Überbetrieblicher Kurs üK 4B

„Werkstoffprüfung - mechanische Eigenschaften untersuchen“

Grundlagen-Ausbildung der Physiklaboranten

Inhalt:

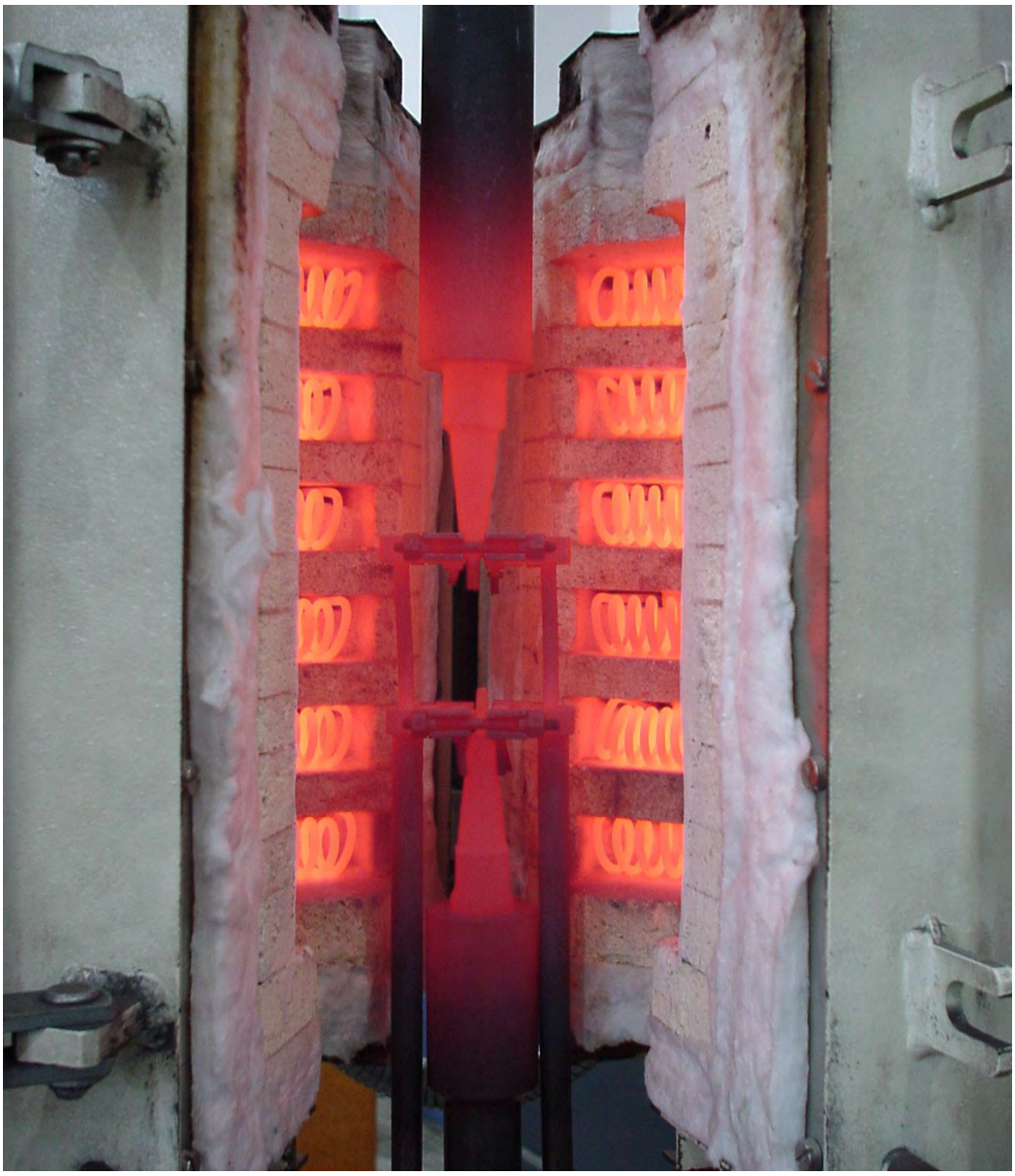
Teil I: Zerstörende Materialprüfung
Teil II: Dauerschwingversuch
Teil III: Bruchverhalten
Teil IV: PT-Prüfung

Überbetrieblicher Kurs üK 4B

„Werkstoffprüfung - mechanische Eigenschaften untersuchen“

Grundlagen-Ausbildung der Physiklaboranten

Teil I: Zerstörende Materialprüfung



© Qualitech AG

1 DER ZUGVERSUCH 3

1.1 EINLEITUNG 3

1.2 KRAFT – VERLÄNGERUNGS – DIAGRAMME 3

1.2.1 Probenmaterial 3
1.2.2 Durchführung 4
1.2.3 Schritt für Schritt durchs Kraft-Weg-Diagramm 5

1.3 WERKSTOFFKENNWERTE DES ZUGVERSUCHES 8

1.3.1 Zugfestigkeit R_M 8
1.3.2 Streckgrenze 9
1.3.3 Dehngrenze 10
1.3.4 Bruchdehnung und Einschnürung 11
1.3.5 Prüfbedingungen und Probeentnahme 12

2 KERBSCHLAGBIEGEVERSUCH 13

2.1 ALLGEMEINES 13

2.2 PROBENFORM 13

2.3 VERSUCHSDURCHFÜHRUNG 14

2.4 ABHÄNGIGKEIT DER KERBSCHLAGARBEIT VON DER PRÜFTEMPERATUR 18

3 HÄRTEPRÜFUNG 19

3.1 BEGRIFFE UND DEFINITIONEN 19

3.2 HÄRTEPRÜFUNG NACH BRINELL 22

3.2.1 Prinzip 22
3.2.2 Beziehung der Brinellhärte zur Zugfestigkeit 25
3.2.3 Zusammenfassung Härteprüfung nach Brinell 26

3.3 HÄRTEPRÜFUNG NACH VICKERS 27

3.3.1 Prinzip 27
3.3.2 Zusammenfassung Härteprüfung nach Vickers 30

3.4 HÄRTEPRÜFUNG NACH ROCKWELL 31

3.4.1 Prinzip 31
3.4.2 Härteprüfung nach Rockwell C (Cone) 31
3.4.3 Härteprüfung nach Rockwell B (Ball) 32
3.4.4 Zusammenfassung Härteprüfung nach Rockwell 33

1 Der Zugversuch

1.1 Einleitung

Bei den zerstörenden Werkstoffprüfungen kommt dem in EN ISO 6892-1 beschriebenen Zugversuch eine enorme Bedeutung zu. Neben den Informationen über die Werkstoffverformbarkeit, liefert er auch Werkstoffkennwerte zur Berechnung der Gestaltfestigkeit.

Beeinflussungsmöglichkeiten durch die Art der Herstellung der Zugproben und der Durchführung des Zugversuchs inklusive der Prüfmaschine müssen zugunsten der Reproduzierbarkeit minimiert werden. Deshalb sind alle Bedingungen in den Normen streng festgelegt, dass die verbleibenden Variationsmöglichkeiten das Messergebnis nicht stören können.

1.2 Kraft – Verlängerungs – Diagramme

1.2.1 Probenmaterial

Es werden folgende genormte Probenformen in der EN ISO 6892-1 unterschieden:

- Rundzugproben
- Flachproben

Neben den andersartigen Einspannvorbereitungen (siehe Abbildungen) für die entsprechenden Maschinenspannsysteme, werden bei allen Formen der kurze und der lange Poportionalstab unterschieden (die Messlänge L_0 des kurzen Proportionalstabes ist halb so gross wie die des langen).

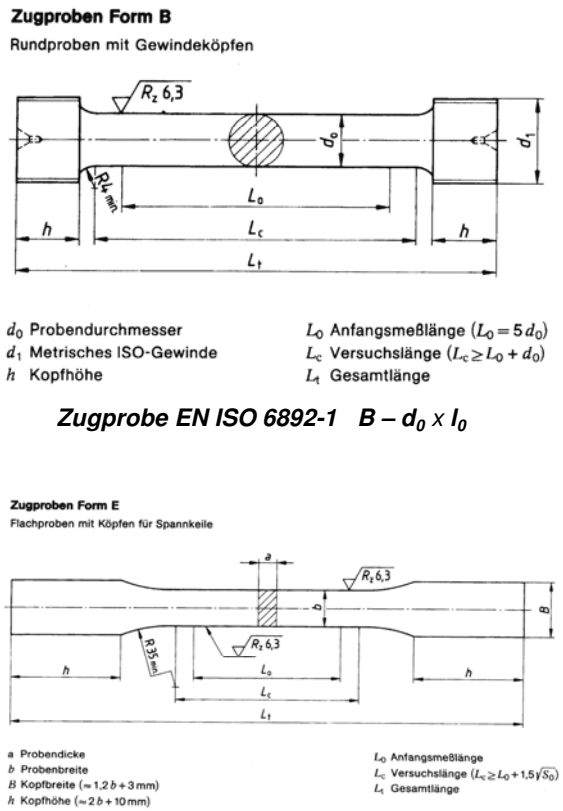
$$\frac{L_0}{d_0} = 5 \quad \text{bzw.} \quad \frac{L_0}{d_0} = 10$$

Die Messlänge des kurzen Proportionalstabes ist bei den Rundproben gleich dem fünffachen Wert des Durchmessers D_0.

