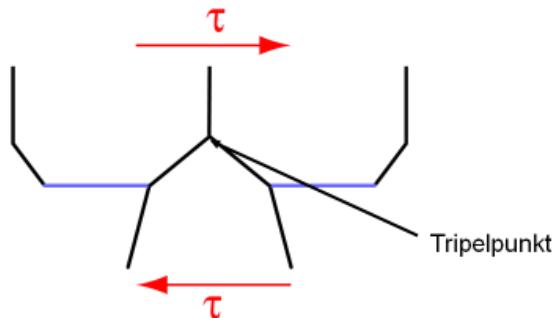


Fig. 6.18.: Verfestigende Wirkung von Tripelpunkten

Berechnet man nun in einem quasiisotropen Vielkristall für eine Ebene, die sich über mehrere Körner erstreckt die kritische Schubspannung, die benötigt wird, um in einem vielkristallinen Werkstoff makroskopische Gleitungen auszulösen, ergibt sich experimentell wie auch nach der sog. *Taylor-Theorie* des Vielkristalls

$$\tau_{c,vielkristall} = 1.5 \cdot \tau_c \quad (6.38)$$

wenn man auf allen Gleitebenen den gleichen Wert für τ_c annimmt.

Damit ergibt sich für die Streckgrenze σ_S im Zugversuch nach Fig. 6.19 mit Hilfe des Schmidschen Schubspannungsgesetzes.

$$\sigma_S = 3 \cdot \tau_c \approx R_e \approx R_{p0.2} \quad (6.39)$$

Taylor-Faktor Der auftretende Faktor 3 wird als *Taylor-Faktor* bezeichnet.

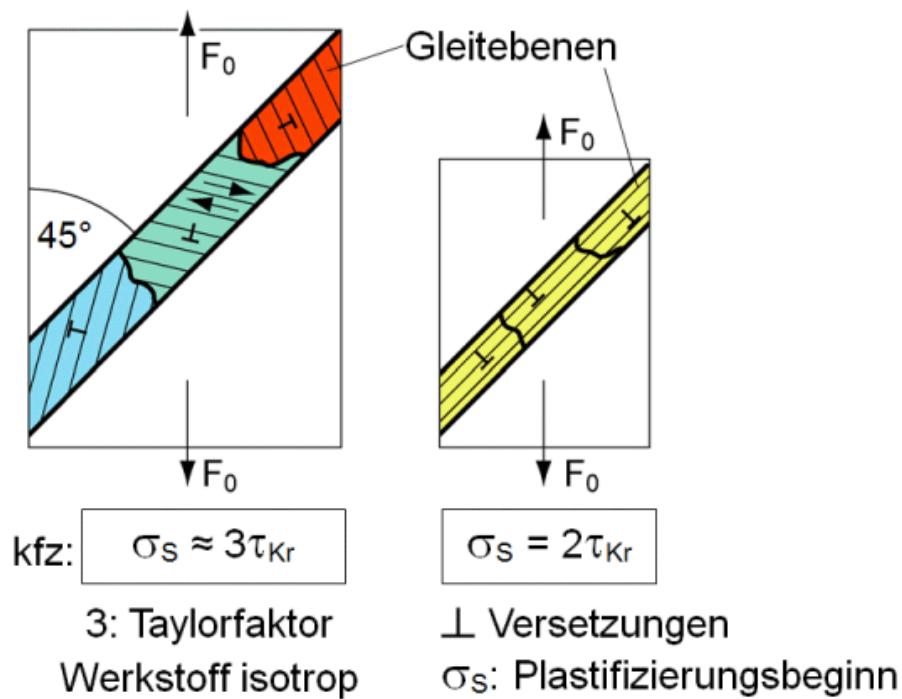


Fig. 6.19.: Vielkristallplastizität

Damit lassen sich Ergebnisse für das plastische Stoffgesetz von der Gleitebene auf den Zugspannungszustand übertragen. Vor allem Gleichung (6.37) nimmt dann eine sehr bekannte Gestalt an und wird zur schon in Kapitel 0 eingeführten Ludwik-Gleichung mit der Erweiterung auf zeitabhängiges Verhalten, welches bei Beanspruchungen mit hohen Deformationsgeschwindigkeiten wichtig wird:

$$\sigma_s = R_{el} + C\varepsilon_p^n + \dot{\varepsilon}_p^m \quad (6.40)$$

Dabei ist σ_s die Fließspannung und ε_p die plastische Verformung. Die Konstante R_{el} ist die untere Streckgrenze, bei entsprechenden Materialien durch $R_{p0.2}$ zu ersetzen. Sie beschreibt, dass natürlich auch Pin-Punkte vorhanden sind, die nicht von Versetzungen herrühren und die unabhängig von jeder Versetzungsdichte die kritische Schubspannung erhöhen. Daneben hat der Vielkristall niemals - wie für Einkristalle möglich - keine Versetzungen. Infolge der Abkühlung und der Anisotropie der Körner kommt es immer zu lokalen plastischen Verformungen, die zu einer initialen Versetzungsdichte führen. Da aber gegenüber diesem Zustand die Verformung gemessen wird, ergibt sich auch hieraus ein konstanter Anteil zur Streckgrenze.

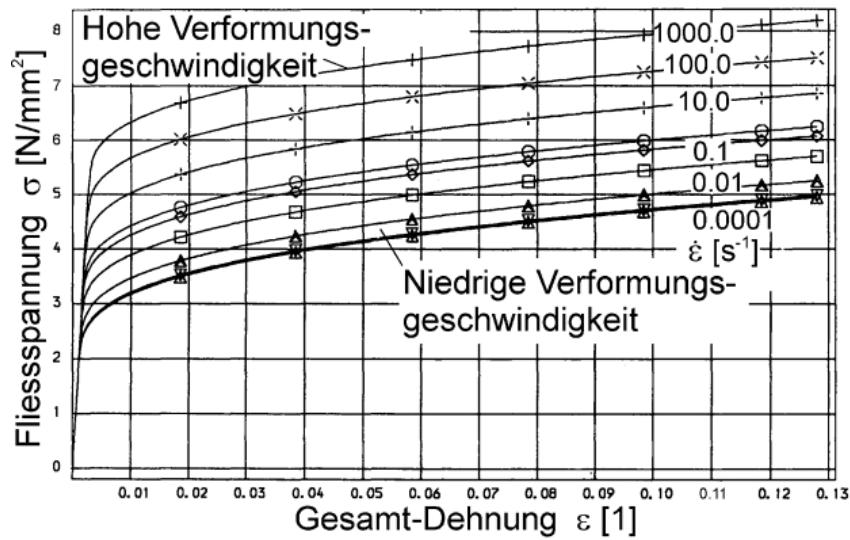


Fig. 6.20.: Fliesskurve: Funktion der Fliessspannung über der plastischen Verformung für unterschiedliche Verformungsgeschwindigkeiten.

Wurst-scheiben-modell Nach der Schmidschen Schubspannungshypothese erfolgt für einen Einkristall, bei dem eines der Gleitsysteme optimal liegt, die Gleitung in genau diesem Gleitsystem. Das Ergebnis im einachsigen Zugversuch ist nach Fig. 6.21 links vergleichbar mit einem Stapel Wurstscheiben, die unter 45° geschnitten wurden. Wenn man die Einspannbedingungen geeignet (biegemomentenfrei) wählt, lässt sich dies tatsächlich experimentell bestätigen. Im Zugversuch ist aber der Horizontalversatz nicht realisiert. Wegen der Einspannbedingungen wird die Orientierung der Gleitebene verändert, die Gleitrichtung in Richtung der Längsachse des Zugstabs gedreht. Stellt man sich nun wieder einen Vielkristall vor, so führt die Drehung zur Abnahme der Schubspannungen auf den aktiven Gleitsystemen, so dass in anderen Kristalliten nächst ungünstigere Gleitsysteme aktiviert werden. Auch hier kommt es zur Verdrehung der Gleitrichtung. Nach genügend grossen Verformungen entsteht auf diese Art eine Textur, sofern die nachfolgend aktivierten Gleitsysteme alle kristallografisch äquivalent sind.

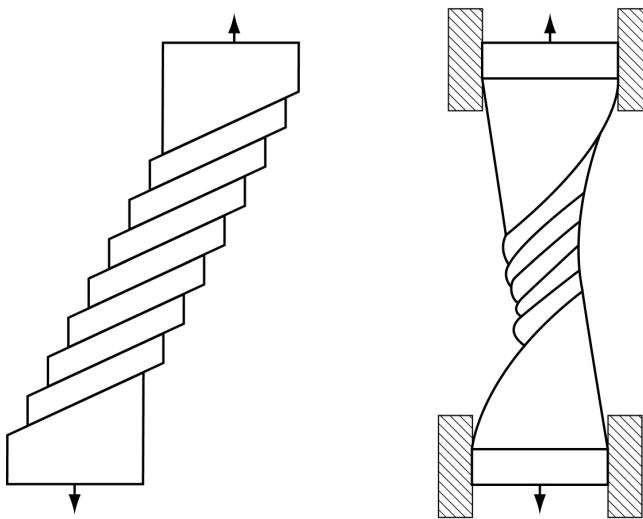


Fig. 6.21.: Wurstscheibenmodell für den Zugversuch. Links mit momenten- und querkraftfreier Einspannung, Gleitung unter 45° . Rechts Verdrehung der Gleitrichtungen durch die Einspannbedingungen als Gedankenmodell für die Entstehung einer Textur

6.7 Steigerung der Streckgrenze

Aus der Theorie der Gleitung von Versetzungen und deren Aktivierung, der Übertragung auf den Vielkristall, kann nun auch angegeben werden, mit welchen Massnahmen die Festigkeit eines Werkstoffes gesteigert werden kann. Aus der Gleichung (6.21) für die Aktivierungsspannung einer Versetzungsquelle ergeben sich dazu folgende Möglichkeiten:

1. Grundgitter mit hohem Schubmodul
2. Möglichst kleiner Abstand der Hindernisse
3. Möglichst harte Hindernisse

hochfester Werkstoff

Harte Hindernisse werden deshalb benötigt, damit diese nicht durch die Versetzungen zerstört (geschnitten) werden können. Zur Steigerung der Fließspannung (Streckgrenze) stehen eine Reihe von Hindernissen zur Verfügung:

1. Nulldimensionale Hindernisse (Fremdatome)
2. Eindimensionale Hindernisse (Versetzungen)
3. Zweidimensionale Hindernisse (Korngrenzen)
4. Dreidimensionale Hindernisse (Teilchen einer zweiten Phase)

Grundgleichung für Werkstofffestigkeit Die Fliessspannung σ_s eines Werkstoffs ergibt sich durch verschiedenen Verfestigungsmechanismen.

$$\sigma_s = \sigma_{\perp} + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{KG} \quad (6.41)$$

Die Streckgrenzerhöhung durch gelöste Fremdatome (Mischkristall) $\Delta\sigma_M$, durch Versetzungen (plastische Verformung) $\Delta\sigma_V$, und durch Teilchen (Ausscheidungen) $\Delta\sigma_T$ hat ihre Ursache darin, dass die Versetzungslinien zum Durchbiegen gezwungen werden. Sie ist daher vom Abstand der Hindernisse abhängig und damit von der Wurzel von deren Anzahl auf der Gleitfläche abhängig.

Für die Konzentration der Anzahl Fremdatome pro Volumen gilt:

$$c = \frac{N}{V} = \frac{N}{Ah} = \frac{1}{D^2 h} \quad (6.42)$$

Weil auf eine Fläche $A=D^2$ gerade ein Fremdatom kommt.

$$\Delta\sigma_M \sim c^{1/2} \quad c = \text{Konzentration der Fremdatome} \quad (6.43)$$

Mischkristallhärtung Die durch Fremdatome erzeugte Behinderung der Versetzungsbewegung ist viel geringer als die durch Teilchen. Die Ursache liegt darin, dass sich bereits bei kleinen Schubspannungen die Versetzungen von den Fremdatomen losreissen können, es also zum Umquellen gar nicht kommen kann. Des weiteren können sich die Versetzungen durch thermische Aktivierung von diesen Hindernissen befreien, sie wirken also nur bei verhältnismässig niedrigen Temperaturen. Im Abschnitt „Diskontinuierliches Fliessen“ weiter hinten werden spezielle Wirkungen der Fremdatome beleuchtet.

$$\Delta\sigma_V \sim A\varepsilon_p^n + B\varepsilon_p^m \quad \text{Verfestigung, ausgedrückt durch Verformung} \quad (6.44)$$

$$\Delta\sigma_V \sim \sqrt{\rho_{Vimm}} \quad \text{Verfestigung, ausgedrückt durch Versetzungsdichte} \quad (6.45)$$

Die Erhöhung der Streckgrenze durch Versetzungen wurde in Gleichung (6.43) bereits berücksichtigt und in den ε - proportionalen Ausdruck umgerechnet.

Stapelfehler Die in Kap. 1 behandelten Stapelfehler sind mit einer hohen Dichte immobiler Versetzungen vergleichbar. Beim ungestörten kfz Gitter stehen 4 Gleitebenen jeweils im Winkel von rund 70° zueinander. Liegt auf einer Gleitebene nun ein durch zwei Teilversetzungen aufgespannter Stapelfehler vor, so sind die anderen Gleitebenen dadurch

massiv gestört, da die Stapelfolge in diesen Bereichen einem hdp Gitter entspricht. Die Stapelfehler entstehen bei Kaltverformung und bewirken somit eine Kaltverfestigung, es sind höhere Kräfte nötig, um ein Fliessen trotzdem zu erzwingen.

$$\Delta\sigma_T \sim D_T^{-1}, \quad \Delta\sigma_T = k_T \cdot \frac{Gb}{D_T} \quad (6.46)$$

D_T : Teilchenabstand

Teilchenhärtung Die Teilchenhärtung ist der wesentliche Mechanismus zur Festigkeitssteigerung bei Aluminiumlegierungen, der *Ausscheidungshärtung*. Sie ist ausserdem der einzige verbleibende Verfestigungsmechanismus für hochwarmfeste Legierungen, wenn wie oben beschrieben die Behinderung durch Fremdatome versagt und die Korngrenzen ab Temperaturen von ca. $0.4 T_S$ aufgrund ihres ungeordneten Zustands erweichen.

Korngrenzenverfestigung Die Korngrenzenverfestigung $\Delta\sigma_{KG}$ beruht darauf, dass Gleitversetzungen an Korngrenzen aufgestaut werden und in Nachbarkörnern Gleitvorgänge induzieren müssen.

Bei Belastungen eines Bauteiles werden Versetzungssquellen zur Aussendung von Versetzungen veranlasst. Die in einer Gleitebene wandernden Versetzungen mit *gleichem Vorzeichen* stauen sich an der *Grosswinkelkorngrenze* auf. Dies entspricht einer Spannungsumlagerung von einer gleichmässig auf die Fläche verteilten Spannung auf die behindernde Korngrenze, wie dies Fig. 6.22 zeigt.

Im Kopf des Versetzungsaufstaus bildet sich demnach eine *Spannungskonzentration*, bestehend aus Schubspannungen in der Gleitebene und Zug-Normalspannungen senkrecht zu den fehlenden Halbebenen. Die Höhe der Spannung in Beanspruchungsrichtung

$$\tau_N = N \cdot \tau \quad (6.47)$$

wird von der Anzahl aufgestauter Versetzungen N bestimmt (Fig. 6.23). Dabei heisst τ_N die Aufstausspannung, d.h. die Spannung, die ein Hindernis ertragen muss, um ein Weiterlaufen der Versetzung zu verhindern.

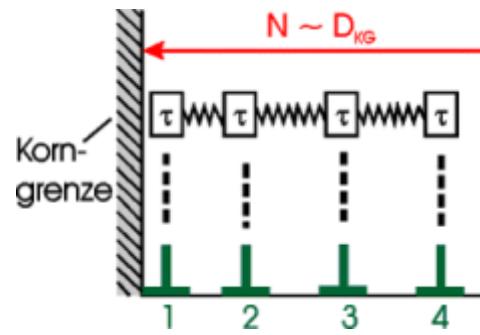


Fig. 6.22.: Versetzungsaufstau: Umlagerung der Schubspannung auf die Korngrenze

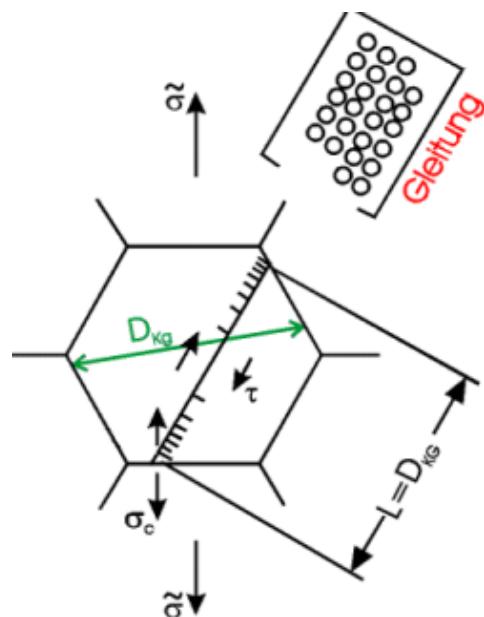


Fig. 6.23.: Versetzungsaufstau an Korngrenze

**Aufstau-
spannung entspricht Bruch-
spannung**

Makroskopisch plastisches Fließen setzt ein, wenn ein bestimmter Spannungswert τ_K erreicht wird, der die Scherfestigkeit der Korngrenze mit ihren ungeordnet liegenden Atomen und der Ansammlung von Fremdatomen darstellt.

$$N \cdot \bar{\tau} = \tau_K \rightarrow \sigma = \sigma_S \quad (6.48)$$

Die ursprünglich gleichmäßig über der Gleitlänge, welche dem Körndurchmesser entspricht, verteilte Spannung wird umgelagert auf die führende Versetzung und demnach auf die Korngrenze. Die Dimension quer zur Gleitrichtung spielt dabei keine Rolle, so dass:

$$N \cdot \tau_c = D_{KG} \cdot \tau \quad (6.49)$$

Da die erste Versetzung von den Hindernissen gelöst werden muss, kann τ_c aus Gleichung (6.48) verwendet werden. Diese Gleichung

kann zur Berechnung von N verwendet und in Gleichung (6.47) eingesetzt werden.

$$\frac{D_{KG}\tau^2}{\tau_c} = \tau_K \quad (6.50)$$

Gesucht ist eine Beziehung, die die Schubspannungen bei Einsetzen der plastischen Verformung in Abhängig vom Korndurchmesser angibt. Diese ist mit obiger Gleichung gefunden:

$$\tau = k_C \cdot \sqrt{D_{KG}}^{-1} \quad (6.51)$$

oder wiederum umgesetzt auf Zugspannungen ergibt sich die *Petch-Hall-Gleichung*:

$$\Delta\sigma_{KG} = k_C \cdot D_{KG}^{-\frac{1}{2}} \quad (6.52)$$

für den Einfluss der Korngrösse auf die Streckgrenze (Fig. 6.18b). Sie gilt für tiefe Temperaturen, bei denen die Festigkeit der Korngrenzen τ_K , die in die Proportionalitätskonstante k_C eingeht, grösser ist als die Gleitfestigkeit des Kristalls.

Beispiel: Einfluss der Gefügeparameter auf den Streckgrenzenwert

Wie ändert sich bei einem Werkstoff mit *gleichgrossen* Streckgrenzenanteilen der Streckgrenzenwert, wenn die Anzahl der Substitutionsatome und die Versetzungsanzahl *verdoppelt* sowie der Teilchenabstand *halbiert* werden?

Streckgrenzenwert des Ausgangsgefüges:

$$\sigma_S = \sigma_\perp + \Delta\sigma_M + \Delta\sigma_V + \Delta\sigma_T + \Delta\sigma_{KG} \quad (6.53)$$

$$\sigma_\perp = \Delta\sigma_M = \Delta\sigma_V = \Delta\sigma_T = \Delta\sigma_{KG} \quad (6.54)$$

$$\sigma_S = 5 \cdot \sigma_\perp \quad (6.55)$$

Streckgrenzenwert des Endgefüges:

$$\sigma_S = \sigma_\perp + \underbrace{1.41\sigma_\perp}_{\Delta\sigma_M} + \underbrace{1.41\sigma_\perp}_{\Delta\sigma_V} + \underbrace{2\sigma_\perp}_{\Delta\sigma_T} + \underbrace{\sigma_\perp}_{\Delta\sigma_{KG}} \quad (6.56)$$

$$\sigma_S = 6.828\sigma_\perp \quad (6.57)$$

6.8 Diskontinuierliches Fließen

**Lüdersche Dehnung
Ausgeprägte Streckgrenze**

Der Übergang von der elastischen zur plastischen Verformung ist, wie in Kapitel 0 gezeigt wurde, häufig mit einem diskontinuierlichen Fließen des Werkstoffes, das in einer Unstetigkeit im σ - ε -Diagramm zum Ausdruck kommt, verbunden. Die dazu gehörende Dehnung wird als Lüders-Dehnung ε_L bezeichnet (Fig. 6.24a, b; Fig. 6.25). Die Streckgrenzenerscheinungen sind durch die Spannungsabhängigkeit der Bewegungsgeschwindigkeit der Versetzungen bedingt.

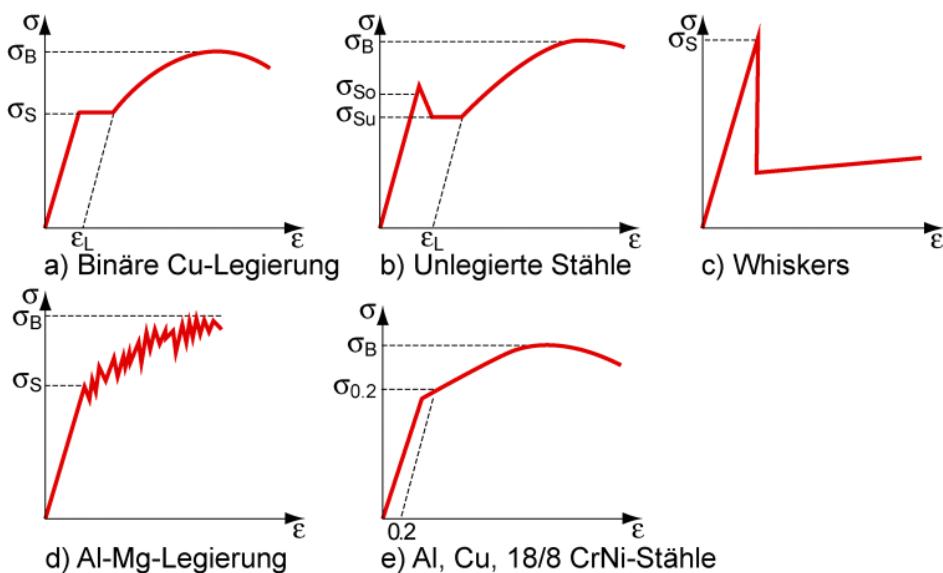


Fig. 6.24.: Typische σ - ε -Diagramme metallischer Werkstoffe

Die plastische Dehnungsgeschwindigkeit eines auf Zug beanspruchten Werkstoffes ist:

$$\frac{d\varepsilon_p}{dt} = \dot{\varepsilon}_p = N \cdot b \cdot v \quad (6.58)$$

N Zahl der gleitfähigen Versetzungen, b Burgersvektor, v Wandergeschwindigkeit der Versetzungen

Für kleine Verformung in einem Kristall, der kaum gleitfähige Versetzungen enthält, ist

$$N = N_0 + c \cdot \varepsilon_p \quad (6.59)$$

N_0 Zahl der gleitfähigen Versetzungen im unverformten Material, c Konstante.

$$\text{Ausserdem ist } v \sim \tau \sim \sigma \quad (6.60)$$

Die sich bei $\sigma = \sigma_s$ plötzlich bildenden Versetzungen führen zu plastischen Dehnungsgeschwindigkeiten, die grösser sind als die

vorgegebene Verformungsgeschwindigkeit

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = \dot{\varepsilon}_p + \dot{\varepsilon}_e \text{ const} \quad (6.61)$$

der Prüfmaschine. Damit erfolgt eine Verringerung der elastischen Verformungen und damit eine Abnahme der Spannungen. Ein sprunghafter Spannungsabfall tritt dann ein, wenn N_0 sehr klein ist (Fig. 6.24b). Besonders sprunghaft ist der Effekt bei sog. Whiskern, haarfineen Einkristallen, die versetzungsfrei gezüchtet werden (Fig. 6.24c).

Lüdersband Andererseits lokalisiert sich die plastische Verformung auf ein schmales Band unter 45° zur Zugrichtung, welches sich mit fortschreitender Dehnung über den Probestab ausdehnt (vgl. Fig. 6.25). Dieses Verformungsbild nennt man *Lüdersband*. In Ausnahmefällen existieren auch mehrere Lüdersbänder auf einer Probe. Die Spannung sinkt soweit ab, bis

$$\dot{\varepsilon}_p(R_{eL}) = \frac{d\varepsilon}{dt} \cdot \frac{l}{h} \quad (6.62)$$

d.h. bis die plastische Verformung im Lüdersband so gross ist, dass sie die Verlängerung der Probe durch die Zugprüfmaschine komplett erzeugt.

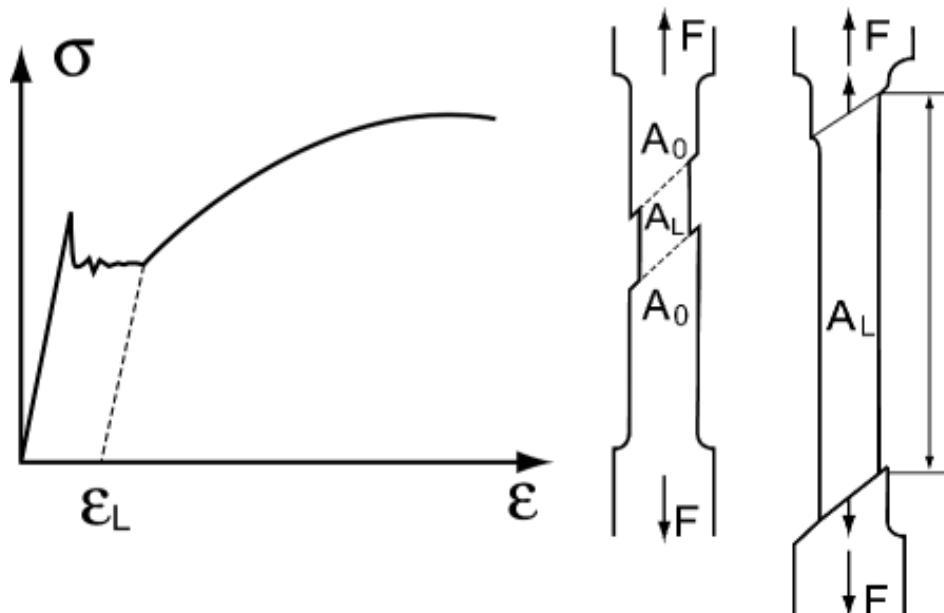


Fig. 6.25.: Fließkurve mit ausgeprägter Streckgrenze, Lüdersdehnung ε_L und Probestab mit Lüdersband A_L

Der Bereich der Lüdersdehnung, innerhalb dessen keine Erhöhung der Fließgrenze stattfindet, ist dadurch gekennzeichnet, dass das Lüdersband die gesamte Probenlänge überstreicht. Wenn die Probe

auf der ganzen Länge gleichmäßig verformt wurde, beginnt die Verfestigung mit ansteigender Fließspannung.

Die mikroskopische Ursache dieses Verhaltens ist in der Interaktion zwischen Fremdatomen und Versetzungen zu suchen. Entsprechend Fig. 6.26 sammeln sich Fremdatome zur Verringerung der freien Enthalpie im Spannungsfeld der Versetzungen an, die größeren substitutionellen und interstitiellen Fremdatome im Zugspannungsfeld der Versetzung, die kleineren substitutionellen Fremdatome im Druckspannungsfeld der Versetzung. Damit benötigt eine Versetzung deutlich höhere Spannungen, um sie aus der Fremdatomwolke herauszureißen, während sie nach der Befreiung aus der Fremdatomwolke sich relativ leicht durch das Gitter hindurchbewegt.

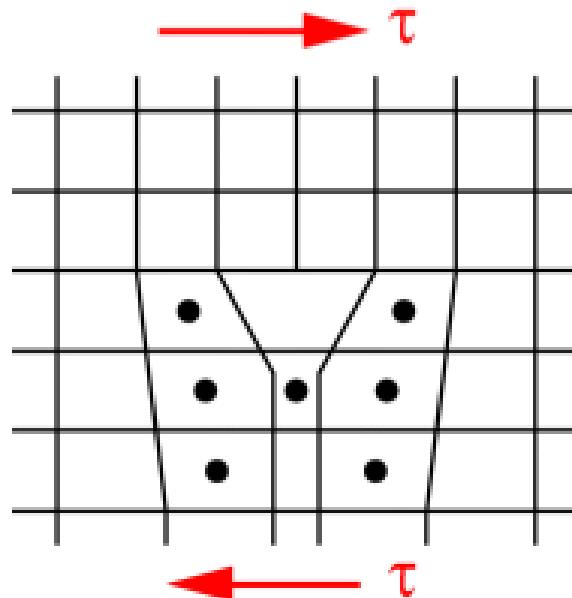


Fig. 6.26.: N, O, C oder H an Stufenversetzung angelagert

Streckgrenzeeffekte werden bei Baustählen, Kohlenstoffstählen und niedriglegierten Stählen beobachtet. Bei ihnen ist der gelöste Kohlenstoff aber auch andere interstitielle Fremdatome (N, O, H, P) für die Blockade der Versetzungen verantwortlich.

Alterung Auch Metalle mit Streckgrenze zeigen nach Entlastung und Wiederbelastung keine Streckgrenze mehr, vorausgesetzt, zwischen der Entlastung und der Neubelastung vergeht nicht zu viel Zeit. Wartet man gemäß Fig. 6.27 lange genug, tritt der Streckgrenzeffekt wieder auf. Diesen Vorgang nennt man *Alterung* oder *Reckalterung*, da der Effekt einige Zeit nach der Dehnung (Reckung) einsetzt. Bei Raumtemperatur braucht die Alterung mehrere Monate, bei erhöhten Temperaturen ggf. nur Sekunden. Mikroskopisch gesehen diffundie-

ren die interstitiell gelösten Fremdatome wieder in die Spannungsfelder der Versetzungen und blokkieren diese wieder. Empfindlich auf Alterung sind vor allem stickstoffhaltige Stähle, die durch die Stickstoffalterung nicht nur ihre Streckgrenze wiederfinden, sondern auch verspröden.

Dressieren Bei der Blechverformung, vor allem bei schwach gekrümmten Flächen, bei denen die gesamte Verformung im Lüdersdehnbereich stattfindet, führt der Streckgrenzeneffekt wegen der Fliesslokalisierung zu sog. Fliessfiguren, d.h. abwechselnd verformten und unverformten Bereichen, die die Oberfläche facettenartig aussehen lassen. Da solche Oberflächen nicht akzeptiert werden, verformt man die Bleche durch Walzen mit einer Stichabnahme von 1 – 5%, womit die ausgeprägte Streckgrenze und damit das bei Umformvorgängen störende ungleichmässig einsetzende Fliessen wenigstens zeitweise zum Verschwinden gebracht wird. Diesen Vorgang nennt man dressieren oder einen Dressurstich (vgl. Fig. 6.27).

Portevin-Le Chatelier-Effekt Bei höheren Temperaturen ist infolge grösserer thermischer Beweglichkeit der Fremdatome die Reckalterung beschleunigt. Wenn die Fremdatome nach dem Losreissen der Versetzungen diese wieder einholen und wieder blockieren, tritt ein Wechsel zwischen Spannungsanstieg und Spannungsabfall ein, die Fliesskurve wird sägezahnartig. Dies findet in Übereinstimmung mit der Theorie der Fremdatom - Versetzungswechselwirkung statt, wenn die Temperatur und die Verformungsgeschwindigkeit in definiertem Verhältnis zueinander stehen. Den Vorgang nennt man *Portevin-Le Chatelier-Effekt* oder *Sägezahnfliessen* (vgl. Fig. 6.24d, Fig. 6.28). Häufig wird dieser Effekt bei Raumtemperatur an AlMg-Legierungen beobachtet. Für Stahl wird dieser Effekt bei üblichen Beanspruchungsgeschwindigkeiten zwischen 0.01 und 1 s^{-1} häufig im Temperaturbereich der blauen Anlassfarbe (ca. 400°C) beobachtet und führt dann häufig bei dem ersten Zacken der Fliesskurve schon zum Bruch.

Blausprödigkeit Ohne den Zusammenhang zu kennen wurde diese Erscheinung als Blausprödigkeit bezeichnet.

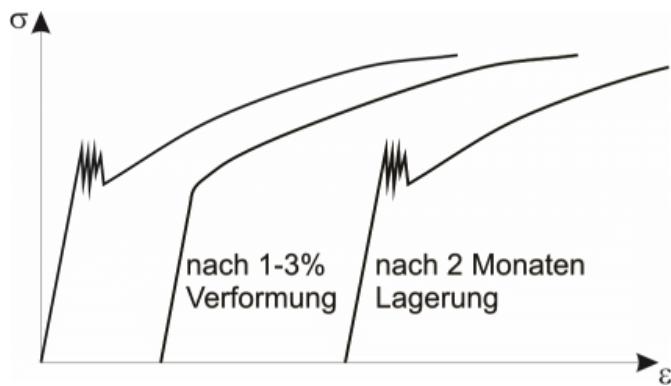
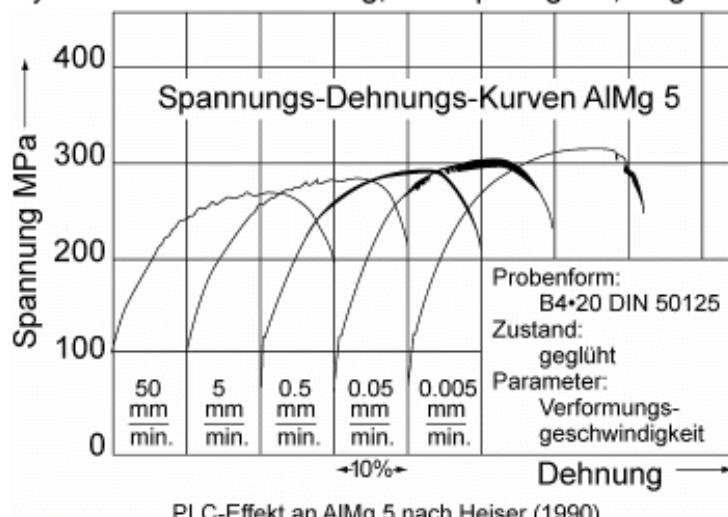


Fig. 6.27.: Reckalterung und Dressur

Dynamische Reckalterung, Blausprödigkeit, Sägezahnfliessen



PLC-Effekt an AlMg 5 nach Heiser (1990)

Fig. 6.28.: Portevin - Le Chatelier - Effekt = Sägezahnfliessen (nach Heiser [5])

6.9 Mechanische Zwillingsbildung

Zwillingsbildung

Neben der plastischen Verformung mittels Versetzungsmechanismus tritt vor allem bei *tiefen Temperaturen* und *hohen Verformungsgeschwindigkeiten* (z. B. Explosionsumformung) plastische Verformung über die sogenannte mechanische *Zwillingsbildung* auf (meist bei krz und hex Metallen).

