

2 Legierungen

2.0 Überblick

Metallische Werkstoffe begegnen uns überwiegend als Legierungen. Reine Metalle (technisch rein, d. h. mit bestimmten zulässigen Mengen an Verunreinigungen) finden sehr begrenzt, für spezielle Fälle Verwendung. Nachdem im Kapitel 1 die reinen Metalle in ihrem prinzipiellen Aufbau beschrieben und wichtige, daraus abzuleitende Eigenschaften erklärt wurden, wenden wir uns nun der Struktur realer technischer Werkstoffe zu. Neben Metallen können auch Nichtmetalle in Legierungen enthalten sein. Diese spielen für die Eigenschaften teilweise eine große Rolle. Anhand von Zweistofflegierungen wird in diesem Kapitel ein Überblick über den *Legierungsaufbau*, die so genannten *Zustandsdiagramme* und die *Eigenschaften der Legierungen* gegeben.

Sie lernen in diesem Kapitel Zusammenhänge kennen, die für das Verständnis metallurgischer Prozesse (Herstellung der Legierungen), von Aushärtvorgängen bei Leichtmetall-Legierungen, der Wärmebehandlung von Eisenwerkstoffen u. a. Vorgänge erforderlich sind.

2.1 Aufbau der Legierungen

Lernziele

Der Lernende kann . . .

- erklären, was „im festen Zustand löslich“ bedeutet,
- alle in Legierungen möglichen Phasen nennen und beschreiben,
- Beispiele für typische Mischkristallbildung nennen,
- intermetallische Phasen erklären (typische Kristallstruktur und Eigenschaften),
- das Gelernte prinzipiell auf Mehrstoffsysteme (Mehrstofflegierungen) übertragen.

2.1.0 Übersicht

Aufbau und Eigenschaften metallischer Werkstoffe lassen sich einfach beschreiben, indem zunächst die möglichen Phasen betrachtet werden, die allein oder nebeneinander existieren. Verschiedene Elemente können je nach Gittertyp, Gitterparameter und Atomradius gemeinsame Gitterstrukturen bilden.

Der Grad der Mischbarkeit oder Löslichkeit im festen Zustand und die Fähigkeit, gemeinsam Phasen zu bilden, unterscheidet die *Legierungssysteme*. Man kennt Einlagerungs- und Austauschmischkristalle, Überstrukturen und intermetallische Phasen. Liegen Kristallite der beteiligten Komponenten bzw. verschiedene Legierungsphasen im Gesamtgefüge nebeneinander vor, so spricht man von einem *Kristallgemisch* (Kristallgemenge).

Legierungen sind Stoffsysteme, die aus mindestens zwei Komponenten (Atome/Ionen von mindestens zwei verschiedenen Elementen) bestehen und überwiegend metallischen Charakter haben.

2.1.1 Mischkristall

Häufig sind Metalle bereits bei der Erstarrung fähig, andere Elemente (Metalle oder Nichtmetalle) im kristallinen Gitter mit einzubauen. Es entstehen *atomare Mischungen* oder *feste Lösungen*.

Im Gegensatz zu valenzmäßig abgesättigten chemischen Verbindungen kann das Mischungsverhältnis in weiten Grenzen variabel sein. Man unterscheidet *Austausch-* oder *Substitutionsmischkristalle* und *Einlagerungsmischkristalle*, s. Abschnitt 1.1.2.3.

Substitution = Austausch

Löslichkeit oder *Mischbarkeit im festen Zustand* ist das Vermögen eines Elements, fremde Elemente im kristallinen Gitter mit einzubauen (während der Erstarrung oder durch Diffusion bei hohen Temperaturen).

Beispiele für Mischkristallbildung (Mk-Bildung)

Cu-Ni, γ -Fe-Ni, Ag-Au	lückenlose Mk-Reihen
Cu-Ag, Cu-Zn, Ni-Ag	begrenzte Mischbarkeit

- *Austausch-* oder *Substitutionsmischkristalle* (Bild 2.1-1)

Die Atome beider Elemente nehmen die gleichen Gitterplätze ein. Diese Phase kann sich nur bilden, wenn sich die Atomradien wenig unterscheiden. Es sind ausschließlich Metalle beteiligt, und man spricht von echten Legierungen.

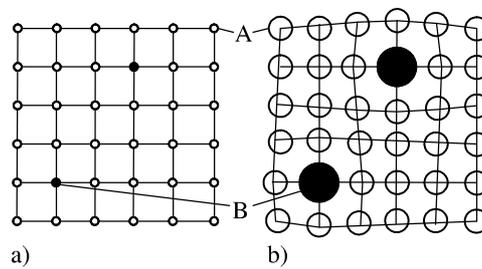


Bild 2.1-1 Austauschmischkristall (Substitutionsmischkristall)
A, B verschiedene Atomarten
a) Gittermodell
b) Kugelmodell (unterschiedliche Atomgröße bewirkt Gitterverzerrungen)

- *Einlagerungsmischkristalle* (Bild 2.1-2)

Atome des Zusatzelements (Metalle oder Nichtmetalle) lagern sich auf Zwischengitterplätzen des Wirtsgitters (Gitter des Grundmetalls) ein. Eingelagert werden kleinere Atome (Wasserstoff, Stickstoff, Kohlenstoff). Der α -, γ - und δ -Mischkristall im System Eisen-Kohlenstoff sind technisch wichtige Beispiele für diese Legierungsart.

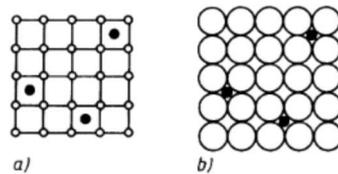


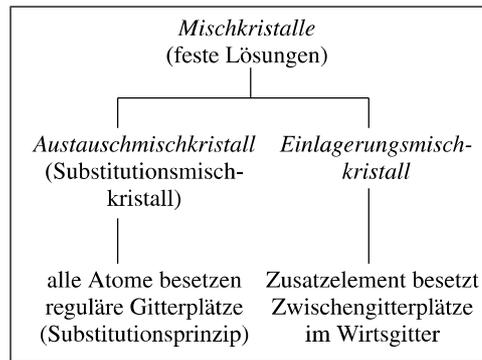
Bild 2.1-2 Einlagerungsmischkristall (ohne Gitterverzerrungen)
a) Gittermodell
b) Kugelmodell

Bei Mischkristallphasen bleibt das Grundgitter erhalten. Die substituierten oder eingelagerten Atome verursachen, schon allein durch die Unterschiede im Atomdurchmesser, Gitteraufweitungen. Diese Verzerrungen führen zu Eigenschaftsänderungen. Man erhält z. B. durch die Blockierung der Gleitebenen einen deutlich erhöhten *Verformungswiderstand* (*Mischkristallverfestigung*). Auch andere, physikalische Eigenschaften ändern sich deutlich. Darauf wird im Abschnitt 2.3 näher eingegangen.

Die Verteilung der Fremdatome B in einem Grundgitter von A kann sehr unterschiedlich sein.

Verteilung gleichmäßig: *Homogener* Mischkristall

Verteilung ungleichmäßig: *Inhomogener* Mischkristall



Mischkristalle werden mit griechischen Buchstaben bezeichnet.

Verwechslungsmöglichkeiten:

- a) polymorphe Metalle, z. B. α -Fe, γ -Fe
- b) bestimmte intermetallische Phasen, z. B. ϑ oder Θ , für Al_2Cu

2.1.2 Überstruktur

Überstrukturen (Bild 2.1–3b) sind Ordnungsphasen. Sie sind eine Sonderform des Austauschmischkristalls. Bei einem bestimmten Mengenverhältnis und in einem bestimmten Temperaturintervall stellt sich eine gleichmäßige und symmetrische Atomverteilung ein, ohne dass sich der Gittertyp ändert.

Die Bildung derartiger Ordnungsphasen führt teilweise zu sprunghaften Änderungen der elektrischen und magnetischen Eigenschaften in den betreffenden Werkstoffbereichen.

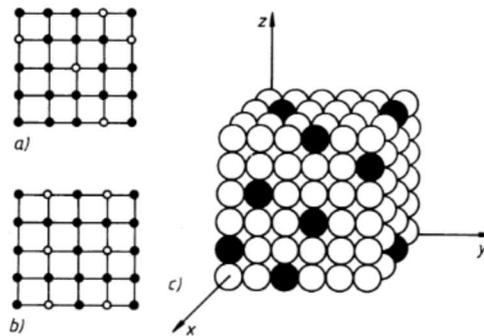


Bild 2.1–3 Atomanordnungen im Austauschmischkristall (ohne Gitterverzerrungen)
 a) Mischkristall (Fremdatome zufällig im Gitter verteilt)
 b) Überstruktur (geordnete Struktur der substituierten Atome)
 c) räumliche Darstellung eines Austauschmischkristalles

Überstrukturen sind Ordnungsphasen mit charakteristischen Eigenschaften.