Für die Flachzugprobe gilt:

$$L_0 = 5{,}65 \times \sqrt{S_0}$$

S_0 = Probenquerschnitt



Zugprobe EN ISO 6892-1 B – d_0 x l_0

Zugprobe EN ISO 6892-1 E– a x b x l_0

Abb. 0.1: **Probeformen nach EN ISO 6892-1**

Würden verschiedene Probendimensionen für ein und denselben Werksoff verwendet, bekäme man verschiedene Kraftverlängerungsdiamgramme.

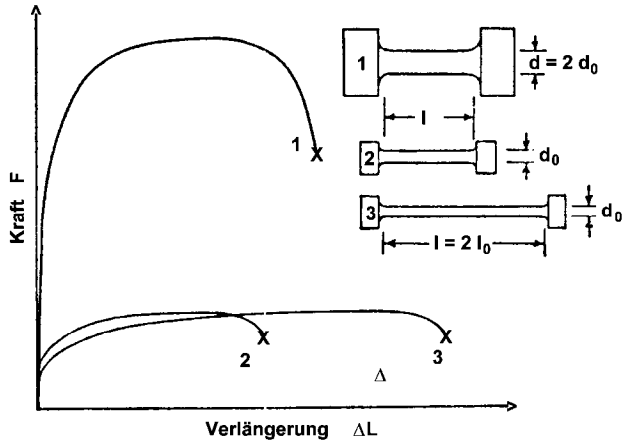


Abb. 0.2: **Einfluss unterschiedlicher Probenfomren**

1.2.2 Durchführung

Es wird ein zylindrischer oder rechteckiger Probestab an einem Ende fest eingespannt und am anderen Ende in axialer Richtung mit einer genormten, langsamen und stossfreien Zugkraft belastet.

Die auf die Probe wirkende Kraft F und die Verlängerung der Probe ΔL werden gemessen und in grafischer Form im Kraft-Verlängerungs-Diagramm festgehalten.

ΔL ist nach EN ISO 6892-1 nicht die gesamte Verlängerung der Probe, sondern nur die einer verkürzten Messlänge L_0. Vor Beginn des Versuchs muss L_0 durch zwei Markierungen oder das Ansetzen eines Dehnungsaufnehmers festgelegt werden.

Die Kraft wird auf den Anfangsquerschnitt S_0 bezogen, um eine von der jeweiligen Probendimension weitgehend unabhängige Information zu erhalten. So bezieht sich auch die Verlängerung auf die Messlänge L_0. Man erhält so ein Spannungs-Dehnungs-Diagramm, wobei die Spannung:

$$\sigma = \frac{F}{S_0} \quad [N/mm^2]$$

und die Dehnung

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} \quad [\bullet 100\%]$$ ist.

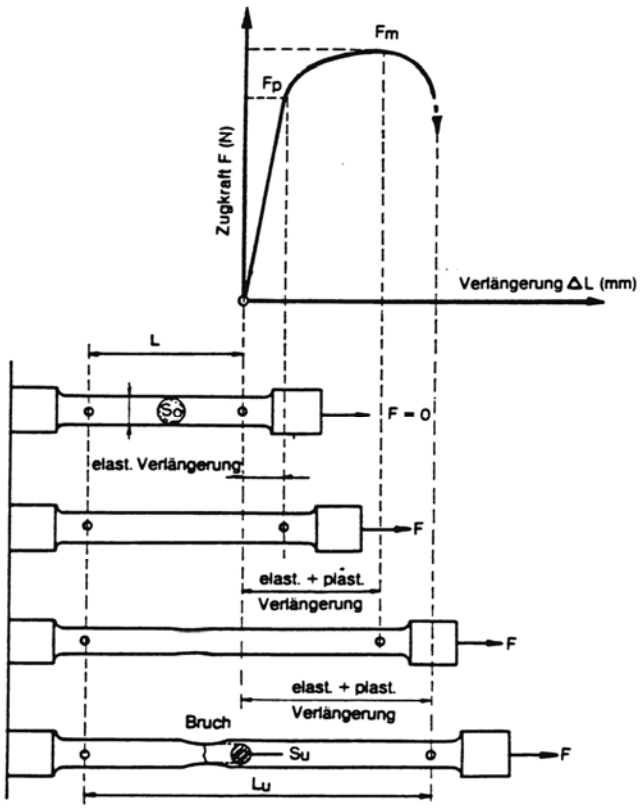


Abb. 0.3: **Zuordnung Verformungsgrad der Probe zu Kraft-Weg-Diagramm**

1.2.3 Schritt für Schritt durchs Kraft-Weg-Diagramm

Wir wollen nun auf jeden Schritt im Kraft-Weg-Diagramm eingehen.

Zur Veranschaulichung dieser Vorgänge zeichnet man die Abhängigkeit zwischen Kraft F und Verlängerung ΔL in ein Diagramm ein. Dies ist das Kraft-Weg-Diagramm, wie es von der Zugprüfmaschine direkt gespeichert oder aufgezeichnet wird.

1) Zu Beginn des Zugversuchs wird man feststellen, dass sich der Stab zunächst um einen Betrag ΔL, der zur Kraft F proportional ist, verlängert.

Wird die Kraft (z.B. im Punkt a) wieder entfernt, dann geht der Stab auf seine ursprüngliche Länge (Anfangslänge L_0) zurück, man nennt dies die elastische Verformung. Hier steigt die Spannung proportional zur Dehnung an. Es gilt:

$$\boxed{\sigma = \varepsilon \times E}$$

E = Elastizitätsmodul

Den linear verlaufenden Anfangsbereich (0-b) nennt man die
Hookesche Gerade.

Überschreitet die Probe die Grenzspannung im Punkt b, der Elastizitätsgrenze (Abbiegen der Kurve), zeigt die Probe nach dem Entlasten eine bleibende Verlängerung.

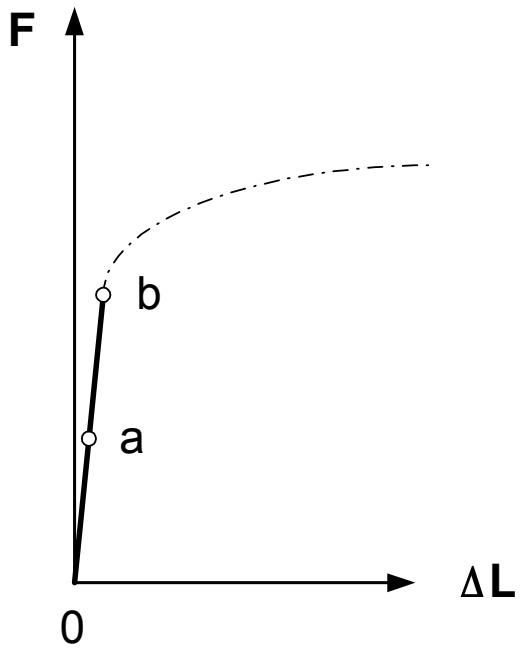


Abb. 0.4: **Hookesche Gerade**

2) Steigert man nun die Kraft F weiter, dann erreicht man schliesslich einen Wert, über dem die Verlängerung ΔL nicht mehr proportional zu F ist, bzw. immer rascher zunimmt. Nach der Entlastung sieht man, dass der Stab nicht mehr ganz auf seine ursprüngliche Länge zurück geht. Es resultiert eine bleibende Verlängerung. Der Stab ist plastisch verformt.