Die Zwillingsbildung erfolgt in Mikrosekunden und ist manchmal mit einem knackenden Geräusch verbunden (z. B. Zinngeschrei, Zinkschrei). Dabei bewegen sich die Atome eines mehr oder weniger grossen Kristallbereiches *kooperativ* in einer Weise, dass der verformte Kristallteil symmetrisch zum unverformten Kristallteil liegt (Fig. 6.29).

kohärente / inkohärente Zwillingsgrenzen Dabei entstehen kohärente Zwillingsgrenzen, auf der die Atomabstände der beiden aneinander angrenzenden Kristallbereiche gleich sind, sowie inkohärente Zwillingsgrenzen, bei der die Atomabstände unterschiedlich sind.

Zwillingsversetzungen Die inkohärente Zwillingsgrenze kann man sich nach Fig. 6.32 darstellen denken als sehr dicht liegende gestaffelte Teilversetzungen oder Versetzungen, die man Zwillingsversetzungen nennt. Kompatibilität der Kristallbereiche wird also durch angrenzende Gleitung von Kristallen hergestellt. Die Ausbreitung eines verzwillingten Gebietes und damit plastische Verformung durch Zwillingsbildung kann man sich durch die kollektive Ausbreitung dieser Zwillingsversetzungen vorgestellt denken, obwohl dies physikalisch keine Versetzungswanderung ist. Fig. 6.33 zeigt den Übergang eines keilförmigen Zwillings zu einer Zwillingslamelle sowie die dadurch entstandene plastische Verformung.

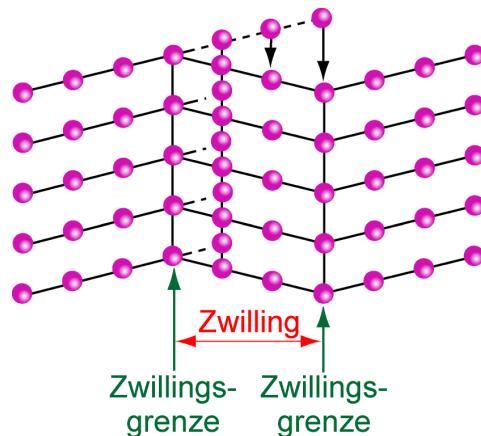


Fig. 6.29.: Bildung eines Zwillings

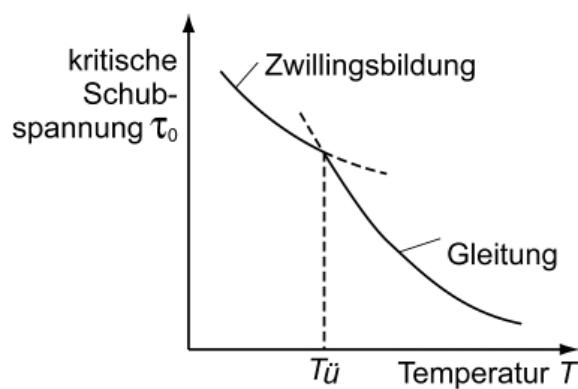


Fig. 6.30.: Kritische Schubspannung für Zwillingsbildung und Versetzungsgleiten in Abhängigkeit von der Temperatur

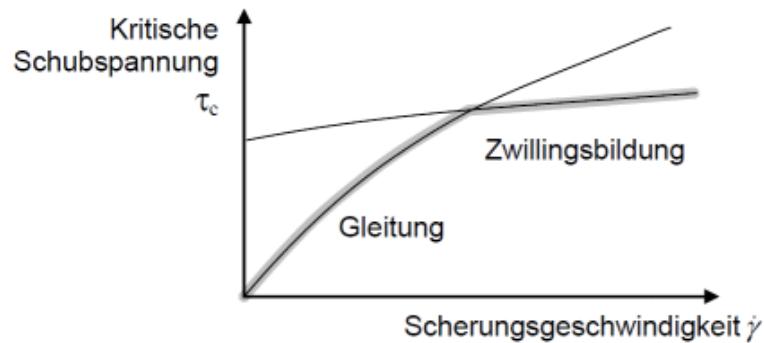


Fig. 6.31.: Kritische Schubspannung für Zwillingsbildung und Versetzungsgleiten in Abhängigkeit von der Verformungsgeschwindigkeit

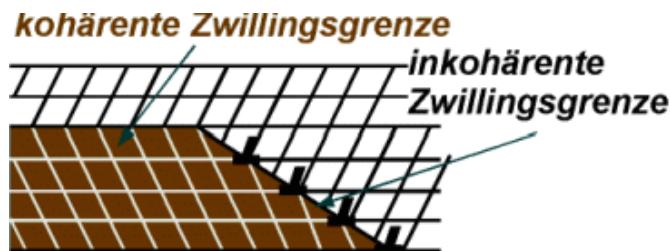


Fig. 6.32.: Teilversetzung auf der inkohärenten Zwillingsgrenze

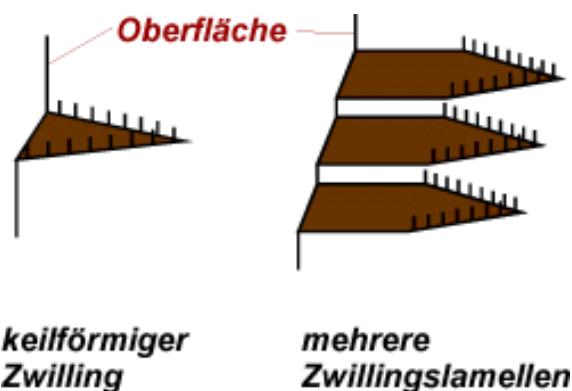


Fig. 6.33.: Mechanische Zwillingslamelle

Vergleich: Versetzungsgleiten und mechanische Zwillingsbildung

Die wichtigsten Unterschiede zwischen der plastischen Verformung durch Versetzungen und durch Zwillingsbildung sind in Tabelle 6.2 zusammengestellt. Die Zwillingsbildung findet vor allem dann statt, wenn die Versetzungsbewegung erschwert ist. Typischerweise neigen hexagonale, tetragonale und unter besonderen Bedingungen

kubisch raumzentrierte Kristallsysteme zur Zwillingsbildung, da diese weniger Gleitsysteme besitzen. Besonders ausgeprägt ist Zwillingsbildung z.B. in Zinn (tetragonal) und Zink (hexagonal).

Einkristallverformung	
Gleiten durch Versetzungen	durch mech. Zwillingsbildung
mehrere Einzelschritte	ein gemeinsamer Schritt
Gleitsysteme	Zwillingsssysteme
Gleitbetrag	Gleitbetrag $< b $ (Teilversetzungen)
Grosse Verformungsgrade (viele Versetzungen)	kleine Verformungsgrade (nur ein kleiner Bereich) bei: -tiefen Temperaturen -hohen Geschwindigkeiten

Tab. 6.2.: Mechanische Zwillingslamelle

Neben dem interkristallinen Versetzungsgleiten und der Verformung durch Zwillingsbildung tritt bei höheren Temperaturen, nämlich ab etwa $0.4 T_S$ ein weiterer plastischer Verformungsmechanismus, nämlich das Korngrenzengleiten auf. Bis ca. $0.8 T_S$ verhalten sich die Korngrenzen auf tangentiale Scherung praktisch wie flüssige Zwischenschichten. Der Verformungswiderstand stammt dann ausschliesslich aus der Kompatibilität zwischen den Körnern, die auf das Korngrenzengleiten mit interkristallinen Versetzungsgleitungen reagieren müssen. Da das Korngrenzengleiten vor allem der Träger der Kriechverformung ist, wird dies dort behandelt.

6.10 Geometrische Nichtlinearität: Wahre Spannung, wahre Dehnung

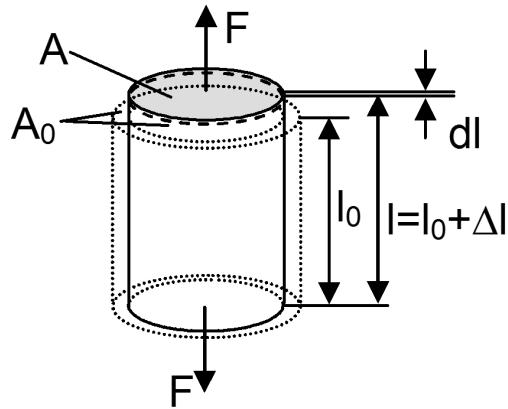


Fig. 6.34.: Zugprobe, Verlängerung um Δl bzw. dl und Querkontraktion von A_0 auf A infolge Zugkraft F

$$\sigma_n = \frac{F}{A_0} \quad (6.63)$$

Nominalspannung Die Einführung der Nominalspannung (Gleichung (6.63)) dient vor allem der mess-technischen Vereinfachung, da mit dem Bezug auf den Anfangsquerschnitt A_0 der Spannungs-Dehnungsverlauf dem Kraft-Dehnungs- bzw. Kraft-Verlängerungsverlauf proportional wird.

$$\sigma_w = k_f = \frac{F}{A} \quad (6.64)$$

Wahre Spannung Der Bezug auf den aktuellen Querschnitt bei der wahren Spannung (Gleichung (6.64)) sorgt zumindest im Gleichmassdehnbereich für wirkliche Spannungsverhältnisse. Nach Einschnürbeginn wird der Spannungszustand dreiachsig. Oberhalb und unterhalb der Einschnürstelle entstehen sogar Druckspannungsgebiete (Fig. 6.35, Fig. 6.37). Dies zu berücksichtigen gibt es diverse Korrekturansätze. Allen ist gemeinsam, dass die Spannung infolge Verfestigung monoton steigt (Fig. 6.38).

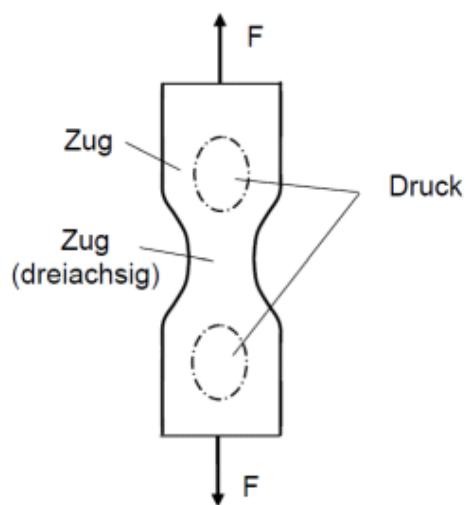


Fig. 6.35.: Dreiachsige Spannungszustände im Bereich der Einschnürung

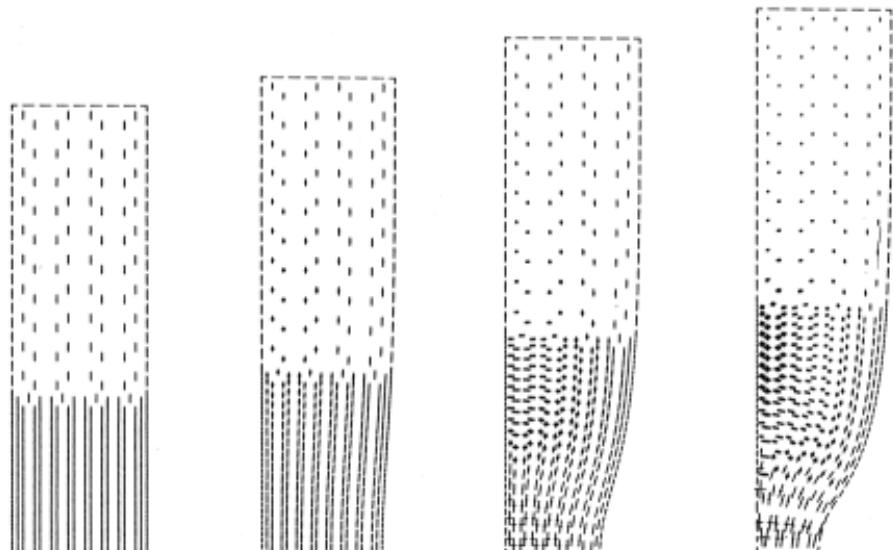


Fig. 6.36.: Hauptspannungsrichtungen und -beträge dargestellt durch Spannungskreuze. Fette Linien bedeuten Druckspannungen

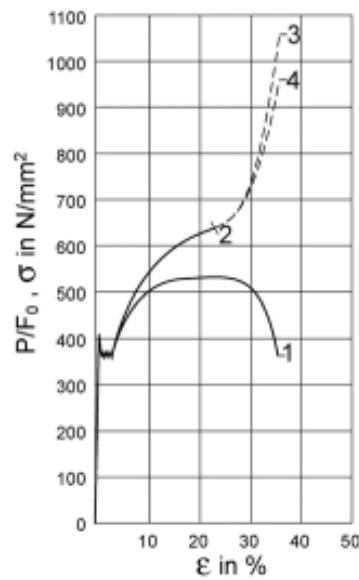


Fig. 6.37.: Zugversuch. 1) Nominalspannung; 2) wahre Spannung, Gleichmassdehnung; 3) wahre Spannung, Einschnürdehnung; 4) Wahre Spannung, Einschnürdehnung, Korrektur für dreiachsigem Spannungszustand nach Bridgman

In Versuchen an durch Drahtziehen jeweils vorverformten Proben wurde der Spannungs-Dehnungsverlauf aus der Einhüllenden mehrerer Proben ermittelt (Fig. 6.38).

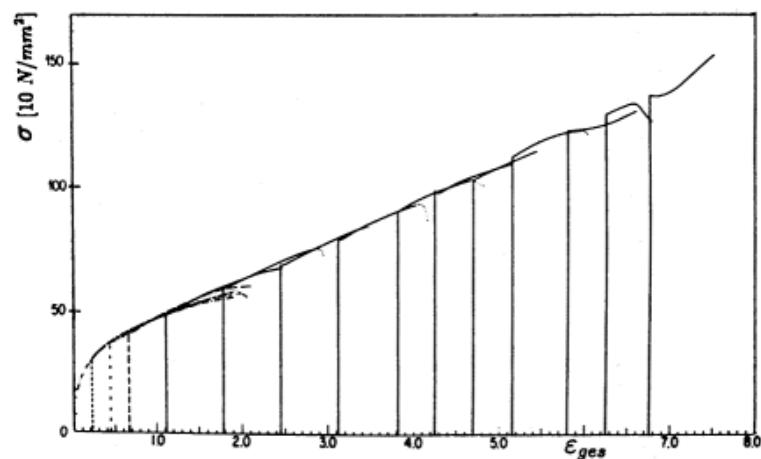


Fig. 6.38.: Wahre Spannung über der wahren Dehnung als Einhüllende von Zugkurven an durch Drahtziehen vorverformten Proben nach Langford und Cohen

Werkstoffe mit kleiner Stapelfehlerenergie zeigen eine kontinuierliche Verfestigung. Bei Werkstoffen mit grosser Stapelfehlerenergie läuft die Verfestigung in eine Sättigung.

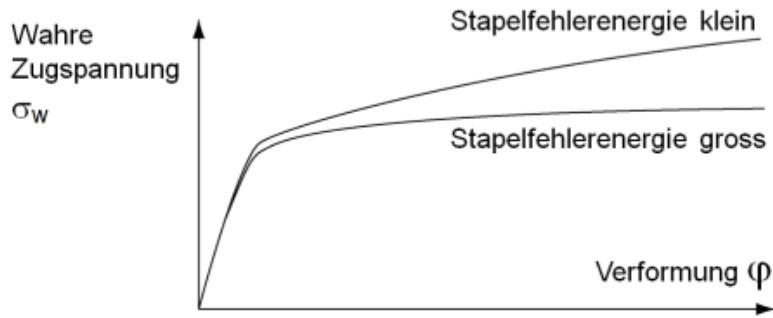


Fig. 6.39.: Verfestigungsverhalten von Werkstoffen mit unterschiedlicher Stapelfehlerenergie

Wahre Dehnung Wenn nacheinander zwei Dehnungsschritte ausgeführt werden, lassen sich die Dehnungen ε_p z.B. bei einem Zugversuch nur addieren, wenn sie auf die gleiche Ausgangslänge bezogen werden. Um irgendeinen Dehnungsschritt zu beschreiben, muss man immer die ursprüngliche Ausgangslänge des Materials, z.B. nach dem Strangguss im Stahlwerk kennen. Dies würde eine Beschreibung der technischen Vorgänge an den Bauteilen gänzlich unmöglich machen. Es wird also eine Beschreibung der Dehnung gesucht, bei der die Verlängerung jeweils auf die augenblicklich vorliegende Länge bezogen wird. Diese nennt man die *wahre Dehnung* φ . Die bisher eingeführte Dehnung nennt man *lineare Dehnung* ε .

$$\text{Wahre oder logarithmische Dehnung: } d\varphi = \frac{dl}{l} \quad (6.65)$$

Makroskopische Dehnungen entstehen durch Aufaddition aller Dehnungskomponenten:

$$\varphi = \int_{\varphi(l_0)}^{\varphi(l_1)} d\varphi = \int_{l_0}^{l_1} \frac{1}{l} dl \quad (6.66)$$

$$\varphi = \ln \frac{l_1}{l_0} \quad (6.67)$$

Die wahre Dehnung wird daher auch *logarithmische Dehnung* genannt (was allemal die richtigere Bezeichnung ist).

Beide Dehnungen lassen sich ineinander umrechnen. Insbesondere sind diese für kleine Verformungen identisch, unterscheiden sich aber mit zunehmender Dehnung beliebig stark.

$$\varphi = \ln(1 + \varepsilon), \quad d\varphi = \frac{d\varepsilon}{1 + \varepsilon} \quad (6.68)$$

$$\varphi = \varepsilon - \frac{\varepsilon^2}{2} + \frac{\varepsilon^3}{3} - \dots \Rightarrow \varphi \approx \varepsilon \quad \text{für } \varepsilon \ll 1 \quad (6.69)$$

Grosse plastische Verformungen werden id.R. mit der logarithmischen Dehnung beschrieben.

In Kapitel 0 wurde gezeigt, dass im Diagramm der Nominalspannungen über der linearen Dehnung die Stelle, an der die Einschnürung beginnt, durch Erreichung der maximalen Spannungen R_m gekennzeichnet ist. Es soll nun berechnet werden, wie die Einschnürbedingung in einer Fliess-kurve der wahren, der auf den aktuellen Querschnitt bezogenen Spannung, über der logarithmischen Dehnung aussieht.

Bei maximaler Nominalspannung und demnach maximaler Last gilt

$$\frac{dF}{d\varphi} = A \frac{d\sigma}{d\varphi} + \frac{dA}{d\varphi} \sigma = 0 \quad (6.70)$$

Dabei ist A die Querschnittsfläche, σ die wahre Spannung und $F = A \cdot \sigma$. Wegen der plastischen Volumenkonstanz gilt weiterhin

$$\frac{dV}{V} = \frac{dA \cdot l}{Al} + \frac{A \cdot dl}{Al} = 0 \quad (6.71)$$

$$\frac{dA}{A} = -\frac{dl}{l} = -d\varphi \quad (6.72)$$

Eingesetzt ergibt sich:

$$\frac{d\sigma}{d\varphi} = \sigma \quad (6.73)$$

Wegen Gleichung (6.68) folgt:

$$\frac{d\varphi}{d\varepsilon} = \frac{1}{1 + \varepsilon} \quad (6.74)$$

und somit für ein Diagramm der wahren Spannungen über der linearen Dehnung

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon} = \frac{\sigma}{1 + \varepsilon_g} \quad (6.75)$$

Dieser Zusammenhang ist in Fig. 6.40 dargestellt, wobei $\varepsilon_g = A_g$ die lineare Gleichmassdehnung ist.

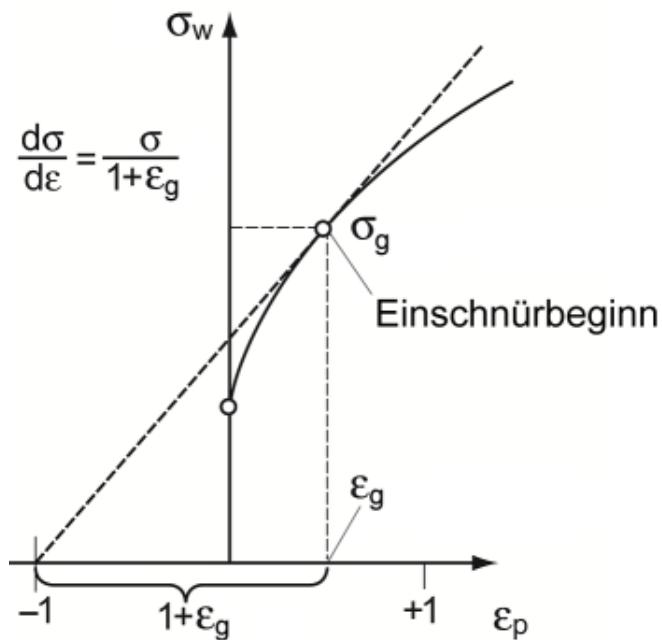


Fig. 6.40.: Darstellung der Fließkurve und der Einschnürbedingung als wahre Spannung über der linearen Dehnung. Links von ε_g ist Gleichmassdehnung, rechts davon Einschnürdehnung

Verwendet man nun die Ludwikgleichung

$$\sigma = R_p + C\varphi^n(\dots) \quad (6.76)$$

in (6.73) folgt unter Beachtung, dass

$$\frac{d\sigma}{d\varphi} = \frac{d(\sigma - R_p)}{d\varphi} = Cn\varphi^{n-1} \quad (6.77)$$

mit der Gleichmassdehnung φ_g

$$Cn\varphi_g^{n-1} = R_p + C\varphi_g^n \quad (6.78)$$

Da die Fließkurve anfänglich sehr stark steigt, kann man $R_p \approx 0$ setzen und den Fehler durch einen etwas geänderten Exponenten n kompensieren. Dann vereinfacht sich die Beziehung zu

$$\varphi_g = n \quad (6.79)$$

Je höher also der Verfestigungsexponent, desto später setzt die Einschnürung ein. Typische Tiefziehbleche, bei denen Einschnürung nicht gewünscht ist, werden auf hohe Verfestigungsexponenten getrimmt.

6.11 Superplastizität

Superplastizität ist die Fähigkeit eines Werkstoffes, im Zugversuch sehr hohe Dehnungen zu ertragen, ohne einzuschnüren (Gleichmassdehnung bis einige 1000%).

Um derart hohe plastische Verformungen ohne einzuschnüren zu erreichen, reicht ein hoher Verfestigungsexponent nicht. Die Stabilisierung des Zugversuches erfolgt durch eine hohe Geschwindigkeitsempfindlichkeit m in der Ludwickschen Gleichung. Würde also an einer Stelle im Zugstab eine Einschnürung beginnen, würde sich wegen des geringeren Querschnitts die plastische Verformung auf diesen Bereich konzentrieren, die Verformungsgeschwindigkeit dort steigen, so dass dies zu einer höheren Spannung führt. $m > 0.6$ reicht für superplastisches Verhalten aus. Es tritt bei $T > 0.5 T_S$ auf und ist sehr stark von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig (nur kleine Verformungsgeschwindigkeiten).

Niedrige Verformungsgeschwindigkeit

Die hohen plastischen Verformungen entstehen durch Korngrenzengleiten (Phasengrenzengleiten), weswegen eine besondere Feinkörnigkeit kennzeichnend für superplastisches Material ist (Fig. 6.41)

Werkstoffe: Fe-Ni-Cr-Legierungen, Al-ZN, Al-Cu, usw.

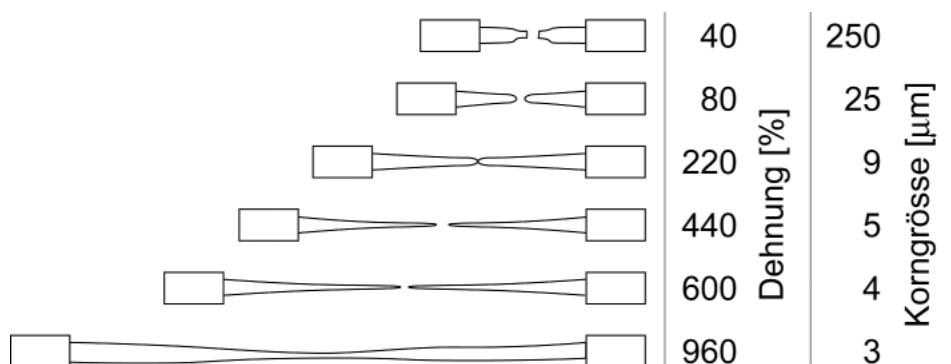


Fig. 6.41.: Zugproben unterschiedlicher Korngrößen aus einer Legierung mit 39% Cr, 8% Fe, 2% Ti, 1% Al, Rest Ni

Da das Material bei der superplastischen Beanspruchung längere Zeit hohen Temperaturen ausgesetzt wird und weil dabei Kornvergrößerung auftritt (siehe Kapitel „Rekristallisation“), muss das feinkörnige Gefüge stabilisiert werden.

Duplex-gefüge

Die thermische Stabilität des Gefüges wird durch ein Duplexgefüge aus Körnern mit unterschiedlicher Kristallstruktur gewährleistet (Fig. 6.42). Es ist sehr feinkörnig und besteht aus etwa gleichen Gefügeanteilen von α und β .

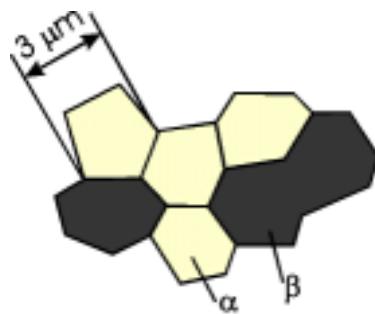


Fig. 6.42.: Duplexgefüge

6.12 Bruchformen

Wird die Beanspruchung eines Bauteiles immer weiter gesteigert, wird es schliesslich brechen. Dabei zeigen duktile und spröde Werkstoffe unterschiedliches, typisches Verhalten (Fig. 6.43). Sprödes Material bricht in Ebenen, welche senkrecht zur Zugrichtung stehen. Duktiles Material gleitet entlang Ebenen ab, die unter 45° zur Zugrichtung stehen. Durch die Rotationssymmetrie der Probe und die Aktivierung einer Vielzahl von Gleitebenen kommt es bei duktilem reinen Material auch zur Einschnürung und Auszug bis zu einer Spitze wie in Fig. 6.43 e).

Hat der Werkstoff verfestigende Einschlüsse, delaminieren diese von der Matrix, bevor es zum Bruch kommt. Dabei entstehen gemäss Fig. 6.44 Hohlräume, zwischen denen sich die Matrix im Bereich der späteren Bruchfläche einschnürt und ähnlich Fig. 6.43 e) bis zu einer Spitz auszieht. Dabei entsteht eine Wabenstruktur mit Graten des spitz ausgezogenen Materials. Makroskopisch entsteht eine annähernd ebene Fläche, welche normal zur Zugbeanspruchung orientiert ist. Beim Kegel-Tasse-Bruch kommt es dann in den Randzonen aufgrund der Spannungsverteilung zu einem Abgleiten des Materials und der Bildung von Scherlippen.

Fig. 6.46 zeigt das Bruchverhalten unter Zugspannungen im Vergleich. Ist die Beanspruchung des Stabs auf Torsion, liegt die grösste Schubspannung in einer Ebene senkrecht zur Achse, die grösste Zugspannung in einer Ebene, die um 45° dazu geneigt ist. Die dann auftretenden Bruchformen zeigt Fig. 6.47. Duktile Proben brechen also in einer Ebene senkrecht zur Probenachse und spröde in einer Ebene unter 45° .

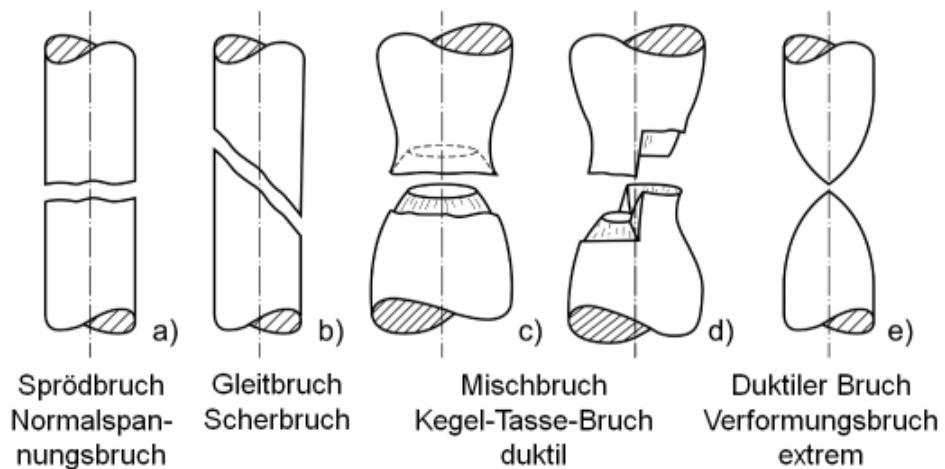


Fig. 6.43.: Schematische Darstellung von Bruchformen unter Zugbelastung: a) Sprödbruch, Normalspannungsbruch b) Gleitbruch, Scherbruch c,d) Mischbruch Kegel-Tasse-Bruch, duktil e) Verformungsbruch extrem duktil

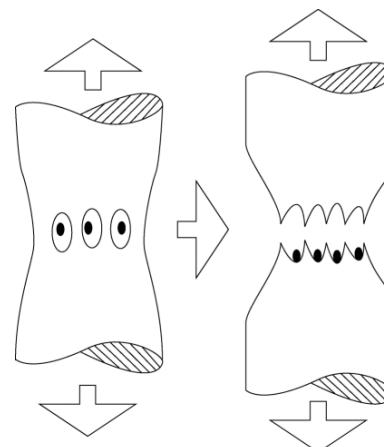


Fig. 6.44.: Wabenbruch und Dimple-Bruch bei duktilen Werkstoffen mit harten Einschlüssen

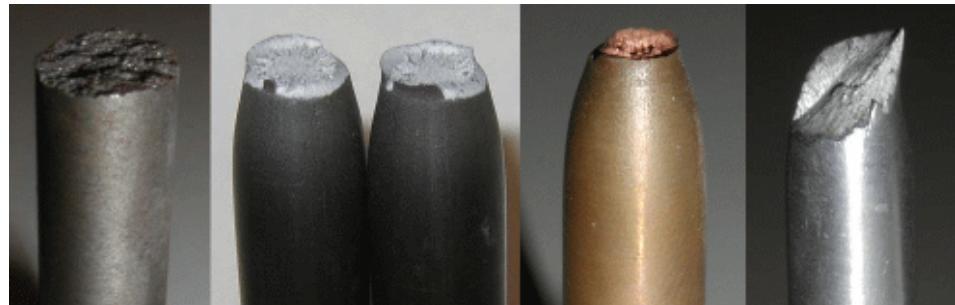


Fig. 6.45.: Typische Bruchformen der Zugprobe: (von links nach rechts) Sprödbruch, Grauguss. Kegel-Tasse-Bruch, duktil, Stahl. Kegel-Tasse-Bruch, duktil, Kupfer. Gleitbruch, duktil, Aluminium



Fig. 6.46.: Bruchformen unter Zugbeanspruchung



Fig. 6.47.: Bruchformen unter Torsionsbeanspruchung

Kap. 7 Kristallerholung und Rekristallisation

7.0 Lernziel

1. Unterscheidung Erholung, primäre und sekundäre Rekristallisation, Kornwachstum
2. Ursache und Mechanismus der Rekristallisation
3. Bestimmung der Korngrösse in Abhängigkeit der Rekristallisationsparameter bei der Primär- und Sekundärkristallisation sowie der Kornvergrösserung

7.1 Einleitung

Kaltumformung Nach einer Kaltumformung befindet sich ein metallischer Werkstoff im Ungleichgewicht, denn durch die eingebrachten Gitterfehler wurden seine innere Energie und freie Enthalpie erhöht.

1. Änderung der Kornform, Vergrössern des Korngrenzenanteils



2. Einbringen von Gitterbaufehlern:
- Leerstellen
 - Zwischengitteratome
 - Versetzungen (Versetzungsquellen)

3. Überführen in einen Zustand höherer freier Enthalpie
 4. Einbringung von makroskopischen Eigenspannungen

Fig. 7.1.: Änderung des Gefüges durch Verformung

Thermisch aktivierte Vorgänge Dieses Ungleichgewicht ist nur bei tieferen Temperaturen beständig (metastabil); es wird abgebaut, sobald sich durch eine Temperaturerhöhung (Zuführung von Aktivierungsenergie) die Beweglichkeit der Gitterbausteine vergrössert. Durch diesen Abbau der freien Enthalpie werden aber auch die bei der Kaltumformung eingetretenen Eigenschaftsänderungen wieder rückgängig gemacht. Ein Werkstoff hat bei höheren Temperaturen die Tendenz, Defekte auszuheilen. Je

nachdem wie weitgehend die durch die Kaltumformung erlangten Eigenschaften verschwinden und je nachdem, ob der metallische Werkstoff dabei sein Korngefüge ändert oder nicht, spricht man von *Rekristallisation* und von *Kornwachstum* (Änderung des Korngefüges) oder von *Erholung* (keine Änderung des Korngefüges) (Fig. 7.2).

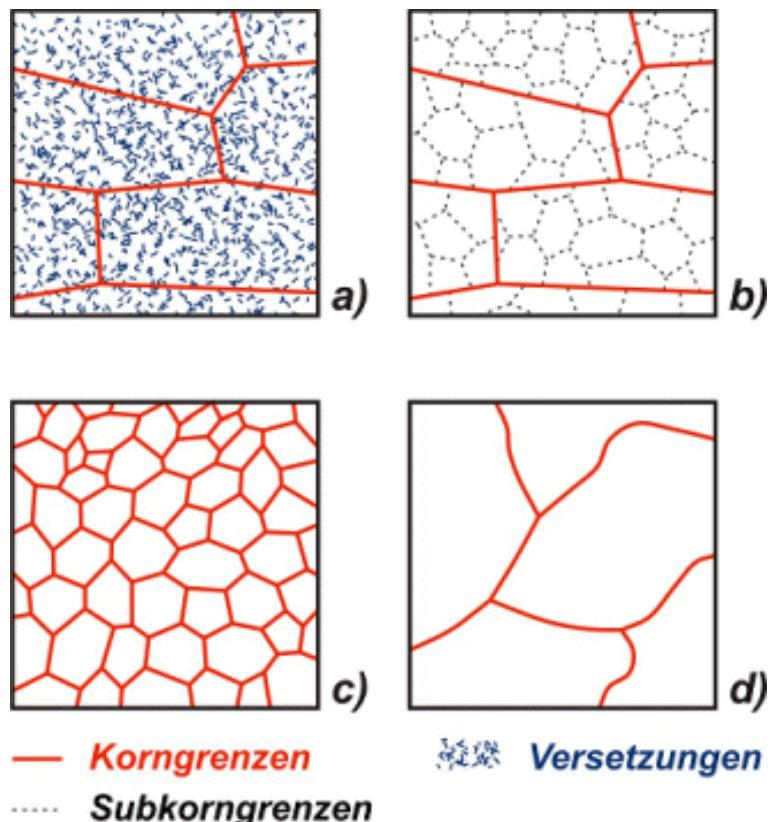


Fig. 7.2.: Gefüge (a) Nach Kaltumformung, (b) nach Erholung, (c) nach Rekristallisation, (d) nach Kornwachstum.