Beispiele für Überstrukturen:
 AuCu , AuCu_3 , Fe_3Al , FeCo , Ni_3Fe

2.1.3 Intermetallische Verbindungen

Einige Metalle bilden miteinander oder mit Nichtmetallen Verbindungen mit metallischem Charakter. Man spricht auch von *intermetallischen Phasen* oder *intermediären Kristallarten* (Bilder 2.1–4 bis 2.1–6). Die Atome der Stoffe A und B sind darin im definierten Verhältnis $m : n$ eingebaut. Jede intermetallische Verbindung A_mB_n kristallisiert, abweichend vom Gittertyp des reinen Stoffs A oder B, in einem eigenen typischen Gitter.

Das Gitter ist meist kompliziert. Intermetallische Phasen weisen neben der metallischen Bindung auch ionische Bindungsanteile auf. Sie sind deshalb thermisch und mechanisch sehr stabil. Viele von ihnen sind hart und spröde.

Sie werden mit der Formel A_mB_n wie klassische chemische Verbindungen bezeichnet. Wertigkeiten, nicht exakt stöchiometrische Zusammensetzungen und Gitterstruktur (keine Molekülstruktur im Sinne der Chemie) unterscheiden intermetallische Phasen von chemischen Verbindungen.

Beachten Sie!

Griechische Buchstaben werden in der Werkstofftechnik mit unterschiedlicher Bedeutung verwendet:

- Achsenwinkel zur Darstellung des Raumgitters und der Elementarzelle
- Gittermodifikationen reiner Metalle (polymorphe Metalle, z. B. α -Fe, γ -Fe, δ -Fe)
- Bezeichnung fester Phasen, z. B. Mischkristalle, Überstrukturen, Intermetallische Phasen

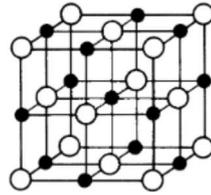


Bild 2.1–4 Intermetallische Phase, NaCl-Typ (z. B. Hartstoffe TiC, TiN, VC, NbC, TaC und in verschiedenen aushärtbaren Legierungen)

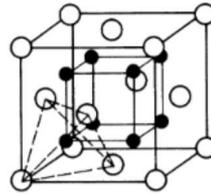


Bild 2.1–5 Intermetallische Phase, Mg_2Pb -Typ (z. B. Mg_2Si , Mg_2Pb , Al_2Cu)

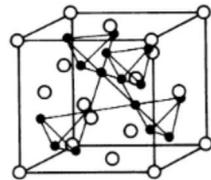


Bild 2.1–6 Intermetallische Phase, $MgCu_2$ -Typ (z. B. $CuBe_2$, $MgCu_2$, aushärtbare Legierungen)

Intermetallische Verbindungen (Metall/Metall) oder *intermediäre Verbindungen* (Metall/Nichtmetall) zeichnen sich durch eine eigene, meist komplizierte Gitterstruktur aus. Dazu gehören die harten und spröden *Carbide* (z. B. WC, W_2C , Mo_2C , VC, TiC) und *Nitride* (z. B. TiN, Mo_2N , Fe_4N). Die Schmelztemperaturen und die Mikrohärtewerte dieser Phasen liegen hoch.

2.1.4 Gefügeaufbau der Legierungen

Erstarrt eine Schmelze, in der zwei Atomarten (A + B) als *homogene Lösung* vorliegen, so können je nach Art der beteiligten Elemente

- Mischkristalle oder intermetallische Phasen (einzeln oder nebeneinander) oder
- reine Kristalle der beteiligten Elemente (nebeneinander oder mit Phasen nach a) gemischt auftreten.

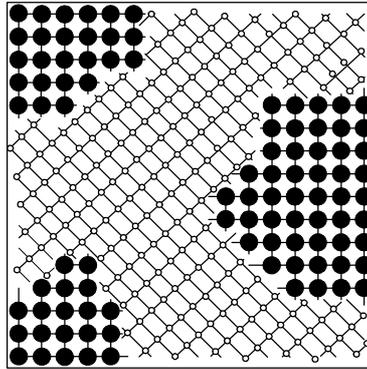
Besteht der Werkstoff nur aus Kristallen einer einzigen Phase, so weist er ein homogenes Gefüge auf.

Existieren verschiedene Phasen als Kristallite in einer Legierung nebeneinander, so spricht man von einem heterogenen Gefüge bzw. einem *Kristallgemisch* (Bild 2.1–7). Praktische Bedeutung:

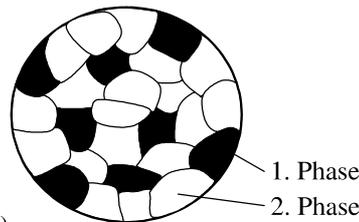
- Homogene Mischkristalle* werden z. B. bei korrosionsbeständigen Stählen gefordert.
- Heterogene Gefüge* (harte und weiche Kristallite nebeneinander) sind z. B. bei verschiedenen Lagerwerkstoffen erwünscht.

Legierungen können im festen Zustand folgende *Phasen* enthalten:

- reine Kristalle von A und B
- Austauschmischkristalle, Überstrukturen
- Einlagerungsmischkristalle
- intermetallische Phasen



a)



b)

Bild 2.1–7 Kristallgemisch (heterogenes Gefüge)

a) Kugelmodell (2 Atomarten)

b) Gefüge (2 beliebige, verschiedene feste Phasen)

In einem *Kristallgemisch* (Kristallgemenge) existieren mindestens zwei Phasen (nicht mischbar) im Gefüge nebeneinander (*heterogenes Gefüge*).

Übung 2.1–1

Welche Mischkristallarten kennen Sie?

Übung 2.1–2

Welche Haupteigenschaften haben intermetallische Phasen?

Übung 2.1–3

Was ist ein Kristallgemisch?

des Rohstahles werden in 250 mm dicken und 1500 mm . . . 2000 mm breiten endlosen Strängen (Brammen) *vergossen*. Der restliche Teil des *Stahles* wird zu Blöcken, Dünnbrammen oder dünnen Bändern vergossen. Nach dem Vergießen schließt sich zwingend das Walzen oder Schmieden an. Bild 6.1–1 gibt schematisch einen Überblick über den Prozess der Stahlherstellung.

Übung 6.1–1

Was ist Roheisen?

Übung 6.1–2

Welche Aufgabe hat der Prozessschritt Frischen bei der Stahlherstellung?

Übung 6.1–3

Warum müssen die Stähle ausgiebig entschwefelt werden?

Übung 6.1–4

Welche Ziele werden mit der Warmumformung verfolgt?

6.1.2 Einteilung der Stähle

In der DIN EN 10 020 werden die *Stähle* unterteilt nach *chemischer Zusammensetzung* und *Hauptgüteklassen*. Nicht genormt, aber in der Praxis häufiger angewandt, ist die Einteilung nach Verwendungszweck, Weiterverarbeitung oder bestimmten chemischen oder physikalischen Eigenschaften der *Stähle*.

- a) Einteilung nach der chemischen Zusammensetzung
- unlegierte Stähle
 - legierte Stähle
 - nichtrostende Stähle

Wird der in Tabelle 6.1–1 aufgeführte Grenzgehalt nicht überschritten, ist der Stahl unlegiert. Weist mindestens ein Element einen größeren Anteil auf, handelt es sich um einen legierten Stahl. Überschreitet der Chromgehalt 10,5 % und der Kohlenstoffanteil ist kleiner als 1,2 %, dann ist der Werkstoff der Gruppe der nichtrostenden Stähle zuzuordnen.

b) Einteilung nach Hauptgüteklassen

- *Edelstähle* (legiert und unlegiert)
- *Qualitätsstähle* (legiert und unlegiert)

Edelstähle haben einen Phosphor- und Schwefelgehalt der Schmelzenanalyse von $\leq 0,02\%$ und weisen einen besonders niedrigen Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen auf. Durch ihre hohe Reinheit und homogene Zusammensetzung sind *Edelstähle* besonders gut für Randschichthärtung und Vergüten geeignet. Es gibt legierte und unlegierte *Edelstähle*. Um ein gleichmäßiges Ansprechen auf ein Wärmebehandlungsverfahren zu garantieren, muss der Anteil der Legierungselemente exakt eingehalten werden.