Die **Gesamtdehnung ε_t** setzt sich oberhalb der Elastizitätsgrenze aus ε_e einem elastischen und ε_p einem plastischen Anteil zusammen. Diese drei Werte werden für den Punkt c im Kraft-Verlängerungs-Diagramm ermittelt.

$$\varepsilon_t = \frac{\overline{0C_2}}{L_0}$$

$$\varepsilon_p = \frac{\overline{0C_1}}{L_0}$$

$$\varepsilon_e = \frac{\overline{C_1C_2}}{L_0}$$

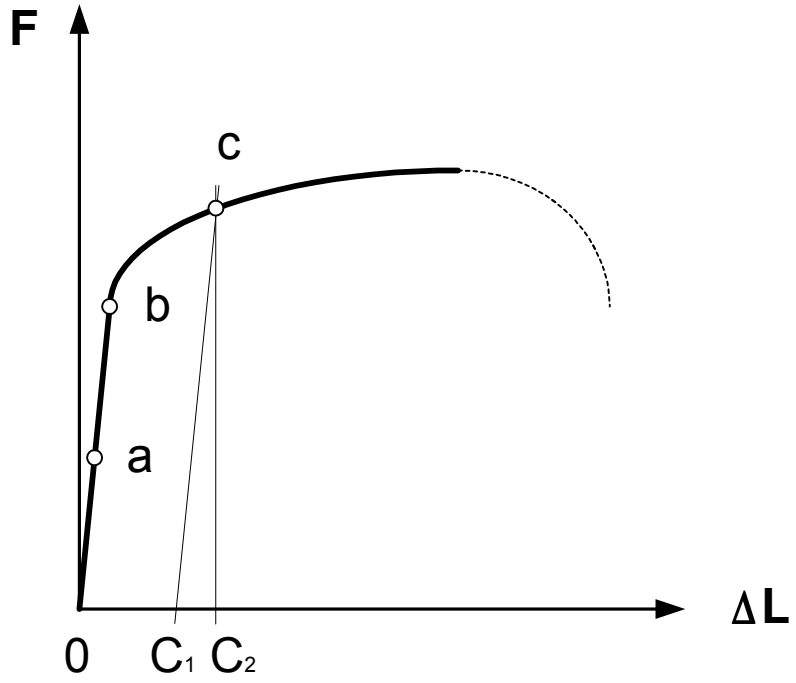


Abb. 0.5: **Punkt c mit Gesamtdehnung**

Zur graphischen Bestimmung von ε_p legt man durch den Punkt c eine Parallele zur Hookeschen Geraden.

Experimentell erhält man ε_p dadurch, dass man die Prüfmaschine im Punkt c entlastet. Die verbleibende Dehnung enthält keine elastischen Anteile mehr und ist in etwa gleich ε_p. Man geht davon aus, dass nach dem Stoppen der Maschine und während des Entlastens der Zustand der Probe eingefroren ist. Diese Voraussetzung ist bei Metallen einigermassen erfüllt, während bei Kunststoffen starke Abweichungen auftreten können.

3) Durch ein weiteres Steigern von F wird der Stab immer mehr gestreckt, das heisst, das Material fliesst unter gleichzeitiger Abnahme des Stabquerschnittes.

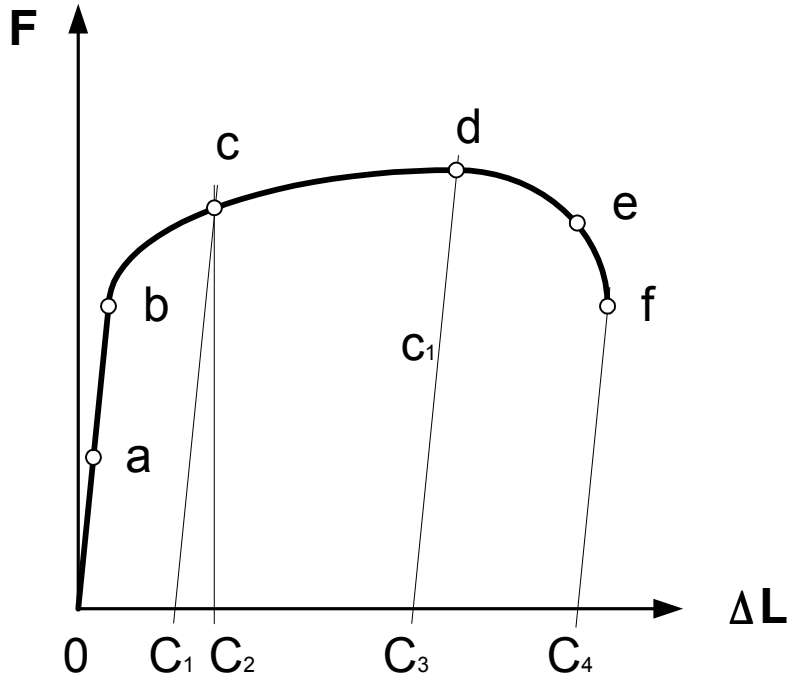


Abb. 0.6: **Kraft-Weg-Diagramm**

Im Bereich zwischen b und d zeigt die Probe eine in etwa gleichmässige Verformung über die gesamte Probenlänge. Man nennt diesen Bereich deshalb auch den Bereich der Gleichmassdehnung.

Im Punkt d wird die Höchstkraft F_m erreicht. Schliesslich beginnt sich der Stab an einer bestimmten Stelle einzuschnüren, wobei die Kraft ihr Maximum überschreitet. Trotz weiterer Verlängerung nimmt die Kraft unter der Wirkung der Einschnürung ab, bis schliesslich der Stab im Punkt f an seiner engsten Stelle reisst.

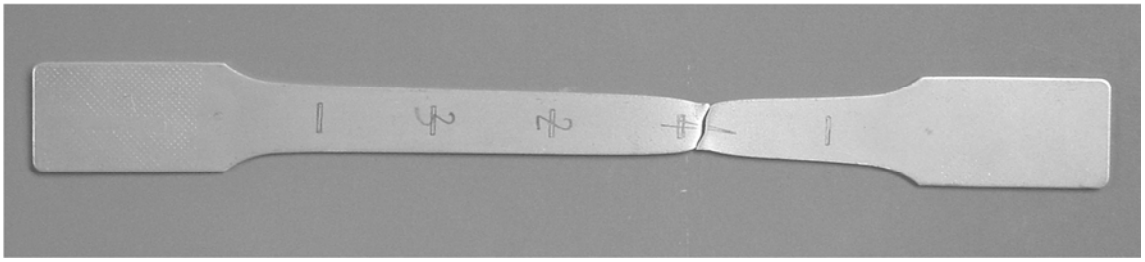


Abb. 0.7: **Eingeschnürte Flachzugprobe aus Stahl**

1.3 Werkstoffkennwerte des Zugversuches

Wie in der Einleitung schon erwähnt, müssen die Zugversuch-Versuchsbedingungen so exakt festgelegt sein, dass verschiedene Prüfstellen stets eindeutige, vergleichbare Ergebnisse erhalten.

Die alleinige Kenntnis der EN ISO 6892-1 reicht jedoch zur erfolgreichen Problemlösung nicht aus. Es ist auch wichtig zu wissen, bei der Vielfalt der in der Praxis auftretenden Fälle, wann und warum Messergebnisse von der Dimensionierung der Probe und der Art der Prüfmaschine abhängen.

Hier werden nur die in EN ISO 6892-1 aufgeführten Symbole benutzt.

1.3.1 Zugfestigkeit R_M

Im Punkt d (Abb. 0.6) des Diagramms zeigt die Prüfmaschine die Höchstlast F_m an. Bezieht man diese Kraft wieder auf den ursprünglichen Stabquerschnitt S_o, dann erhält man die Zugfestigkeit [N/mm²].

$$R_m = \frac{F_m}{S_0}$$

Dieser Werkstoffkennwert besitzt in der Werkstoffprüfung deshalb eine grosse Bedeutung, weil er wie die Streckgrenze mit relativ hoher Genauigkeit bestimmt werden kann. Einmal aus dem Diagramm oder bei älteren Maschinen durch Ablesen des Schleppzeigerwertes, der nach Beginn der Einschnürung bei F_m stehen bleibt.

Die Zugfestigkeit kann durch Härten, Vergüten oder Kaltverfestigen erhöht werden.

Auch abweichende Probenformen können zur Bestimmung der Zugfestigkeit zerrissen werden z.B. Rohre und Profilstäbe können als Ganzes geprüft werden. Dies führt, vorausgesetzt das Material ist gleichmässig, zu den selben R_m Werten, als würden die Proben aus dem Rohr herausgearbeitet (siehe EN ISO 6892-1).

Aus diesem Grunde wird beim kurzen Proportionalstab $L_0/d_0 = 5$ und als Sonderfall beim Temperguss $L_0/d_0 = 3$ (EN 1562) vorgeschrieben. Bei spröden Materialien kann durch Kerbwirkung das Verhältnis F_m/S_{min} kleiner als die Zugfestigkeit werden. Zur Vermeidung dieses Effektes muss bei Proben aus Gusseisen mit Lamellengraphit (EN 1561), der Übergang zum Probenkopf sanft erfolgen, sofern sie keinen prismatischen Teil besitzen.

Bei spröden Werkstoffen niemals Markierungen für die Masslänge einritzten und auf eine saubere axiale Belastung achten, da sonst durch überlagerte Biegespannungen ein vorzeitiger Bruch der Probe auftreten kann.

Die meisten Werkstoffe zeigen eine Abhängigkeit der Streckgrenze von der Dehngeschwindigkeit. Die Messung des R_p Wertes darf deshalb maximal mit einer Dehngeschwindigkeit von 0,000‘25/s durchgeführt werden (siehe EN ISO 6892-1; Bild 9).

1.3.2 Streckgrenze

Die Streckgrenze ist die Spannung, bei der bei zunehmender Verlängerung die Zugkraft erstmalig gleichbleibt oder abfällt. Tritt ein deutlicher Abfall auf, so spricht man von der oberen und unteren Streckgrenze R_{eH} und R_{eL}.