Eigenspannung Eigenspannungen oder innere Spannungen sind Spannungen, die nicht durch äußere Lasten hervorgerufen werden. Sie sind immer durch Spannungen in benachbarten Bereichen entgegengesetzten Vorzeichens kompensiert. Ist also ein Bereich eines Körpers durch innere Zugspannungen belastet, gibt es in seiner Nachbarschaft Bereiche, die Druckspannungen haben. Wird z.B. durch Bearbeitung ein eigenspannungsbehaftetes Material abgetragen, wird das innere Spannungsgleichgewicht aufgehoben. Das Material verzerrt sich, bis ein neuer Gleichgewichtszustand erreicht ist.

7.2 Erholung

Erholung Unter *Erholung* werden alle jene Vorgänge bei der Rückbildung der durch eine Kaltumformung hervorgerufenen Eigenschaften zusammengefasst, die *ohne Änderung der Grosswinkelkorngrenzen* (also des Korngefüges) und bei relativ niedrigen Temperaturen ablaufen.

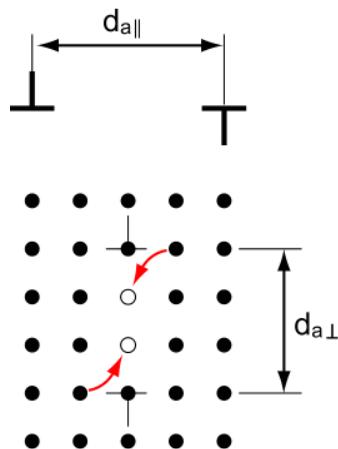
Dabei unterscheidet man wiederum zwei Arten der Erholung:

Erholung der physikalischen Eigenschaften

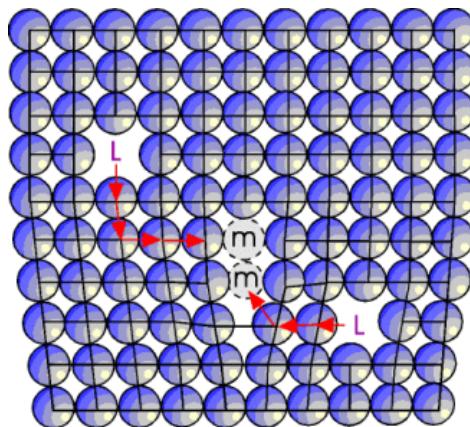
Abbau nulldimensionalen Gitterbaufehler Die Änderung der physikalischen Eigenschaften (wie elektrischer Widerstand, Permeabilität usw.) eines Metalls infolge einer Kaltumformung sind im wesentlichen bedingt durch das Auftreten von nulldimensionalen Gitterfehlern. Eine Erholung der physikalischen Eigenschaften ist demnach an das Ausheilen der nulldimensionalen Gitterfehler gebunden. Dieses kann schon bei niedrigen Temperaturen erfolgen (bei Cu um etwa 100 °C, bei Ag noch tiefer) und ist mit keinerlei licht- bzw. elektronenmikroskopisch erkennbarer Gefügeänderung verbunden.

Erholung der mechanischen Eigenschaften

Die Änderungen der mechanischen Eigenschaften bei einer Kaltumformung (wie Härte, Streckgrenze, Verfestigung usw.) werden fast ausschliesslich durch Änderungen in der Versetzungsanzahl bzw.-anordnung hervorgerufen. Daher kann bei den niedrigen Temperaturen, bei denen eine Erholung der physikalischen Eigenschaften auftritt, noch keine Erholung der mechanischen Eigenschaften stattfinden. Für eine Änderung der Versetzungsanordnung ist es notwendig, dass die Versetzungen klettern und sich annihilieren (gegenseitig aufheben) können. In Kapitel 1 wurde gezeigt, dass Versetzungen ein Eigenspannungsfeld besitzen und dass sich entgegengesetzte Versetzungen anziehen. Sofern sie auf ein und derselben Gleitebene leben, lösen sie sich aus, wenn diese auf parallelen Gleitebenen leben, können sich Versetzungen unter Bildung von einer Kette von Leerstellen, die danach in den Kristall diffundieren, ebenfalls auslösen. Die Entfernung zwischen zwei entgegengesetzten Versetzungen parallel zur Gleitebene wie auch senkrecht zur Gleitebene, die sich gegenseitig anziehen und auslösen, nennt man den Annihilationsabstand, der mit zunehmender Temperatur immer grösser wird (vgl. Fig. 7.3).

**Fig. 7.3.:** Annihilationstufen von Versetzungen**Klettern mit Leerstelle und Versetzung**

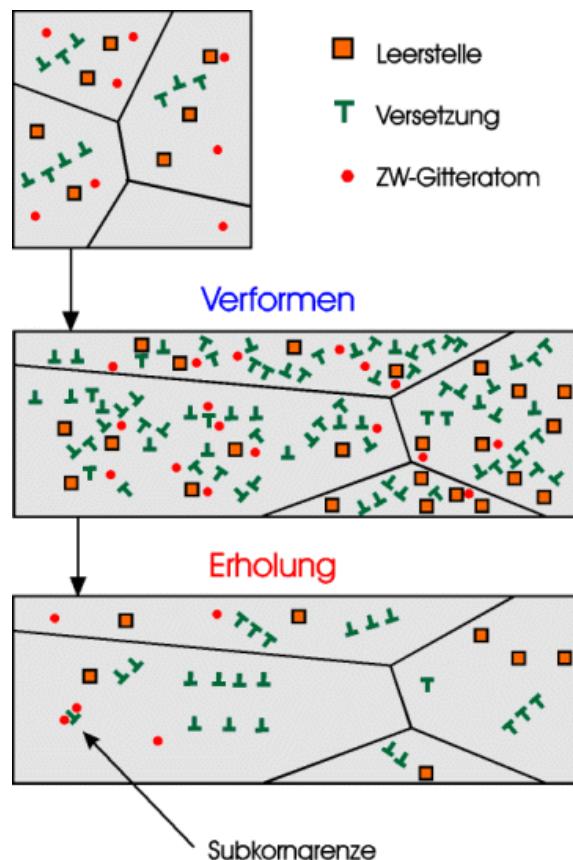
Beim Klettern kann eine Stufenversetzung durch das diffusionsbedingte Anlagern von Leerstellen ihre Gleitebene verlassen (Fig. 7.4)

**Fig. 7.4.:** Klettern einer Stufenversetzung durch Anlagerung von Leerstellen (L)

Wegen der Leerstellendiffusion ist also das Klettern über Leerstellen temperaturabhängig. Deshalb erfordert auch die Erholung mechanischer Eigenschaften höhere Glühtemperaturen.

- Erholungs-** Bei der Erholung wird der Gleichgewichtszustand stufenweise durch
stufen thermische Aktivierung erreicht (Tabelle 7.1 und Fig. 7.5).

1. Abbau der nulldimensionalen Gitterbaufehler
 - 1.1 Doppel leerstelle
 - 1.2 Zwischengitteratome
 - 1.3 Leerstelle
2. Abbau von Versetzungen ($\perp + T = 0$)
3. Klettern (Leerstelle + Versetzung)
4. Polygonisierung (Abbau und Neuordnung von Versetzungen)
5. Zellbildung (Neuordnung von Versetzungen)

Tab. 7.1.: Erholungsstufen**Fig. 7.5.: Erholungsvorgänge**

Polygonisierung

Fig. 7.6a zeigt für einen einfachen Fall, nämlich Biegung eines Einkristalls, eine typische Versetzungsstruktur nach einer plastischen Verformung. Es befinden sich in gekrümmten Gleitebenen Versetzungen verschiedenem Vorzeichen, wobei jedoch stets eine Art – im

Bild die positiven Versetzungen – überwiegt. Bei der Erholung eines solchen Kristalls wird in zwei Schritten eine energetisch günstigere Versetzungsstruktur erreicht. Zunächst verschwinden Versetzungen verschiedenen Vorzeichens paarweise; oft verbunden mit einem Klettern.

Polygonisierung Durch die übrigbleibenden Versetzungen mit gleichem Vorzeichen wird auf die gekrümmten Gleitebenen ein Druck (auf Seite der eingeschobenen Halbebenen) bzw. ein Zug (auf Seite der fehlenden Halbebenen) ausgeübt. Die daraus resultierenden Spannungen werden abgebaut, indem sich die Versetzungen wie in Fig. 7.6b anordnen, und dadurch Kleinwinkelkorngrenzen bilden. Dabei ist die Form der Gleitebenen mit Polygonzügen beschreibbar. Aus diesem Grunde heisst dieser Vorgang *Polygonisierung*. Wie bei der Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen beschrieben sind die Versetzungen gleichgerichtet, jedoch so gestaffelt, dass das Druckzentrum der einen etwa dort liegt, wo von der anderen Versetzung das Zugspannungszentrum ist.

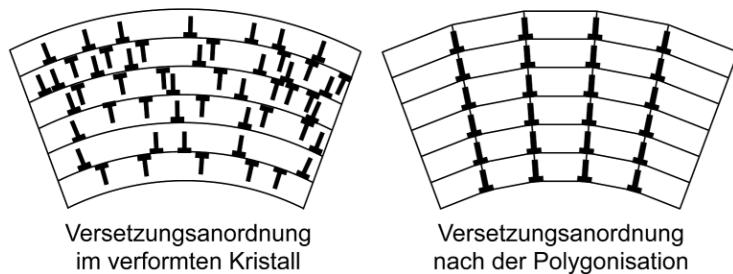


Fig. 7.6.: Erholungsvorgänge

Zellbildung

Zellbildung In stark verformten Kristallen beobachtet man viele Versetzungen mit unterschiedlichem Burgersvektor. In diesem allgemeineren Fall kommt es ebenfalls zu einer Anhäufung der Versetzungen in bestimmten Zonen, während andererseits Gebiete mit geringer Versetzungsichte entstehen, die sog. *Zellen* oder *Subkörner*. Die Versetzungsanhäufungen zwischen den Zellen nennt man *Zellwände* oder *Subkorngrenzen*. Die Ursache für die Anhäufung der Versetzungen liegt in dem in Fig. 7.7 gezeigten degressiven Verlauf der freien Enthalpie über der Versetzungsichte. Damit wird insgesamt die freie Enthalpie verringert, wenn sich Bereiche höherer Versetzungsichte ausbilden, zwischen denen sich die geringerer Versetzungsichte befinden. Die Kleinwinkelkorngrenzen in Fig. 7.6b sind genau solche Subkorngrenzen für den dort abgebildeten Sonderfall.

Subkorgrenze

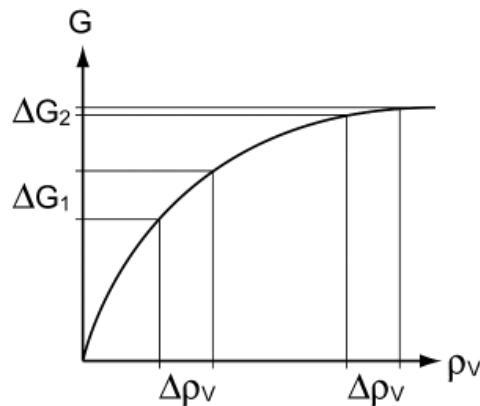


Fig. 7.7.: Verlauf der freien Enthalpie G über der Versetzungsdichte ρ_v . Die Umlagerung von Versetzungen von einem Bereich niedriger Versetzungsdichte auf einen Bereich höherer Versetzungsdichte verringert die freie Enthalpie

7.3 Rekristallisation

Kornneubildung mit Keimbildung Allgemein werden unter *Rekristallisation* alle Erscheinungen zusammengefasst, die mit der Entstehung und Wanderung von Grosswinkelkorngrenzen zusammenhängen. Primär meint man jedoch den Ersatz des ursprünglichen Gefüges durch ein vollständig neues Gefüge (Kornneubildung mit Keimbildung). Diese führt zum vollständigen Abbau der durch Verformung hervorgerufenen Eigenschaften.

Bei der Rekristallisation unterscheidet man drei Vorgänge:

1. Primäre Rekristallisation
2. Kornvergrösserung
3. Sekundäre rekristallisation

Primäre Rekristallisation

Kinetik Unter *Primärrekristallisation* versteht man den Vorgang von der Keimbildung über das Keimwachstum bis zur Bildung eines neuen Gefüges. Die Kinetik der Rekristallisation ist in Fig. 7.8 und 7.9 dargestellt. An Stellen höchster Versetzungsdichte und maximaler Gitterstörung bilden sich erste *Keime* mit sehr *fehlerarmen Kristallbereichen*. Genügende Grösse vorausgesetzt, bewegen sich die Grenzen zwischen den Keimen und dem verformten Gefüge unter Verkleinerung des Anteils des verformten Gefüges.

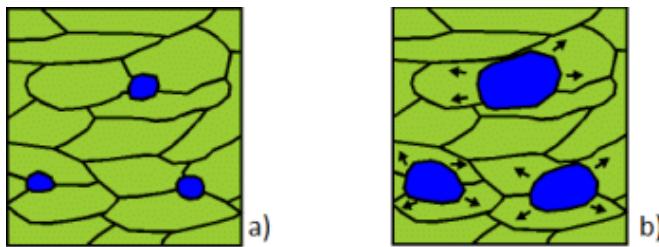


Fig. 7.8.: Rekristallisation: a.) Keimbildung: Bildung versetzungssamer Bereiche kritischer Grösse mit Grosswinkelkorngrenze.
b.) Wachstum: Wanderung der Grosswinkelkorngrenze

Unterschied der Versetzungsdichte

Die treibende Kraft dieser Korngrenzenbewegung ist der Energieunterschied zwischen defektem und baufehlerfreiem Kristall (gespeicherte Verformungsenergie). Diese Kraft lässt sich aus dem Unterschied der Versetzungsichten des defekten und des rekristallisierten Gefüges berechnen (vgl. Fig. 7.9). Antrieb für die Bewegung der Rekristallisationsfront ist die Verkürzung der Versetzungslinienlänge.

$$p_R = -\frac{dG_f}{dV} = -\frac{1}{A} \cdot \frac{dG_f}{dx} = Gb^2(\rho_V - \rho_R) \quad (7.1)$$

p_R: Kraft pro Fläche; b: Burgersvektor; G_f: freie Enthalpie; G: Schubmodul; V: rekristallisiertes Volumen; A: Korngrenzfläche; x: Weg der Grenzfläche; ρ: Versetzungsichte (V: verformt, R: rekristallisiert).

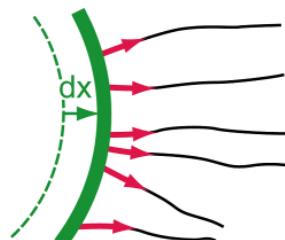
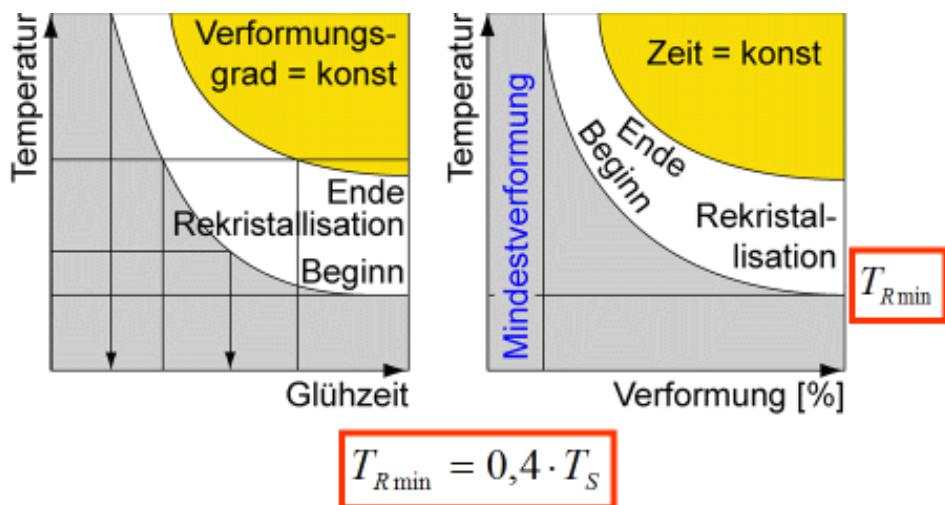


Fig. 7.9.: Treibende Kraft der Rekristallisation

Die Bewegungsgeschwindigkeit der Korngrenze ist daher

$$\nu = kD \cdot Gb^2(\rho_V - \rho_R) \quad (7.2)$$

wobei der Diffusionskoeffizient D die Beweglichkeit der Korngrenze beschreibt, die mit der treibenden Kraft multipliziert die Geschwindigkeit ergibt.

**Fig. 7.10.: Rekristallisationsgesetze****Aktivierungs-energie**

Weil die Bildung der Rekristallisationskeime mit der Umordnung der Versetzungen mittels Klettern verbunden ist, hängt die Rekristallisation stark mit den Diffusionsvorgängen zusammen. Die *Aktivierungsenergie* setzt sich aus der *zugeführten Wärme* (Glühtemperatur T) und der gespeicherten *Verformungsenergie* zusammen.

Der Anteil der Aktivierungsenergie für die Rekristallisation, welche thermisch aufgebracht werden muss, nimmt also mit zunehmender Versetzungsdichte ab. Die Aktivierungsenergie ist maximal für Selbstdiffusion.

Mindestverformung Für den Rekristallisationsvorgang ist eine *Mindestverformung* von 1 – 5% (kritische Versetzungsdichte) notwendig.

**Rekristallisationstemperatur
0.4 T_s**

Die *Rekristallisationstemperatur* T_R ist die Temperatur, bei der bei einer bestimmten Verformung erstmalig Rekristallisation auftritt. Die *minimale Rekristallisationstemperatur* ist gemäss Gleichung (7.3) etwa der Schmelztemperatur proportional (vgl. Fig. 7.10). Sie ist der Grenzwert für grosse Verformung.

$$T_{R\min} = 0.4 \cdot T_s \quad (7.3)$$

Haupteinflussgrößen

Das Rekristallisationsverhalten ist abhängig von (vgl. Fig. 7.11):

1. Verformungsgrad (Mindestverformung)
2. Temperatur (Rekristallisationstemperatur)
3. Glühzeit (Inkubationszeit)

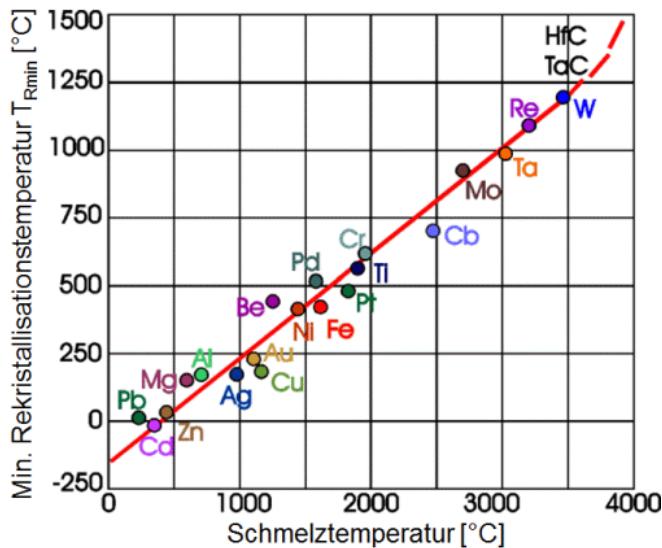


Fig. 7.11.: Die Temperatur, bei der in verschiedenen Stoffen unter vergleichbaren Bedingungen die Rekristallisation beginnt, ist etwa proportional der Schmelztemperatur

Inkubationszeit Die Inkubationszeit ist die Zeit, während welcher ein Stoff mit bestimmter Vorverformung der Temperatur T ausgesetzt sein muss, bis die Rekristallisation beginnt. Sie lässt sich gemäss Gleichung (7.4) berechnen:

$$t_{RB} = t_0(\rho_V) \cdot e^{\left(\frac{H_R(\rho_V)}{RT} \right)} = t_0(\rho_V) \cdot \exp\left(\frac{H_R(\rho_V)}{RT}\right) \quad (7.4)$$

Dabei ist H_R die Aktivierungsenthalpie, t_0 eine von der Versetzungsdichte abhängige Werkstofffunktion.

Die Korngrösse nach beendeter Rekristallisation ist vom Verformungsgrad abhängig, weil eine hohe Versetzungsdichte die Bildung vieler Rekristallisationskeime ermöglicht. Je weniger Keime vorhanden sind, desto größer ist nachher das Korn. Grobes Korn tritt bei kleinen Verformungsgraden auf. Mit zunehmender Verformung nimmt die Korngrösse ab. Höhere Temperaturen und längere Glühzeiten führen zur Kornvergrößerung (Fig. 7.12 und 7.13). Fig. 7.12 zeigt den typischen S-förmigen Verlauf des rekristallisierten Volumanteils V einer Keimbildungs-Wachstumsreaktion, die nach folgendem Gesetz abläuft:

$$\frac{V(t)}{V_0} = 1 - e^{(-at^m)} = 1 - \exp(-at^m) \quad (7.5)$$

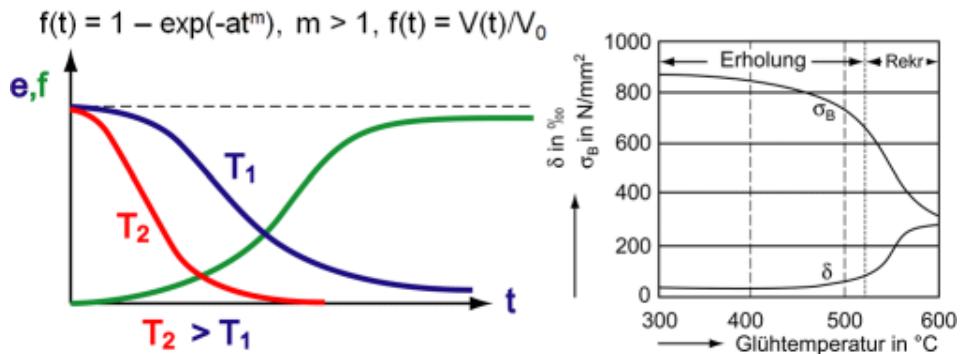


Fig. 7.12.: A: Rekristallisierte Volumenanteil V/V_0 und eine mechanische Eigenschaft E , z.B. Streckgrenze, über der Zeit t . Bei höherer Temperatur laufen die Vorgänge schneller ab.
B: Bruchspannung und Bruchdehnung in Abhängigkeit von der Glühtemperatur

Parallel dazu verläuft die Veränderung der mechanischen Eigenchaften, z.B. der Streckgrenze, über der Zeit während Erholung und Rekristallisation bei einer vorgegebenen Temperatur. Während der Erholung verändert sich die Streckgrenze nur schwach, während dies bei der Rekristallisation parallel zum Prozess der Gefügeneubildung in dem ähnlichen S - förmigen Kurvenverlauf wie bei der Keimbildungs - Wachstumsreaktion erfolgt.

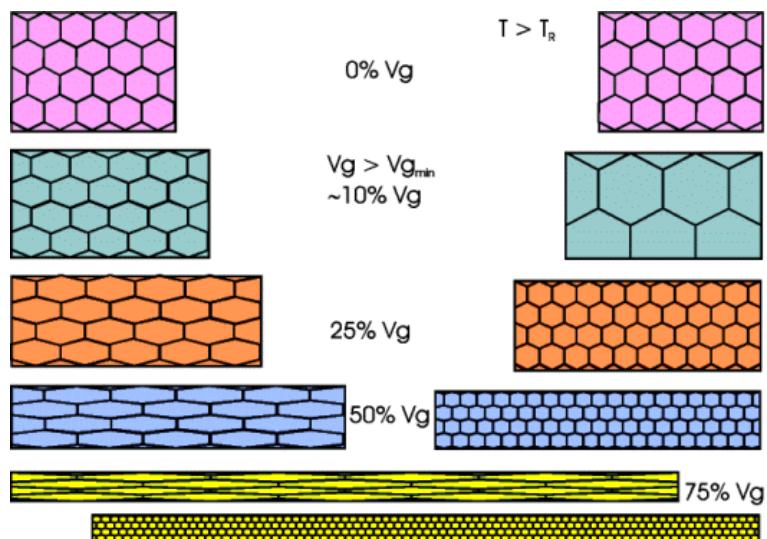


Fig. 7.13.: Einfluss des Verformungsgrades V_g auf die Korngrösse eines rekristallisierten Gefüges. T_R = Rekristallisationsstemperatur

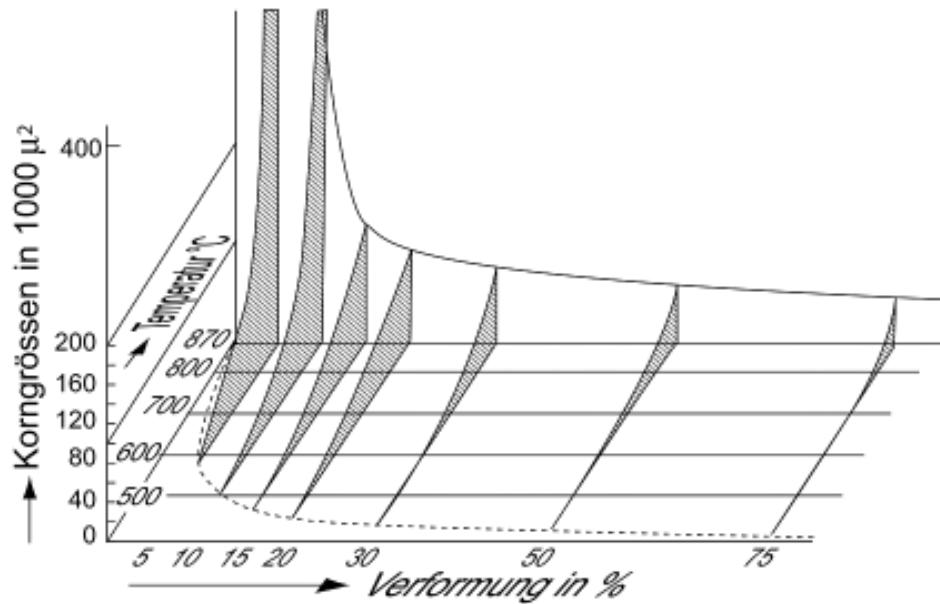


Fig. 7.14.: Räumliches Rekristallisationsschaubild

Die Bedeutung des kritischen Verformungsgrades d.h. der Mindestverformung, wird in Fig. 7.15 in ihrem vollem Umfang gezeigt.

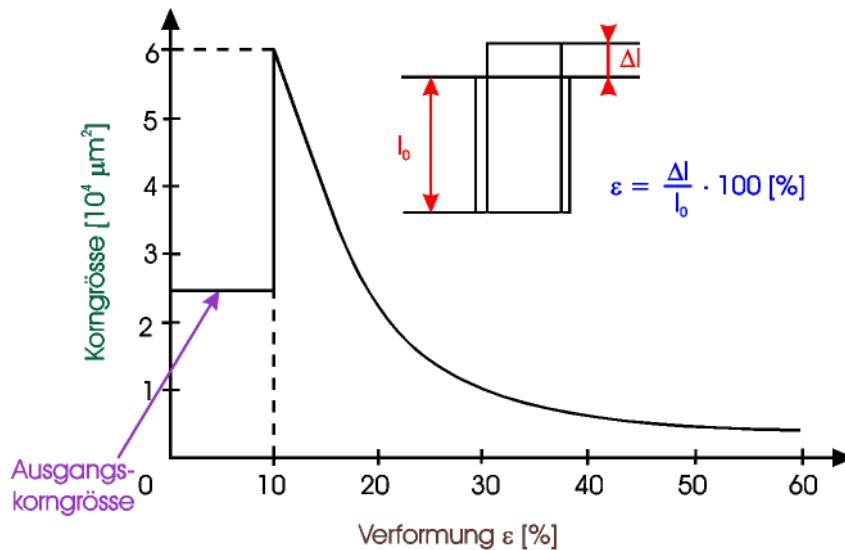


Fig. 7.15.: Einfluss des Verformungsgrades auf die Korngröße

Der Effekt ist anhand eines Biegebalkens in Fig. 7.16 verdeutlicht. Dort verändert sich der Umformgrad von innen nach aussen stetig. Innen, in der Balkenachse, verbleibt wegen zu geringer Verformung das Ausgangskorn bestehen. In den nächst äusseren Bereichen rekristallisiert das Gefüge wegen kleiner Verformung mit grobem Korn, wobei der Korndurchmesser nach aussen parallel zur Zunahme der Verformung abnimmt.

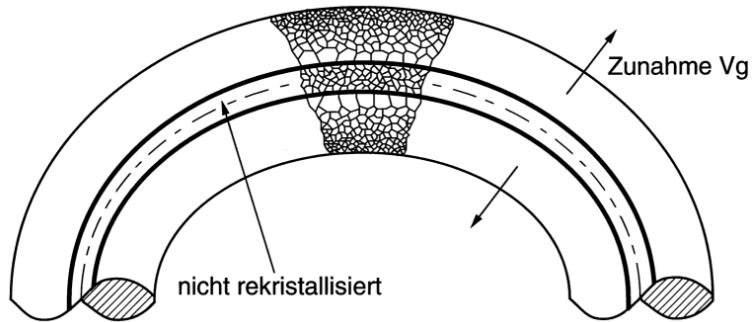


Fig. 7.16.: Abhängigkeit der Korngrösse nach der Rekristallisation bei einem Biegebalken, wo die plastische Verformung von innen (Balkenachse) nach aussen zunimmt

7.4 Kornvergrösserung, Sekundärkristallisation

Beide Vorgänge führen zu einer Veränderung des primär rekristallisierten Gefüges über eine Korngrenzenwanderung. Kornvergrösserungen und Sekundärrekristallisation bewirken nur eine Änderung der Eigenschaften, die von der Korngrösse abhängen (z. B. Zähigkeit).

Kornvergrösserung

Kornvergrösserung Gleichmässige Zunahme der Korngrösse unter Aufzehrung von kleineren Körnern. Sie schliesst sich ohne Inkubationszeit direkt an die Primärkristallisation an.

$$d^n(t) = d_0^n + k(T) \cdot t \quad (7.6)$$

120°-Regel Die Korngrenzenlagen sind stabil, sobald sich eine sogenannte Bienenwabenstruktur eingestellt hat, d. h. wenn alle Grenzflächen eben sind und 120°-Winkel einschliessen. Die Kornvergrösserung erfolgt durch Verkürzung und Begradigung der Korngrenzen, indem kleinere Körner aufgezehrt werden. Kornvergrösserung verringert Zähigkeit, Streckgrenze und Bruchspannung.

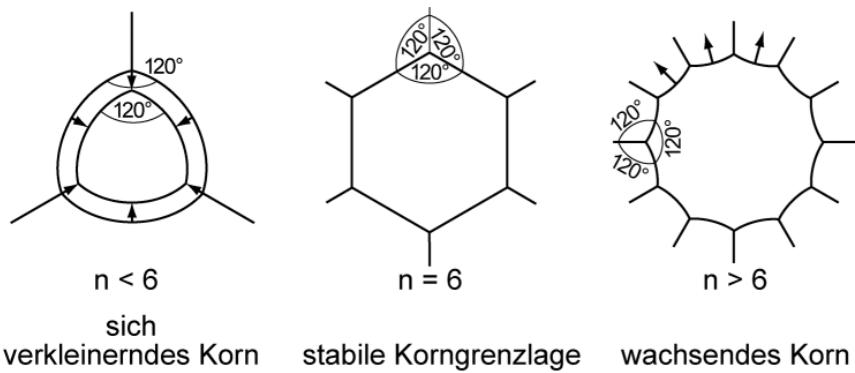


Fig. 7.17.: Kontinuierliche Korngrenzenbewegung (schematisch). n : Anzahl Kornecken (im 2-dimensionalen!)

Sekundärrekristallisation

- Sekundär-rekristallisation** Bei der Sekundärrekristallisation wachsen nur einzelne Körner, so dass im Verlauf des Vorgangs sehr grosse Kristalle neben relativ kleinen vorliegen (Al, Zn, Cu, Ni, Cu-Ni). Sie tritt bei hohen Temperaturen und hohen Verformungsgraden auf. Ein rasches Wachstum setzt erst dann ein, wenn ein Korn doppelt so gross ist wie die benachbarten Körner.
- Doppel-korngrössen-regel** Die Korngrenze der grossen Körner ist die Umwandlungsfront (Siehe Fig. 7.19). Die treibende Kraft ist die freie Enthalpie des Korngrenzenanteils im feinkörnigen Gefüge. Gleichung (7.1) kann sinngemäss hierauf übertragen werden.



Fig. 7.18.: Sekundärrekristallisation



Fig. 7.19.: Umwandlungsfront für die sekundäre Rekristallisation

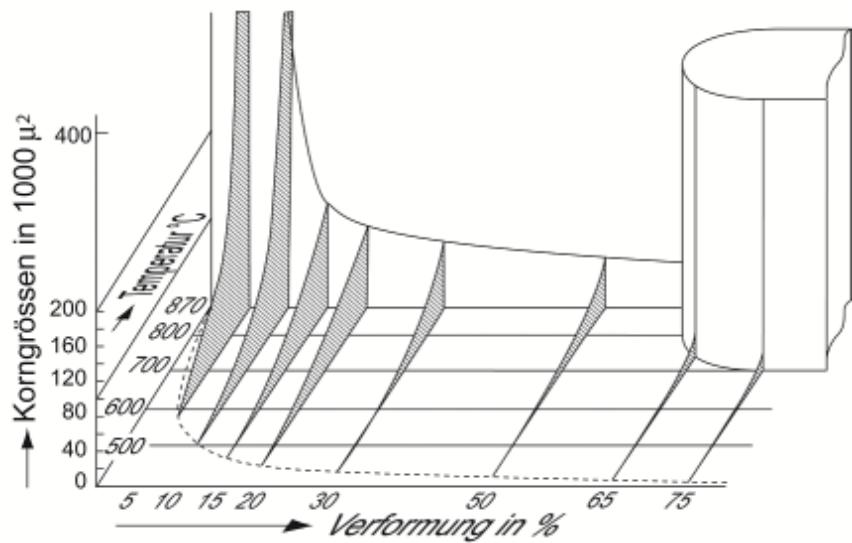


Fig. 7.20.: Räumliches Rekristallisationsschaubild mit Sekundärrekristallisation rechts im Bild

Kap. 8 Kriechen und Kriechbruch

8.0 Lernziel

1. Berechnung der Kriechrate von Komponenten mit Hilfe des Ansatzes für die stationäre Kriechrate
2. Zusammenhang zwischen Bruchzeit und stationärer Kriechrate
3. Berechnung der Relaxationszeit von vorgespannten Komponenten
4. Diskussion der Kriechmechanismen
5. Schadensakkumulationshypothese
6. Definition eines kriechfesten Werkstoffs

8.1 Mechanisches Verhalten bei hohen Temperaturen

Für die Beschreibung der Spannungs - Dehnungsbeziehung bei tiefen Temperaturen (auch Raumtemperatur) gilt die Ludwikgleichung:

$$\sigma_S = R_p + C\varphi^n + B\dot{\varphi}^m \quad (8.1)$$

Dabei beschreibt der von φ abhängige Term die Verfestigung des Werkstoffes durch die Vermehrung der Versetzungen. Mit wachsender Dehnung müssen zunehmend höhere Spannungen aufgebracht werden. Der $\dot{\varphi}$ -abhängige Anteil beschreibt Überschussspannungen, die dazu aufgewendet werden, die Versetzungen schnell genug durch das Gitter hindurchzutreiben. Wenn die Verfestigung, d.h. die Anzahl der immobilen Versetzungen einen genügenden Wert erreicht hat, sinkt die plastische Verformungsgeschwindigkeit auf 0 und eine weitere Vergrösserung der Dehnung erfolgt nicht.