Qualitätsstähle müssen Mindestanforderungen an Zähigkeit, Korngröße und/oder Umformbarkeit erfüllen, dürfen aber einen höheren Phosphor- und Schwefelanteil als die *Edelstähle* aufweisen und haben allgemein einen geringeren Reinheitsgrad.

c) Einteilung nach Verwendungszweck, Weiterverarbeitung, nachfolgenden Wärmebehandlungsverfahren, besonderen chemischen, physikalischen und thermischen Eigenschaften

Bei der Konstruktion oder Verwendung zeigt sich, dass eine praxisnahe Einteilung der *Stähle* nach ihrem Verwendungszweck, bestimmten Verarbeitungsverfahren oder Eigenschaften sinnvoll ist. Es werden *Stähle* für konstruktive Aufgaben zur Aufnahme und Übertragung von Kräften und Momenten (*Baustähle*) und *Stähle* zur Bearbeitung anderer Werkstoffe (*Werkzeugstähle*) unter-

Tabelle 6.1–1 In DIN EN 10 020 festgelegte Grenzgehalte zwischen unlegierten und legierten Stählen

Element	Grenzgehalt in Masse-Prozent
Aluminium	0,30
Bor	0,0008
Bismut	0,10
Cobalt	0,30
Chrom	0,30
Kupfer	0,40
Lanthan und die im Periodensystem nachfolgenden 14 Elemente (einzeln gewertet)	0,10
Mangan	1,65
Molybdän	0,08
Niob	0,06
Nickel	0,30
Blei	0,40
Selen	0,10
Silicium	0,60
Tellur	0,10
Titan	0,05
Vanadium	0,10
Wolfram	0,30
Zirconium	0,05
Sonstige (mit Ausnahme von Kohlenstoff, Phosphor, Schwefel, Stickstoff) (jeweils)	0,10

Edelstähle weisen einen maximalen Phosphor- und Schwefelgehalt von 0,02 % auf. Der zulässige Anteil an nichtmetallischen Einschlüssen ist sehr gering.

Qualitätsstähle dürfen einen höheren Phosphor- und Schwefelanteil enthalten.

schieden. Diese teilen sich dann in weitere Untergruppen auf. Wird beispielsweise ein Werkstoff im Bauwesen für Tragkonstruktionen (z. B. Stahlbauhallen) gesucht, so sind die *Stähle* mit den infrage kommenden Verarbeitungs- und Einsetzeigenschaften unter der Gruppe „*Stahl* für den Stahlbau“ (genauer: „unlegierte Baustähle“ und „schweißgeeignete Feinkornbaustähle“ zu finden. Soll der *Stahl* für eine Schmiedematrize eingesetzt werden, wird ein Werkzeugstahl benötigt, der auch höheren Temperaturen standhält. Infrage kommt daher in erster Linie ein Stahl aus der Gruppe der „Warmarbeitsstähle“.

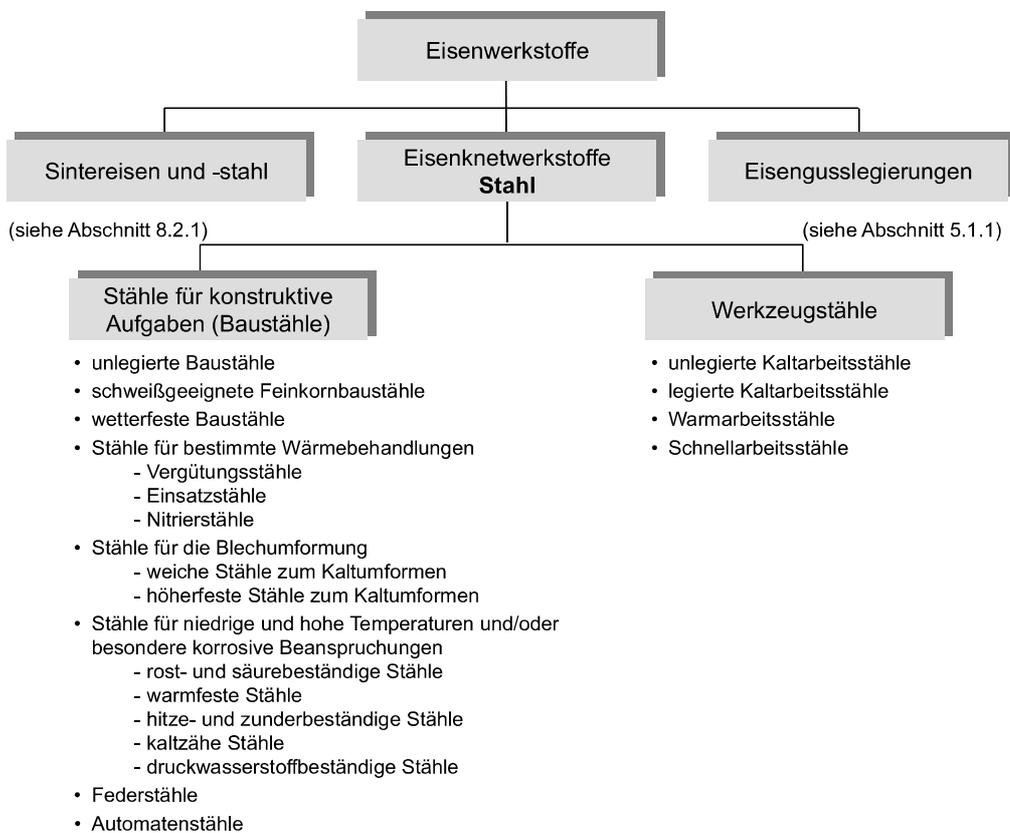


Bild 6.1–2 Einteilung der Eisenwerkstoffe und Stähle

Übung 6.1-5

Ist ein Stahl mit 1,5 % Mangan ein legierter Stahl?

Übung 6.1-6

Welche Vorteile hat ein Edelstahl gegenüber einem Qualitätsstahl?

6.1.3 Eisenbegleiter und Legierungselemente

Stähle enthalten neben Eisen und Kohlenstoff immer noch weitere Elemente. Die *Stahlbegleitelemente* (C, Mn, Si, S, P) kommen über den Hochofenprozess durch Erze bzw. den Energielieferanten Koks oder Zugabe von Schrott in den *Stahl*. Außerdem reichern sich beim *Frischen* und durch den Kontakt mit der Atmosphäre in der Stahlschmelze Sauerstoff, Stickstoff und Wasserstoff an. Sauerstoff und Schwefel können außerdem Verbindungen eingehen, die im Stahl als unerwünschte nichtmetallische Einschlüsse zu finden sind. Um die Eigenschaften des *Stahles* gezielt zu verändern, können *Legierungselemente* in genauer Dosierung zugegeben werden.

Die Wirkung der *Begleit- und Legierungselemente* ist recht unterschiedlich und zum Teil äußerst komplex. So beeinflussen einige Elemente das Gleichgewicht der Phasen, die Löslichkeit von Kohlenstoff in den Mischkristallen und die Umwandlungspunkte im Zustandssystem Fe-Fe₃C (Bild 6.1-3). Elemente wie Cr, Al, Ti, Ta, Si, Mo, W und V erweitern das Ferritgebiet (Bild 6.1-4a) und können bei hoher Dosierung dafür sorgen, dass die α - γ-Umwandlung unterbleibt (ferritische *Stähle*). Bei einem hohen Anteil an Ni, Co, Mn und N kann die Ferritbildung komplett unterdrückt werden (austenitische *Stähle*, Bild 6.1-4b).

Bild 6.1-4 Einfluss der Legierungselemente auf die Gitterstruktur der Stähle (hochlegiert)
 a) γ-Gebiet eingeschnürt (ferritischer Stahl)
 b) γ-Gebiet erweitert (austenitischer Stahl)

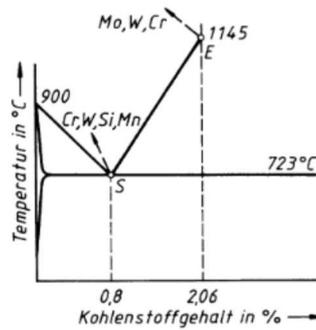
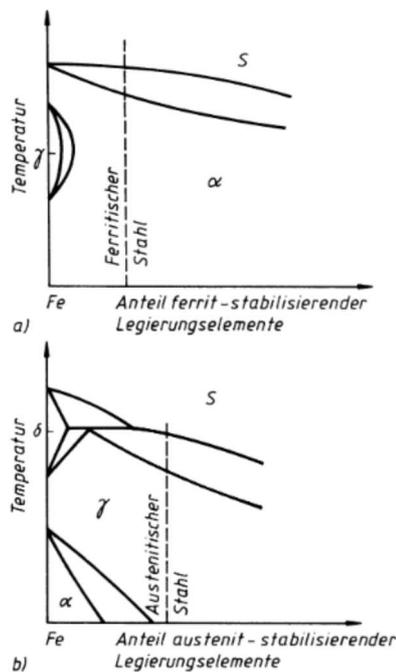


Bild 6.1-3 Verschiebung der Punkte S und E im System Fe-Fe₃C durch Legierungselemente



Wie bereits im Abschnitt 4.1 dargestellt, beeinflussen die *Legierungselemente* das Umwandlungsverhalten bei beschleunigter Abkühlung, d. h. vereinfacht: Alle Legierungselemente vermindern die obere und untere kritische Abkühlgeschwindigkeit. Demzufolge verbessern sie die Einhärbarkeit der *Stähle*. Auf der anderen Seite senken die Elemente C, Mn, Cr, Ni, Mo und V die Martensitstarttemperatur M_s , was einen höheren Restaustenitgehalt beim Härten zur Folge haben kann. Co und Al dagegen erhöhen die M_s -Temperatur.