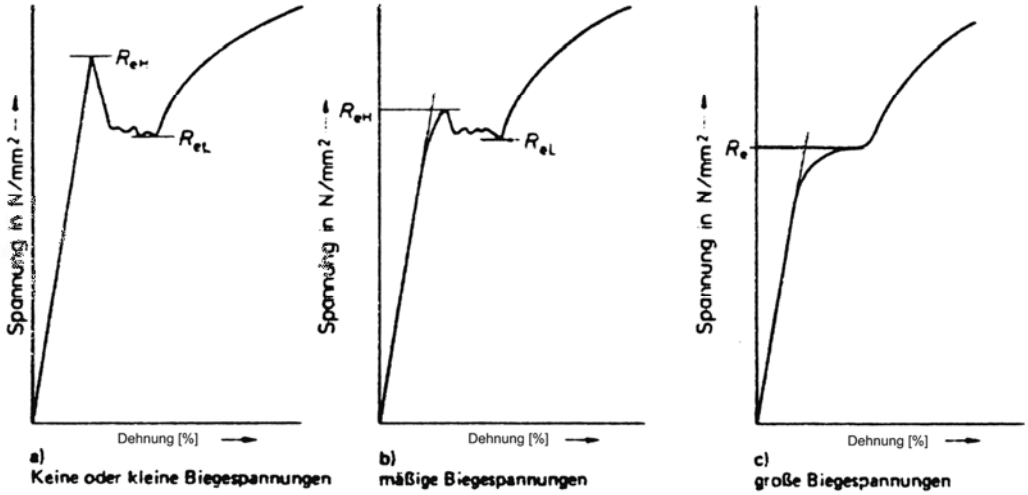


Abb. 0.8: **Streckgrenzen-Formen** (EN ISO 7500)

Das Auftreten einer ausgeprägten oberen Streckgrenze wird weiterhin durch den Probenquerschnitt beeinflusst. Proben mit rundem Querschnitt zeigen eine grössere Differenz R_{eH} - R_{eL} als Vierkantmaterial oder Profile. Die obere Streckgrenze kann auch durch geringfügige Vorverformung oder Wechselbelastung beeinflusst werden.

Die untere Streckgrenze R_{eL} ist nicht so leicht beeinflussbar wie R_{eH} und daher auch ein geeigneter Werkstoffkennwert. Ebenso wie R_{eH} hängt auch R_{eL} insbesondere bei ferritischen Stählen merklich von der Dehngeschwindigkeit ab. Deshalb wird die Belastungsgeschwindigkeit nach EN ISO 6892-1 begrenzt

R_{eL} ist die kleinste Spannung im Fliessbereich, d. h. zwischen dem ersten Spannungsabfall nach der oberen Streckgrenze und dem erneuten Spannungsanstieg nach Durchlaufen des Lüdersbandes. Benutzt man ein sehr träges Kraftsystem (Pendelmanometer), so kann ein ausgeprägter Kraftabfall zu einem Überschwingen der Kraftanzeige führen und damit eine zu niedrige untere Streckgrenze vortäuschen. Aus diesem Grunde darf bei Maschinen, deren Kraftmessung mit grossen Trägheitskräften verbunden ist (z. B. Pendelmanometer), im elastischen Bereich eine Spannungszunahmegeschwindigkeit von 10 bzw. 30 N/mm²s nicht überschritten werden.

E-Modul des Werkstoffes $\left[\frac{N}{mm^2}\right]$	Spannungszunahmegeschwindigkeit $\left[\frac{N}{mm^2 \times s}\right]$	
	min.	max.
< 150‘000	2	20
≥ 150‘000	6	60

Abb. 0.9: Spannungszunahmegeschwindigkeiten nach EN ISO 6892-1

1.3.3 Dehngrenze

Bei vielen Stählen, besonders bei weichen Baustählen, tritt im Bereich der 0,2%-Dehngrenze keine Unstetigkeit im Kraft-Verlängerungs-Diagramm auf. Tritt keine obere und unteres Streckgrenze auf, sondern erfolgt der Übergang vom elastischen zum plastischen Bereich stetig, so wird statt der Streckgrenze die Dehngrenze bestimmt. Die Dehngrenze R_p ist die Spannung bei einer bestimmten plastischen Dehnung ε_p. Der Zahlenwert der plastischen Dehnung in % wird dem Index p angefügt. In der Regel wird die 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Werkstoffkennwert angegeben. Üblich ist aber auch die 0,01 %-Dehngrenze (Technische Dehngrenze) und die 1 %-Dehngrenze (bei Austeniten).

Zieht man im σ-ε- Diagramm eine Parallele mit dem Abstand ε = 0,2 % zur Hookeschen Geraden, so ergibt der Schnittpunkt mit der Spannungs-Dehnungs-Kurve den Wert von R_p 0,2.

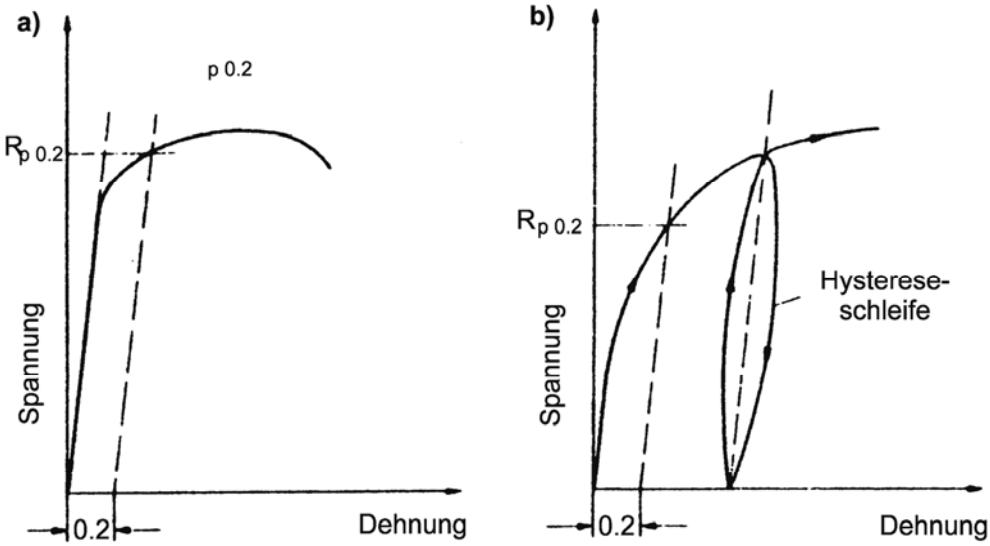


Abb. 0.10: **$R_{p0,2}$ – Bestimmung**

a) Parallel zur Hookeschen Geraden im Abstand von 0,2 % Dehnung
b) Durch Parallele zur Hysteresenschleifen - Mittellinie

Ist die Hookesche Gerade im Spannungs-Dehnungsdiagramm sehr kurz, so dass sich die Parallele nicht mit genügender Sicherheit ziehen lässt, so kann nach Überschreitung der Dehngrenze eine Hysteresisschleife gefahren werden. Die Parallele durch den Abszissenwert ε = 0,2 % wird nun zur Mittellinie der Hysteresiskurve gezogen (Abb. 0.10).

Die Dehngrenze hängt ähnlich wie die Streckgrenze von der Belastungsgeschwindigkeit ab, die aus diesem Grunde auch gleich begrenzt ist (Abb. 0.9).

Bei Rechnergesteuerter Durchführung, kann die $R_{p0,2}$ – Dehngrenze auch ohne Zeichnen des Kraft-Verlängerungs-Diagrammes bestimmt werden.

1.3.4 Bruchdehnung und Einschnürung

Bei der Auswertung des Zugversuchs ist die **Bruchdehnung A**, die ein Mass für die Verformbarkeit des Werkstoffes darstellt, von Bedeutung. Zur Bestimmung der Bruchdehnung werden die beiden Bruchstücke in der Weise zusammengefügt, dass ihre beiden Achsen eine Gerade bilden.

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \times 100\%$$

A	=	Bruchdehnung	[%]
L_0	=	Ausgangsmesslänge	[mm]
L_u	=	Messlänge nach Bruch	[mm]

Nur wenn dieses Messlängenverhältnis konstant ist, können Dehnungswerte miteinander verglichen werden. In den USA (ASME / ASTM) sind andere Probenabmessungen üblich (4d), die allgemein etwas höhere Dehnungswerte ergeben.

Die Dehnungswerte geben ein Mass für die Zähigkeit des Werkstoffes bei statischer (ruhender beziehungsweise langsam zunehmender) Zugbeanspruchung, nicht aber bei dynamischer (Wechsel- oder Schlag-) Beanspruchung. Eine hohe Dehnung verlangt man bei Werkstoffen, die entweder bei der Verarbeitung oder im Betrieb eine starke Verformung ertragen müssen.