Mit zunehmender Temperatur beobachtet man, dass R_p abfällt. Versetzungen gelangen in die Lage, durch die thermische Aktivierung bestimmte Klassen von Hindernissen zu überwinden, so dass ein Abgleiten auf den Gleitsystemen, d.h. plastische Verformung einsetzt. R_p ist darüber hinaus abhängig von der Beanspruchungsgeschwindigkeit, da thermisch aktivierte Vorgänge Zeit benötigen. Im Warmzugversuch, einem Zugversuch mit mittleren Verformungsgeschwindigkeiten, ist R_p eindeutig messbar. Im Kriechversuch mit sehr langsamem Verformungsgeschwindigkeiten findet man ab der Grenztemperatur für die thermische Aktivierung keine rein elastische Verformung mehr, R_p verschwindet.

Daneben wird die Verfestigungswirkung der plastischen Verformung mit zunehmender Temperatur kleiner. Das liegt daran, dass parallel

zur Neubildung von Versetzungen diese annihielt werden, klettern können, sich in Zellwänden organisieren können, d.h. die Verfestigung durch parallel ablaufende Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge laufend verringert wird. Es muss also ein Erholungsterm f_e hinzugefügt werden:

$$\sigma_S = R_p(T, \dot{\varphi}) + [C\varphi^n - f_e(T, t)] + B\dot{\varphi}^m \quad (8.2)$$

Kriechen Wird die Temperatur so hoch, dass der Erholungsterm die Verfestigung laufend kompensiert, so verschwindet der Ausdruck in eckigen Klammern, die Spannung beeinflusst nur noch die Fließgeschwindigkeit. Die bleibende Verformung wächst unbegrenzt. Diesen Vorgang nennt man *Kriechen*.

Nortonsches Kriechgesetz Den Zusammenhang zwischen der Fließgeschwindigkeit und der Spannung nennt man Nortonsches Kriechgesetz:

$$\dot{\varphi} = B \cdot \sigma^{1/m} \quad (8.3)$$

Neben einer permanenten Formänderung führt Kriechen zwangsläufig nach Erreichen einer bestimmten Dehnung zum Bruch.

Allgemein gilt, dass Kriechen einsetzt, wenn

$$T > 0.3 \dots 0.4 \cdot T_S \text{ (für Metalle)} \quad (8.4)$$

$$T > 0.4 \dots 0.5 \cdot T_S \text{ (für keramische Stoffe)} \quad (8.5)$$

(T_S : Schmelztemperatur)

Damit ist ein dauerhafter Gebrauch von Werkstoffen zur Aufnahme von mechanischer Beanspruchung bei höheren Temperaturen grundsätzlich nicht möglich.

Unabhängig von den materialtheoretischen Hintergründen und dem damit erklärbaren Übergang von der Ludwikgleichung auf das Norton-Gesetz, hat sich die Darstellung des Stoffverhaltens in Form von rheologischen Modellen nach Fig. 8.1 für den praktischen Gebrauch bewährt. Dabei stellen Parallel- und Reihenschaltungen Additionen von Spannungen bzw. von Verformungen dar. Die Bauelemente sind ein Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen, z.B. Federn für elastische Anteile, Dämpfer geschwindigkeitsabhängige Anteile. Dabei wird als Resultat nur festgehalten, dass neben der elastischen Verformung und der spontan plastischen Verformung nach der ursprünglichen Ludwikgleichung bei hohen Temperaturen eine weitere Verformung, die *Kriechverformung* ε_{cr} (*creep*) nach dem

Norton-Gesetz auftritt.

Da die technisch zugelassenen Kriechverformungen klein sind, kann ε statt φ als Verformungsmass verwendet werden.

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_e + \varepsilon_p + \varepsilon_{cr} \quad (8.6)$$

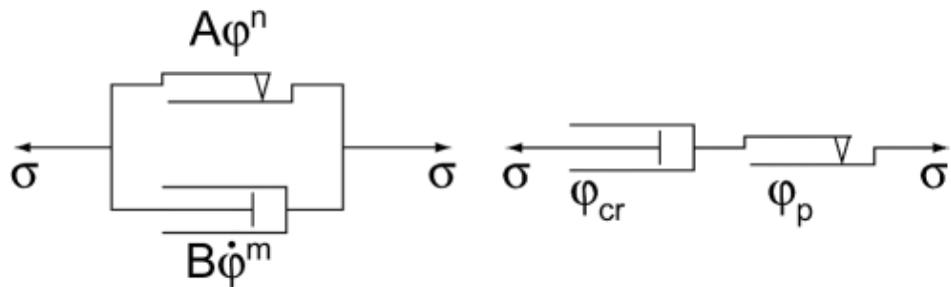


Fig. 8.1.: Rheologische Modelle für Tieftemperaturverhalten nach Ludwik (links) und Hochtemperaturverhalten nach Norton (Kriechen)(rechts).

Kriechrate Die zeitliche Ableitung $\dot{\varepsilon}_{cr}$ der Kriechverformung nennt man *Kriechgeschwindigkeit* oder *Kriechrate*.

8.2 Kriechkurve

Kriechversuch Die Kriechprobe wird bei $T = \text{konst.}$ beansprucht.

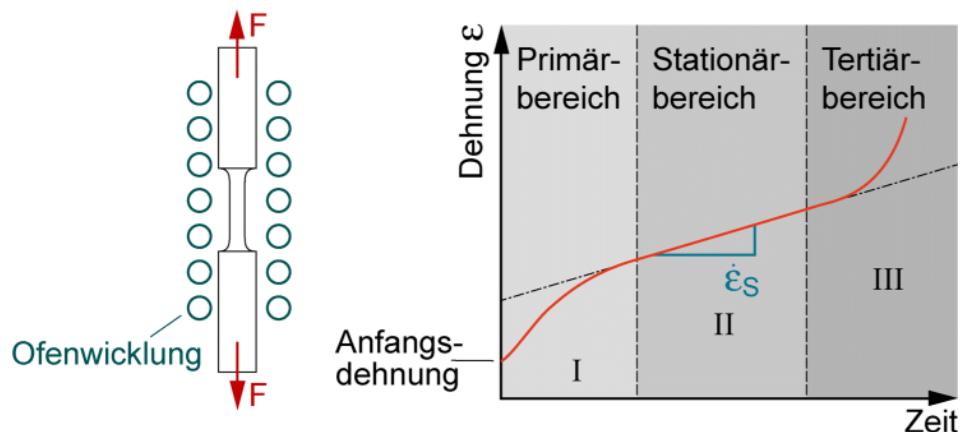


Fig. 8.2.: Kriechversuch und Kriechkurve

Übergangskriechen Gemessen wird im Kriechversuch die Probenverlängerung bei konstanter Spannung als Funktion der Zeit. In Fig. 8.2 ist eine Kriechkurve schematisch dargestellt, die für die meisten Metalle, Polymere und keramischen Stoffe charakteristisch ist: Die plastische

Verformung zu Beginn der Kurve sowie das Übergangskriechen (Primärbereich) nehmen im Hinblick auf viele Anwendungsfälle einen nicht zu vernachlässigenden Teil der zulässigen Gesamtdehnung ein. Aber sie laufen relativ schnell ab, so dass sie zusammen mit dem elastischen Anteil bereits bei der Auslegung eines Bauteils berücksichtigt werden können. Zu Beginn des Versuches ist die Verformungsgeschwindigkeit hoch, weil noch keine Verfestigung vorhanden ist. Mit steigender Verformung nimmt die zur Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit notwendige Überschussspannung ab, die Verformungsgeschwindigkeit sinkt, bis mit zunehmender Versetzungsichte auch der Erholungsterm so gross ist, dass der Term in der eckigen Klammer von (8.2) verschwindet.

Nach dem Übergangskriechen wird die Kriechrate stationär, d. h. die Dehnungszunahme erfolgt proportional zur Zeit. Da die Kriechrate dabei gleichzeitig ihren kleinsten Wert annimmt, bestimmt der Stationärbereich den weitaus grössten Teil der Lebensdauer eines Bauteils.

In diesem Bereich wird die Verfestigung durch die Erholung, die häufig als reine Zeitfunktion dargestellt wird, vollständig kompensiert. Die *stationäre Kriechgeschwindigkeit* $\dot{\varepsilon}_S$ ($= \dot{\varepsilon}_{crstot}$) kann man durch die Gleichung

$$\dot{\varepsilon} = \frac{d\varepsilon_S}{dt} = \frac{\frac{d\sigma_s}{dt}}{\frac{d\sigma_s}{d\varepsilon}} \Big|_{Erh} = \frac{Erholung}{Verfestigung} = konst \quad (8.7)$$

beschreiben.

Stationäres Kriechen Wenn man die stationäre Kriechgeschwindigkeit $\dot{\varepsilon}_S$ gegen die angelegte Spannung für eine bestimmte Temperatur doppeltlogarithmisch aufträgt (Fig. 8.3), so findet man aus (8.7) eine Beziehung der Art

$$\dot{\varepsilon}_S = \bar{B} \cdot \sigma^n \quad (8.8)$$

welche man als Nortonsches Kriechgesetz bezeichnet. n darf hier nicht mit dem Verfestigungsexponenten verwechselt werden. Der Buchstabe n hat sich international für den Kriechexponenten eingebürgert. Das Nortonsche Kriechgesetz gilt, wenn die elastische Dehngrenze praktisch vernachlässigbar ist, d.h. für Temperaturen oberhalb von $0.3 T_S$ und sehr langsamer Verformungsgeschwindigkeit oder bei noch höheren Temperaturen.

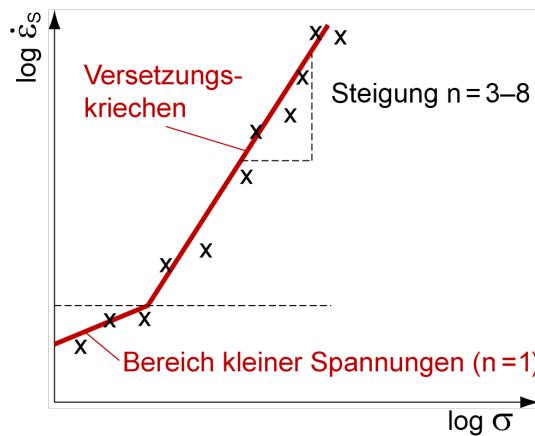


Fig. 8.3.: Spannungsabhängigkeit der Kriechrate

Der Spannungsexponent n liegt üblicherweise zwischen 3 und 8. Bei sehr kleinen Spannungen wird auch der Spannungsexponent kleiner (bis zu $n=1$).

Temperatur-abhängigkeit

Die stationäre Kriechrate ist durch Erholungsvorgänge geprägt, die thermisch aktiviert erfolgen. Für die Temperaturabhängigkeit der stationären Kriechrate ist daher eine Arrheniusfunktion anzusetzen, die gemäss Fig 8.4 auch experimentell gut bestätigt wird:

$$\dot{\varepsilon}_S = B' \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8.9)$$

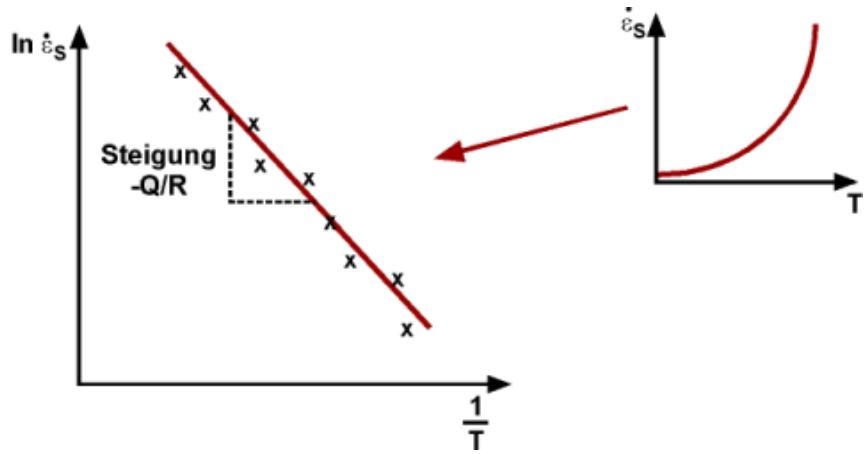


Fig. 8.4.: Temperaturabhängigkeit der Kriechrate

Stationäre Kriechgleichung

R ist die universelle Gaskonstante (8.31 J/mol K). Q heisst die Aktivierungsenergie für das Kriechen und wird in J/mol angegeben. Die Kriechrate nimmt also exponentiell mit der Temperatur zu.

Die beiden Abhängigkeiten der stationären Kriechrate ergeben zusammen die Gleichung:

$$\dot{\varepsilon}_S = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8.10)$$

Die Konstante A ergibt sich durch Zusammenfassung der Konstanten aus den Gleichungen (8.8), (8.9). A , n und Q variieren von Werkstoff zu Werkstoff und müssen experimentell bestimmt werden.

Anhand zweier Beispiele wird der Anwendungsbereich obiger Gleichungen aufgezeigt. Nicht nur für die Auslegung von Bauteilen nach zulässiger Kriechdehnung sondern auch zur Auslegung von Warmumformprozessen kann die Kriechgleichung verwendet werden. Die Warmumformung zeichnet sich nämlich gegenüber der Kaltumformung dadurch aus, dass keine Verfestigung auftritt. Die Temperaturen werden so hoch gewählt, dass die Verfestigung während der Umformung bereits durch Erholung abgebaut wird.

Beispiel 1:

Ein Bauteil aus Chrom-Stahl, das mit einer Zugspannung von $\sigma = 60 \text{ MPa}$ bei 510°C beansprucht wird, soll 9 Jahre im Einsatz stehen.

$$\varepsilon_{zul} < 0.01 .$$

$$\text{Ansatz: } \dot{\varepsilon}_S = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad \text{mit } R = 8.31 \text{ [J/mol K]} \quad (8.11)$$

A und Q werden im Kriechversuch ermittelt

σ [MPa]	Prüftemperatur [$^\circ\text{C}$]	Kriechgeschw. [s^{-1}]
200	618	$1.0 \cdot 10^{-7}$
200	660	$4.4 \cdot 10^{-7}$

$$Q = 2.3991 \cdot 10^5 \text{ [J/mon]} \quad A = 3.986 \cdot 10^{-5} \left[\left(\frac{mm^2}{N} \right)^5 \cdot \frac{1}{s} \right]$$

$$\Rightarrow \quad \dot{\varepsilon}_S = 2.789 \cdot 10^{-12} [\text{s}^{-1}] \quad \varepsilon_S = 0.00079 < 0.01$$

Warm- umformung

Beispiel 2:

Ein Werkstück aus dem Werkstoff

$$A = 4.2 \cdot 10^{-5} \left(\frac{mm^2}{N} \right)^5 \cdot \frac{1}{s} \quad Q = 2.4 \cdot 10^5 J/mol$$

$$R = 8.31 J/mol \cdot K \quad n = 5$$

wird mit einer Spannung $\sigma = 800 \text{ MPa}$ bei 1000K warmumgeformt.

Führt

- a) eine Temperaturerhöhung auf 1200K oder
- b) eine Spannungserhöhung um 50% zu einer höheren Umformgeschwindigkeit?

a) Temperaturerhöhung auf 1200K : $T=1200\text{K}$

$$\dot{\sigma}_{Sa} = 4.2 \cdot 10^{-5} \cdot 800^5 \cdot \exp\left(-\frac{2.4 \cdot 10^5}{8.31 \cdot 1200}\right)$$

$$\dot{\sigma}_{Sa} = 0.486 s^{-1}$$

b) Spannungserhöhung um 50%: $\sigma = 1200 \text{ MPa}$

$$\dot{\sigma}_{Sb} = 4.2 \cdot 10^{-5} \cdot 1200^5 \cdot \exp\left(-\frac{2.4 \cdot 10^5}{8.31 \cdot 1000}\right)$$

$$\dot{\sigma}_{Sb} = 0.029 s^{-1}$$

$$\frac{\dot{\sigma}_{Sa}}{\dot{\sigma}_{Sb}} = 16.22$$

Im tertiären Bereich der Kriechkurve nach Fig. 8.2 treten neben Entfestigungsvorgängen infolge Erholung und Rekristallisation weitere Entfestigungsvorgänge hinzu, die man *Schädigung* nennt. Dabei entstehen im Material *Poren* und *Mikrorisse*, die den wirksamen, d.h. tragenden, Querschnitt einer Probe verringern und so zu einem massiven Anstieg der wahren Spannungen führen.

8.3 Kriechmechanismen

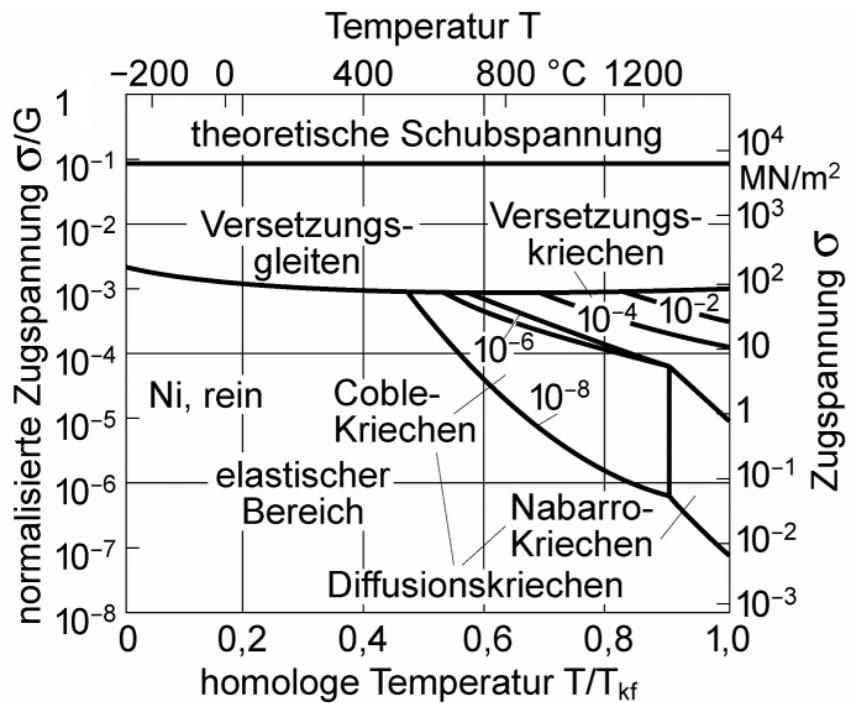


Fig. 8.5.: Deformationsartenschaubild nach Ashby und Kocks für Nickel

Deformationsarten-schaubild Die verwirrende Vielfalt der Verformungsmechanismen und deren physikalischer Hintergründe wird übersichtlicher durch *Deformationsartenschaubilder* (*Deformation Mechanism Maps*), die erstmals von Ashby und Kocks angegeben wurden (vgl. Fig. 8.5). Diese Schaubilder zeigen als Funktion von Spannung und Temperatur die Existenzgebiete verschiedener Verformungsmechanismen. Solche Schaubilder müssen für jedes Material ausgemessen und gezeichnet werden. Neben den Existenzgrenzen der Deformationsarten findet man darin aufgetragen die Linien gleicher Verformungsgeschwindigkeit im Kriechbereich. Die Existenzgrenzen sind im Gegensatz zur Darstellung keine scharfen Linien sondern um die Linien herum existieren Übergangsbereiche. Das Kriechen beruht auf *thermisch aktivierten Vorgängen*. Man versteht darunter ein Fliessen, welches auch ohne Erhöhung der Spannungen nicht zum Stillstand kommt. Es findet bei einer Spannung unterhalb der Streckgrenze statt. Grundvorgänge sind das *Versetzungskriechen*, das *Diffusionskriechen* und das *diffusionsunterstützte Korngrenzgleiten*.

Versetzungskriechen

Versetzungs-kriechen

Ein Grundvorgang sind Versetzungsbewegungen, die durch das *Klettern* ermöglicht werden. Ohne thermische Aktivierung können sich Versetzungen nur in Richtung ihres Burgersvektors bewegen, beim Kriechen auch senkrecht dazu. Das gilt im Besonderen dann, wenn eine Versetzung durch Teilchen blockiert wird.

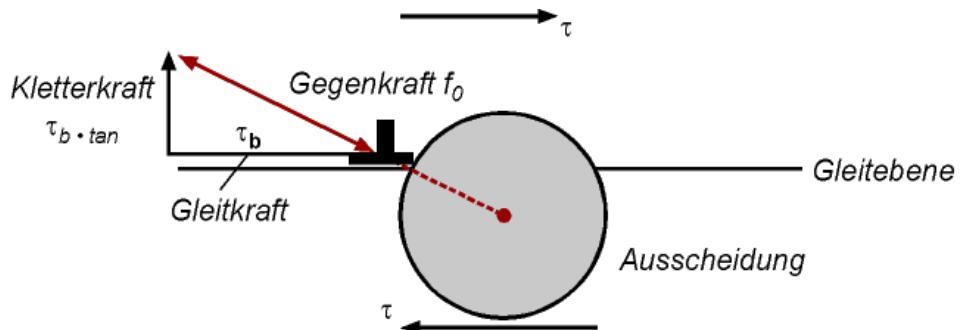


Fig. 8.6.: Kletterkraft auf eine Versetzung

Wenn eine Versetzung das Teilchen nicht gerade am Äquator trifft, so gibt es immer eine tangentielle Kraftkomponente $\tau_b \cdot \tan \theta$, die versucht, die Versetzungen aus ihrer Gleitebene zu drängen. Sie kann dann hochsteigen, wenn Atome unterhalb der Halbebene wegdiffundieren.

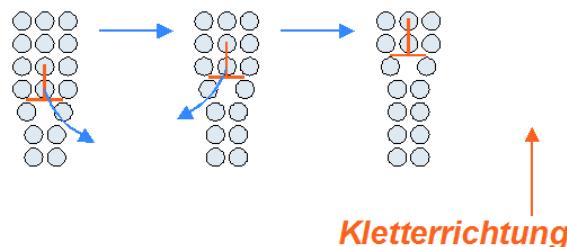


Fig. 8.7.: Diffusion der Atome weg vom unteren Ende der Halbebene

Durch Klettern kann die Versetzung vom Ausscheidungsteilchen freikommen, das sie beim Gleiten in der Gleitebene blockiert hat. Da das Klettern Diffusion und damit thermische Aktivierung voraussetzt, folgt der Arrhenius Term in (8.10).

Die Spannungsabhängigkeit der Kriechrate hängt mit der Kletterkraft zusammen: je grösser σ , je höher also die Kletterkraft, desto mehr Versetzungen können pro Zeiteinheit über Hindernisse klettern und weitergleiten, desto grösser wird schliesslich auch die Kriechrate.

Diffusionskriechen

Diffusions-kriechen

Mit abnehmender Spannung nimmt die Kriechrate entsprechend der Potenzabhängigkeit (n nimmt Werte zwischen 3 und 8 an) rasch ab.

Der Kriechvorgang kommt aber auch bei sehr kleinen Spannungen nicht zum Stehen. Hier setzt ein anderer Mechanismus ein. Die Kornformänderung erfolgt direkt durch Diffusion von einer Kornseite zur anderen, wobei wieder σ die treibende Kraft darstellt. Die Bewegung der Atome erfolgt so, dass sie den äusseren Spannungen ausweichen. Die Selbstdiffusion wird durch das überlagerte Spannungsfeld anisotrop. Die Kriechrate ist bei hohem T/T_S -Verhältnis proportional zum Gitterdiffusionskoeffizienten und zur Spannung σ (σ ersetzt den Konzentrationsgradienten im Fickschen Gesetz). In Bezug auf die Korngrösse d variiert ε mit $1/d^2$ (bei grösseren Körnern muss die diffundierende Materie grössere Strecken zurücklegen):

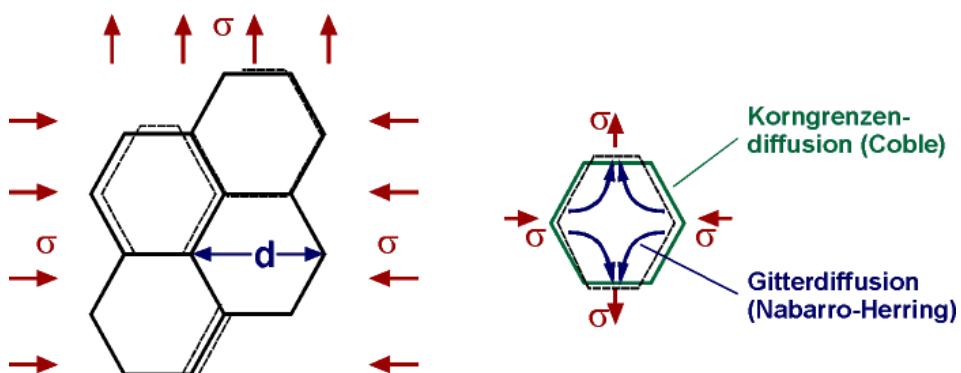


Fig. 8.8.: Diffusionskriechen

$$\dot{\varepsilon}_S = \frac{C \cdot D_{KG} \cdot \sigma^n}{d^3} = \frac{C' \cdot \sigma^n \cdot \exp(-\frac{Q_{KG}}{RT})}{d^3} \quad (\text{Coble}) \quad (8.12)$$

$$\dot{\varepsilon}_S = \frac{C \cdot D_G \cdot \sigma^n}{d^2} = \frac{C' \cdot \sigma^n \cdot \exp(-\frac{Q_G}{RT})}{d^2} \quad (\text{Nabarro-Herring}) \quad (8.13)$$

(C und C' sind Konstanten). Bei kleinem T/T_S , wenn die Gitterdiffusion langsam ist, kommt Korngrenzendiffusion stärker zum Tragen, was als *Coble-Kriechen* bezeichnet wird, bei grossen Temperaturen erfolgt das Kriechen auch durch Gitterdiffusion, was als *Nabarro-Herring-Kriechen* bezeichnet wird. In beiden Fällen ist die Kriechrate proportional zu σ .

- Korn-grenzen-gleiten** Bei hohen Temperaturen sind die Korngrenzen gleitfähig als die Kristallite selbst. Allerdings muss der Zusammenhang der Körner untereinander gewahrt bleiben. Wegen der vorstehenden Kornecken, den Tripelpunkten, ist eine makroskopische Gleitung nur möglich, wenn die Hindernisse gemäss Fig. 8.9 durch Abdifussion der Atome ausgeräumt werden. Ursache für diese Abdifussion der Hindernisse

ist die lokale Spannungsüberhöhung an diesen Hindernissen, da die makroskopisch gleichmässige Spannung an diesen konzentriert wird, wenn die Umgebung nachgiebig ist.

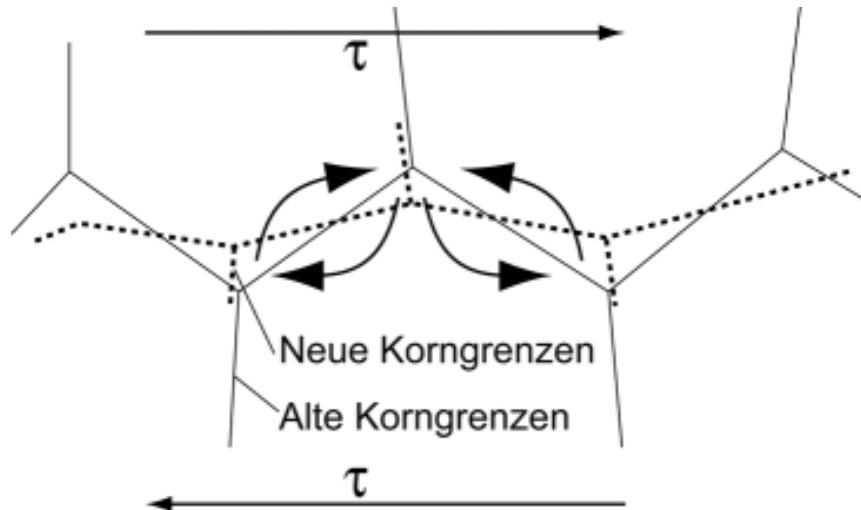


Fig. 8.9.: Diffusionsunterstütztes Korngrenzengleiten. Tripelpunkte werden infolge Spannungskonzentration und spannungsinduzierter Diffusion eingeebnet

8.4 Spannungsrelaxation

Spannungsrelaxation Neben der Versuchsführung, bei denen Bauteile mit konstanter Last bzw. konstanter Spannung beaufschlagt werden, macht sich Kriechen in der Praxis auch bei allen Bauteilen, die unter Vorspannung bei höheren Temperaturen eingesetzt werden, bemerkbar. Die Umlagerung von elastischen Verformungen, die der Vorspannung proportional sind, auf plastische Verformung durch Kriechen nennt man *Spannungsrelaxation*. Hier wird auf die Probe eine bestimmte Dehnung ε aufgebracht, die während des Versuchs *konstant* gelassen wird.

Kriechprozesse bewirken, dass Bauteile, die zu Beginn ihres Einsatzes bis zu einer bestimmten elastischen Dehnung vorgespannt worden sind, ihre Vorspannung mit der Zeit verlieren; d. h. die Spannung *relaxiert*. So müssen z. B. Schrauben, die Turbinengehäuse zusammenhalten, regelmäßig nachgezogen werden.

Relaxationszeit Die *Relaxationszeit* ist die Zeit, bei der die Spannung auf ihren halben Wert relaxiert wird (willkürlich festgelegt).

Unter Kriechbedingungen wird aus ε_{el} mit der Zeit ein ε_{cr} wobei die angelegte Spannung sinkt.

Es gilt:

$$\varepsilon_{ges} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{cr} \quad (8.14)$$

ε_{ges} Gesamtdehnung, ε_{el} elastische Dehnung und ε_{cr} Kriechdehnung

Mit dem Hooke'schen Gesetz

$$\varepsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (8.15)$$

sowie bei konstanter Temperatur

$$\dot{\varepsilon}_{cr} = B \cdot \sigma^n \quad (8.16)$$

Differenzieren nach der Zeit von (Gl. 8.14) ergibt mit (Gl. 8.15) und (Gl. 8.16):

$$\frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = -B \cdot \sigma^n \quad (8.17)$$

Integration von $\sigma = \sigma_i$ bei $t = 0$ bis $\sigma = \sigma$ bei $t = t$ ergibt:

$$\frac{1}{\sigma^{n-1}} - \frac{1}{\sigma_i^{n-1}} = (n-1) \cdot B \cdot E \cdot t \quad (8.18)$$

Fig. 8.10 zeigt, wie die anfänglich elastische Dehnung allmählich durch die Kriechdehnung ersetzt wird und die Anfangsspannung abklingt.

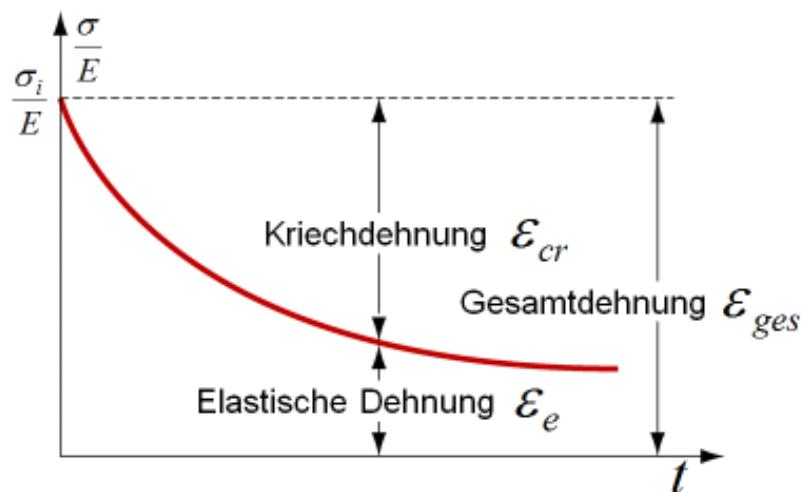


Fig. 8.10.: Zeitabhängige Umwandlung von elastischer Dehnung in Kriechdehnung

Man kann die Zeit t_R ausrechnen, nach welcher σ auf die Hälfte des Ausgangswertes abgefallen ist. Mit $\sigma = \frac{\sigma_i}{2}$ erhält man:

$$t_R = \frac{2^{n-1} - 1}{(n-1) \cdot B \cdot E \cdot \sigma_1^{n-1}} \quad (8.19)$$

Die Spannungsrelaxation ist außerdem der massgebliche Vorgang beim Spannungsarmglühen. Bauteile, die aus vorgängigen Bearbeitungsschritten - besonders Schweißen, Kaltumformen, Giessen - innere Spannungen enthalten, werden so lange auf erhöhten Temperaturen belassen, bis die elastischen Verformungen und damit die Eigenspannungen durch Kriechen abgebaut sind. Dabei verändern sich natürlich die Dimensionen der Bauteile in der Größenordnung der ursprünglichen elastischen Verformungen.

Beispiel 3:

Beim Auswalzen von Warmband zu Kaltband treten ungleichmässige Formänderungen auf (Fig. 8.11). Unterschiedliche Kaltverformungen bewirken unterschiedliche Längung, so dass es zum Auftreten von Eigenspannungen kommt, die durch Spannungsarmglühen teilweise abgebaut werden können.