Die Elemente Cr, Mo, V, W, Nb und Ta sind wichtige Carbidgebildner. Nitride werden von den Elementen Al, Cr, Mo und V gebildet. Sind die Carbide und Nitride klein und fein verteilt, hat das eine hohe Festigkeit, Warmfestigkeit und Härte bei gleichzeitig ausreichender Zähigkeit zur Folge.

In Tabelle 6.1–2 sind die wichtigsten *Begleit- und Legierungselemente* unter Berücksichtigung ihrer Wirkung und Anwendung zusammengefasst.

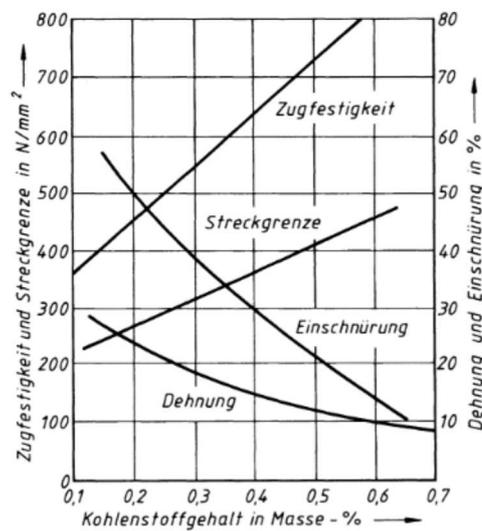


Bild 6.1-5 Mechanische Eigenschaften unlegierter Stähle (warmgewalzt) in Abhängigkeit vom Kohlenstoffgehalt

Tabelle 6.1–2 Wirkung und Anwendung der wichtigsten Stahlbegleit- und Legierungselemente

Element	Wirkung und Bedeutung	Anwendung
Kohlenstoff C	<ul style="list-style-type: none"> wichtigstes Begleit- und Legierungselement im Stahl; wird entweder im Mischkristall gelöst oder liegt gebunden als Carbid oder Carbonitrid vor sorgt für tetragonale Verspannung im Martensit erhöht Festigkeit, Härte und Verschleißwiderstand, aber mindert Zähigkeit (Bild 6.1–5); verschlechtert Umformvermögen, Spanbarkeit und Schweißbarkeit 	in allen Stählen vorhanden; C-Gehalt muss auf Verarbeitung, Wärmebehandlung und Einsatzzeigenschaften exakt abgestimmt werden
Mangan Mn	<ul style="list-style-type: none"> reduziert kritische Abkühlgeschwindigkeit sehr stark → verbessert Einhärtbarkeit entscheidend bindet Schwefel; anstelle von FeS bildet sich Mangansulfid (MnS); MnS hat im Vergleich zu FeS eine höhere Schmelztemperatur und wird beim Umformen zu Sulfidzeilen ausgewalzt → verbesserte Warmumformbarkeit; deutlich geringere versprödende Wirkung als FeS MnS-Zeilen führen zu Anisotropie (richtungsabhängige Festigkeit und Zähigkeit, haben aber beim Spanen eine spanbrechende Wirkung (verbesserte Spanbarkeit bei Automatenbearbeitung) stabilisiert Austenit (preiswerte Alternative im Vergleich zu Nickel als Legierungselement in austenitischen Stählen) wirkt desoxidierend (bindet Sauerstoff, beruhigt Rohstahlschmelze) Mn führt zu Mischkristallverfestigung im Ferrit (Festigkeitssteigerung, aber auch höhere Span- und Umformkräfte bei Verarbeitung notwendig) 	geringe Mengen in allen Stählen, um den Rest Schwefel im Stahl abzubinden; Mn-legierte Vergütungsstähle, legierte Kaltarbeitsstähle, Hartmanganstähle (äußerst verschleißbeständige hochmangan- und kohlenstoffhaltige austenitische Stähle)
Silicium Si	<ul style="list-style-type: none"> wirkt desoxidierend (beruhigend) erweitert Ferritgebiet erhöht Festigkeit, insbesondere Streckgrenze und Warmfestigkeit (Legierungselement bei Federstählen) verbessert Zunderbeständigkeit vermindert Zähigkeit (Kerbschlagenergie) hohe Siliciumgehalte verschlechtern Warm- sowie Kaltumformbarkeit und Schweißbarkeit 	Federstähle, Transformatorbleche
Phosphor P	<ul style="list-style-type: none"> wirkt stark versprödend, verursacht Grobkorn reichert sich bei Erstarrung in der Restschmelze an und verdrängt bei γ-α-Umwandlung den Kohlenstoff (Kristallseigerungen) → führt zu Ferritzeilenbildung (hoher P-Anteil im Ferrit neben P-armen Perlitzeilen) → Anisotropie des Stahles, Verminderung der Zähigkeit neben Stickstoff die Hauptursache für Alterungsanfälligkeit des Stahles, anlassversprödende Wirkung stark mischkristallverfestigende Wirkung erhöht Witterungsbeständigkeit von Baustählen 	höherfeste Stähle für Kaltumformung (IF-Stähle, BH-Stähle, phosphorlegierte Stähle mit $P < 0,12\%$); wetterfeste Stähle für den Stahlbau

Tabelle 6.1–2 Wirkung und Anwendung der wichtigsten Stahlbegleit- und Legierungselemente (*Forts.*)

Element	Wirkung und Bedeutung	Anwendung
Schwefel S	<ul style="list-style-type: none"> • ist im Stahl praktisch nicht löslich, verbindet sich mit Eisen zu Eisensulfid FeS • Eutektikum Fe-FeS erstarrt erst bei 958 °C (vgl. Abschnitt 2.2.2.2) → Entstehung von Heißrissen beim Warmumformen oder Schweißen ($T > 958\text{ °C}$) durch örtliches Aufschmelzen des Eutektikums • erstarrtes FeS ist spröde und führt beim Kaltumformen zu Rissbildung und bei Einsatztemperatur zu niedriger Zähigkeit • Minimierung des Schwefelgehaltes im Stahl ist zwingend notwendig; ausreichend Mangan bindet Schwefelrest ab (Verhältnis S : Mn = 1 : 1,72). • geringe Mengen S ($< 0,04\%$) bei ausreichend Mn verbessern die Spanbarkeit 	immer unerwünscht; geringer Schwefelgehalt (0,02 . . . 0,04 %) in Automatenstählen verbessert Spanbarkeit
Sauerstoff O	<ul style="list-style-type: none"> • gelangt über das Frischen in den Stahl • führt im Stahl immer zur Versprödung • durch nachlassende Löslichkeit mit abnehmender Temperatur für O im Stahl kommt es beim Erkalten der Stahlschmelze zur „Kochreaktion“ → Gasblasen im Stahl; Desoxidation mit Al, Mn und Si notwendig • bei ungenügender Desoxidation finden sich spröde, nichtmetallische Eisenoxide (FeO) im Stahl • FeO und FeS bilden niedrigschmelzendes Eutektikum, das Heißrissbildung fördert (siehe Schwefel) 	immer unerwünscht
Wasserstoff H	<ul style="list-style-type: none"> • wird im schmelzflüssigen, aber auch im erstarrten Zustand aus Atmosphäre aufgenommen • bei Temperaturen unter 200 °C ist keine Löslichkeit mehr vorhanden, atomarer Wasserstoff rekombiniert zu Molekülen und drückt Korngrenzen in kleinen Bereichen auseinander; diese kleinen inneren Risse begünstigen sprödes Versagen insbesondere bei tiefen Temperaturen • Beseitigung von H erfolgt durch Vakuumgasen und langsame Abkühlung oder Glühung im Bereich 200 °C . . . 300 °C 	immer unerwünscht
Stickstoff N	<ul style="list-style-type: none"> • Stahlschmelze nimmt N aus Atmosphäre auf; bei Raumtemperatur keine Löslichkeit für N im Stahl • zwangsgelöster N sammelt sich in Nähe von Versetzungen und blockiert diese → keine Versetzungsbewegung = Versprödung (Reckalterung) • bei 200 °C . . . 300 °C läuft Reckalterung beschleunigt ab (Anlassversprödung oder wegen Anlassfarbe des Stahles auch Blausprödigkeit genannt). • Fe bildet Nitride (Fe₄N), die zu Festigkeitssteigerung, aber auch Versprödung führen • N ist ein austenitstabilisierendes Element • beim Nitrieren wird in Randbereich bewusst N eingebracht → nitridreiche Oberfläche ist besonders verschleißbeständig 	austenitische rost- und säurebeständige Stähle; im Randbereich von nitrierten Stählen

Tabelle 6.1–2 Wirkung und Anwendung der wichtigsten Stahlbegleit- und Legierungselemente (*Forts.*)