Mit steigender Zugfestigkeit und Härte nimmt die Dehnung im allgemeinen ab. Besonders stark wird sie durch Einschlüsse, Materialfehler und Probenlage beeinträchtigt.

Neben der Gesamtdehnung der Probe interessiert die lokale Verformung an der Bruchstelle, die mit **Brucheinschnürung Z** bezeichnet wird.

Dieser Wert kennzeichnet, wie gross die Zähigkeit des Werkstoffes bei statischer beziehungsweise langsam zunehmender Zugbeanspruchung ist. Auch weist eine hohe Einschnürung in vielen Fällen auf eine hohe Kerbschlagarbeit hin (feinkörniges und gleichmässiges Gefüge). Niedrige Einschnürungswerte entsprechen meist geringeren Schlagarbeitswerten (grobes, ungleichmässiges Korn, Einschlüsse, Seigerungen etc.). Durch Umkristallisieren (Normalglühen) oder Vergüten wird die Brucheinschnürung oft beträchtlich erhöht, ebenso durch Legierungszusätze. Besitzt ein Stahl eine ausgeprägte Faserstruktur, dann ergeben Längszugproben (parallel zur Faserrichtung) die höchsten Brucheinschnürungswerte, Querproben dagegen in der Regel bedeutend niedrigere.

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \times 100\%$$

Z	=	Brucheinschnürung	[%]
S_0	=	Anfangsquerschnitt	[mm²]
S_u	=	kleinster Probenquerschnitt	[mm²]

Erfolgt die Einschnürung in der Nähe der Probenkehle, so wird der Einschnürungsprozess durch die Dehnungsbehinderung erschwert. Aus diesem Grunde kann die im Zugversuch ermittelte Bruchdehnung nach EN ISO 6892-1 nach Anhang H ausgewertet und als gültig angesehen werden.

Ist der Abstand der Bruchstelle vom nächsten Ende der Probenlänge kleiner, so liegt es nahe, dass die Einschnürungsdehnung zu klein ermittelt wird. Wird der vorgeschriebene Bruchdehnungswert nicht erreicht, so muss der Versuch als ungültig angesehen und wiederholt werden ohne als Wiederholungsdehnung zu gelten.

Ein vergleichbarer Wert der Bruchdehnung kann bei einem solchen aussermittigen Bruch ermittelt werden, wenn der Bruch mit Hilfe einer Konstruktion wieder in die Mitte verlegt wird.

Anhang H
(informativ)

Bestimmung der Bruchdehnung bei Unterteilung der Anfangsmesslänge

Um zu vermeiden, Proben verwerfen zu müssen, bei denen der Bruch nicht die in 20.1 angegebenen Bedingungen erfüllt, darf nach Vereinbarung das folgende Verfahren angewendet werden:

a) Vor dem Versuch wird die Anfangsmesslänge, L_0 in N, gleiche Teile von 5 mm (empfohlen) bis 10 mm geteilt;

b) nach dem Versuch wird die Messmarke auf dem kurzen Bruchstück der Probe mit X bezeichnet, während die Messmarke auf dem langen Bruchstück der Probe, die den gleichen Abstand zur Bruchstelle hat wie die Messmarke X, mit Y bezeichnet wird.

Ist n die Anzahl der Teilabstände zwischen X und Y, dann wird die Bruchdehnung wie folgt bestimmt:

1) Wenn $N-n$ eine gerade Zahl ergibt [siehe Bild H.1a)], werden der Abstand zwischen X und Y, l_{XY} und der Abstand von Y zum Teilstrich Z, l_{YZ}, gemessen, der bei $(N-n)/2$ Abständen jenseits von Y liegt.

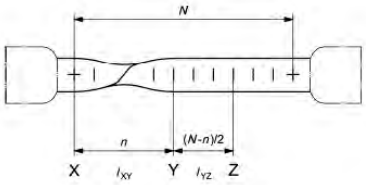
Die Bruchdehnung, A wird dann nach Gleichung (H.1) berechnet:

$$A = \frac{l_{XY} + 2l_{YZ} - L_0}{L_0} \times 100 \qquad \text{(H.1)}$$

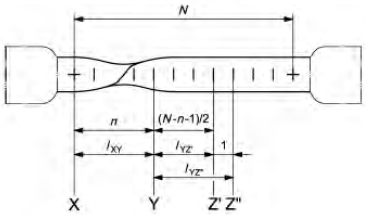
2) Wenn $N-n$ eine ungerade Zahl ergibt [siehe Bild H.1b)], werden der Abstand zwischen X und Y und der Abstand von Y zu den Teilstrichen Z' und Z'', $l_{YZ'}$ und $l_{YZ''}$, gemessen, die bei $(N-n-1)/2$ und $(N-n+1)/2$ Abständen jenseits von Y liegen.

Die Bruchdehnung wird dann berechnet nach der Gleichung:

$$A = \frac{l_{XY} + l_{YZ'} + l_{YZ''} - L_0}{L_0} \times 100 \qquad \text{(H.2)}$$



a) $N-n$ ist eine gerade Zahl



b) $N-n$ ist eine ungerade Zahl

Legende

N	Anzahl der gleichen Teile
n	Anzahl der Intervalle zwischen X und Y
X	Messmarke auf dem kürzeren Bruchstück der Probe
Y	Messmarke auf dem längeren Bruchstück der Probe
Z, Z', Z''	sind Teilstriche

ANMERKUNG Die gezeichnete Form der Probenköpfe ist als Beispiel zu verstehen.

Bild H.1 — Beispiele zur Bestimmung der Bruchdehnung

Abb. 0.11: **Normausschnitt EN ISO 6892-1**

1.3.5 Prüfbedingungen und Probeentnahme

Da die Festigkeits- und vor allem die Zähigkeitswerte stark von den Prüfbedingungen abhängen, sind die in den Normen festgelegten Prüfvorschriften stets genau einzuhalten. In allen Fällen soll angegeben werden, nach welchen Parametern wie Prüftemperatur, Prüfgeschwindigkeit, Norm oder Abmessungen der Probestäbe, Probestäbe mit Walz- oder Gusshaut geprüft wird. Bei Knetwerkstoffen ist ferner die Lage der Probenachse in bezug auf die Faserrichtung zu beachten; Längs-, Quer- oder Tangentialproben.

Bei gehärteten oder vergüteten Stählen spielt der Abstand der Probe von der abgeschreckten Oberfläche eine entscheidende Rolle.

2 Kerbschlagbiegeversuch

2.1 Allgemeines

Der Zugversuch liefert ausschliesslich Kennwerte, die das Verhalten eines Werkstoffes bei statischer, einachsiger Zugbeanspruchung festhalten. Da sich Werkstoffe jedoch bei dynamischen und vor allem bei mehraxialen Spannungszuständen ganz anders verhalten, muss auch hier ein entsprechendes Prüfverfahren angewendet werden. Wird ein gekerbter Stab schlagartig gebogen, so dass die Hauptzugbeanspruchung quer zur Kerbe verläuft, dann entsteht im Kerbgrund ein mehrachsiger Spannungszustand, der die Verformungsfähigkeit des Materials vorübergehend derart herabsetzt, dass die Probe mehr oder weniger spröde bricht. Man misst nun die Arbeit, die benötigt wird, um eine bestimmte Probe auf diese Weise zu trennen. Der bei uns übliche Kerbschlagbiegeversuch liefert die Kerbschlagarbeit Av.

Die Kerbschlagbiegeprüfung eignet sich vorwiegend nur für die Feststellung der Trennbruchneigung eines Werkstoffes und für die Überwachung der Güte und Gleichmässigkeit von Wärmebehandlungen.

2.2 Probenform

Die Form der Kerbschlagproben ist nach EN ISO 148-1 genormt. Am weitesten verbreitet sind die ISO-Spitzkerbprobe (ISO-V) und die DVM-Probe.

Der Kerb der ISO-Rundkerbprobe sowie der DVM-Probe wurde früher durch Bohren und anschliessendes Aufsägen hergestellt. Heute werden alle Proben gefräst / geräumt.

Im Kerbgrund dürfen die Proben keine mit blossem Auge sichtbaren Riefen zeigen, die parallel zur Kerbachse verlaufen. Liegt die Materialdicke unter 10 mm, so dürfen ISO-Spitzkerb-, ISO-Rundkerb- oder DVM-Proben mit geringerer Breite bei sonst gleichen Probenmassen entnommen werden.

Man bevorzugt die grösstmögliche Untermass-Probe, die 2.5, 5 oder 7.5 mm breit sind.

Da die Grösse der Kerbschlagarbeit K_p stark von der Probenform abhängig ist, muss letztere immer angegeben werden, z. B. KV_2 = 10 J.