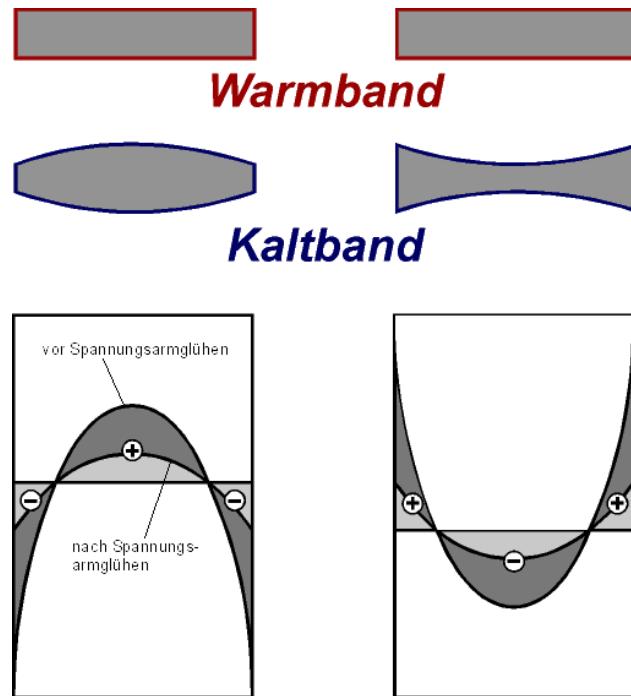


Fig. 8.11.: Eigenspannung im Kaltband

Welchen Einfluss hat eine Verdoppelung der Glühtemperatur ($T_2 = 2 \cdot T_1$) auf die Glühzeit t_2 (t_1 = Ausgangsglühzeit), wenn die Eigenspannung σ_i halbiert werden soll ($\sigma = \sigma_i/2$)?

$$\dot{\varepsilon} = A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right), \quad \varepsilon_{tot} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{cr} \quad (8.20)$$

$$\frac{1}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = -A \cdot \sigma^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)$$

$$\sigma = \sigma_i/2 \quad \Rightarrow \quad \frac{1}{\sigma^{n-1}} - \frac{1}{\sigma_i^{n-1}} = (n-1) \cdot A \cdot E \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot t$$

$$t_1 = \frac{2^{n-1} - 1}{(n-1) \cdot A \cdot E \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \cdot \sigma_i^{n-1}} \quad (8.21)$$

$$T_2 = 2 \cdot T_1, \quad \frac{t_1}{t_2} = \frac{\exp\left(-\frac{Q}{RT_2}\right)}{\exp\left(-\frac{Q}{RT_1}\right)}$$

$$t_2 = t_1 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R} \cdot \left(\frac{1}{T_1} - \frac{1}{T_2}\right)\right)$$

$$t_2 = t_1 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot 2T_1}\right) \quad (8.22)$$

8.5 Zeitstandfestigkeit, Auslegung gegen Kriechen

Bei Maschinenkomponenten sollen bei den Betriebslasten und Betriebstemperaturen plastische Verformungen entweder nicht auftreten oder zum Stillstand kommen. Derartige *Dauerstandfestigkeiten*, nämlich grösste Spannungen bei einer bestimmten Temperatur, unter der ein anfängliches Kriechen im Laufe der Zeit zum Stillstand kommt und bei deren Überschreitung es zum Bruch kommt, gibt es bei hohen Temperaturen nicht. Man ermittelt daher die *Zeitstandfestigkeit*, worunter man jene ruhende Spannung versteht, die bei einer bestimmten Temperatur nach einer bestimmten Belastungszeit zum Bruch führt (Fig. 8.12). In einem Zeitstandschaubild nach Fig. 8.13 werden neben der Zeitstandfestigkeit auch Dehngrenzlinien angegeben, die zeigen, nach welcher Zeit bei der gewählten

Temperatur und dem Spannungsniveau ein bestimmter Dehnbetrag erreicht wird. Dies kann ebenfalls zur Dimensionierung von Bauteilen herangezogen werden.

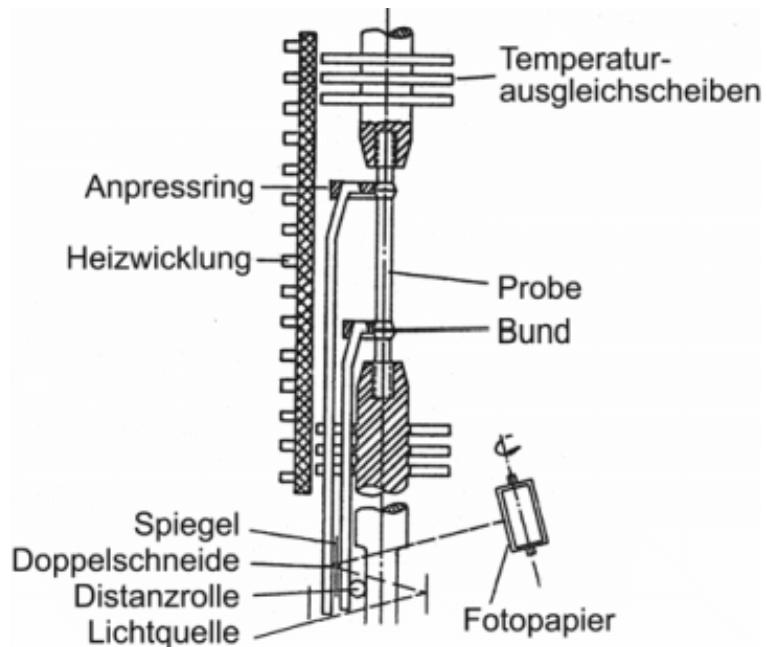


Fig. 8.12.: Einrichtung zum Kriechversuch

Bei Turbinenschaufeln gestattet man eine Ausdehnung bis zum Anlaufen der Schaufelköpfe an den feststehenden Gehäusering. Ein solches Zeitstandschaubild gewinnt man, indem man bei der gewählten Temperatur eine Reihe von Proben mit unterschiedlichen Spannungen beaufschlägt und die Zeitdehnlinien, d.h. Dehnungen über der Zeit aufnimmt. Die Zeitdehnlinien sind ebenfalls in Fig. 8.13 angegeben. Solche Kriechversuche werden unterschieden in *technische Kriechversuche*, bei denen man die *Last* auf die Probe konstant hält und *physikalische Kriechversuche*, bei denen die *Spannungen* während der Versuchsführung konstant bleiben. Letztere sind erheblich schwieriger auszuführen. Technische Zeitstandversuche (Kriechen bis zum Bruch) sind in DIN 50118 genormt.

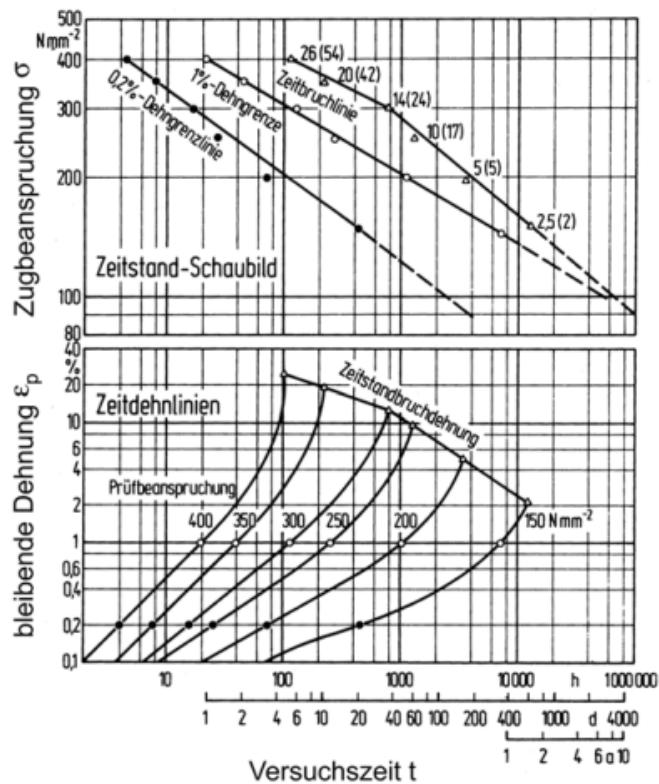
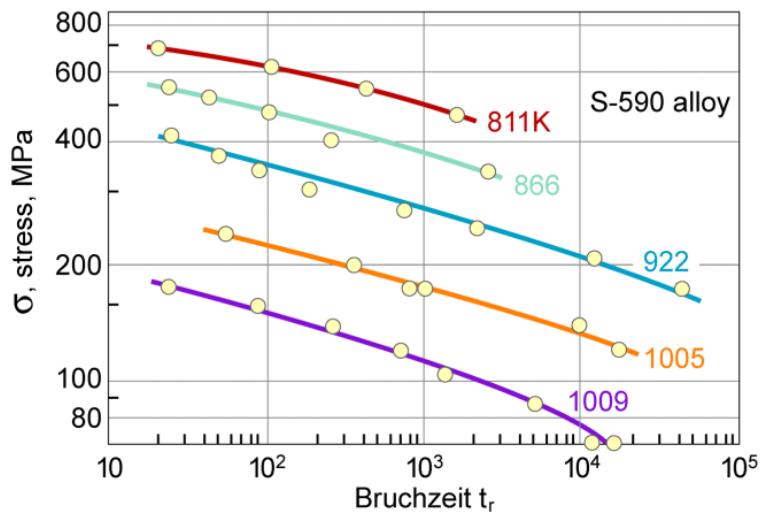
**Fig. 8.13.: Zeitstand-Schaubild**

Fig. 8.14 zeigt die Abhängigkeit der Bruchspannung in Abhängigkeit von der Bruchzeit und der Temperatur

**Fig. 8.14.: Bruchspannung als Funktion von Bruchzeit und Temperatur**

Die Festigkeitswerte werden nach folgenden Beispielen angegeben:
 $R_{p0.2/1000}(900\text{K})$ ist die Spannung, bei der bei 900 K nach 1000

Stunden Einsatzdauer eine Dehnung von 0.2% auftritt.
 $R_{m/1000}(900\text{K})$ ist die Spannung bei der bei 900 K nach 1000 Stunden der Bruch eintritt.
 Die Belastungen müssen so gewählt werden, dass

$$\varepsilon_{cr} < \varepsilon_{cr,zul} < \varepsilon_{cr,B} \quad (8.23)$$

Um die Anzahl der zur Charakterisierung des Kriechverhaltens erforderlichen Versuche und deren Dauer zu verringern, nutzt man aus, dass vor allem die Arrheniusfunktion für die Temperaturabhängigkeit des Kriechverhaltens besonders gut gesichert ist und führt zur Kombination der beiden Parameter Zeit und Temperatur eine temperaturkompensierte Zeit ein. Nach der Integration von (8.10) folgt:

$$\varepsilon_S = A \cdot \sigma^n \left[t \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \right] \quad (8.24)$$

Temperatur-kompensierte Zeit Für die *temperaturkompensierte Zeit* θ gilt:

$$\theta = t \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8.25)$$

Statt vorher das Parameterfeld t und T versuchstechnisch abzudecken, braucht es jetzt nur noch Versuche für unterschiedliche θ . Versuche zeigen, dass die Kriechdehnung $\varepsilon_{cr,B}$ beim Kriechbruch nur abhängig ist von der temperaturkompensierten Zeit bis zum Bruch θ_r (rupture) und demnach ein funktioneller Zusammenhang zwischen der Bruchspannung σ_B und θ_r existiert.

Der Kriechbruch kündigt sich bereits durch eine Vorschädigung des Materials im Gefüge an. Dort entstehen Zeitstandporen durch Leerstellenkondensation, Versetzungsaufstau, Versetzungsblockierungen vor Korn-grenzen, Korngrenzengleiten, Bruch von Partikeln aus Ausscheidungen und Delamination an den Grenzflächen von Partikeln. Fig. 8.15 zeigt einige Mechanismen.

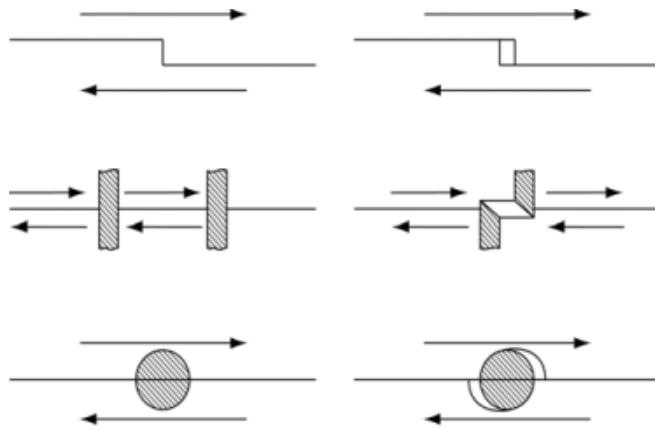


Fig. 8.15.: Entstehung von Poren durch Versetzungsblockierung und Ausweichen auf andere Gleitebenen, Bruch von Partikeln, Delamination

Erkennbar sind im Gefüge gemäss Fig. 8.16 Keilporen auf Korngrenzen im Bereich von Tripelpunkten, die auf die behindernde Wirkung derselben beim Korngrenzengleiten sowie Aufstau von Versetzungsgleitungen an Korngrenzen hinweisen sowie runde Poren auf Korngrenzen senkrecht zur Zugspannungsrichtung, die von einer Kondensation von Leerstellen herrühren.

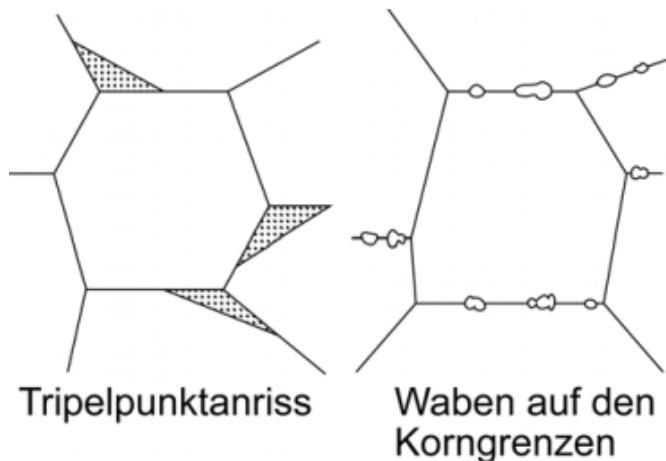


Fig. 8.16.: Keilporen und runde Poren als Kriechschädigung

Erfolgt die Schädigung durch Porenbildung, muss die Dichte mit zunehmender Kriechzeit abnehmen. Fig. 8.17 zeigt, dass dies tatsächlich der Fall ist. Die Dichteabnahme ist direkt mit der Schädigung des Werkstoffes korreliert. In Fig. 8.18 ist der Verlauf der Schädigung dargestellt. Es zeigt sich, dass vor allem im Bereich des *tertiären Kriechens* durch Zusammenwachsen von Poren die tragende Querschnittsfläche einer Probe rasch abnimmt und damit auf diese eine immer grösse Spannung wirkt.

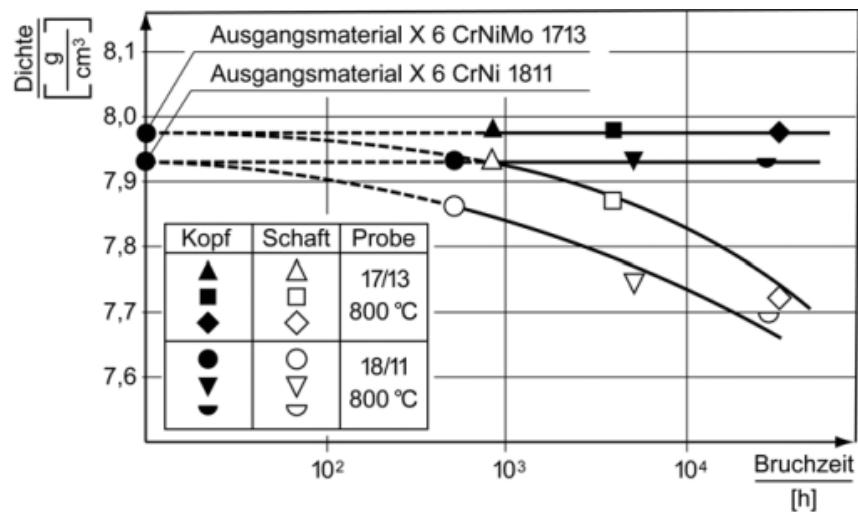


Fig. 8.17.: Dichteabnahme durch Zeitstandbeanspruchung bei hochwarmfesten Cr-Ni-Stählen nach Lange[9]

Fig. 8.18 zeigt auch abhängig vom Gefüge empfohlene betriebliche Massnahmen, um ein ungeplantes Versagen von hochtemperaturbeanspruchten Bauteilen zu verhindern. Für die Beobachtung wurden Oberflächengefugeuntersuchungen vor Ort (ambulante Metallographie) entwickelt.

Kriechbruch Der Kriechbruch erfolgt durch Akkumulation der Kriechschädigung des Gefüges, insbesonders durch Mikroporen auf den Korngrenzen (im Bereich I und II Schädigung unmerklich).

Interkristalliner Bruch Er ist ein *interkristalliner* Bruch.

ner Bruch

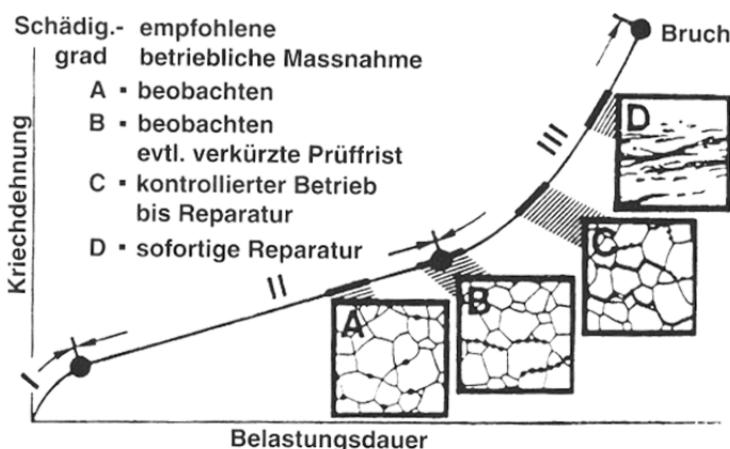


Fig. 8.18.: Schädigungsverlauf bei Kriechbeanspruchung nach Lange [8]

8.6 Schadensakkumulation

Belastungskollektiv

Während die Kriechversuche bei konstanten Bedingungen (Temperatur, Spannungen) ausgeführt werden, hat ein Bauteil selten konstante Bedingungen. Um dem gerecht zu werden, teilt man seine Lebensdauer nach Fig. 8.19 in Phasen unterschiedlicher Belastungshorizonte ein. Man nennt dies das *Belastungskollektiv*. Dabei wird angenommen, dass die Reihenfolge der Belastung keine Rolle spielt, ob z.B. zuerst bei hohen Temperaturen und danach bei niedrigen Temperaturen beansprucht wird. Kontinuierlich sich ändernde Belastungsbedingungen werden zu solchen mit diskreten Horizonten zusammengefasst. Für jeden der Belastungshorizonte i kann die Kriechdehnung $\varepsilon_{cr,i}$ über die Integration der Norton-Gleichung berechnet werden.

$$\varepsilon_{cr,i} = A \cdot \sigma_i^n \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT_i}\right) \cdot \Delta t_i \quad (8.26)$$

Dabei ist Δt_i die zusammengerechnete Zeit, in der die Belastungsbedingungen dem Belastungshorizont i entsprechen. Jedem Belastungshorizont kann die Kriechbruchdehnung $\varepsilon_{cB,i}$ zugeordnet werden als die Bruchdehnung, die erreicht würde, wenn das Bauteil sein ganzes Leben unter den Bedingungen des i -ten Belastungshorizontes verbracht hätte. Man führt nun einen Schädigungsparameter D_{cr} ein, der sich für jeden Belastungshorizont berechnen lässt:

$$D_i = \frac{\varepsilon_{cr,i}}{\varepsilon_{cB,i}} \quad (8.27)$$

Um die gesamthafte Schädigung zu berechnen muss man die Einzelschädigungen aufaddieren:

$$D = \sum_{i=1}^n \frac{\varepsilon_{cr,i}}{\varepsilon_{cB,i}} \quad (8.28)$$

Die Lebensdauer eines Teils ist dann abgelaufen, wenn

$$D = 1 \quad (8.29)$$

erreicht ist.

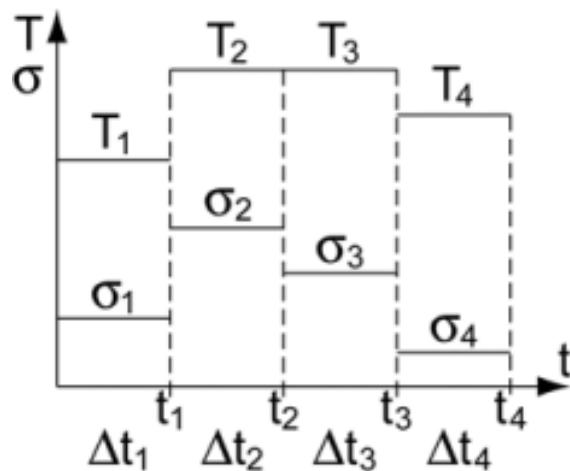


Fig. 8.19.: Belastungshorizonte σ , T für ein Belastungskollektiv

8.7 Kriechfeste Stoffe

Bei hohen Temperaturen ist die Dehnung eine Funktion von Zeit und Temperatur:

$$\varepsilon = f(\sigma, t, T, \text{Gefüge}) \quad (8.30)$$

Liegen also die Belastungsparameter fest, ist die einzige Möglichkeit, das Kriechen zu beeinflussen, die Einstellung eines kriechresistenten Gefüges.

Kriechfeste Werkstoffe sind meist Werkstoffe mit niedriger Stapelfehlerenergie und mit hohen Schmelzpunkten oder Phasengemischen, bei denen sich die im Grundgitter fein verteilte Phase auch bei der Gebrauchstemperatur nicht auflöst. Außerdem wird grobkörniges Gefüge angestrebt.

Hochtemperaturverwendbar: $R_{m/1000h} > 150 \text{ N/mm}^2$

Kohlenstoffstahl: 200°C Austenitischer Stahl: 750°C

Chromlegierter Stahl: 350°C Nickelsuperlegierung: 900°C

Molybdänleg. Stahl: 550°C oxidfreie Keramik: 1200°C

Tab. 8.1.: Verwendungstemperaturgrenzen verschiedener Werkstoffe

Kriechfester Werkstoff

1. Hoher Schmelzpunkt ($T_{Erholung} = f(T_S)$)
2. Phasengemisch mit fein verteilter Phase (Ausscheidungen), temperaturbeständiges Gefüge
Hindernis mit hoher Temperaturbeständigkeit und Festigkeit
3. Kleine Stapelfehlerenergie
4. $\gamma_{St} \downarrow \Rightarrow$ Quergleiten und Klettern erschwert
5. Grobkorn
 - Korngrenzen \Rightarrow Leerstellen
 - Leerstelle + \perp = Klettern
 - Diffusionskriechen gering: Grosse Diffusionswege
 - Korngrenzengleiten
 - Schädigung auf Korngrenzen

Warmfest Werkstoffe, die auf gute *Standzeiten* im Kriechversuch optimiert sind,
Hitze-beständig werden als *warmfest* bezeichnet. Sind Werkstoffe verzunderungsbe-ständig, heissen sie *hitzebeständig*.

Beispiele für warmfeste Legierungen sind die sog. *Superlegierun-gen*, Nickelbasislegierungen mit Chrom- und Cobalt- Anteilen sowie weiteren Legierungselementen, wie z.B. Al, Si, Ti, Mo, Nb, W, die fein verteilte Ausscheidungen, d.h. Teilchen zur Behinderung der Versetzungsbewegung bilden. Vor allem Al bildet fein verteilte - wie der Grundwerkstoff flächenzentrierte - Phasen mit einer Überstruktur Ni_3Al . Wegen des gleichartigen Gitters, wird die Gefahr der Delami-nation an der Phasengrenze verhindert und wegen der Überstruktur ist dennoch ein Durchschneiden der Teilchen infolge Versetzungs-gleiten extrem erschwert. Tabelle 8.2 zeigt Legierungsbestandteile und Verwendungstemperaturen verschiedener Superlegierungen.

Bezeichnung	Zusammensetzung Gewichtsprozente								$T^{\circ}\text{C}$ für $R_{m1000}=140\text{Nmm}^{-2}$
	C	Cr	Ni	Fe	Co	Mo	Al	Ti	
X5NiCrTi2615	<0.1	15	26	R	-	1.5	0.3	2	780
NiFeCr12Mo	<0.1	12.5	R	24	1	6	0.3	3	825
NiCr19CoMo	<0.1	19	R	5	11	10	1.5	3	880
NiCr18Co	<0.15	18	R	4	18	4	3	3	930
NiCr15Co	<0.1	15	R	-	18	5	4.3	3.5	960

Tab. 8.2.: Verwendungstemperaturen und Legierungsbestandteile von Superlegierungen (R: Rest, Ergänzung zu 100%)

Kap. 9 Ermüdung und Ermüdungsbruch

9.0 Lernziel

1. Berechnung der Bruchlastspielzahl für anrissfreie Komponenten im HCF-Belastungszustand (Basquin-Beziehung)
2. Beeinflussung der Dauerfestigkeit durch Schädigen und Hochtrainieren
3. Berechnung der Bruchlastzahl für anrissfreie Komponenten im LCF-Belastungszustand (Manson-Coffin-Beziehung)
4. Konstruktion des Dauerfestigkeitsschaubilds und des Gestaltfestigkeitsschaubilds nach Smith
5. Bestimmung der zulässigen Spannungsamplitude unter Berücksichtigung von Sicherheits- und Kerbwirkungsfaktoren
6. Betriebsfestigkeitsnachweis mit Hilfe der Schadensakkumulationshypothese
7. Diskussion der Einflüsse auf die dynamische Festigkeit
8. Konstruktive Beeinflussung der Dauerfestigkeit
9. Diskussion der Ermüdungsvorgänge und des Ermüdungsbruches
10. Definition eines ermüdungsfesten Werkstoffs
11. Erkennung eines Dauerbruches und dessen Historie am Bruchbild
12. Kenntnisse der mikroskopischen Ursachen für die Entstehung des Schadens

9.1 Dynamische Beanspruchung

Ein Werkstoff kann eine Spannung, die *einmal* aufgebracht nicht zum Bruch führt, keineswegs beliebig häufig ertragen, ohne zu brechen. Vielmehr gehen Werkstoffe, wenn sie unter stark wechselnder Beanspruchung stehen, bereits bei einer unter der Zugfestigkeit aber auch unter der Streckgrenze liegenden Spannung zu Bruch (Ermüdung des Werkstoffs). Dabei werden zwei Fälle voneinander unterschieden:

Low Cycle Fatigue (LCF), Kurzzeit-ermüdung	Bei Überschreitung der makroskopischen Fließgrenze kommt es zu <i>plastischen Wechselverformungen</i> bis zum Bruch, ein Vorgang, der zur gewollten Einleitung von Materialtrennung ausgenutzt wird (Wechselbiegung von Drähten). Es genügt eine kleine Zahl von Lastwechseln. Man nennt diese Art der Beanspruchung <i>Kurzzeitermüdung</i> oder <i>Low Cycle Fatigue (LCF)</i> .
---	--

- Wöhler - Ermüdung, High Cycle Fatigue (HCF)** Bei wechselnder Beanspruchung unterhalb der makroskopischen Fließgrenze spricht man von *Ermüdung*. Dieses Phänomen wurde erstmals in der zweiten Hälfte des 19. Jahrhunderts durch Wöhler an Eisenbahnwaggonachsen beobachtet und systematisch untersucht (1866). Dabei bilden sich an bestimmten Stellen im Material Schädigungen, Störungen der Gitteranordnung aus, die bei mehr als 10^4 bis 10^7 Lastwechseln zu einem makroskopischen Anriß führen, der von aussen nur schwer detektierbar ist, da er mit keinerlei makroskopischen Verformungen einhergeht.
- Restgewaltbruch** Ist der nächste Spannungsausschlag gross genug, reicht dieser aus, die restliche noch zusammenhaltende Fläche aufzutrennen und den Restgewaltbruch zu verursachen. Bei fehlerfreien Bauteilen wird das *Ermüdungsgeschehen* durch die *Bildung* der Anrisse bestimmt. Ist das Teil durch einen Anriß vorgeschnitten, was i.d.R. in dickwandigen Schweisskonstruktionen angenommen werden muss, wird das Bruchgeschehen durch die *Ausbreitung* des Risses bestimmt. Hier ist eine *bruchmechanische Auslegung* erforderlich. Eine *ingenieurmässige Auslegung* von Bauteilen gegen diesen gefürchteten *Ermüdungs-* oder *Dauerbruch* geht von einem fehlerfreien (anriissfreien) Bauteil aus, obwohl gegen Ende der Lebensdauer des Bauteils ein makroskopischer, sich ausbreitender Riss vorliegt, dessen Wachstum eigentlich bruchmechanische beschrieben werden müsste.

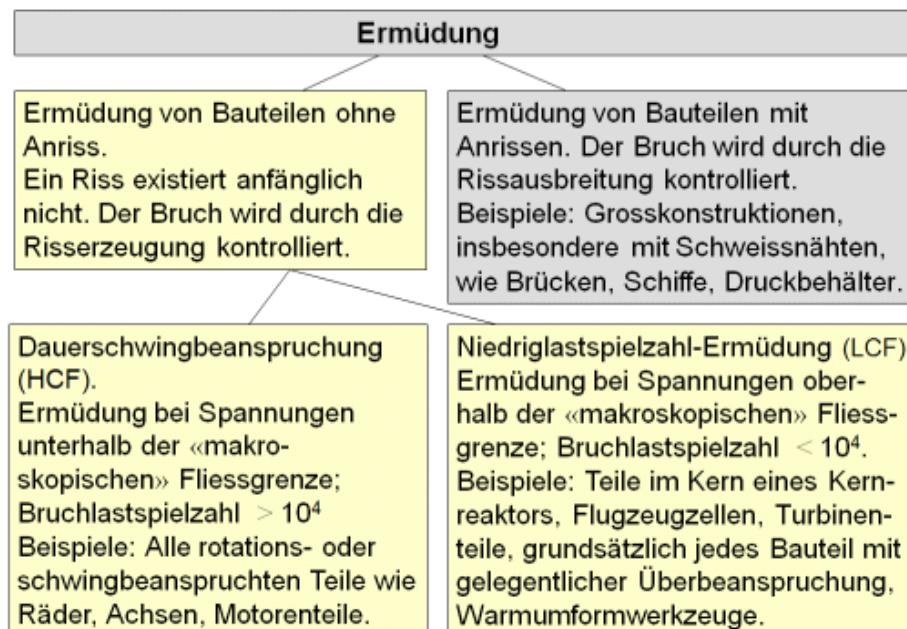


Fig. 9.1.: Einteilung von Ermüdungsfällen

Wie für eine ingenieurmässige Auslegung erforderlich, müssen zunächst die Einflüsse in Materialeinflüsse einerseits und Belastungs- oder Geometrieeinflüsse andererseits getrennt werden. Dazu bedarf es Versuche an definierten Probe zur Identifikation und phänomenologischen Beschreibung der *Materialeigenschaften*, die in Abschnitt 9.2 gegeben wird. Die Ergebnisse der Versuche müssen dann auf die aktuelle Geometrie und den aktuellen Lastfall durch die *Auslegungsrechnung* übertragen werden können.

Die Methoden, um dynamische Lasten, deren zeitlicher Verlauf beliebig sein kann, vergleichbar zu machen, werden in Abschnitt 9.3 und 9.4 beschrieben. Einflüsse, die aus der Geometrie stammen, werden in Abschnitt 9.5 gezeigt, während Abschnitt 9.6 das grundlegende werkstoffliche Verhalten zeigt. In allem werden in diesem Kapitel *anrißfreie* Bauteile betrachtet.

9.2 Ermüdung, Werkstoffversuch

Ober-spannung Die Ermüdungseigenschaften eines Materials werden im *Dauerschwingversuch* nach DIN 50100 geprüft. Hierbei wird eine definierte Probe nach DIN 50145 und DIN 50115 (Durchmesser 10 mm) im Zug-/Druckversuch *periodisch*, und zwar *harmonisch* (sinusförmig) belastet. Man nennt diese Art von Beanspruchung, die sich vielmals zwischen einer *Oberspannung* (σ_o) und einer *Unterspannung* (σ_u) wiederholt (s. Fig. 9.2) \Rightarrow *Schwingbeanspruchung*.

Unter-spannung

Schwingbeanspruchung

Definitionen

$$\text{Mittelspannung: } \sigma_m = \frac{\sigma_o + \sigma_u}{2} \quad (9.1)$$

$$\text{Spannungsausschlag (Amplitude): } \sigma_a = \frac{\sigma_o - \sigma_u}{2} \quad (9.2)$$

$$\text{Schwingbreite: } \Delta\sigma = 2 \cdot \sigma_a = \sigma_o - \sigma_u \quad (9.3)$$

$$\text{Zeitlicher Spannungsverlauf: } \sigma = \sigma_m + \sigma_a \cdot \sin \omega t \quad (9.4)$$

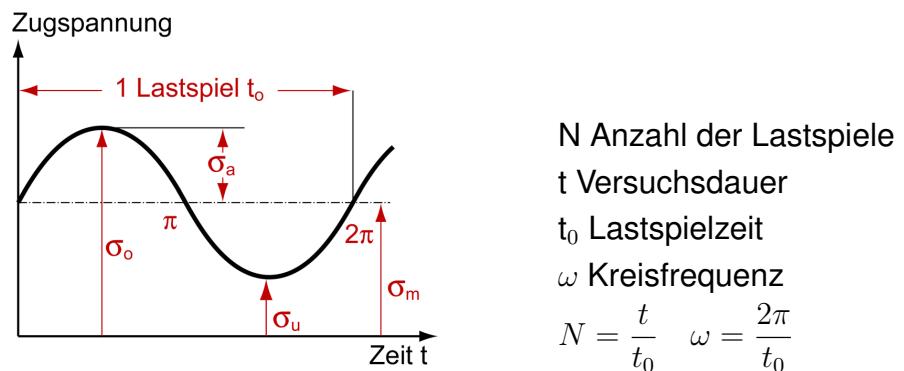


Fig. 9.2.: Schwingungsbeanspruchung

- Mittelspannung, Spannungsausschlag** Je nach Lage der Mittelspannung muss man mehrere Fälle schwingender Beanspruchung unterscheiden (Vgl. Fig. 9.3):
1. $\sigma_m = 0, \sigma_0 = -\sigma_u$ (reine) Wechselbeanspruchung
 2. $\sigma_m = \sigma_a, \sigma_0$ oder $\sigma_u = 0$ (reine) Zug bzw. Druck-Schwellbeanspruchung
 3. $\sigma_m < \sigma_a$ Beanspruchung im Wechselbereich, die Spannung wechselt das Vorzeichen (Zug und Druck)
 4. $\sigma_m > \sigma_a$ Beanspruchung im Schwellbereich, die Spannung wechselt das Vorzeichen nicht (Zug oder Druck)

Zugschwellbereich: Die Spannung liegt immer im Zugbereich. Druckschwellbereich: Die Spannung liegt immer im Druckbereich.

Schwellbereich, Zug-Druck-Schwellbereich

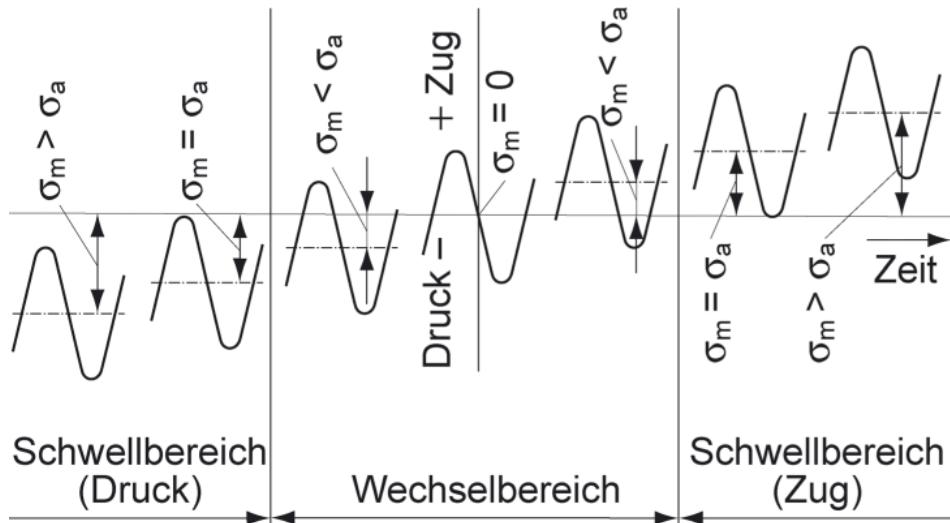


Fig. 9.3.: Bereiche der schwingenden Beanspruchung (vgl. DIN 50100)

9.3 Schreibweise

Beanspruchungsgrößen werden mit kleinen, Festigkeitsgrößen, also Materialgrößen, mit grossen Buchstaben indiziert.