Element	Wirkung und Bedeutung	Anwendung
Chrom Cr	<ul style="list-style-type: none"> • sind im Stahl 13 % Cr oder mehr gelöst, wird er rost- und säurebeständig → auf der Oberfläche bildet sich dichte schützende Oxidschicht • verbessert Zunderbeständigkeit und Einhärtbarkeit • bildet Carbide, sind diese klein und fein verteilt, werden Festigkeit und Dauerfestigkeit erheblich verbessert, ohne Zähigkeit zu beeinträchtigen • bildet Nitride; beim Nitrieren wird Verschleißschutz verbessert 	rost- und säurebeständige Stähle, Vergütungsstähle, Einsatzstähle, Nitrierstähle, wetterfeste Baustähle, Werkzeugstähle, warmfeste Stähle, zunderbeständige Stähle
Nickel Ni	<ul style="list-style-type: none"> • steigert Zähigkeit und Tieftemperaturzähigkeit des Stahles • verbessert Einhärtbarkeit erheblich • weisen rost- und säurehaltige Stähle neben Cr auch entsprechenden Ni-Gehalt auf → Korrosionsbeständigkeit steigt • erhöht Warmfestigkeit und Zunderbeständigkeit des Stahles • erweitert Austenitgebiet und ist deshalb wichtigstes Legierungselement der austenitischen Stähle 	Einsatzstähle, Vergütungsstähle, austenitische rost- und säurebeständige Stähle, Werkzeugstähle, kaltzähe Stähle, warmfeste Stähle
Molybdän Mo	<ul style="list-style-type: none"> • carbid- und nitridbildendes Element, verbessert Einhärtbarkeit des Stahles • Mo und feinstverteilte Mo-Carbide steigern Festigkeit, Dauerfestigkeit und Verschleißbeständigkeit • bei rost- und säurebeständigem Cr-Ni-Stahl wird durch Mo die Beständigkeit gegen Chloridionen, Lochfraß und transkristalline Korrosion erhöht • verbessert Anlassbeständigkeit (mindert Festigkeitsverlust mit zunehmender Anlass temperatur) und beugt Anlassversprödung bei 500 °C vor 	Einsatz-, Vergütungs- und Nitrierstähle, rost- und säurebeständige Stähle, Werkzeugstähle, warmfeste Stähle
Vanadium V	<ul style="list-style-type: none"> • Feinkornbildner • bildet Carbide und Nitride • verbessert Einhärtbarkeit und Anlassbeständigkeit 	Werkzeug-, Nitrier- und Vergütungsstähle, schweißgeeignete Feinkornbaustähle
Wolfram W	<ul style="list-style-type: none"> • bildet thermisch besonders stabile und harte Carbide, die Warmfestigkeit, Warmverschleißbeständigkeit und Schneidhaltigkeit eines Werkzeuges steigern 	Warm- und Schnellarbeitsstähle
Cobalt Co	<ul style="list-style-type: none"> • erhöht Einhärtbarkeit und verschiebt Sekundärhärtemaximum von Warm- und Schnellarbeitsstählen zu höheren Temperaturen → Verbesserung der Anlassbeständigkeit • behindert Austenitkornwachstum bei hohen Härtetemperaturen 	Warm- und Schnellarbeitsstähle
Aluminium Al	<ul style="list-style-type: none"> • desoxidiert Stahl und bindet gleichzeitig als Nitridbildner den Stickstoff ab • Al-Nitride behindern bei Feinkornbaustählen das Kornwachstum 	schweißgeeignete Feinkornbaustähle, Nitrierstähle

Tabelle 6.1–2 Wirkung und Anwendung der wichtigsten Stahlbegleit- und Legierungselemente (*Forts.*)

Element	Wirkung und Bedeutung	Anwendung
Titan	<ul style="list-style-type: none"> • starker Carbidgebildner • bindet Sauerstoff und Stickstoff und hat kornfeinende Wirkung • wirkt bei rost- und säurebeständigen Stählen interkristalliner Korrosion entgegen 	schweißgeeignete Feinkornbaustähle, IF-Stähle, rost- und säurebeständige Stähle
Kupfer	<ul style="list-style-type: none"> • verbesserte Korrosionsbeständigkeit (wetterfeste Baustähle) • verschlechtert Warmumformbarkeit bei Gehalten über 0,5 % 	wetterfeste Baustähle

6.1.4 Bezeichnung der Stähle

In DIN EN 10027 Teil 1 und 2 sind die Stahlbezeichnungssysteme genormt.

a) Kurznamen, die Hinweise auf die Verwendung und die mechanischen oder physikalischen Eigenschaften der Stähle enthalten

Diese Kurznamen werden genutzt, wenn der *Stahl* zum Zweck einer definierten Anwendung erworben wird (z. B. Baustahl, Stahl für Druckbehälter, Elektroblech) und eine nachfolgende Wärmebehandlung nicht mehr vorgesehen ist. Bei diesen *Stählen* stehen die Anwendungseigenschaften (Festigkeit, Zähigkeit, u. U. auch magnetische Eigenschaften), die für das Material garantiert werden, im Vordergrund. Die Kurznamen setzen sich aus Haupt- und Nebensymbolen zusammen (Bild 6.1–6). Die Hauptsymbole kennzeichnen die Stahlsorte und die wichtigste Eigenschaft des Werkstoffes. Die Zusatzsymbole beschreiben z. B. den Behandlungszustand, die Oberflächenbehandlung, den Verwendungszweck oder die Eignung für die Weiterverarbeitung und ergänzen die mechanischen oder physikalischen Eigenschaften (Tabelle 6.1–3 und 6.1–4).

Wichtige Kennbuchstaben für Stahlsorten:

- S Stahl für den Stahlbau
- E Maschinenbaustahl
- P Stähle für Druckbehälter
- L Stähle für Rohrleitungen
- B Betonstahl
- D Flacherzeugnisse zum Kaltumformen
- H Flacherzeugnisse aus höherfesten Stählen zum Kaltumformen

Tabelle 6.1–3 Zusatzsymbole für Stahlerzeugnisse für die Art des Überzuges nach DIN EN 10027 Teil 1, Tabelle 17 (Auswahl)

Symbol	Bedeutung
+AZ	mit einer Al-Zn-Legierung überzogen (> 50 % Al)
+OC	organisch beschichtet
+S	feuerverzinkt
+SE	elektrolytisch verzinkt
+Z	feuerverzinkt
+ZA	mit einer Zn-Al-Legierung überzogen (> 50 % Zn)
+ZE	elektrolytisch verzinkt
+ZN	Zink-Nickel-Überzug (elektrolytisch)

Übung 12.2–7

Was versteht man unter der Härte eines Werkstoffes?

Übung 12.2–8

Weshalb ist das Härteprüfverfahren nach Brinell für gehärtete Stähle nicht geeignet?

Übung 12.2–9

Wie kann man die Härte dünner Bleche oder nitrierter Randzonen von Werkstücken zuverlässig ermitteln?

Übung 12.2–10

Wie unterscheidet sich das Prüfprinzip nach Rockwell (HRC) von den anderen klassischen Eindringverfahren nach Brinell und Vickers?

12.2.3 Zähigkeitsprüfung

Lernziele

Der Lernende kann . . .

- das Bruchverhalten metallischer Werkstoffe bei schlagartiger Beanspruchung und unter Wirkung eines Kerbes erläutern,
- den Einfluss einer Kerbe auf den Spannungszustand im Bauteil beschreiben,
- das Versuchsprinzip des Kerbschlagbiegeversuches erklären,
- die Übergangstemperatur beim Kerbschlagbiegeversuch bestimmen.

12.2.3.0 Übersicht

Vom Zugversuch ist bekannt, dass sich ein Großteil der metallischen Werkstoffe plastisch verformen lässt. Ist der Zugstab gekerbt, sind die erreichbaren Bruchdehnungen in der Regel viel kleiner. Wird der Kerb schärfer, d. h. der Kerbradius kleiner, kann es sogar zum *spröden Versagen* kommen (*Sprödbbruch*). Allein die Wirkung des Kerbes kann den Übergang vom gut verformbaren, zähen Werkstoffverhalten zum spröden Werkstoffversagen ohne Anzeichen einer plastischen Verformung führen. Verstärkt wird dieser Trend durch höhere Belastungsgeschwindigkeiten und niedrige Temperaturen. Typische Kerben in der Praxis sind Geometrieübergänge an kraft- und momentenübertragenden Bauteilen wie z. B. an Wellen (u. a. Passfedernuten). Die *schärfste Kerbform* in einem realen Bauteil ist ein *Anriss*. *Zähigkeitsuntersuchungen* sollen die Neigung eines Werkstoffes zum Sprödbbruch unter gleichzeitiger Wirkung einer Kerbe/eines Anrisses untersuchen. Es soll festgestellt werden, ob ein Werkstoff in der Lage ist, Spannungsspitzen an der Risspitze durch plastische Verformung abzubauen.