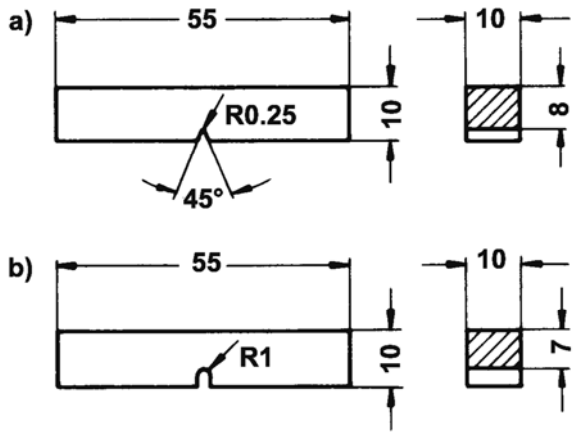


Abb. 2.1: **Kerbschlagproben**
a) ISO-V-Probe
b) DVM-Probe

2.3 Versuchsdurchführung

Der Kerbschlagbiegeversuch ist nach EN ISO 148-1 für die Prüfung von Stahl und Stahlguss vorgesehen, kann aber ebenso bei NE-Metallen angewandt werden. Der Versuch wird in einem Pendelschlagwerk nach EN ISO 148-2 vorgenommen, bei dem ein Pendelhammer von einer vorgegebenen Höhe H herunterfällt. Liegt keine Probe in der Bahn des Pendelhammers, dann schwingt dieser auf der gegenüberliegenden Seite des Schlagwerkes in die maximale Steighöhe aus Nullstellung: ≤ 0,4 % der Ausgangsschlagarbeit. In seinem tiefsten Punkt trifft das Pendel auf die Rückseite einer gekerbten Probe, wobei die Auftreffgeschwindigkeit zwischen 5 m/s und 5,5 m/s liegen muss. Beim Durchschlagen oder Durchziehen der Probe durch das Widerlager wird ein Teil der Pendelenergie für die Schlagarbeit K_p verbraucht, diese kann unmittelbar am Gerät abgelesen werden. Der Unterschied gegenüber der maximalen Steighöhe ergibt die gesuchte Schlagarbeit in J (Joule).

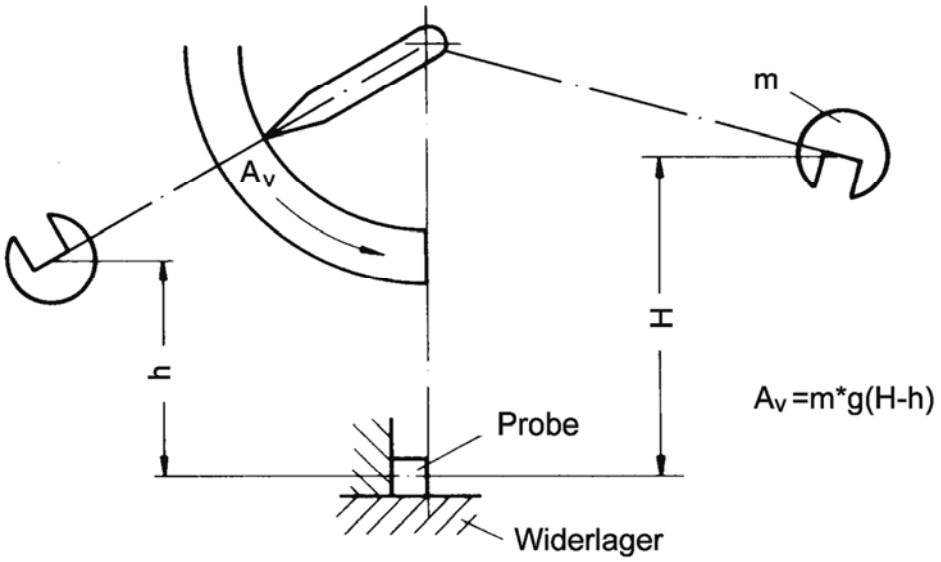


Abb. 2.2: **Kerbschlagbiegeversuch** (schematisch)

Nach EN ISO 148-1 soll die Prüfung bei 23 ± 5 °C Raumtemperatur durchgeführt werden, falls in der Liefernorm die Prüftemperatur nicht festgelegt ist. Insbesondere zur Ermittlung der Übergangstemperaturen werden Kerbschlagversuche bei verschiedenen Temperaturen durchgeführt. Zu diesem Zweck werden die Proben in Öfen, Kühlschränken oder Flüssigkeitsbädern auf die gewünschte Prüftemperatur gebracht. Um den notwendigen Temperaturausgleich über den Probenquerschnitt zu erhalten, muss die Probe mindestens 5 Minuten im Bad und 30 Minuten im Ofen oder Kühlschrank lagern. Die Proben müssen innerhalb 5 Sekunden nach Herausnahme aus der Temperiereinrichtung geschlagen werden. In diesem Falle stimmt nämlich die Temperatur der Temperiereinrichtung auf ± 1 °C mit der Probentemperatur in einem Prüfbereich zwischen +55 und -196 °C überein. Um eine unzulässige Temperaturänderung der Probe zu vermeiden, soll die Zange, die zur Herausnahme der Probe benutzt wird, an ihren Enden ebenso wie die Probe temperiert werden. Nach dem Bruch der Probe wird die Kerbschlagarbeit abgelesen und in J angegeben.

Abb. 2.3: **450 J Pendelschlagwerk**

Abb. 2.4: **autom. Temperaturvorrichtung**

Der Quotient aus der Kerbschlagarbeit und dem Nennquerschnitt im Kerbgrund ist die Kerbschlagzähigkeit:

$$\alpha_K = \frac{A_V}{S_0}$$

α_K	=	Kerbschlagzähigkeit	[J/mm²]
K_p	=	Kerbschlagarbeit	[J]
S_O	=	Nennquerschnitt Kerbgrund	[mm²]

Auch die Kerbschlagzähigkeit ist stark von der Probenform abhängig, so dass Werte, die an Proben unterschiedlicher Geometrie ermittelt wurden, nicht miteinander vergleichbar sind (Biegeverhalten).

Die Kerbschlagzähigkeit kann nicht als Grösse für Festigkeitsberechnungen dienen, weil in Bauteilen Spannungszustand, Belastungsablauf, Abmessungen und Kerbgeometrie ganz anders sind. Aus diesen Gründen ist für die Bestimmung der Werkstoffgüte die Ermittlung der verbrauchten Kerbschlagarbeit völlig ausreichend.

Das Aussehen der Bruchfläche liefert eine wichtige Aussage über den Werkstoff. Der prozentuale Scherbruchanteil an der Gesamtbruchfläche kann nach EN ISO 148-1 wie folgt ermittelt werden:

Die Länge A und Breite B der Spaltbruchfläche werden auf 0,5 mm genau gemessen. Aus A und B lässt sich der Scherbruchanteil ablesen.

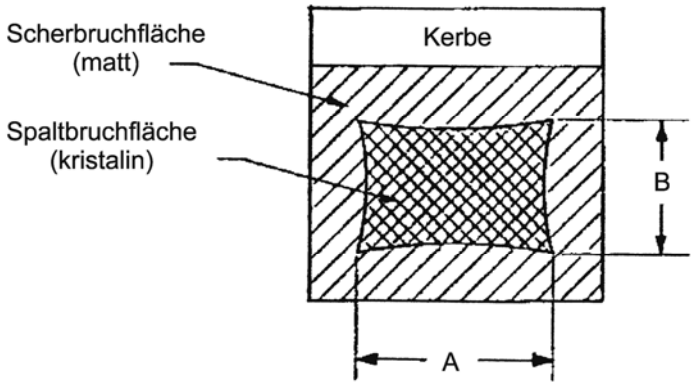


Abb. 2.5: **Ausmessen der Spaltbruchfläche**

B [mm] \ A [mm]	1,0	1,5	2,0	2,5	3,0	3,5	4,0	4,5	5,0	5,5	6,0	6,5	7,0	7,5	8,0	8,5	9,0	9,5	10,0
1,0	99	98	98	97	96	96	95	94	94	93	93	92	91	91	90	89	89	88	88
1,5	98	97	96	95	94	93	93	92	91	90	89	88	87	86	85	84	83	82	81
2,0	98	96	95	94	93	91	90	89	88	86	85	84	83	81	80	79	78	76	75
2,5	97	95	94	92	91	89	88	86	84	83	81	80	78	77	75	73	72	70	69
3,0	96	94	93	91	89	87	85	83	81	79	78	76	74	72	70	68	66	64	63
3,5	96	93	91	89	87	85	83	80	78	76	74	72	69	67	65	63	61	58	56
4,0	95	93	90	88	85	83	80	78	75	73	70	68	65	63	60	58	55	53	50
4,5	94	92	89	86	83	80	78	75	72	69	66	63	61	58	55	52	49	47	44
5,0	94	91	88	84	81	78	75	72	69	66	63	59	56	53	50	47	44	41	38
5,5	93	90	86	83	79	76	73	69	66	62	59	55	52	48	45	42	38	35	31
6,0	93	89	85	81	78	74	70	66	63	59	55	51	48	44	40	36	33	29	25
6,5	92	88	84	80	76	72	68	63	59	55	51	47	43	39	35	31	27	23	19
7,0	91	87	83	78	74	69	65	61	56	52	48	43	39	34	30	26	21	17	13
7,5	91	86	81	77	72	67	63	58	53	48	44	39	34	30	25	20	16	11	6
8,0	90	85	80	75	70	65	60	55	50	45	40	35	30	25	20	15	10	5	0

Abb. 2.6: **Scherbruchanteil [%]**

Die seitliche Breitung A bietet nach EN ISO 148-1 auch noch eine Möglichkeit zur Beurteilung des Bruchverhaltens. Sie entsteht unterhalb der Kerbe in der Druckzone und ist leicht mit einer Mikrometerschraube messbar, wenn die Probe ohne vollständigen Bruch durch die Auflager gezogen wird.