Beispiele:

- Beanspruchungsgrößen** Beanspruchungsgrößen sind: $\sigma_x, \sigma_b, \sigma_m, \sigma_a$
Spannung in x-Richtung, Biegespannung, Mittelspannung, Spannungsgrößen

nungssamplitude Beanspruchungsgrößen charakterisieren wirkende Spannungen

- Festigkeitsgrößen** Festigkeitsgrößen sind: $\sigma_S = R_e$, $\sigma_B = R_m$, σ_W , σ_{bW}
Streckgrenze, Bruchspannung, Wechselfestigkeit, Biegeweichselfestigkeit Festigkeitsgrößen charakterisieren den Werkstoff.

Wöhlerermüdung (HCF - High Cycle Fatigue)

Zur Ermittlung des Materialverhaltens bei Wöhlerermüdung wird ein spannungsgesteuerter Schwingversuch ausgeführt, wobei die Dehnungen makroskopisch elastisch bleiben. Die Lastspielzahlen bis zum Bruch liegen über 10000 und reichen bis zu 10^8

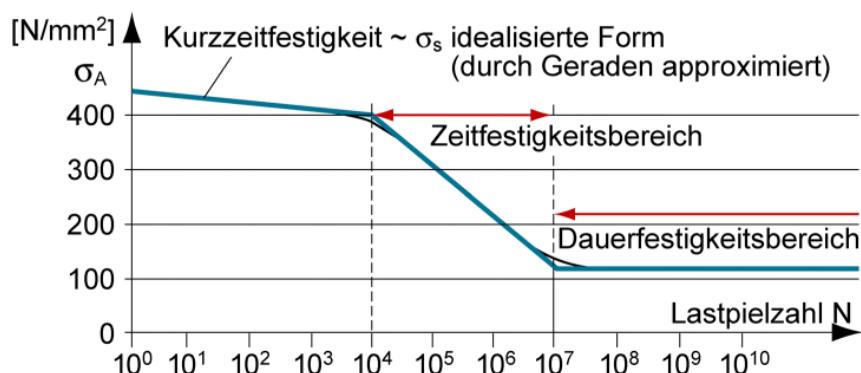


Fig. 9.4.: Wöhlerkurve im einfachlogarithmischen Koordinatensystem, für eine bestimmte Mittelspannung σ_m

Ein sog. Wöhlerversuch erfolgt bei konstanter Mittelspannung σ_m (Um ein Material vollständig zu beschreiben, müssen Wöhlerversuche für verschiedene Mittelspannungen durchgeführt werden). Hierfür werden 6 bis 10 Proben mit unterschiedlichem Spannungsausschlag σ_a nach Gleichung (9.2) bis zu deren Bruch belastet und damit die Bruchlastspielzahl N ermittelt. Der in Abhängigkeit von der Bruchlastspielzahl N dargestellte Spannungsausschlag σ_a wird als

- Wöhlerkurve** Wöhlerkurve bezeichnet, welche die in Fig. 9.4 gezeigte charakteristische Gestalt hat. Bei kleinen Lastspielzahlen liegt die Beanspruchung im LCF-Bereich, d.h. die Beanspruchungen liegen oberhalb der Fließgrenze. Danach folgt bis ca. 10^6 Lastspiele bei Stahl der Zeitfestigkeitsbereich (Zeitschwingfestigkeitsbereich). Danach geht für viele Metalle, z.B. Stahl, die Kurve in eine horizontale Linie über, d.h. Proben, die unterhalb dieser beansprucht wurden, lassen sich durch weitere Schwingspiele nicht mehr zerstören (Durchläufer). Der Versuch wird bis 10^7 Lastspiele durchgeführt.

- Dauerwechselfestigkeit, Dauerfestigkeit** Diesen Bereich nennt man Dauerweichselfestigkeitsbereich oder Dauerfestigkeitsbereich. Die Bereichsteilung wird also durch die

charakteristischen Knicke definiert. Werkstoffe wie z.B. Rein-Kupfer und die meisten Aluminium-Legierungen zeigen zwar den charakteristischen Knick, jedoch keine horizontale Linie und demnach keine Dauerfestigkeit. Für diese Werkstoffe wird der Versuch bis 10^8 Schwingspiele durchgeführt und die dabei erreichte Spannung als Dauerfestigkeit σ_D definiert (Fig. 9.5).

Dauerwechselfestigkeit (kurz: Dauerfestigkeit)

Dauerfestigkeit

$$\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_A \quad (9.5)$$

(Die Dauerfestigkeit σ_D und die maximale dauernd ertragbare Spannungsamplitude σ_A sind Funktionen der Mittelspannung: $\sigma_D(\sigma_m)$, $\sigma_A(\sigma_m)$)

Grenzlast-spielzahl

Die zu diesem σ_D gehörende Lastspielzahl heisst *Grenzlastspielzahl* und beträgt

- für Stahl $10 \cdot 10^6$
 - für Cu und Cu-Legierungen $50 \cdot 10^6$
 - für Leichtmetalle $100 \cdot 10^6$
- (nur Richtwerte)

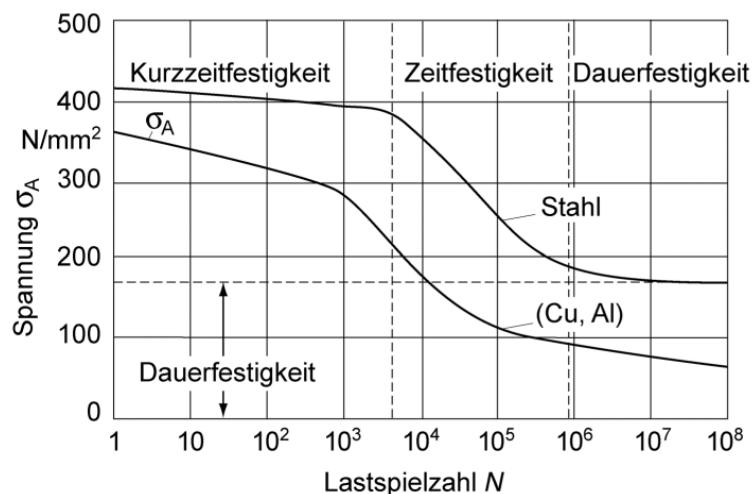


Fig. 9.5.: Für Kupfer und Aluminium wird die bis 10^8 Lastspiele ertragbare Spannung als Dauerfestigkeit festgelegt

Schadenslinie im Wöhlerdiagramm

Da der grösste Teil der Lebensdauer einer Probe mit der Ausbildung eines makroskopischen Risses einhergeht, möchte man gerne wissen, bis zu welcher Schwingspielzahl die Rissbildung abgeschlossen ist und die Phase des Risswachstums beginnt.

Schadenslinie Ein makroskopischer Anriss senkt die Dauerfestigkeit. Die *Schadenslinie nach French* ist definiert als die Schwingspielzahl für einen bestimmten Spannungsausschlag einer Vorbeanspruchung, welche eine Verringerung der Dauerfestigkeit einer Probe bewirkt (Vgl. Fig. 9.6 und Broichhausen [2]).

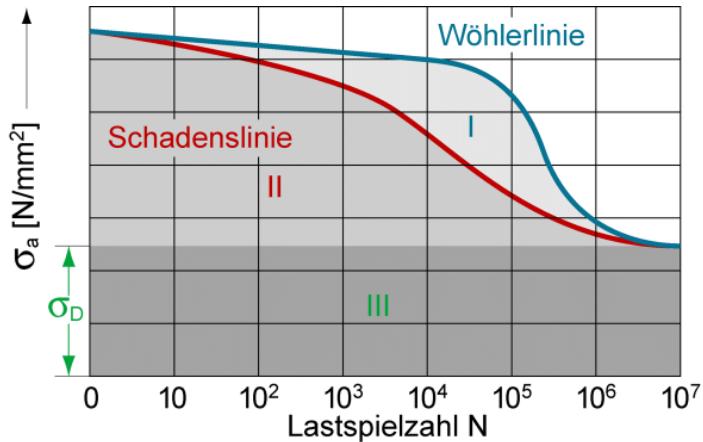


Fig. 9.6.: Schadenslinie im Wöhlerdiagramm: Bereich III: Jede Dauerschwingbeanspruchung in diesem Bereich wird beliebig lange ertragen; Bereich II: Eine vorhergegangene Dauerschwingbeanspruchung in diesem Bereich beeinflusst σ_D nicht; Bereich I: Eine vorherige Dauerschwingbeanspruchung in diesem Bereich setzt σ_D der Probe herab

Versuchsdurchführung und Auswertung

Wegen der starken Streuung der Festigkeitswerte im Wöhlersversuch wird dieser gemäss Fig. 9.7 hintereinander 5 bis 20 mal mit gleichen Spannungsausschlägen ausgeführt. Die erreichten Schwingspielzahlen auf jedem Spannungsniveau spannen das Streuband auf und bilden eine Normalverteilung. Im Bereich der Dauerfestigkeit ist der Verlauf der Überlebenswahrscheinlichkeit als Integral der Normalverteilung eingezeichnet. Als Festigkeitswerte werden die 90%-Überlebenswahrscheinlichkeiten verwendet und daher mit einem ausreichenden Sicherheitsbeiwert beaufschlagt, der im Falle der dynamischen Beanspruchung nicht unter 1.5 liegt. Bei schärferer Ausnutzung des Werkstoffes, z.B. wenn die Gewichtseinsparung eine bedeutende Rolle spielt, dient die 3-fache Standardabweichung der Streuung als Auslegungswert, der einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 99.87% entspricht.

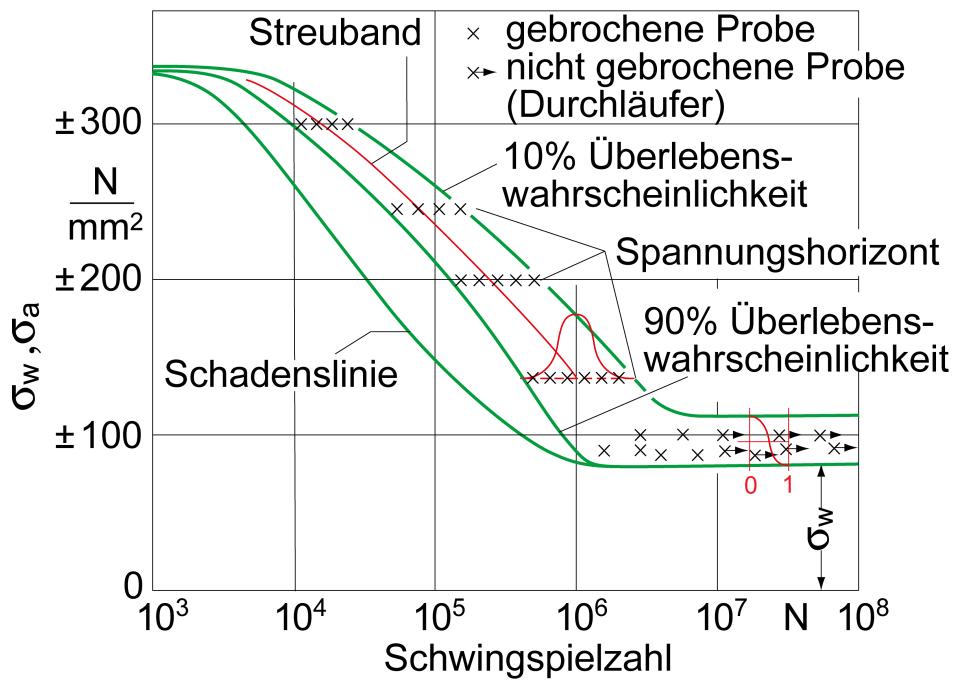


Fig. 9.7.: Wöhlerschaubild (nach Ruge [12])

HCF-Wöhler-Ermüdung

Für den Zeitfestigkeitsbereich, d.h. für den abfallenden Teil der Wöhlerkurve kann aus dem Experiment eine Beziehung zwischen der Lastspielzahl und der Ausschlagsspannung bestimmt werden (Fig. 9.8). Die Gleichung (9.6) nennt man Basquin-Beziehung.

Basquin-Beziehung

$$\Delta\sigma \cdot N_B^a = C_B, \quad \Delta\sigma = 2\sigma_a \quad (9.6)$$

Für ein Material ist der Exponent a konstant (für die meisten Stoffe schwankt er zwischen $1/8$ und $1/15$). Auch C_B ist eine Konstante.

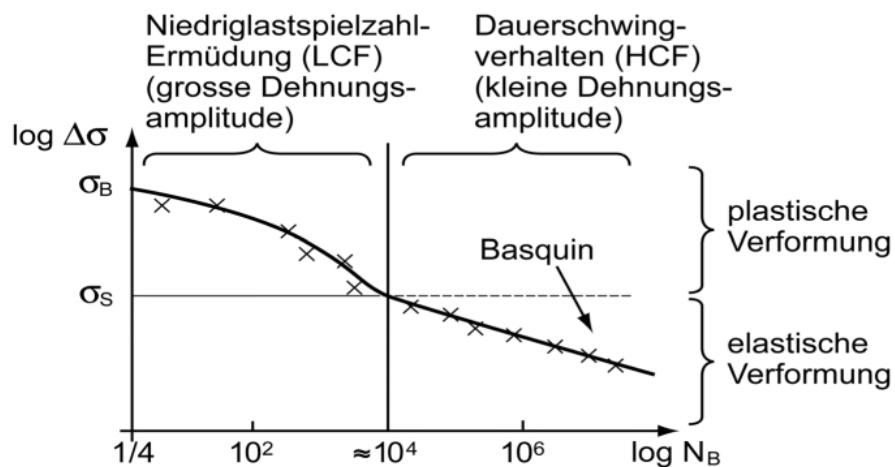


Fig. 9.8.: Gesetz von Basquin für den Zeitfestigkeitsbereich, $N > 10^4$

Beispiel:

Zu berechnen ist die Bruchlastspielzahl N_B für eine anrissfreie Probe aus einer Al-Legierung bei einer Spannungsamplitude $\sigma_a = 75 \text{ MPa}$ im HCF-Belastungszustand. $a= 0.073064$, $C_B=649.35$.

$$150 \cdot N_B^{0.073064} = 649.35 \quad (9.7)$$

$$\Rightarrow N_B = 5.2 \cdot 10^8$$

Plastoermüdung (LCF – low-cycle-fatigue)

Bei Niedrig-Lastwechsel-Ermüdung, wo $|\sigma_{max}|$ bzw. $|\sigma_{min}|$ über der (statischen) Fliessgrenze σ_S liegen, trifft das Gesetz von Basquin, wie Fig. 9.8 zeigt, nicht mehr zu, was an der plastischen Verfestigung liegt. Trägt man in diesem Bereich die *plastische Dehnung* $\Delta\varepsilon_{pl}$ eines Zyklus logarithmisch gegen die *Bruchlastspielzahl* N_B auf, so erhält man wieder eine Gerade (Fig. 9.9). Diesen Sachverhalt gibt das Gesetz von Manson und Coffin wieder: Man nennt diese Art der Ermüdung bei plastozyklischer Beanspruchung auch *Manson-Coffin-Ermüdung*.

Manson-Coffin-Gesetz

$$\Delta\varepsilon_{pl} \cdot N_B^b = C_{MC}, \quad \Delta\varepsilon_{pl} = 2\varepsilon_a \quad (9.8)$$

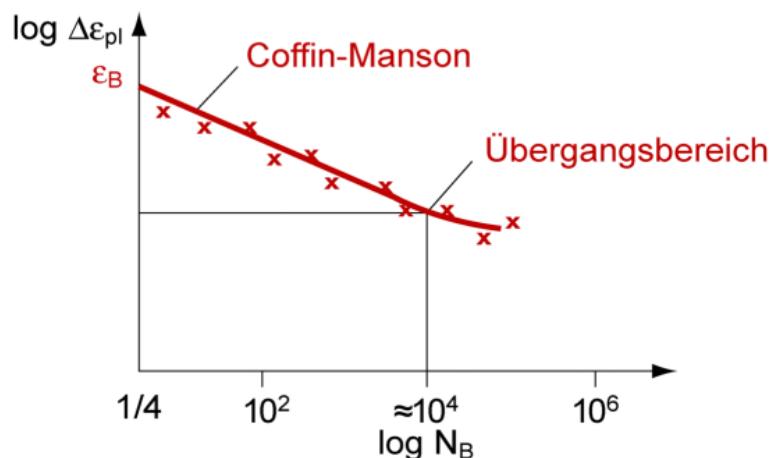


Fig. 9.9.: Das Gesetz von Manson-Coffin

Elastoermüdung (Wöhlerermüdung) - Plastoermüdung (Manson-Coffin-Ermüdung)

Wenn man beide Arten der Ermüdung in demselben doppelt logarithmischen Koordinatensystem (Verformung in % und Anzahl der Schwingungen bis zum Bruch) darstellt, erhält man im Gegensatz zu Fig. 9.8 ein Diagramm aus zwei Geraden mit Übergangsbereich (Fig. 9.10).

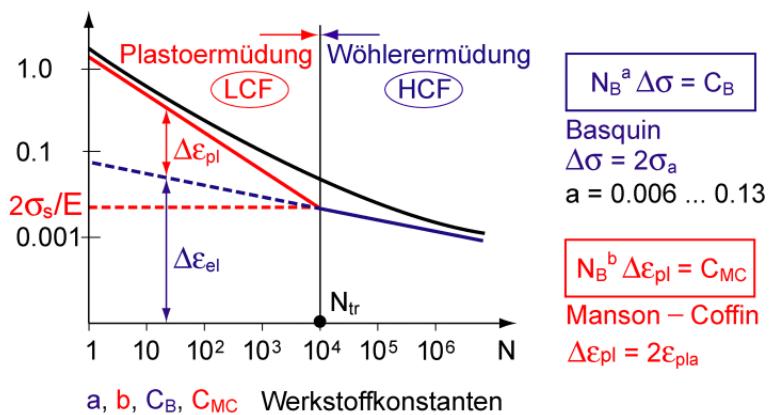


Fig. 9.10.: Bruchlastspielzahl in Abhängigkeit von der Dehnungsamplitude

9.4 Einfluss der Mittelspannung: Dauerfestigkeitsschaubild (Smith-Diagramm)

Das Dauerfestigkeitsschaubild ist die graphische Darstellung der Dauerschwingfestigkeit eines Werkstoffes für verschiedene Mittelspannungen σ_m , d.h. die Zusammenfassung verschiedener Wöhlerdiagramme nach Fig. 9.11. Es gibt für ein bestimmtes σ_m die dauernd ertragbare Spannung $\sigma_D = \sigma_m \pm \sigma_A$ (obere und untere Grenzspannung einer schwingenden Beanspruchung) an. Jeder Wert σ_A wird in einem Wöhlerversuch bestimmt.

$$\sigma_{m_1} < \sigma_{m_2} < \sigma_{m_3}$$

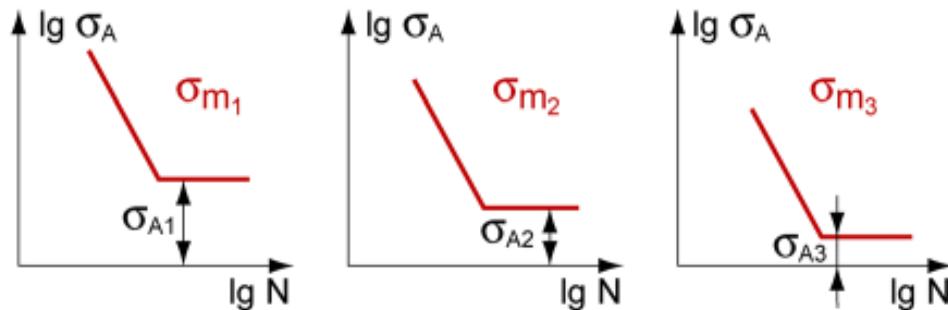


Fig. 9.11.: Einfluss von σ_m auf σ_A

- Smith-Diagramm** Es gibt verschiedene Möglichkeiten, den zulässigen Spannungsausschlag σ_A in Abhängigkeit von σ_m darzustellen. Die gebräuchlichste ist das in Fig. 9.12 dargestellte Smith-Diagramm. Dabei werden die Beträge der zulässigen Spannungsausschläge $\sigma_A = \sigma_D - \sigma_m$ in Abhängigkeit von σ_m auf der Ordinate von der 45°-Geraden aus nach oben und unten aufgetragen (45°-Gerade: strichpunktierter Linie in

Zugschwellbeanspruchung Fig. 9.12, der Wert von σ_m ist jedoch auf der Abszisse abzulesen!). Bei dieser Art der Darstellung sind die Ordinatenwerte der Begrenzungslinien direkt die Extremalspannungen, d.h. kann man sofort ablesen, in welchem Bereich die Beanspruchung liegt: z.B. *reine Zug-Schwellbeanspruchung* (bzw. die *Zug-Schwellfestigkeit*) findet man bei

$$\sigma_u = 0, \sigma_m = \frac{\sigma_0}{2} \quad (\text{daher } 45^\circ\text{-Gerade}) \quad (9.9)$$

reine Wechselbeanspruchung (bzw. die Wechselfestigkeit) bei

$$\sigma_m = 0, \sigma_W = \pm \sigma_a \quad (9.10)$$

Dauerfestigkeits-schaubild Da das Dauerfestigkeitschaubild für die praktische Anwendung gedacht ist, schliesst man plastische Verformung von vornherein aus und bricht das Diagramm bei σ_S bzw. σ_{dS} ab (Bereich der plastischen Verfestigung beim ersten Lastspiel). Zu bemerken ist noch, dass das Dauerfestigkeitsdiagramm in der Regel nicht wie in Fig. 9.12 zentrisch symmetrisch aufgebaut ist. Insbesondere Gusseisen vermag im Druckschwellbereich dem Betrage nach ungleich grössere Spannungsausschläge zu ertragen als im Zugschwellbereich.

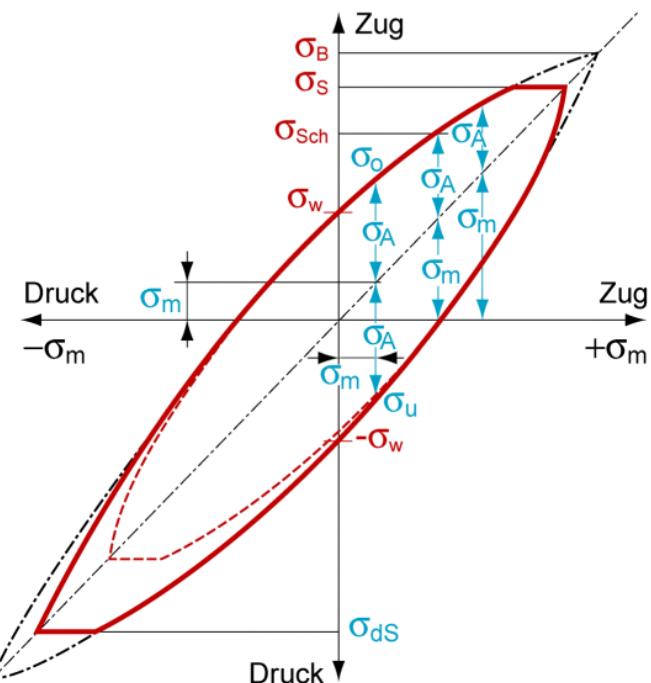


Fig. 9.12.: Smith-Diagramm

Weil es experimentell zu aufwendig ist, stellt man das Smith-Diagramm meist approximativ mittels weniger Werte und Geraden auf. Die gebräuchlichsten Verfahren, aus wenigen Werkstoffwerten, vor allem nur einem Dauerfestigkeitswert, das Diagramm zu gewinnen, sind:

Verfahren 1 (Fig. 9.13):

Werkstoffwerte sind

- Wechselfestigkeit ,
- Bruchfestigkeit
- Streckgrenze oder Fliessgrenze

Konstruktion:

1. Auf der Ordinate wird $\pm\sigma_W$ angetragen.
2. Die 45° -Linie wird gezeichnet und bei $\sigma_m = \sigma_B$ markiert.
3. Von dieser Stelle wird $0.5 \cdot \sigma_W$ nach links abgetragen
4. Punkt 3 symmetrisch in den Druckbereich übertragen (bezüglich σ_m)
5. Linie zwischen 1 und 3
6. Linie zwischen 1 und 4 im Druckbereich
7. Begrenzung durch die Fliessgrenze
8. Übertragung in den Druckbereich

Der schraffierte Bereich ist der Bereich dauerfester Auslegung.

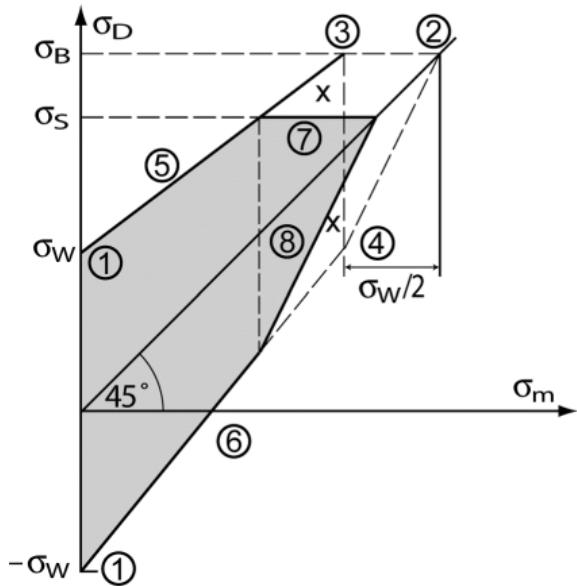


Fig. 9.13.: Konstruktionsvariante für vereinfachte Smith-Diagramme mit σ_S und σ_B

Verfahren 2:

Die ertragbare Amplitude σ_A kann aus der Wechselfestigkeit σ_W berechnet werden. (Nach FKM [Forschungskuratorium Maschinenbau], Beispiel für Zug-Druck, $\sigma_u/\sigma_o = \text{konst. bei Überlast}$)

$$\sigma_A = K_A \cdot \sigma_W \quad (9.11)$$

Wobei K_A der *Mittelspannungsfaktor*

$$K_A = \frac{1}{1 - M_\sigma} \text{ für } 1 < \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (9.12)$$

$$K_A = \frac{1}{1 + M_\sigma \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_a}} \text{ für } -\infty < \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \leq 0 \quad (9.13)$$

$$K_A = \frac{1 + \frac{M_\sigma}{3}}{1 + \frac{M_\sigma}{3} \cdot \frac{\sigma_m}{\sigma_a}} \text{ für } 0 < \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \leq 0.5 \quad (9.14)$$

(9.15)

$$sK_A = \frac{3 + M_\sigma}{3 \cdot (1 + M_\sigma)^2} \text{ für } 0.5 \leq \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \quad (9.16)$$

und M_σ die *Mittelspannungsempfindlichkeit*:

$$M_\sigma = a_M \cdot 10^{-3} \cdot \frac{R_m}{MPa} + b_m \quad (9.17)$$

Werkstoffgruppe	a_M	b_M
Stahl	0.35	-0.1
Stahlguss	0.35	0.05
Gusseisen mit Lamellengraphit	0.35	0.08
Gusseisen mit Lamellengraphit	0	0.5
Aluminium-Knetlegierungen	1	-0.04
Aluminium-Gusslegierungen	1	0.2

Tab. 9.1.: Konstanten a_M und b_M für die Mittelspannungsempfindlichkeit

Zeitfestigkeitsschaubild Das Smith-Diagramm kann genausogut auch mit Zeitfestigkeitswerten aufgestellt werden. Man nennt es dann *Zeitfestigkeitsschaubild*. Versuche haben gezeigt, dass die Beanspruchungsfrequenz keine

wesentliche Rolle spielt, solange die schnelle Beanspruchungs- und Verformungsfolge nicht durch die Materialdämpfung und die begrenzte Wärmeleitfähigkeit zu einer Erhöhung der Probentemperatur führt.

Beispiel1:

Zeichnen Sie das Smith-Diagramm aus den folgenden Messwerten:

$$\sigma_m \text{ [MPa]} \quad 0 \quad 100 \quad 200 \quad 300 \quad 400$$

$$\sigma_a \text{ [MPa]} \quad 300 \quad 250 \quad 200 \quad 150 \quad 75$$

$$\sigma_B = 500 \text{ MPa} \quad \sigma_s = 400 \text{ MPa}$$

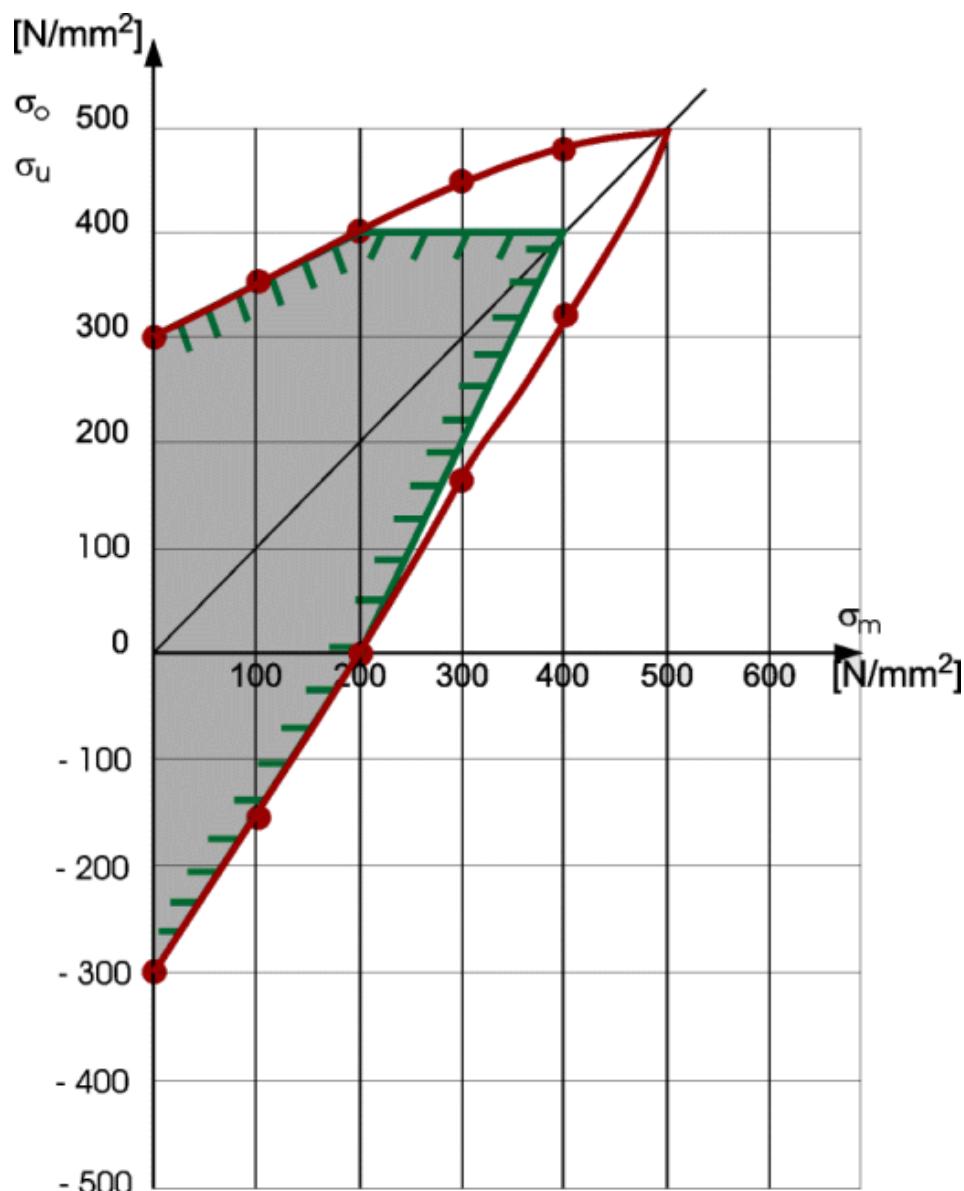


Fig. 9.14.: Smith-Diagramm

Beispiel 2: Welchen Werkstoff mit einer fehlerfreien Oberfläche schreiben Sie für Wellen vor?

Welle	σ_m [MPa]	σ_o [MPa]	σ_u [MPa]	σ_a [MPa]	Werkstoff
1		200	-200		St 37
2	300		200		St 37
3	100			100	St 37
4		700	-100		CrNi-Stahl vergütet
5	400	550			Federstahl
6	200			200	CrNi-Stahl geglüht

Werkstoffwahl – Wellen

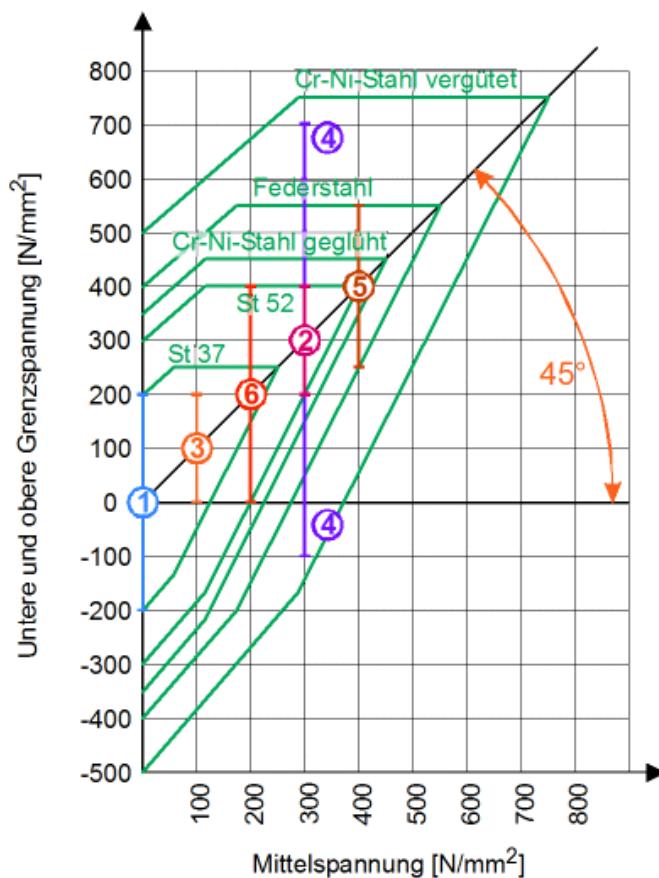


Fig. 9.15.: Smith-Diagramm für verschiedene Stähle

9.5 Schadensakkumulationshypothese und Betriebsfestigkeit

Die bisherige Darstellung ermittelte Dauer- und Zeitfestigkeitswerte an einer definierten Probe nach DIN 50145 / DIN 50115 mit rein harmonischer Beanspruchung. Häufig haben Bauteile spezielle Beanspruchungshorizonte, das heißt Betriebszustände, die durch Wertepaare σ_m und σ_a und ggf. weitere Zustandsgrößen z_i , wie Temperatur definiert sind. Bewegen sich die Beanspruchungen alle im Bereich der Dauerfestigkeit, gibt es keine Schädigung und es bedarf keiner *Schadensakkumulationshypothese*. Im Zeitbereich dagegen ist der Schädigungsanteil eines jeden Beanspruchungshorizonts zu berücksichtigen. Die häufigst gebrauchte Regel, wie der Schädigungseinfluss verschiedener Beanspruchungshorizonte aufsummiert werden soll, ist die naheliegende und empirisch recht gut bestätigte *Palmgren-Miner-Regel*.