Wirkt auf einen geraden Zugstab eine Kraft in axialer Richtung, so sind die Kraftfeldlinien gerade und gleichmäßig verteilt (Bild 12.2–27a). Das hat zur Folge, dass auch die größte Normalspannung in der Ebene senkrecht zur angreifenden Kraft überall gleich groß ist. Die Nennspannung σ_{nenn} (Kraft bezogen auf den kleinsten Querschnitt) ist gleich der Maximalspannung σ_{max} . Da nur eine Normalspannung auftritt, spricht man von einem *einachsigen Spannungszustand*. Ist dagegen der Zugstab gekerbt, müssen die Kraftfeldlinien den Kerb umgehen (Bild 12.2–27b). Im Kerbgrund ist die Dichte der Kraftfeldlinien höher als im Kern des Zugstabes. Das hat *Spannungsspitzen* σ_{max} im Kerbgrund in axialer Richtung zur Folge. Gleichzeitig werden die normalerweise axial verlaufenden Kraftfeldlinien in radialer Richtung nach Innen abgelenkt. Das führt zu einer *radialen Spannung*. Betrachtet man einen Schnitt im Kerbgrund (Bild 12.2–28), so wird deutlich, dass die Kraftfeldlinien nicht nur radial abgelenkt werden, sondern dass diese außerdem ihren Abstand in Umfangsrichtung (tangentielle Richtung) ändern müssen. Es tritt zusätzlich noch eine *tangentiale Spannung* auf. Obwohl nur eine einzige Kraft in axialer Richtung angreift, führt der Kerb zu drei wirkenden Spannungen. Solange sich der Werkstoff nicht plastisch verformt, führt die größere Dichte der Kraftfeldlinien im Kerbgrund zu Spannungsspitzen in allen drei Raumrichtungen. Dabei handelt es sich immer um Zugspannungen.

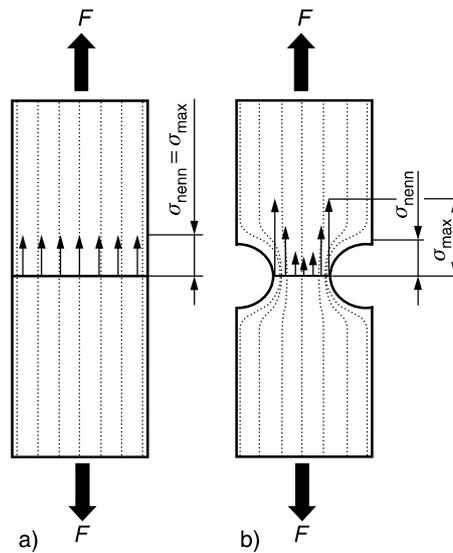


Bild 12.2–27 Verlauf der Kraftfeldlinien und Verteilung der axialen Spannung im a) geraden und b) gekerbten Zugstab

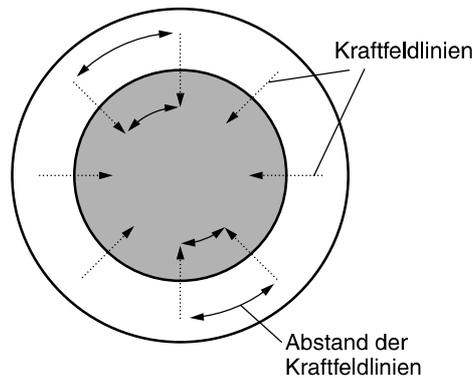


Bild 12.2–28 Schnitt im Kerbgrund einer Zugprobe – Im Kerb werden die Kraftfeldlinien in radialer Richtung abgelenkt und in Umfangsrichtung dichter zusammen gedrängt – Ursache für Radial- und Tangentialspannung im Kerbgrund

Bei der Beschreibung des Zugversuches wurde darauf hingewiesen, dass die Verlängerung der Probe mit der Abnahme des Querschnittes verbunden ist. Wird aber der Werkstoff, wie im Kerbgrund, allseitig auseinander gezogen, so kann er sich nicht mehr ohne Weiteres plastisch verformen. Die *Querkontraktion wird behindert*. Wenn eine Probel ein Werkstück gekerbt ist, dann ist diese

Verformungsbehinderung die Ursache für die Versprödung eines Werkstoffes. Ist ein Werkstoff in der Lage, sich unter diesen Bedingungen trotzdem plastisch zu verformen, dann hat er eine hohe *Zähigkeit*. Er ist in der Lage, die *Spannungsspitzen* im Kerbgrund durch plastische Verformung abzubauen. Spröde Werkstoffe sind dazu nicht in der Lage. Der Riss breitet sich schlagartig aus, ohne dass das Bauteil/Werkstück ein Anzeichen von plastischer Verformung zeigt (Spröd- bzw. Trennbruch).

Zähigkeit ist das Vermögen eines Werkstoffes, Spannungsspitzen im Kerbgrund/ an der Rissspitze durch plastische Verformung abzubauen. Durch Kerben in einem Bauteil werden die Zähigkeit und das Verformungsvermögen eines Werkstoffes beeinträchtigt.

Kerben erhöhen die *Riss- und Sprödbruchgefahr*. Kerben an Maschinenbauteilen sind Bohrungen, Passfedernuten, Gewinde und Absätze. Sie können aber auch durch Bearbeitungsfehler (z. B. Schleifrisse, Drehriefen) entstehen. Materialfehler wie Lunken, spröde nichtmetallische Einschlüsse oder spröde Gefügebestandteile wirken wie innere Kerben und haben die gleiche versprödende Wirkung.

12.2.3.1 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy

Der *Kerbschlagbiegeversuch* ist für die Ermittlung der *Sprödbruchneigung* an metallischen und hochpolymeren Werkstoffen gut geeignet. Der *Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy* und die dazugehörigen Proben (Bild 12.2–29) sind in DIN EN ISO 148-1 genormt. Auch Untermaßproben mit einer geringeren Probenbreite als 10 mm sind prinzipiell zulässig. Die V-Kerb-Probe ist aufgrund der höheren Kerbwirkung zu bevorzugen. Beim Kerbschlagbiegeversuch wird eine einseitig in der Mitte gekerbte Probe auf zwei Auflager und mit der gekerbten Seite gegen zwei Widerlager gelegt (Bild 12.2–30). Der herabfallende *Pendelhammer* trifft die Probe mit der Hammerfinne auf der kerbabgewandten Seite. Mit einem einzigen Schlag wird diese entweder durchgebrochen oder durch die Widerlager gezogen. Der Pendelhammer erreicht beim Auftreffen eine Schlaggeschwindigkeit von ca. 5 m/s.