Zerbricht die Probe aber in zwei Hälften, so kann die eine Hälfte keine, eine oder beide am weitesten seitlich herausgedrückten Stellen der Druckzone enthalten.

Die wirkliche seitliche Breitung wird so bestimmt, dass man z.B. zuerst auf der rechten Probenseite an beiden Teilen die Breitung (A_2 und A_4) messen, wobei man nur den grösseren der beiden Werte festhält. Nachdem man das gleiche Verfahren auf der linken Seite bezüglich A_1 und A_3 durchgeführt hat, addiert man beide Maximalwerte und erhält so die gesamte laterale Breitung.

Der Betrag der Verbreiterung der Probe muss relativ zum nicht verformten Teil der Seitenfläche, die als Bezugspunkt gewählt wird, gemessen werden.

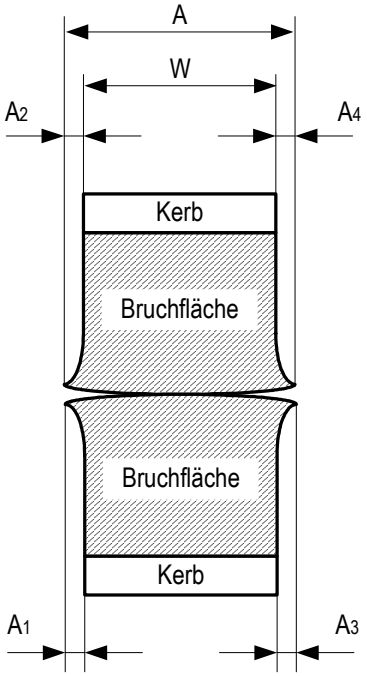


Abb. 2.7: **laterale Breitung**

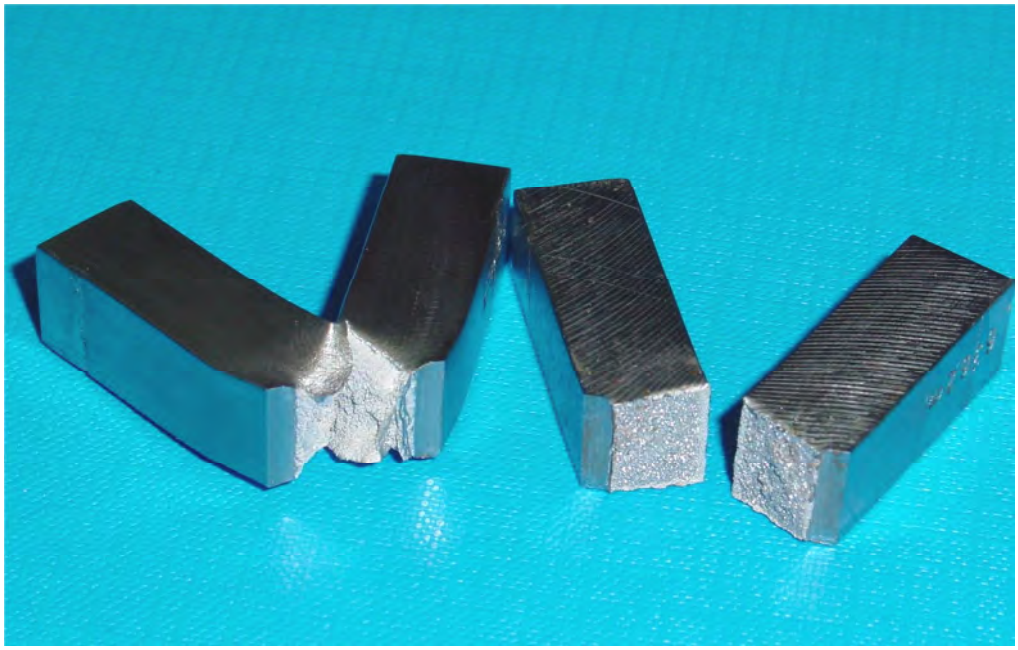


Abb. 2.8: **Hastelloy C-22** (ca. 428 J) **„normaler“ Cr-Stahl**

2.4 Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit von der Prüftemperatur

Besondere Bedeutung hat der Kerbschlagbiegeversuch bei Stahl deshalb, weil sich bei nicht-austenitischem Stahl die in Abb. 2.9 wiedergegebene werkstoffcharakteristische Abhängigkeit von der Prüftemperatur ergibt.

In der Nähe des Steilabfalls streuen die gemessenen Werte der Kerbschlagarbeit stark, während sowohl in der Hoch- als auch in der Tieflage geringere Streuungen auftreten. Die Werte betragen in der Tieflage ca. 10 J und in der Hochlage je nach Werkstoffzustand 100 J bis 300 J.

Meist ist nur die mehr qualitative Aussage massgebend, ob das Ergebnis einer Kerbschlagbiegeprüfung der Hoch- oder Tieflage zuzuordnen ist.

Diese Aussage ist bereits durch die grossen Unterschiede der Zahlenwerte der Kerbschlagarbeit ohne weiteres möglich. Darüber hinaus ist man bestrebt, international nur noch eine Probenform, die ISO-V-Probe, zu verwenden.

Die Kerbschlagarbeit wird allgemein bei einer Prüftemperatur von 20°C ermittelt. Prüft man nun eine grössere Zahl gleicher Proben eines Stahles bei Temperaturen zwischen z.B. -100° und +100°C, dann erhält man eine Kurve.

- Hochlage = Verformungsbruch, zähes Bruchverhalten
- Übergangagebiet = Mischbruch, zähes bis sprödes Bruchverhalten
- Tieflage = Trennbruch, sprödes Bruchverhalten

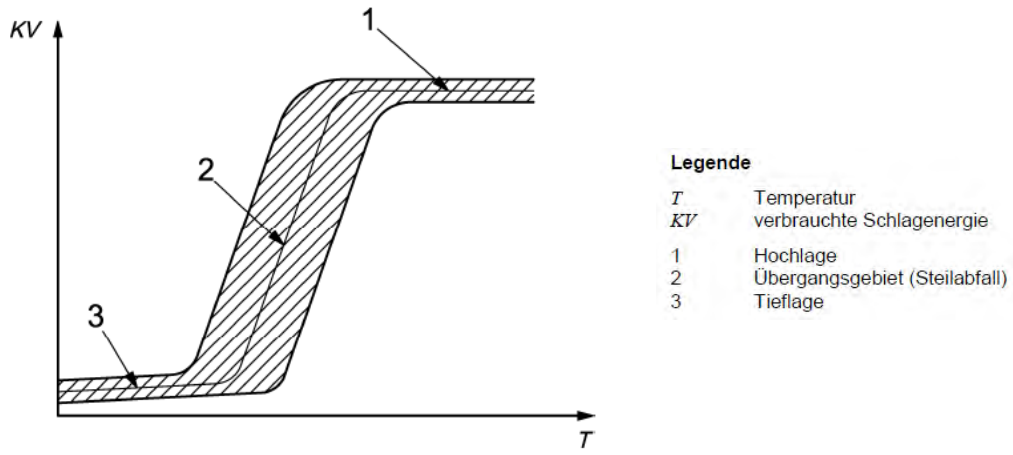


Abb. 2.9: **Kerbschlagarbeit – Temperatur – Kurve** (schematisch)

Beim Vergleich verschiedener Stähle interessiert vor allem die Höhe der Hochlage und der Temperaturbereich des Übergangsgebietes. Je höher die Hochlage und je weiter die Kurve nach links (zu niedrigeren Temperaturen) rückt, desto grösser ist die Sprödbruchsicherheit des Stahles. Dieses Kriterium ist vor allem wichtig für die Beurteilung der schweissbaren Baustähle.

3 Härteprüfung

3.1 Begriffe und Definitionen

Die Härteprüfung ist eine sehr viel angewendete Prüfung. Ihre Stärke liegt darin, dass sie relativ einfach durchführbar ist und über den Vergütungszustand, den Oberflächenzustand, über bestimmte Bereiche (z.B. Aufhärtungsbereiche) eine schnelle Auskunft ermöglicht.

Üblicherweise wird die Härte definiert als der Widerstand eines Körpers gegen das Eindringen eines anderen, härteren Körpers.

Weshalb die Härte messen?