Danach gibt die Schädigungsvariable D die Entwicklung der Schädigung wieder, wobei i die verschiedenen Beanspruchungshorizonte indiziert:

Palmgren-Miner-Regel

$$D = \sum_i \frac{N_i}{N_{Bi}(\sigma_{mi}, \sigma_{ai}, z_i)} \quad (9.18)$$

Bruch tritt ein für $D=1$

N_{Bi} stellt die Bruchlastspielzahl für die i -te Beanspruchungsbedingung (σ_a , σ_m , z_i) dar, N_i/N_{Bi} gibt demzufolge den Anteil der verbrauchten Lebensdauer nach N_i Zyklen an.

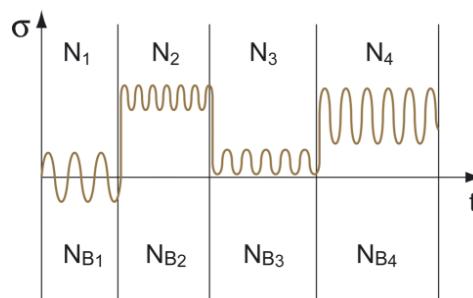


Fig. 9.16.: Beanspruchungshorizonte und Lastspielzahlen

Beispiel:

Gegeben ist ein Wöhlerdiagramm für einen Stahl (Fig. 9.17). Welche Restlebensdauer (Anzahl der noch zulässigen Lastspiele N_3) bis zum Bruch ergibt sich nach der linearen Schadensakkumulationshypothese, wenn eine Probe bereits durch zwei Lastkollektive

$$\sigma_{a1}=600 \text{ MPa}, N_1=10^3 \quad \sigma_{a2}=475 \text{ MPa}, N_1=10^4$$

belastet worden ist und unter der Spannung $\sigma_{a3} = 350 \text{ MPa}$ weitergefahren werden soll?

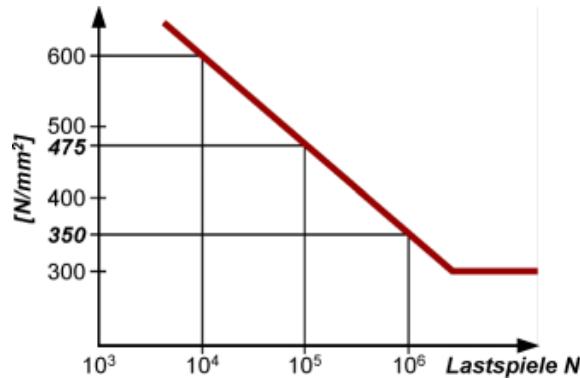


Fig. 9.17.: Wöhlerdiagramm

$$\frac{N_1}{N_{B1}} + \frac{N_2}{N_{B2}} + \frac{N_3}{N_{B3}} = 1$$

$$\frac{10^3}{10^4} + \frac{10^4}{10^5} + \frac{N_3}{10^6} = 1$$

$$N_3 = 0.8 \cdot 10^6$$

Die Schadensakkumulationshypothese nach Palmgren und Miner besticht durch ihre Einfachheit, kann aber verschiedene beobachtete Effekte nicht korrekt abbilden.

1.) Berücksichtigung Spannungsausschläge im Dauerfestigkeitsbereich:

Haibach-gerade Nach der Palmgren-Miner-Regel führen derartige Lastspiele zu keiner Erhöhung der Schädigungsvariable. Tatsächlich findet aber eine Schädigung statt, vor allem dann, wenn nach French vorgängig in den Bereich jenseits der Schadenslinie beansprucht wurde. Wenn also nach Zyklen im Zeitfestigkeitsbereich im Dauerfestigkeitsbereich beansprucht wird, muss die Schadensakkumulationshypothese nach Haibach so modifiziert werden, dass die Wöhler-Linie gemäss Fig 9.18 mit halber Steigung fortgesetzt wird.

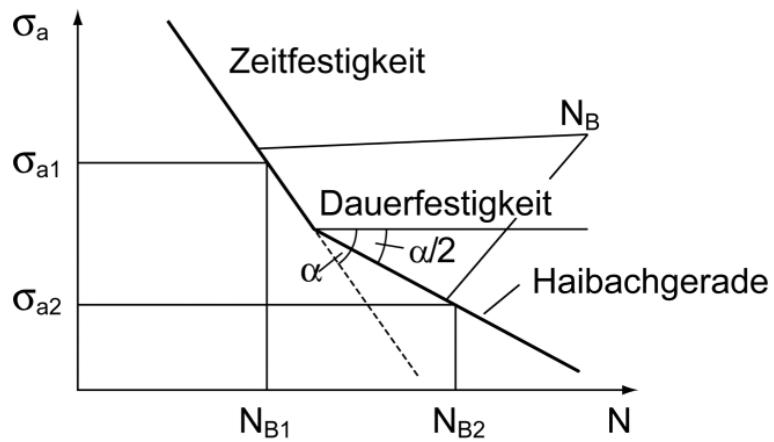


Fig. 9.18.: Modifikation der Schadensakkumulationshypothese nach Palmgren-Miner durch die Haibach-Gerade

- Hoch- trainieren** 2.) Hochtrainieren:
Die Schadensakkumulationshypothese nach Palmgren-Miner nimmt keine Rücksicht auf die Reihenfolge der Beanspruchungen. Beobachtet wird dagegen, dass eine vorherige Wechselbeanspruchung bei einer Spannung $\sigma_a < \sigma_D - \sigma_m$, welche stufenweise erhöht wird, zu einer *Steigerung der Dauerfestigkeit* führt. Diesen Vorgang bezeichnet man als *Hochtrainieren*.

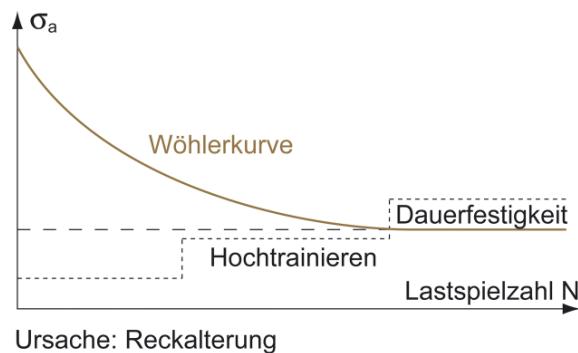


Fig. 9.19.: Hochtrainieren

Während des Hochtrainierens findet eine *Reckalterung* statt. Die Dauerfestigkeit σ_D wird dadurch erhöht, weil Fremdatome in die Versetzungen einwandern können und sie am Weitergleiten hindern.

Betriebsfestigkeit

- Betriebs- festigkeit** Die Beanspruchung von Bauteilen ist in vielen Fällen nicht harmonisch, sondern in irgendeiner Weise dynamisch, wie z.B. die Belastung eines PKW-Fahrwerks beim Befahren einer schlechten Fahrbahn. Die unter derartigen Belastungen ertragbaren Spannungen

bezeichnet man als *Betriebsfestigkeit*. Fig. 9.20 zeigt als Beispiel die Beanspruchung in einem Tragflächenanschlusssteil eines Flugzeugs. Dabei ist die Belastung nicht charakterisierbar, vielleicht außer durch Extremwerte. Eine zeitfeste Dimensionierung nach den Extremwerten liefert zu konservative und schwere Bauteile.

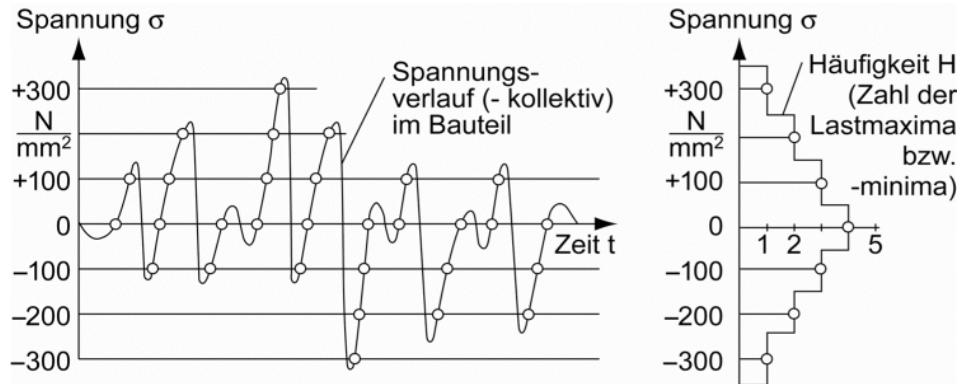


Fig. 9.20.: Ausschnitt aus einem Beanspruchungsmessschrieb eines Flugzeugfahrwerkbauteils als Spannungskollektiv und daraus abgeleitete Häufigkeitsverteilung

Belastungskollektiv

Man löst die Reglosigkeit demnach in *Belastungskollektive* auf, wie in Fig 9.20 gezeigt. Ein Belastungskollektiv kann bei einem Fahrzeug z.B. dadurch entstehen, dass man eine kurze Fahrt auf einer Wegstrecke zurücklegt und die Kräfte im Fahrwerk misst.

Betriebsfestigkeitsversuch

Bei einem *Betriebsfestigkeitsversuch* wird experimentell geprüft, wie häufig ein bestimmtes Belastungskollektiv ertragen werden kann. Dies erfolgt z.B. dadurch, dass das Belastungskollektiv direkt auf einer Hydropulsanlage servohydraulisch realisiert wird. Da viele Prüfeinrichtungen über eine Servohydraulik nicht verfügen und um mit Hilfe der Schadensakkumulationshypothese zu einer rechnerischen Auslegung zu kommen, wird aus dem Belastungskollektiv gemäß Fig. 9.20 die Häufigkeit von Belastungsmaxima ausgelöst. Die *Spannungsausschläge* werden *Spannungsklassen (Laststufen)* zugeordnet, so dass dann nur noch jeweils die Maxima gezählt werden, die den unteren Klassengrenzwert übersteigen. Damit sind die N_i für jeden Beanspruchungshorizont gefunden, die in Gleichung (9.18) eingesetzt werden können, um die Schädigungsvariable D_{BK} eines Belastungskollektivs zu bestimmen. Die zeitliche Lebensdauer T_L des Bauteils berechnet sich dann mit T_{BK} , der Dauer eines Belastungskollektivs, als:

$$T_L = \frac{1}{D_{BK}} \cdot T_{BK} \quad (9.19)$$

wo $\frac{1}{D_{BK}}$ die Anzahl ertragbarer Lastkollektive bis zum Bruch angibt.

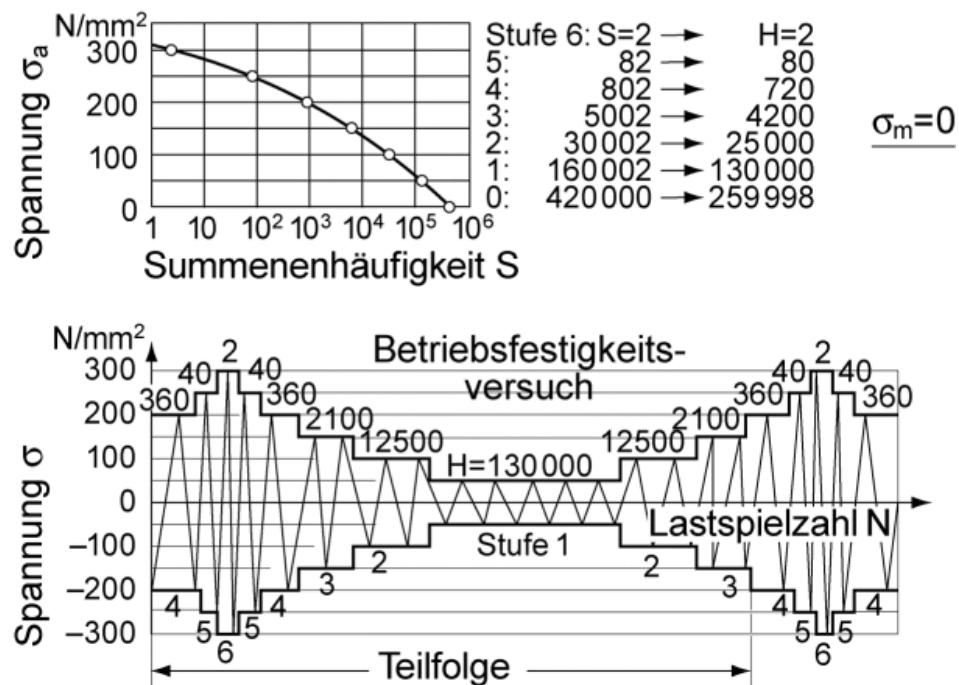


Fig. 9.21.: Zerlegung eines grossen Belastungskollektivs in Teilfolgen zum Betriebsfestigkeitsversuch

Lange Belastungskollektive werden gemäss Fig. 9.21 in Teilfolgen zerlegt, bei denen die Häufigkeiten der Maxima unterschiedlicher Höhe anteilmässig reduziert werden. Kurze Belastungskollektive werden zu längeren Teilfolgen zusammengefasst. Damit wird für die Versuchsführung ein Optimum zwischen Pulsieren auf gleicher Laststufe und Regellosigkeit erreicht.

9.6 Geometrie- und Bauteileinflüsse: Gestaltfestigkeit

Wurden bisher ausschliesslich Proben mit homogener Spannungsverteilung betrachtet, haben Bauteile ortsveränderliche Spannungen, wie Fig. 9.22 zeigt.

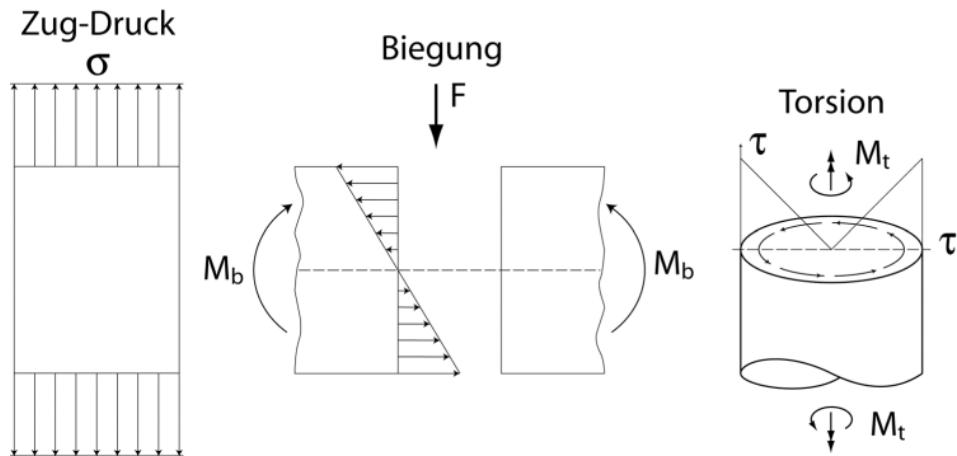


Fig. 9.22.: Belastungen, die zu ortsveränderlichen Spannungen führen

Kerbwirkung, Stützwirkung

Die Biegung wie auch die Torsion liefern eine von innen nach aussen ansteigende Beanspruchung. Speziell aber in Kerben, d.h. sehr lokalen Geometrieveränderungen, engen Radien,... steigen die Spannungen häufig auf sehr hohe Werte (Vgl. Fig. 9.23). Diese überschreiten die nominellen Spannungen, die sich aus „Kraft durch Referenzfläche“ berechnen, um ein Mehrfaches. Man bezeichnet diese Beobachtung als *Kerbwirkung*. Je schroffer andererseits der Spannungsanstieg, desto eher tragen angrenzende Bereiche mit. Man nennt dies *Stützwirkung*. Die Kunst besteht darin, die Beanspruchungen in realen Bauteilgeometrien auf die Verhältnisse am genormten Probekörper, für den die Werkstoffversuche durchgeführt wurden, umzurechnen.

Gestalt- festigkeit

Als *Gestaltfestigkeit* bezeichnet man die dynamische Festigkeit eines Bauteils beliebiger Gestalt (Grösse, Form, Oberfläche) und ungleichförmiger Belastung. Am Ende einer Auslegungsrechnung ist die Festigkeitsbedingung abzuprüfen, d.h. ob die Beanspruchungen kleiner bleiben als der Gestaltfestigkeitswert.

Der Kerbfaktor / Formfaktor charakterisiert die Kerbwirkung

α_k : Formfaktor:
Einfluss der Kerbe
auf das
Spannungsfeld

Beanspruchung:

$$\alpha_k = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n}$$

σ_n : Nennspannung

α_k : Formfaktor

$$\sigma_n = F/A_n$$

K_w : Einfluss der Kerbe
auf die
Wechselfestigkeit

Festigkeit

$$K_w = \frac{\sigma_w}{\sigma_{wk}}$$
 (ohne Kerbe)
(mit Kerbe)

K_w : dynam. Kerbfaktor

σ_{wk} : Gestaltfestigkeit

$$1. \quad \alpha_k > 1, K_w < 1$$

$$2. \quad \sigma_B \uparrow \rightarrow K_w \uparrow$$

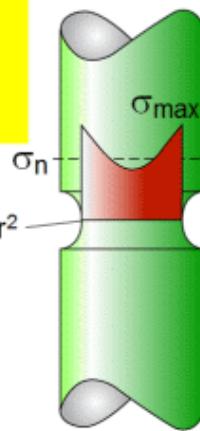


Fig. 9.23.: Kerbwirkung: Spannungsüberhöhung im Kerbgrund (ohne Größeneinfluss und Oberflächeneinfluss)

Methode mit Kerbspannungen, Formzahlen und Kerbstützfaktoren

Formzahlen Zur Berücksichtigung der Kerbwirkung werden sog. *Formzahlen* α_k eingeführt. Diese beziehen die maximalen Spannungen auf die Nennspannung, die i.d.R. als Kraft F pro engster Fläche A_0 definiert ist. Die Formfaktoren sind Ergebnisse einer analytischen Lösung der Gleichungen der Elastizitätstheorie in der Umgebung der Kerbstelle, der *Neuberschen Kerbspannungslehre*. Sie sind in einschlägigen Handbüchern zur Dimensionierung in Form von Diagrammen ähnlich Fig. 9.24 angegeben. Vgl. Niemann [11]. Ebenfalls können die Formzahlen durch numerische Berechnung ermittelt werden. Spannungswert am Ort der höchsten Spannung (vgl. Fig. 9.23)

$$\sigma_{max} = \alpha_k \cdot \sigma_n \quad (9.20)$$

wo die Nennspannung definiert ist als

$$\sigma_n(t) = \frac{F(t)}{A_n} \quad (9.21)$$

Bei zeitlich sinusförmigem Kraftverlauf werden die Nennwerte der wirkenden Oberspannung, der wirkenden Mittelspannung und des wirkenden Spannungsausschlages mit der Formzahl multipliziert, um Kerboberspannung, Kerbmittelspannung und Kerbspannungs-

ausschlag am Ort höchster Spannung zu berechnen:

$$\sigma_{k0} = \alpha_k \cdot \sigma_{n0} \quad (9.22)$$

$$\sigma_{km} = \alpha_k \cdot \sigma_{nm} \quad (9.23)$$

$$\sigma_{ka} = \alpha_k \cdot \sigma_{na} \quad (9.24)$$

σ_{k0} ist der örtliche und zeitliche Maximalwert der Zugspannung im betrachteten Querschnitt.

Fig. 9.24 zeigt beispielhaft Formzahlen für eine im Maschinenbau häufige Geometrie, nämlich einen Wellenabsatz und unterschiedliche Belastungsarten. Die Formzahlen werden immer grösser, je kleiner der Übergangsradius und je grösser der Durchmesserunterschied ist.

Wechsel-festigkeits-verhältnis Diese Beanspruchungsgrössen müssen mit Festigkeitswerten aus einem Gestaltfestigkeitsschaubild verglichen werden, welches genauso aus Gestaltwechselfestigkeiten und Bruch- und Fließspannungen konstruiert werden muss. Auf der Seite der Materialfestigkeit wird aus der *Zug-Druck-Wechselfestigkeit* σ_W durch Berücksichtigung des *Oberflächeneinflusses* b_s und des *Grösseneinflusses* b_0 sowie der *Stützwirkung* über das *Wechselfestigkeitsverhältnis* δ_{Wk} die *Gestaltwechselfestigkeit* σ_{Wk} berechnet:

Gestalt-wechsel-festigkeit

$$\sigma_{Wk} = b_0 \cdot b_s \cdot \delta_{Wk} \cdot \sigma_W \quad (9.25)$$

Grössen-faktor Dabei berücksichtigt der Grössenfaktor b_0 nach Tabelle 9.1, dass grössere Bauteile einfach aufgrund der höheren Wahrscheinlichkeit für Schwachstellen (Inhomogenitäten, Poren, Mikrorisse, bewegliche Versetzungen) wechselnde Spannungen schlechter ertragen als kleine Bauteile.

d [mm]	10	20	40	60	80	100	200	300
b_0	1.0	0.94	0.88	0.85	0.82	0.80	0.75	0.72

Tab. 9.2.: Grösseneinflussfaktor b_0

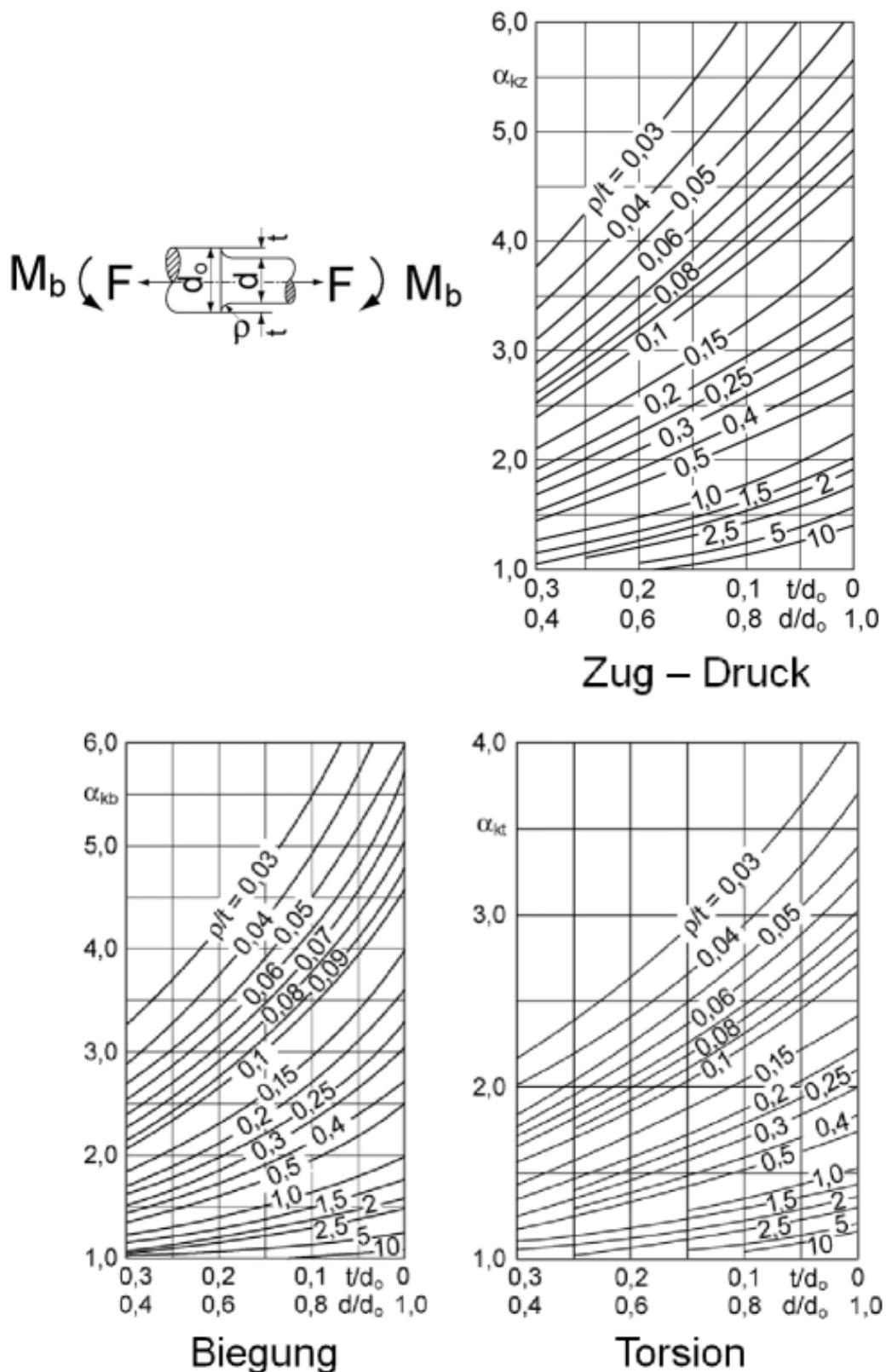


Fig. 9.24.: Formzahlen für einen Wellenabsatz und unterschiedliche Belastungen. Nominaldurchmesser ist d

Oberflächenfaktor Der Oberflächenfaktor b_s nach Fig 9.25 berücksichtigt, dass rauhe Oberflächen die Rissinitiierung erleichtern, also wie Mikrokerben wirken.

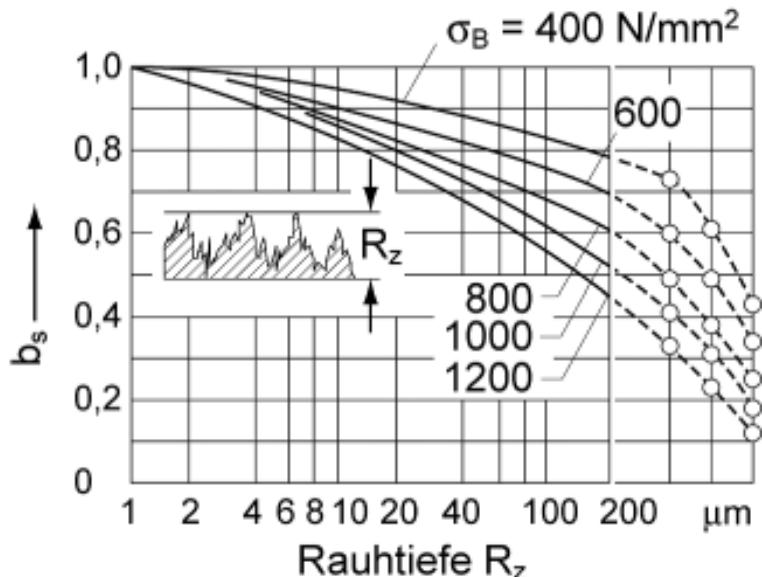


Fig. 9.25.: Oberflächenfaktor b_s

Der *Oberflächenfaktor* wird umso kleiner, je spröder das Material ist, da dann Spannungsspitzen schlechter durch plastische Verformung abgebaut werden können. Zum Vergleich: $R_z = 1 \mu\text{m}$ und damit $b_s = 1$ konnte lange Zeit nur durch Schleif- und Polierverfahren sowie erosionstechnisch erzeugt werden. Seit geraumer Zeit ist dies auch durch Präzisionsdrehen bzw. -Fräsen möglich. $R_z = 10 \mu\text{m}$ erreichen alle spanenden Verfahren mit Ausnahme des Bohrens, welches deutlich schlechter ist. Zudem wird diese Oberflächenqualität auch durch Gussverfahren und durch Schmiedeverfahren verfehlt.

Die *Stützwirkung* ist auf zweierlei Art zu berücksichtigen, nämlich einmal als *statische Stützwirkung*, die für das Gestaltfestigkeitsschaubild die Bruch- und Fliessspannung beeinflusst, zum anderen über das Wechselfestigkeitsverhältnis δ_{Wk} zur Erhöhung der *Kerbwechselfestigkeit*. Diese ist gemäss Fig. 9.26 immer eine Funktion des bezogenen Spannungsgefälles und des Materials, speziell dessen Duktilität:

$$\delta_{Wk} = f(\chi_k, \text{Material})$$

$$\chi_k = \frac{1}{\sigma_{max}} \cdot \left. \frac{d\sigma}{dr} \right|_{\sigma_{max}} \quad (9.26)$$

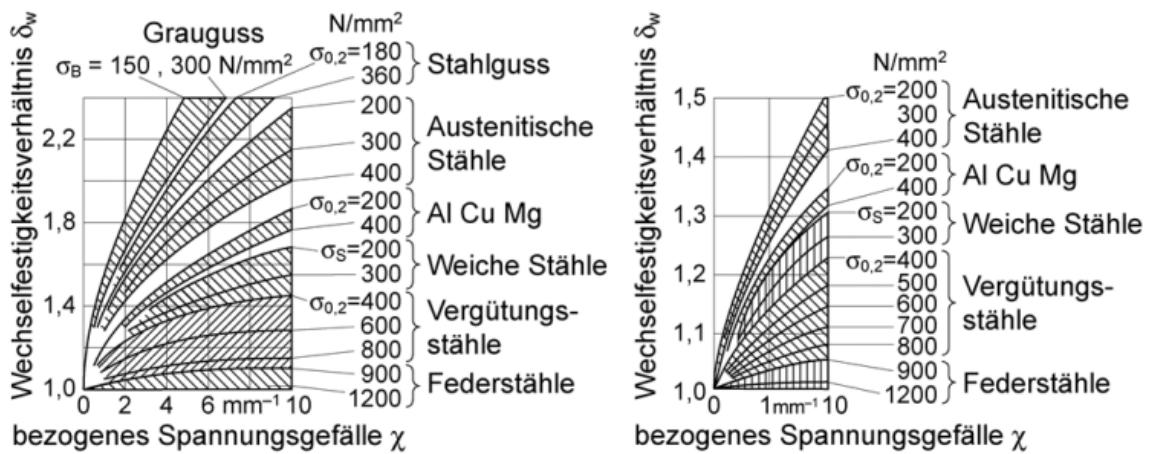


Fig. 9.26.: Wechselfestigkeitsverhältnis δ_{Wk} als Funktion von Material und bezogenem Spannungsgefälle

Die Berücksichtigung der statischen Stützwirkung im Gestaltfestigkeitsdiagramm erfolgt über den *statischen Kerbstützfaktor* ν_{Sk} (nū):

$$\sigma_{Bk} = \nu_{Sk} \cdot \sigma_B \quad (9.27)$$

$$\sigma_{Sk} = \nu_{Sk} \cdot \sigma_S \quad (9.28)$$

Auch der statische Kerbstützfaktor sinkt mit zunehmender Fließspannung und steigt mit zunehmender Steilheit der Spannungsüberhöhung. Er lässt sich nach folgender Formel berechnen:

$$\nu_{Sk} = 1 + 0.75 \left((c \cdot \alpha_k - 1) \cdot \sqrt[4]{\frac{300[N/mm^2]}{\sigma_S}} \right) \quad (9.29)$$

Die Grösse c ist abhängig von der Belastungsart, vgl. Tab.9.3 .

Statischer Kerbstützfaktor c, Wert	Beanspruchungsart
1	Zug-Druck
1.7	Biegung Rundstab
1.5	Biegung Flachstab
1.3	Torsion Rundstab (σ_S durch τ_F ersetzen)

Tab. 9.3.: Statischer Kerbstützfaktor c, abhängig von Belastungsart

Mit den Festigkeitswerten σ_{Wk} , σ_{Bk} und σ_{Sk} aus den Gleichungen (9.25), (9.29) und (9.30) wird gemäss Fig. 9.13 das Gestaltfestigkeitsdiagramm, d.h. ein Smithdiagramm für ein Bauteil, gezeichnet.

Festigkeitsbedingungen

Festigkeitsbedingungen Die Auswertung der *Festigkeitsbedingungen* schliesst die Dimensionierung ab. *Betriebsfaktoren* C_B berücksichtigen die Gefahr der Überlastung, *Sicherheitsfaktoren* S_i die Unsicherheiten in der Rechnung und der Lastannahme. σ_A ist dabei die aus dem Gestaltfestigkeitsdiagramm zur Mittelspannung σ_m gefundene zulässige Ausschlagsspannung.

Die nach elastischer Theorie ermittelten Spannungsspitzen werden mit den um die Kerbstützfaktoren erhöhten Festigkeitswerten verglichen.

Sicherheit gegen Bruch:

$$\sigma_{kmax} < \sigma_{Bkzul} = \frac{\sigma_{Bk}}{C_B S_B}, \quad S_B = 2.0 \dots (4.0) \quad (9.30)$$

Sicherheit gegen plastisches Fliessen:

$$\sigma_{kmax} < \sigma_{Skzul} = \frac{\sigma_{Sk}}{C_B S_F}, \quad S_F = 2.0 \dots (4.0) \quad (9.31)$$

Sicherheit gegen Ermüden:

$$\sigma_{ka} < \sigma_{Akzul} = \frac{\sigma_{Ak}}{C_B S_D}, \quad S_D = 2.0 \dots (4.0) \quad (9.32)$$

wobei $\sigma_{Ak} = \sigma_{Ok} - \sigma_{km}$ an der Stelle σ_{km} aus dem Gestaltfestigkeitsdiagramm abgelesen wird.

Methode mit Nennspannungen und Kerbwirkungszahl β_k

Kerbwirkungszahl Nicht für jede Geometrie lässt sich eine geschlossene Lösung der Gleichungen der Elastizitätstheorie angeben. Dann sind die Formzahlen und das bezogene Spannungsgefälle nicht bekannt. Typisches Beispiel hierfür ist die Passfedernut in einer Welle. Dann fasst man die Stützwirkung mit den Formzahlen zusammen zur *Kerbwirkungszahl* β_k .

Dann werden als wirkende Spannungen nur die Nennspannungen verwendet, das Gestaltfestigkeitsdiagramm berücksichtigt keine Stützwerte für die Fliessspannung und die Bruchspannung und die Gestaltwechselfestigkeit zur Konstruktion des Gestaltfestigkeitsdiagramms berechnet sich aus:

$$\sigma_{WK} = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \cdot \sigma_W \quad (9.33)$$

$$\sigma_{SK} = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \cdot \sigma_S \quad (9.34)$$

$$\sigma_{BK} = b_0 b_s \frac{1}{\beta_k} \cdot \sigma_B \quad (9.35)$$

Mit diesen Festigkeitswerten wird nach Fig. 9.13 das Gestalfestigkeitsdiagramm, d.h. ein Smithdiagramm für ein Bauteil, gezeichnet.

Die Kerbwirkungszahlen werden zumeist experimentell ermittelt. Sie sind, da der Materialeinfluss nicht detailliert erfasst wurde, mit deutlich grösseren Sicherheiten beaufschlagt. Folgende Werte können in der Literatur gefunden werden (Tab. 9.3).

Geometrie	Torsion β_{kt}	Biegung β_{kb}
Welle mit Passfedernut	2.1	1.7
Vielkeilprofil	2.7	1.3
Ringfederspannelement	1.7	2.0

Tab. 9.4.: Kerbwirkungszahlen

Festigkeitsbedingungen

Die Nennspannungen werden mit den um die Kerbwirkungszahlen reduzierten Festigkeitswerten verglichen.