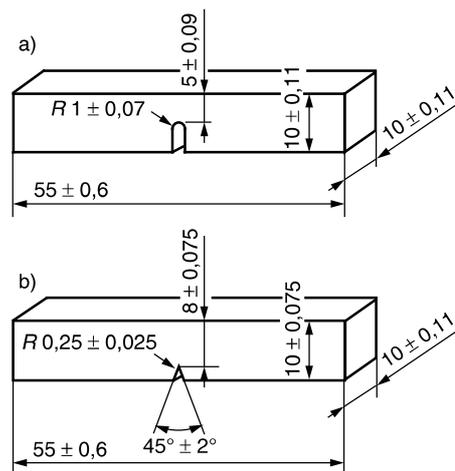


Bild 12.2–29 Kerbschlagbiegeproben nach DIN EN ISO 148-1

a) Probe mit U-Kerb; b) Probe mit V-Kerb

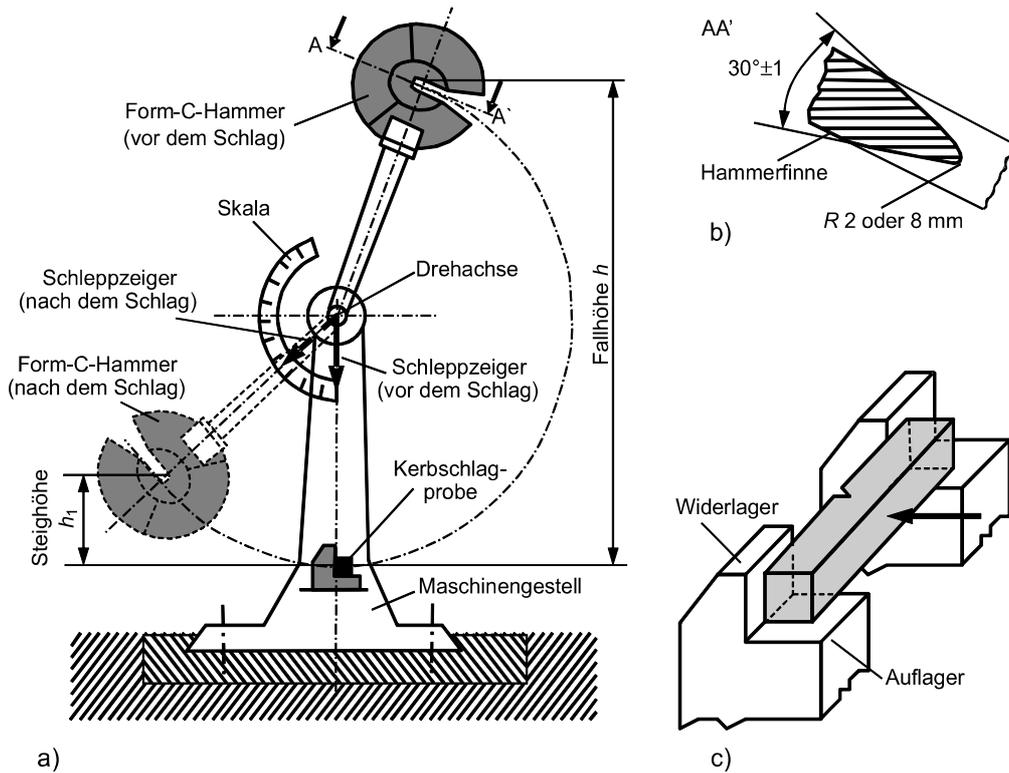


Bild 12.2–30 Belastungsprinzip des Kerbschlagbiegeversuches
 a) Pendelschlagwerk
 b) Hammerfinne
 c) Probe liegt auf zwei Auflagern und wird gegen zwei Widerlager geschlagen (Pfeil zeigt die Stelle des Auftreffens der Finne des Pendelhammers)

Beim Auftreffen der Finne wird die Probe gebogen. Bei der Biegung treten Druck- und Zugspannungen auf. Insbesondere im Kerbgrund der Probe liegen Zugspannungsspitzen vor. Diese Belastung wird durch die Spannungsmehrachsigkeit im Kerbgrund verschärft. Kann ein Werkstoff diese Belastung nicht durch plastische Verformung abbauen, kommt es sofort zur Rissbildung und zur schlagartigen Ausbreitung des Anrisses. Der Werkstoff versagt *spröd*. Es wird nur wenig Energie für Rissbildung und -fortschritt benötigt. Die *verbrauchte Schlagenergie K*

Die *verbrauchte Schlagenergie K* ist die Energie, die zum Zerschlagen einer Kerbschlagprobe benötigt wird. Sie ist die Differenz der potenziellen Energie des Pendelhammers vor und nach dem Zerschlagen der Probe.

$$K = m \cdot g \cdot (h - h_1)$$

- m* Masse des Pendelhammers in kg
- g* Erdbeschleunigung in m/s²
- h* Fallhöhe in m
- h₁* Steighöhe in m

ist also ein Maß für den Widerstand eines Werkstoffes gegen die schlagartige Beanspruchung und die kerbbedingte mehrachsige Zugbelastung. Vor dem Versuch hat der Hammer die potenzielle Energie $K_p = m \cdot g \cdot h$ (= Anfangsenergie). In der Regel wird ein Hammer verwendet, der ein Nennarbeitsvermögen von 300 J hat (auch 100 J oder 150 J sind möglich). Während der Hammer einen Kreisbogen beschreibt, wird die potenzielle Energie in kinetische Energie umgewandelt. Ein Teil dieser kinetischen Energie wird für das Zerschlagen der Probe benötigt. Das hat zur Folge, dass der Hammer nicht mehr die ursprüngliche Höhe erreichen kann ($h_1 < h$). Die potenzielle Energie nach dem Versuch ist kleiner als davor. Die *verbrauchte Schlagenergie* K , die notwendig ist, um die Probe zu zerbrechen oder durch das Widerlager zu ziehen, lässt sich aus der Differenz der potenziellen Energie des Hammers vor und nach dem Versuch ermitteln. Die potenzielle Energie des Hammers vor dem Versuch ist bekannt. Die potenzielle Energie nach dem Versuch hängt – außer von der bekannten Masse des Hammers und der Erdbeschleunigung – nur von der *Steighöhe* h_1 ab. *Pendelschlagwerke* besitzen normalerweise eine Skale, auf der durch die Mitnahme eines Schleppteigers die *verbrauchte Schlagenergie* K direkt abgelesen werden kann. Streng genommen wird der *Steigwinkel* des Hammers nach dem Versuch gemessen. Dieser ist aber proportional zur *Steighöhe* h_1 und damit zur *verbrauchten Schlagenergie*, sodass die Skale entsprechend kalibriert ist. Nach dem gleichen Prinzip arbeiten auch moderne *Pendelschlagwerke*, bei denen der *Steigwinkel* mithilfe eines digitalen Winkelmesssystems ermittelt und direkt die *verbrauchte Schlagenergie* K digital angezeigt wird.

Viele Metalle verspröden mit sinkender Temperatur. Der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy erlaubt es, mit wenigen Versuchen die Temperatur zu bestimmen, bei der ein Übergang vom *duktilen* zum *spröden*

Angabe der *verbrauchten Schlagenergie*:

Beispiel 1

$KV_2 = 121$ J bedeutet:

- Nennarbeitsvermögen des Pendelschlagwerkes: 300 J (muss nicht extra angegeben werden)
- Normalprobe mit V-Kerb
- Radius der Hammerfinne: 2 mm
- beim Bruch *verbrauchte Schlagenergie*: 121 J

Beispiel 2

$KV_2 100/5 = 57$ J bedeutet:

- Nennarbeitsvermögen des Pendelschlagwerkes: 100 J
- Untermaßprobe mit V-Kerb und einer Probenbreite von 5 mm
- Radius der Hammerfinne: 2 mm
- beim Bruch *verbrauchte Schlagenergie*: 57 J

Beispiel 3

$KU_8 150 = 65$ J bedeutet:

- Nennarbeitsvermögen des Pendelschlagwerkes: 150 J
- Normalprobe mit U-Kerb
- Radius der Hammerfinne: 8 mm
- beim Bruch *verbrauchte Schlagenergie*: 65 J

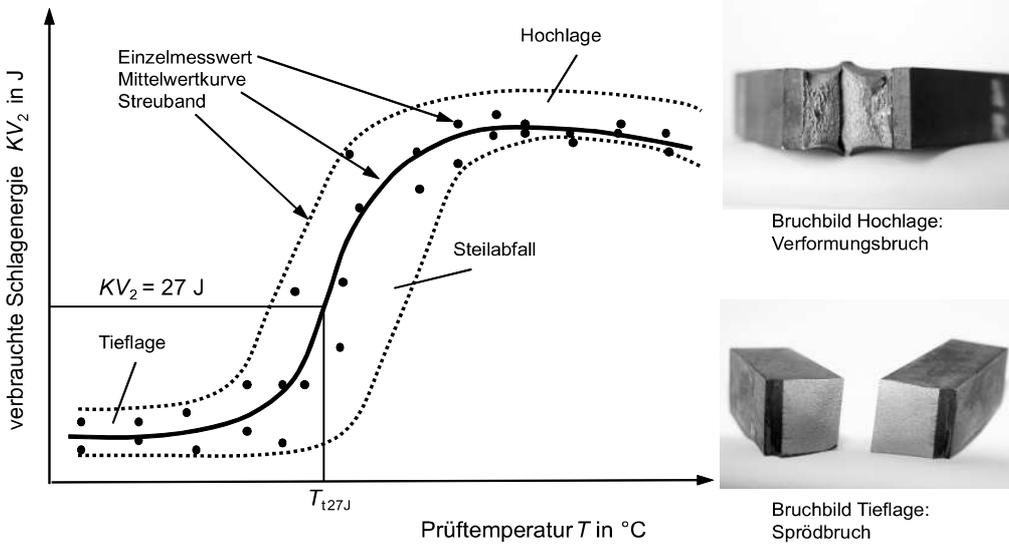
Vorteile des Kerbschlagbiegeversuches:

- einfache, schnelle Probenfertigung und Versuchsdurchführung
- schnelle Aussage über *Sprödbrechneigung* ist möglich

Werkstoffverhalten stattfindet (Temperaturkonzept). Dazu ist es erforderlich, mehrere Proben auf verschiedene Temperaturen zu erwärmen bzw. abzukühlen. Zwischen der Probenentnahme und dem Zerschlagen dürfen nicht mehr als 5 s vergehen, da ansonsten eine unzulässige Veränderung der Temperatur auftritt. Um die Übergangstemperatur T_i zu bestimmen, werden die Messwerte in ein Verbrauchte-Schlagenergie-Temperatur-Diagramm eingetragen und es wird eine Mittelwertkurve mit dem Streubereich eingezeichnet (Bild 12.2–31).

Nachteile des Kerbschlagbiegeversuches:

- Die *verbrauchte Schlagenergie* ist eine *integrale Größe* (von Weg und Kraft abhängig), die nichts über die Rissentstehung und -ausbreitung aussagt.
- Die Ermittlung der *verbrauchten Schlagenergie* muss unter definierten Bedingungen erfolgen. Sie ist nicht auf andere Versuchsbedingungen und in die Praxis übertragbar.
- Die *verbrauchte Schlagenergie* und das Bruchverhalten sind von der *Geometrie der Probe/des Kerbes* abhängig. Damit ist die *verbrauchte Schlagenergie* kein Werkstoffkennwert.