Sicherheit gegen Bruch:

$$\sigma_{no} < \sigma_{BKzul} = \frac{\sigma_{BK}}{C_B S_B} ; \quad S_B = 2.0 \dots (4.0) \quad (9.36)$$

Sicherheit gegen plastisches Fließen:

$$\sigma_{no} < \sigma_{SKzul} = \frac{\sigma_{SK}}{C_B S_F} ; \quad S_F = 1.2 \dots 2.0 \quad (9.37)$$

Sicherheit gegen Ermüden:

$$\sigma_{na} < \sigma_{AKzul} = \frac{\sigma_{AK}}{C_B S_D} ; \quad S_D = 1.5 \dots 3.0 \quad (9.38)$$

wobei $\sigma_{AK} = \sigma_{OK} - \sigma_{nm}$ an der Stelle σ_{nm} aus dem Gestalfestigkeitsdiagramm abgelesen wird.

Beispiele von Werten von Betriebsfaktoren C_B zur Berücksichtigung der Überlastungsgefahr durch Trägheitskräfte, statische Überlastung etc.:

$C_B = 1$ für Dampfturbinen, Elektromotoren

$C_B = 2,0 \dots 2,5$ Schmiedepressen, Hämmer

Bemerkungen

1. Die Temperatur beeinflusst auch die dynamischen Festigkeiten, wie Fig. 9.29 für verschiedene Materialien zeigt.
2. Die Überlagerung von Reibung in der Zone maximaler Spannung, z.B. durch angrenzende Maschinenelemente, vermindert die Dauerfestigkeit erheblich. Vgl. Fig. 9.28
3. Ein dynamisches Festigkeitsproblem lässt sich häufig nicht durch die Verwendung höherfester Werkstoffe lösen, da damit die Stützwirkung verringert wird. Dynamische Festigkeitsprobleme bedürfen der konstruktiven Überarbeitung, der Oberflächenverbesserung, des Einbringens von Oberflächendruckspannungen z.B. durch Rollieren, Kugelstrahlen, Oberflächenhärten (Vgl. Fig. 9.27, 9.28). Oberflächenhärten erfolgt durch Eindiffusion von interstitiellen Atomen (C, N) und anschliessendes Abschrecken. Zu beachten ist, dass die Bestrahlung dauerfestigkeitsmindernd wirkt, wenn das Strahlmedium abrasiv ist. Dann entstehen Rauhigkeiten und Kerben an der Oberfläche.
4. Generell sind weiche Übergänge, grosse Übergangsradien, Verringerung der Steifigkeitsunterschiede wirkungsvolle Massnahmen. Entlastungskerben können durch weiche Übergänge einen funktionell erforderlichen scharfen Kerb abmildern. Vgl. Fig. 9.31.
5. Für eine dynamische Auslegung sind alle Lasten zu beachten. Eine vergessene statische Last, z.B. Eigenspannungen, wie sie in Schweißkonstruktionen oder Gussteilen vorkommen, kann zum Versagen führen. Genauso werden häufig Eigenschwingungen der Bauteile (z.B. bei im Normalfall auf Fliehkraft beanspruchten Turbinenschaufeln) vergessen.
6. Eine gute Dimensionierung geht an die Grenzen der Belastbarkeit. Generell zu grosszügige Auslegungen sind wirtschaftlich nicht tragbar.
7. Zeitfeste Auslegungen benötigen Inspektionsmöglichkeiten der kritischen Stellen (auf Zug beanspruchte Kerbstellen).
8. Zugspannungen sind immer gefährlicher als Druckspannungen.
9. Korrosiver Angriff vermindert über die Verschlechterung der Oberfläche die Dauerfestigkeit. Durch Spannungsrikkorrasion, eine synergetische Materialzerstörung aus Spannungskonzentrationen und chemischem Angriff ist häufig nur eine zeitfeste Auslegung möglich.

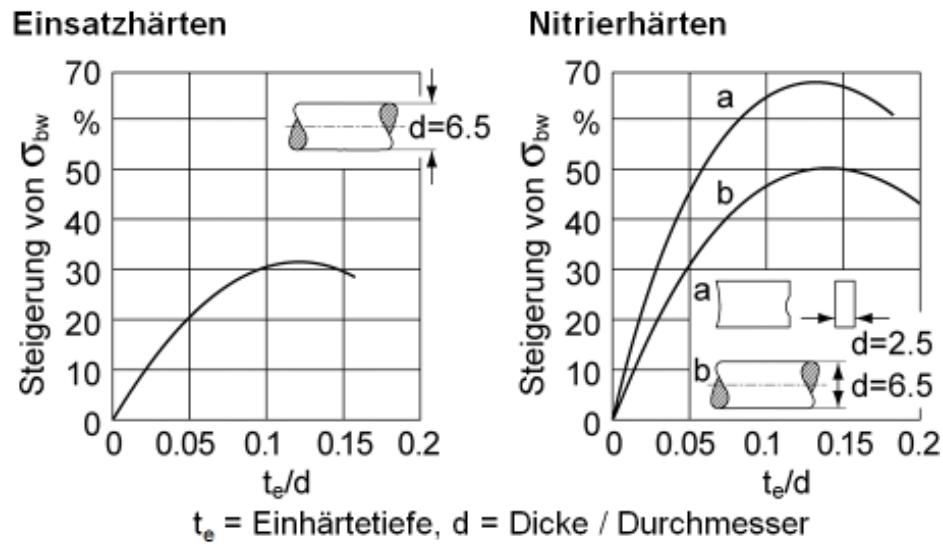


Fig. 9.27.: Veränderung der Biegeweichselfestigkeit runder Wellen durch Einsatz- und Nitrierhärten in Abhängigkeit von der Einhärtetiefe t_e . d = Dicke bzw. Durchmesser

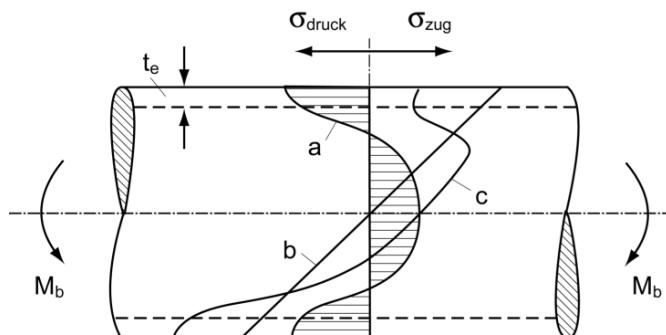


Fig. 9.28.: Verringerung der Zugspannungen in der Oberfläche einer Welle durch Aufbringen von Druckeigenspannungen z.B. durch Kugelstrahlen

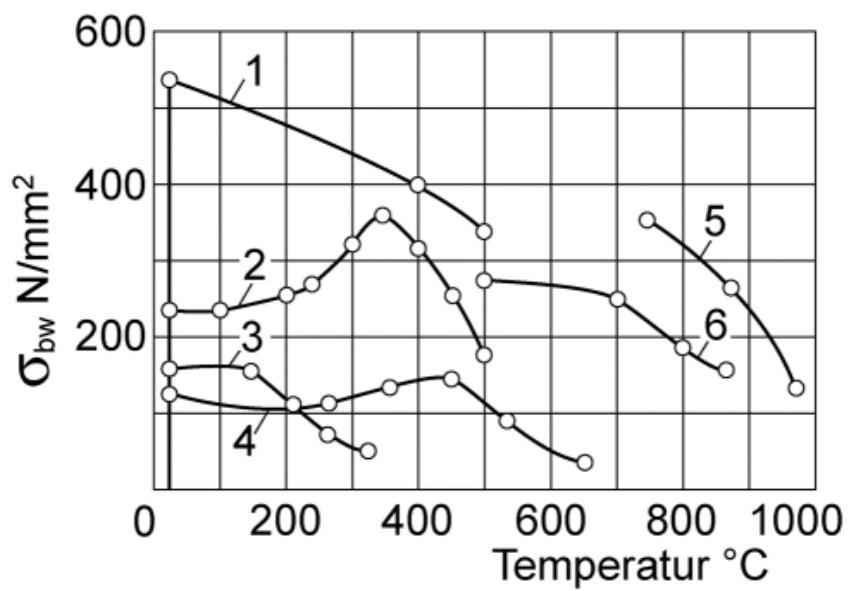


Fig. 9.29.: Temperatureinfluss auf die Biegewechselfestigkeit von verschiedenen Materialien: 1: Titan-Legierung Hylite 50; 2: 0.17% C - Stahl; 3: Al - Cu - Legierung; 4: Hochfestes Gusseisen; 5: Nimonic 105; 6: Aust. Ni-Cr-Mo-Stahl

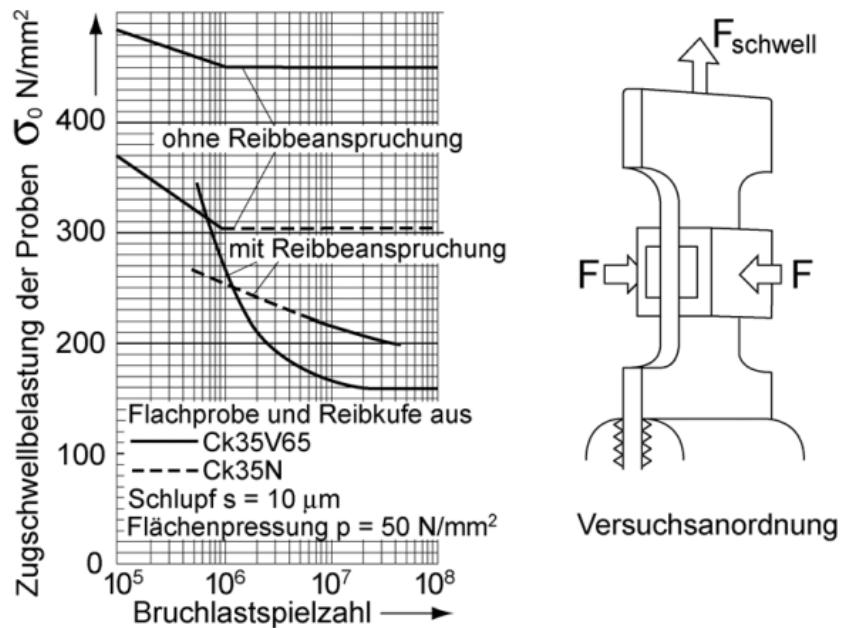


Fig. 9.30.: Prinzipversuch zum Einfluss überlagerter Reibung auf die Dauerfestigkeit. Bruchlastspielzahl abhängig von Zug-schwellbelastung

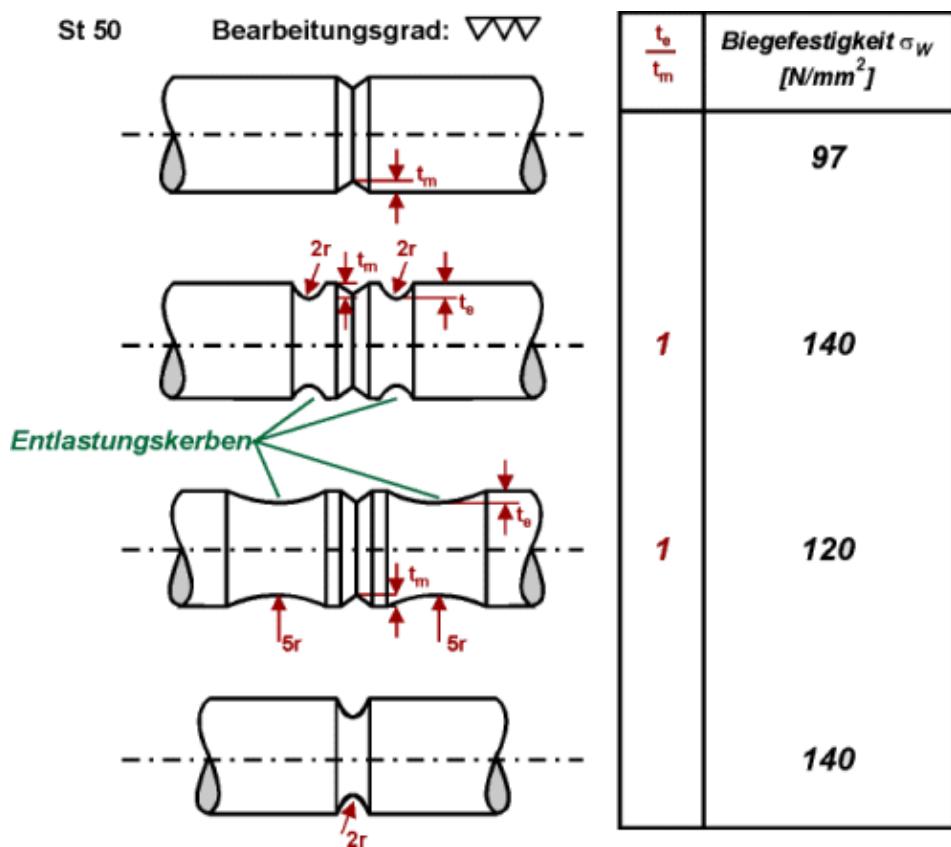


Fig. 9.31.: Einfluss der Kerbform auf die Biegeweichsfestigkeit

Tabelle 9.5 zeigt eine Analyse der Luftfahrtämter zu Versagensfällen an fliegendem Material.

35%	Gewaltbruch und Korrosion		
65%	Schwingbruch, davon		
	50%	Konstruktionsfehler, davon	
		80%	Kerben, Steifigkeitssprünge
	25%	Betrieb, Wartung und unsachgemäße Reparatur	
	15%	Fertigung	
	7%	Ungeklärt	
	3%	Werkstoff Innenrisse, Lunker, Einschlüsse	

Tab. 9.5.: Analyse der Luftfahrtämter über Schadensursachen an fliegendem Material nach Lange [4]

9.7 Werkstoffkundliche Grundlagen des Ermüdungsbruchs

HCF - Bereich

Schädigungsvorgänge Allgemein ist es üblich, die Schädigungsvorgänge bei schwingender Beanspruchung in die vier Stadien

- A. Lokalisierung, Verfestigung
- B. Risskeimbildung (entspricht der Schadenslinie)
- C. Stabile Rissausbreitung
- D. Instabile Rissausbreitung

einzuteilen.

In Fig. 9.32 sind mit A, B, C und D die charakteristischen Ermüdungsstadien eingezeichnet.

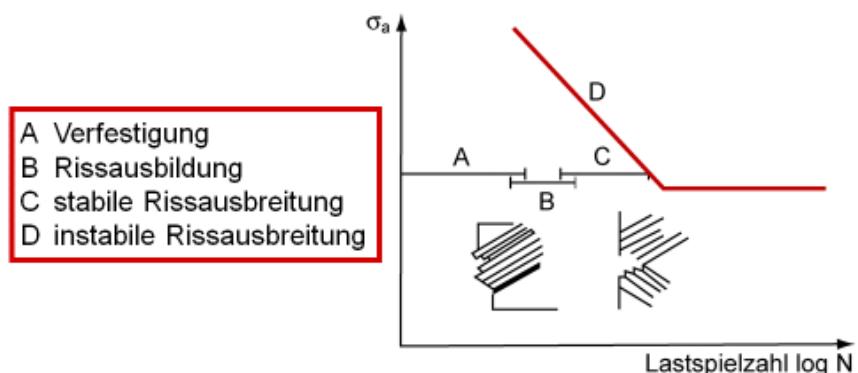


Fig. 9.32.: Rissbildung bei Wechselbelastung

Bereich A:

Da die Spannung unterhalb der Fließgrenze liegt, wird die Lebensdauer im wesentlichen durch den Vorgang der Rissentstehung bestimmt. Auch wenn die Belastung innerhalb des elastischen Bereichs stattfindet, werden Versetzungen gebildet und vor Hindernissen aufgestaut, das Material verfestigt sich. Diese Versetzungen werden durch die wechselnden Belastungen hin- und hergetrieben, ohne dass dabei eine makroskopisch erkennbare plastische Dehnung entsteht. Dabei wird die Verteilung der Versetzungen zunehmend inhomogen.

Persistente Gleitbänder Durch Gefügeinhomogenitäten, z.B. durch lokale Spannungskonzentrationen oder durch lokal überhöhten Anteil beweglicher Versetzungen kommt es dabei innerhalb der Körner zu sog. *persistenten Gleitbändern*, d.h. „freigeräumten Gleitbahnen“, die über eine Vielzahl von Lastspielen verfestigungsfrei aktiv sind und auf denen sich

die gesamte Gleitverformung durch inhomogene Verfestigung lokalisiert (Vgl. Fig. 9.33).

Bereich B:

Extrusionen Dennoch sind mit Zunahme der Lastspielzahl die Bewegungen vorwärts und rückwärts in einem solchen Gleitband auf unterschiedlichen Gleitebenen unterschiedlich gut möglich und so entstehen in oberflächennahen Körnern am Austritt der Gleitbänder *Extrusionen* und *Intrusionen* nach Fig. 9.33. Dabei wird an einer Seite des Gleitbandes Material herausgedrückt und beim Zurückgleiten diese an der anderen Seite wieder eingezogen. Dies sind die ersten Risskeime, die natürlich aufgrund ihrer sehr scharfen Begrenzung wiederum durch die Kerbwirkung zu Spannungsüberhöhungen führen. Weitere Risskeime entstehen durch
Intrusionen

- Inkompatible Verformung benachbarter Körner
- Debonding von harten Einschlüssen
- Brechen harter Einschlüsse.

Den Gefügeinhomogenitäten werden die äusseren Einflüsse durch Oberflächenrauhigkeiten, Kerben usw. überlagert, die das Risikopotential der Lokalisierung an diesen Stellen massiv erhöhen, weshalb makroskopisch die Initiierung des Anisses deterministisch erscheint.

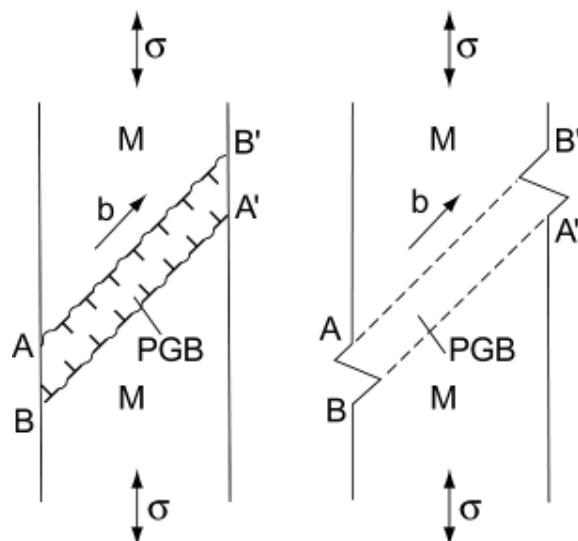


Fig. 9.33.: Persistente Gleitbänder und Ausbildung von Extrusionen und Intrusionen als Reaktionskette zur Risskeimbildung

Bereich C:

Ein Riss geht letztlich immer von einem solchen Ort der Spannungskonzentration, d.h. in dieser Reihenfolge an makroskopischen Kerben (auch Lunker und Schweißbindefehler), an Oberflächen, an Einschlüssen im Gefüge (harte Partikel) an nicht im Gefüge erkennbaren Inhomogenitäten, aus und wächst – zunächst langsam, dann schneller – bis zum Versagen des Werkstücks.

Stabile Rissausbreitung

Von stabiler Rissausbreitung spricht man, wenn der Riss pro Zyklus um einen kleinen Betrag länger wird. Die Verlängerung kann nach dem ersten Risskeim durch die Aktivierung mehrerer Gleitsysteme wie in Fig. 9.35 gezeigt erfolgen. Der Riss folgt innerhalb der ersten Bruchteile eines Millimeters der 45° -Linie der Gleitbänder.

Schwingungsstreifen, Ripples

Wenn ein makroskopischer Riss entsteht, wird durch das plastische Öffnen und anschliessende Schliessen nach Fig. 9.38 ein charakteristisches Muster auf der Bruchfläche erzeugt, die sog. *Schwingungsstreifen* (Ripples), die aber nur mit dem Rasterelektronenmikroskop erkennbar sind und gemäss Fig. 9.37 eindeutig mit Ausschlagsspannungen korreliert sind. Grössere Ausschlagsspannungen ergeben grössere Abstände zwischen den Schwingungsstreifen und damit schnelleres Risswachstum.

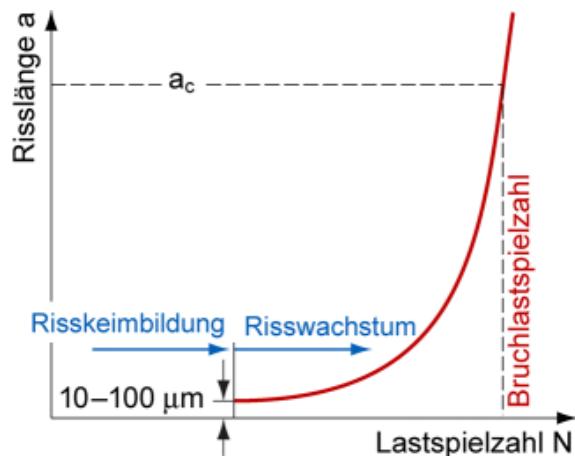


Fig. 9.34.: Typischer Verlauf der Risslänge über der Lastspielzahl

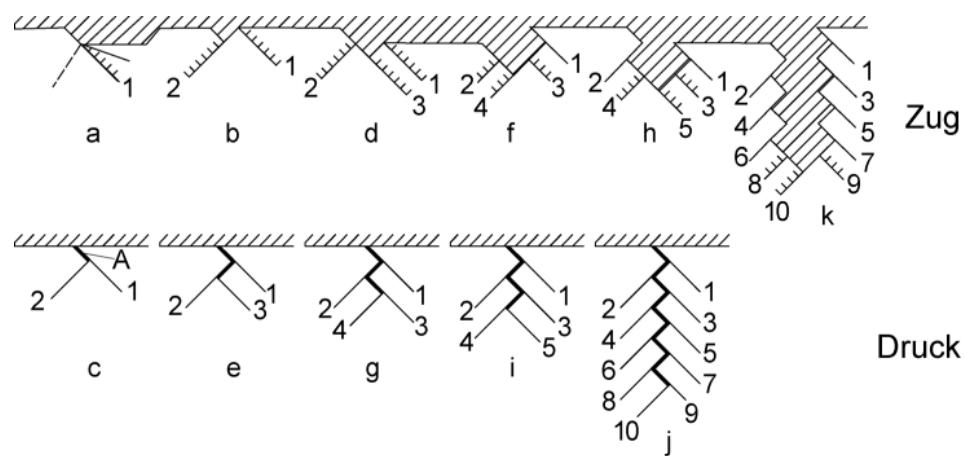


Fig. 9.35.: Anfängliches Risswachstum durch Aktivierung mehrerer Gleitsysteme

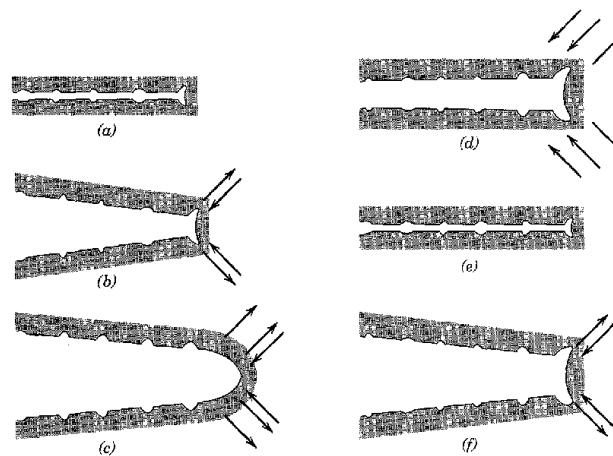


Fig. 9.36.: Modell für die Entstehung von Schwingungsstreifen bei der stabilen Rissausbreitung

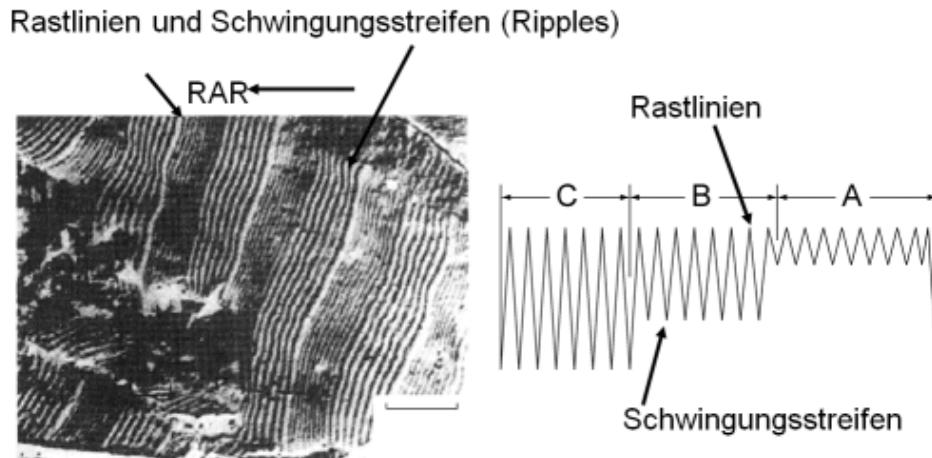
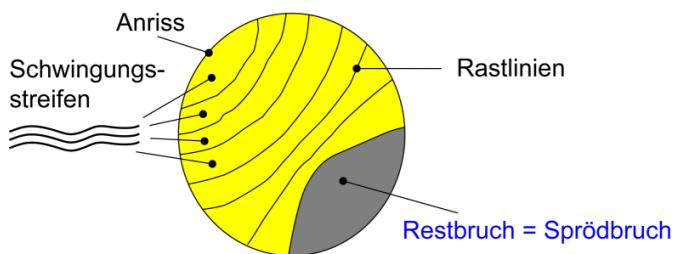


Fig. 9.37.: Korrelation der Schwingungsstreifen mit den Lastzyklen und den Ausschlagsspannungen Lange [4]

Rastlinien Neben den Schwingungsstreifen weist die Ermüdungsbruchfläche sog. *Rastlinien* auf (Siehe Fig. 9.38), an denen sich die Farbtönung der Bruchfläche ändert. Diese entstehen durch Betriebspausen und unterschiedlich starke Oxidation je nach Entstehungszeit der neuen Oberfläche. Sie sind etwa senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung angeordnet und umschließen so die Stelle der Rissinitiierung, womit man Rückschlüsse sowohl auf die Beanspruchungsart als auch den Rissursprung erhält (Vgl. Fig. 9.38 und 9.39). Die Rastlinien sind nur hinreichende Bedingungen und gut ausgeprägt bei Stahlwerkstoffen, fehlen dagegen immer bei Aluminiumlegierungen.



Schwingungsstreifen: Rissverlängerung je Lastwechsel
 Rastlinien: kennzeichnen Betriebsperioden
 Interferenzfarben, Oксidschicht
 Rauhigkeitsänderungen durch Änderung Lastamplitude

Fig. 9.38.: Aussehen der Ermüdungsbruchfläche mit Anriss, Rastlinien, Schwingungsstreifen und Restbruchfläche

		Grundformen von Schwingbruchflächen					
		Hohe Nennspannung			Niedrige Nennspannung		
		lokaler Kerb	umlauf. Rundkerb	umlauf. Spitzkerb	lokaler Kerb	umlauf. Rundkerb	umlauf. Spitzkerb
Zug (Zug-Druck)							
einseitige Biegung							
doppelseitige Biegung							
umlaufende Biegung							
Torsion		Grundform					

Fig. 9.39.: Grundformen des Schwingbruchs und Charakterisierung nach Belastungsart, Nennspannung und Kerbwirkung nach Lange [4]

Bereich D:

Instabiles Risswachstum Durch die stabile Rissausbreitung verändert sich die Belastung auf den Restquerschnitt, was an der Wöhler-Linie dazu führt, dass der Riss in nur einem Lastmaximum den gesamten Restquerschnitt durchtrennt. Dies nennt man *instabiles Risswachstum*, da nach der Initiierung der Riss nicht mehr gestoppt werden kann. Fig. 9.34 zeigt, dass das Risswachstum nicht schlagartig instabil wird, sondern mit zunehmender Risslänge auf den Instabilitätspunkt exponentiell anwächst.

Anhand der Grösse der Restbruchfläche kann qualitativ auf die Grösse der Nennspannung geschlossen werden. Große Restbruchfläche bedeutet hohe Nennspannung. Des weiteren kann abgelesen werden wie stark die Kerbwirkung ausgeprägt ist. Hohe Kerbwirkung lässt den Riss im Bereich der Kerbe vorlaufen.

Charakteristisch für den Schwingbruch ist demnach:

- fein strukturierte Rissfläche und rauher Restbruch als überwiegend spröder Gewaltbruch
- Bruchfläche überwiegend senkrecht zur Hauptzugrichtung

- fehlende makroskopische Verformung
- Rastlinien im Bereich des Schwingungsrisses (können fehlen)

Ermüdungsfeste Werkstoffe

1. hohe Zähigkeit
2. niedrige Stapelfehlerenergie (grössere Verfestigung, geringere Lokalisierungsneigung, Zellbildung statt persistente Gleitbänder)
3. feine Gleitverteilung (Intrusionen, Extrusionen)
4. fehlerfreie Oberflächenschichten (Risse gehen von der Oberfläche aus)
5. Oberflächenschichten unter Druckspannungen
6. Porenfreier Werkstoff, Durchschmieden zur Verschliessung von Poren

LCF-Bereich

Im LCF-Bereich führt die plastische Verformung des Bauteils schnell zur Aufrauhung der Oberfläche, wobei sich nach und nach an den Austrittsstellen stark aktivierter Versetzungsgleitebenen Risse bilden können. Diese folgen zunächst der Gleitebene, verlaufen also unter 45° zur Hauptzugspannung (Fig. 9.40), um schliesslich senkrecht zur Richtung maximaler Zugspannungen unabhängig von der Gleitebene fortzuschreiten.



Fig. 9.40.: Risseinleitung bei Niedriglastspielzahl-Ermüdung; nach der Einleitungsphase wachsen die Risse senkrecht zur Richtung maximaler Zugspannungen.

Kap. A Anhang

		Perioden (n)																	
		Gruppen																	
		Periodensystem																	
		Perioden (n)																	
		IA	IIA	III A/B	IV A/B	V A	VI A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	VII A	
1		1 H -253	2 Li -259	3 Be -270	4 B -277	5 C -2030	6 N -196	7 O -183	8 F -188	9 Ne -220	10 F -246	11 Ne -249	12 He -269	13 Ar -270	14 Cl -186	15 Cl -189	16 S -35	17 S -101	18 Ar -189
2		1330	109	1277	-	14 Si -210	15 P -210	16 S -219	17 S -219	18 Ar -220	19 F -220	20 Ne -220	21 He -220	22 Ne -220	23 Ne -220	24 Ne -220	25 Ne -220	26 Ne -220	27 Ne -220
3		12 Na 892	1107	13 Mg 650	14 Al 650	15 Si 660	16 P 660	17 S 660	18 S 660	19 Br 660	20 Br 660	21 Br 660	22 Kr 660	23 Kr 660	24 Kr 660	25 Kr 660	26 Kr 660	27 Kr 660	28 Kr 660
		Übergangsmetalle																	
		21 Sc 45	22 Ti 51	23 V 52	24 Cr 53	25 Mn 55	26 Fe 56	27 Co 59	28 Ni 59	29 Cu 63	30 Zn 68	31 Ga 70	32 Ge 73	33 As 75	34 Se 79	35 Br 80	36 Kr 84	37 Ar 84	38 Kr 84
4		19 K 760	20 Ca 1440	21 Sc 2730	22 Ti 3260	23 V 3450	24 Cr 2665	25 Mn 2150	26 Fe 3000	27 Co 2900	28 Ni 2730	29 Cu 2595	30 Zn 906	31 Ga 2237	32 Ge 2830	33 As 937	34 Se 817	35 Br 217	36 Kr 7
5		37 Rb 688	38 Sr 1380	39 Y 2927	40 Zr 1668	41 Nb 1900	42 Mo 1245	43 Tc 1495	44 Ru 1453	45 Rh 102	46 Os 4900	47 Pd 4500	48 Cd 2210	49 Ag 765	50 In 2000	51 Sb 119	52 Te 128	53 I 127	54 Xe 183
6		55 Cs 133	56 Ba 1640	57 La 3470	58 Sr 1509	59 Ta 1852	60 W 2415	61 Re 2610	62 Os 2200	63 Os 2500	64 Ir 1966	65 Pt 1552	66 Pd 961	67 Cd 321	68 Te 156	69 Sb 232	70 Te 631	71 I 450	72 At 114
7		87 Fr 223	88 Ra 226	89 Ac 227	90 Nd 1050	91 Pr -	92 Sm -	93 Eu -	94 Tb -	95 Dy -	96 Gd -	97 Tb -	98 Tb -	99 Tb -	100 Tb -	101 Tb -	102 Tb -	103 Tb -	
		Erdmetalle																	
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 175	119 Lu 175	120 Lu 175	121 Lu 175
		104 Lu 175	105 Lu 175	106 Lu 175	107 Lu 175	108 Lu 175	109 Lu 175	110 Lu 175	111 Lu 175	112 Lu 175	113 Lu 175	114 Lu 175	115 Lu 175	116 Lu 175	117 Lu 175	118 Lu 17			

Literaturverzeichnis

- [1] BRENNER, B. ; GNANN, R.A. ; LYNEN, Th. ; DUSCHEK, C. u. a. ; DDKL (Hrsg.): *Induktiv unterstuetztes Laserstrahlschweissen von Antriebswellen fuer Automobile.* LAF 97. 3. Laseranwendungsforum Braunschweig, 1997
- [2] BROICHHAUSEN, J.: *Schadenskunde.* Carl Hanser Verlag, 1985
- [3] CALLISTER, W.D.: *Materials Science and Engineering.* John Wiley & Sons, 6.Aufl. 2003
- [4] SCHULZE, G. ; FRITZ, A. H.: *Fertigungstechnik.* VDI/Springer Verlag, 2004
- [5] HEISER, M.: *Scherbruch in Aluminium-Magnesium-Legierungen infolge lokaler plastischer Instabilitaet.* TU Braunschweig, 1989
- [6] HORNBogen, E.: *Werkstoffe.* Springer Verlag, 2002
- [7] WARLIMONT, H. ; HORNBogen, E.: *Metallkunde.* Springer Verlag, 2001
- [8] SINGER, R.F. ; ILSCHNER, B.: *Werkstoffwissenschaften und Fertigungstechnik.* Springer, 4. Aufl. 2005
- [9] LANGE, G.: *Systematische Beurteilung technischer Schadensfaelle.* Wiley-VCH Verlag, 2001
- [10] MEIER, M.: *Produktinnovation, Vorlesungsskript ETHZ.*
- [11] NIEMANN, G.: *Maschinenelemente. Bd.1.* Springer Verlag, 3.Aufl. 2001
- [12] WOHLFAHRT, H. ; RUGE, J.: *Technologie der Werkstoffe.* Vieweg Verlag, 7. Aufl. 2002
- [13] STOEFERLE, Th. ; SPUR, G.: *Handbuch der Fertigungstechnik.* Carl Hanser Verlag, 1994
- [14] WEGENER, K.: *Zur Berechnung grosser plastischer Deformationen mit einem Stoffgesetz vom Ueberspannungstyp.* Diss. TU Braunschweig, 1991
- [15] WEGST, C.: *Stahlschlüssel.* Verlag Stahlschlüssel, Wegst GmbH, Marbach, 2004
- [16] BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik, Teil 1, Grundlagen.* Hanser Verlag, 5. Auflage, 2003

- [17] BERGMANN, W.: *Werkstofftechnik, Teil 2, Anwendung*. Hanser Verlag, 3. Auflage, 2001