Insbesondere bei krz-Metallen (z. B. ferritisch-perlitisch oder vergüteter Stahl) ergibt sich ein *charakteristischer Steilabfall* der Kurve. Er kennzeichnet den Übergangsbereich vom zähen (Hochlage) zum spröden Werkstoffverhalten (Tieflage). Die *Übergangstemperatur T_i* gibt einen wichtigen Hinweis, bis zu welcher Temperatur ein Werkstoff eingesetzt werden darf. Am häufigsten wird die Übergangstemperatur über einen definierten Wert der verbrauchten

Bild 12.2–31 Verbrauchte-Schlagenergie-Temperatur-Kurve (schematisch); Bestimmung der Übergangstemperatur T_i bei einer bestimmten Kerbschlagarbeit KV_2 , z. B. 27 J

Schlagenergie ermittelt, z. B.: $KV_2 = 27 \text{ J}$, $= 40 \text{ J}$ oder $= 60 \text{ J}$ ($T_{t27 \text{ J}}$; $T_{t40 \text{ J}}$; $T_{t60 \text{ J}}$). Aber auch die verbrauchte Schlagenergie, bei der im Bruchbild 50 % Verformungsbruch festgestellt oder 50 % der verbrauchten Schlagenergie der Hochlage erreicht werden, kann zur Bestimmung der Übergangstemperatur herangezogen werden.

Zunehmende Kerbschärfe, die Dicke sowie Breite der Probe und eine ansteigende Schlaggeschwindigkeit führen genauso wie ein höherer Martensitgehalt, ein zunehmender Kaltumformgrad, Gefügeinhomogenitäten oder große nichtmetallische Einschlüsse zum *Ansteigen der Übergangstemperatur* und damit zur Versprödung des Werkstoffes. Bild 12.2–32 zeigt $KV-T$ -Kurven verschiedener Werkstoffgruppen und Bild 12.2–33 zeigt Stähle verschiedener Behandlungszustände. Da die Übergangstemperatur T_t nicht nur vom Werkstoffzustand, sondern auch von der *Geometrie* der Probe/des Kerbes abhängt, kann sie auch nicht als Werkstoffkennwert betrachtet werden.

Der *Kerbschlagbiegeversuch* hat als Abnahmeversuch in der metallurgischen Industrie eine große Bedeutung. Auf diese Weise werden alle Stähle für den Stahlbau auf ihre Spröbruchneigung untersucht.

Anwendung des Kerbschlagbiegeversuches:

- Nachweis möglicher Einsatztemperaturen
- qualitative Bewertung von Wärmebehandlungszuständen
- Untersuchung der Alterungsanfälligkeit von Werkstoffen
- Prüfung von Schweißverbindungen
- wichtiger Abnahmeversuch zur Bestimmung der Güte und Gleichmäßigkeit eines Werkstoffes bzw. seiner Behandlung in der metallurgischen Industrie und in Gießereien

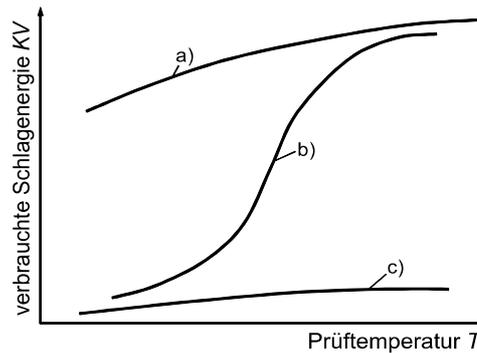


Bild 12.2–32 Typische $KV-T$ -Kurven für verschiedene Werkstoffe

- a) Al, Cu, Ni, austenitischer Stahl (kfz-Gitter)
 b) ferritisch-perlitischer oder vergüteter Stahl (krz-Gitter)
 c) Glas, Keramik, gehärteter und nicht angelassener Stahl (Martensit)

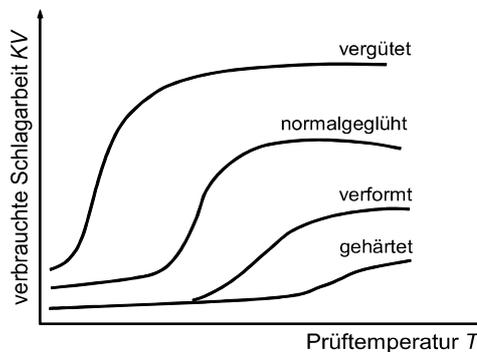


Bild 12.2–33 $KV-T$ -Kurven von Stählen in verschiedenen Behandlungszuständen (schematisch)

Nachteilig ist, dass man anhand der verbrauchten Schlagenergie nicht erkennen kann, ob der Werkstoff spröd gebrochen ist oder nicht. Ein zäher Werkstoff mit einer sehr niedrigen Festigkeit kann die gleiche verbrauchte Schlagenergie wie ein hochfester, aber spröder Werkstoff aufweisen. Erst wenn die Schlagkraft über die Durchbiegung bestimmt wird, können zur Rissentstehung und zum Rissfortschritt genaue Aussagen getroffen werden (Bild 12.2–34). Die Fläche unter der Kraft-Durchbiegung-Kurve ist ein Maß für die verbrauchte Schlagenergie K . Wird nicht nur die verbrauchte Schlagenergie, sondern auch die Schlagkraft-Durchbiegung-Kurve ermittelt, so handelt es sich um einen *instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch*. Dieser ist in DIN EN ISO 14 556 standardisiert.

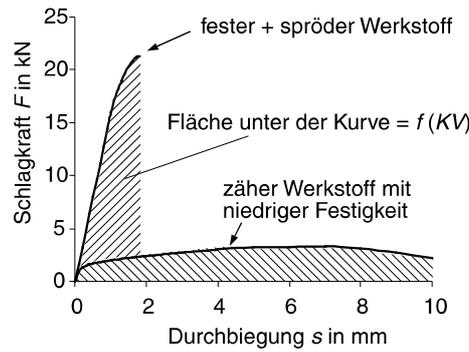


Bild 12.2–34 Vergleich von Schlagkraft-Durchbiegung-Kurven (instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch)

12.2.4 Bruchmechanische Werkstoffprüfung

Im vorangegangenen Abschnitt wurde darauf hingewiesen, dass die Kerbschlagarbeit kein Werkstoffkennwert ist, da sie von der Proben- und Kerbgeometrie abhängt. Das heißt, dass in der Praxis andere und unter Umständen härtere Bedingungen vorliegen. Geht man von unterschiedlich gekerbten Zugstäben aus, führt ein abnehmender Kerbradius zu immer größeren Spannungsspitzen σ_{max} und einer *zunehmenden Spannungsmehrachsigkeit* im Kerbgrund (Bild 12.2–35). Die Spannungsspitzen sind dann am größten, wenn im Werkstück ein *scharfer Anriss* vorliegt. Obwohl in jedem Werkstoff Fehler vorhanden sind, kommt es in der Technik vergleichsweise selten zum Versagen. Versagen ist ein plötzlicher und unkontrollierter Rissfortschritt (*instabile Rissausbreitung*) bis zur Trennung des Werkstoffes. Bei zähen Werkstoffen verformt sich trotz der mehrachsigen Belastung der Werkstoff an der Risspitze. Der Riss wächst nur langsam, und für die weitere Rissausbreitung ist eine zunehmende Belastung notwendig (*stabiler Rissfortschritt*). Aus diesen Beobachtungen lassen sich folgende Fragestellungen ableiten:

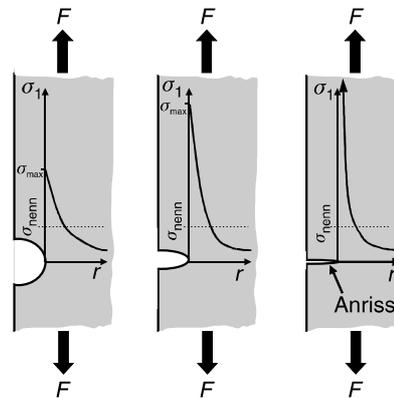


Bild 12.2–35 Einfluss des Kerbradius auf die größte Normalspannung im Kerbgrund bei rein elastischer Verformung

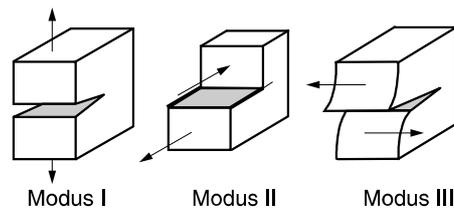


Bild 12.2–36 Grundbelastungsarten, die zum instabilen Risswachstum führen können