Beispiele für indirekte Aussagen via Härtemessungen sind: Werkstoffidentifikation, Lebensdauer, Verschleissverhalten und sogar Informationen zur Werkstofffestigkeit. Zwar weiss der Praktiker, dass die Härte oft nur eine begrenzte Information über die ihn direkt interessierende Werkstoffeigenschaft darstellt. Doch sind Härtemessungen als rasches und kostengünstiges Verfahren zur Werkstoffbeurteilung aus unseren Werkstätten nicht mehr wegzudenken.

Wissenschaftlich genau ist die Härte eigentlich schwierig messbar, da während des Eindringvorganges eine neben der elastischen Verformung mehr oder weniger grosse plastische Verformung als Folgeerscheinung des zu prüfenden Werkstoffes auftritt, die einer mathematischen Formulierung nur schwierig oder gar nicht zugänglich ist.

Bevorzugte Härteprüfverfahren sind solche, die deutlich bleibende Eindrücke hinterlassen. Dabei entsteht an der Berührungsstelle ein dreiachsiger Spannungszustand, so dass sich auch in sonst spröden Werkstoffen, wie z.B. Gusseisen, noch bleibende Eindrücke erzeugen lassen. Da das Eindringverfahren von der Gestalt und Eigenhärte des anderen Körpers abhängig ist, muss bei der zahlenmässigen Angabe der Härtewerte immer das Härteprüfverfahren genannt werden.

Grundsätzlich kann die Härte nach folgenden Methoden ermittelt werden:

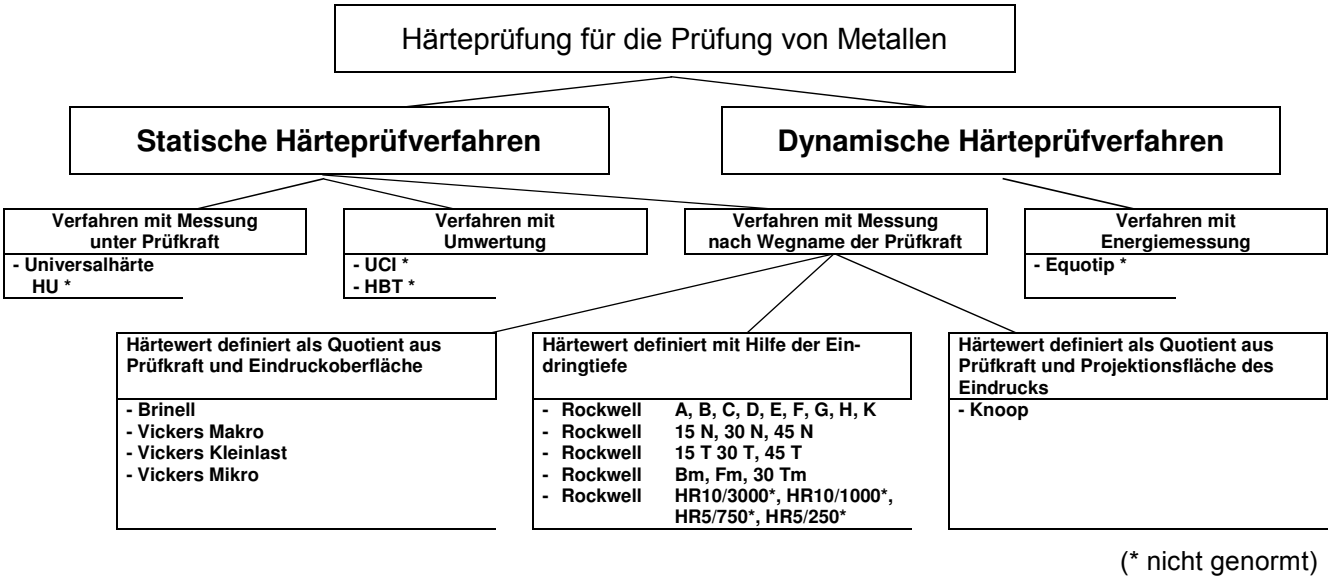
- Ritzen der Oberfläche;
- Eindringen eines Prüfkörpers unter statischer Belastung;
- Eindringen eines Prüfkörpers unter stossartiger Belastung;
- Rückprall infolge des elastischen Verhaltens des Prüfstückes.

Die technische Bedeutung der Härteprüfung liegt darin, dass die Härte eine den Behandlungszustand der Metalle kennzeichnende, in weiten Grenzen veränderliche Eigenschaft ist, dass sie sich einfach und schnell ermitteln lässt, dass das geprüfte Teil dabei in der Regel nicht unbrauchbar wird und dass in gewissen Grenzen ein Rückschluss auf die Zugfestigkeit möglich ist. Der Zugversuch liefert dem Materialprüfer einige genaue und ziemlich gut reproduzierbare Materialkennwerte, leider ist diese Prüfung nicht zerstörungsfrei. Steht kein Material für die Bearbeitung einer Zugprobe zur Verfügung, oder ist das zu prüfende Material schlecht zerspanbar beziehungsweise hart oder spröde, dann behilft man sich mit einem der zahlreichen Härteprüfverfahren.

In der Praxis bedient man sich somit einer Reihe von empirischen Messmethoden, wie sie in der folgenden Übersicht zusammengestellt ist. Die erste Härteskala wurde von Mohs 1822 aufgestellt. Sie wird von Mineralogen und Geologen verwendet und beruht darauf, dass sich ein Mineral mit dem nächst folgenden ritzen lässt.

1640	Babra	Ritzen von Edelsteinen mit der Feile
1722	Réaumur	Ritzen von Stahl mit Mineralien
1822	Mohs	Ritzhärteskala, 10stufig für Mineralien
1851		Bohrhärte
1874	Uchatius	Fallhärte mit Meissel für Bronze
1882	TH Prag	Ritzhärte 18stufig für Stahl
1884		Schleifhärte
1889	Martens	Ritzhärteverfahren
1900	Brinell	Kugeldruckversuch
1907	Ludwik	Kegelprobe
	Shore	Rücksprungverfahren
	Meyer	Potenzgesetz für Kugeldruckversuch
	Ludwik	Vorlastverfahren
1920	Rockwell	Vollständige Beschreibung des Verfahrens
	Smith / Sandland	Vickersverfahren

Tabelle 3.1: **Historische Übersicht**



(* nicht genormt)

Abb. 3.2: **Übersicht über die Härteprüfverfahren für Metalle**

Bei den **statischen Härteprüfverfahren** wird die Prüfkraft stossfrei aufgebracht und wirkt eine bestimmte Zeit ruhend auf die Probe ein. Die Ermittlung der Härte beruht

a) entweder auf der Ausmessung der **Eindruckfläche** und Berechnung des Quotienten aus Prüfkraft und Eindruckfläche (Brinell-, Vickers-Prüfung)

Konstruktion und Wirkungsweise der Härteprüfgeräte mit optischer Eindruckmesseinrichtung sind in EN ISO 6507-2 genormt.

b) oder der Messung der **Eindringtiefe** bei vorgegebener Prüfkraft (Rockwell-Prüfung, Universalhärteprüfung).

Konstruktion und Wirkungsweise der Härteprüfgeräte mit Eindringtiefen sind in EN ISO 6508-2 genormt.

Die Härtewerte werden bei allen Verfahren als reine Zahlenwerte ohne Einheit mit dem Kurzzeichen des Prüfverfahrens angegeben.

Zur Überprüfung der Geräte sollten häufig Funktionsprüfungen mit Härtevergleichsplatten verschiedener Härte durchgeführt werden.

3.2 Härteprüfung nach Brinell

3.2.1 Prinzip

Im Jahre 1900 führte der Schwede Brinell auf der Pariser Weltausstellung ein neues Härteprüfverfahren vor.

Beim Brinellverfahren nach EN ISO 6506-1 wird eine Kugel aus gehärtetem Stahl oder Hartmetall mit einem bestimmten Durchmesser D unter Wirkung einer gewählten Prüfkraft F während einer bestimmten Zeit in die Probe gedrückt.

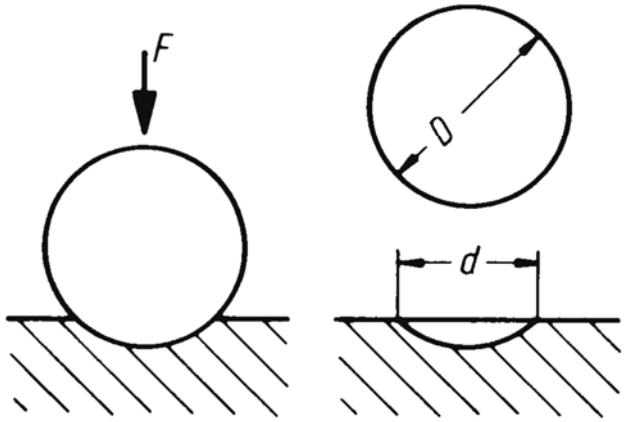


Abb. 3.3: **Prinzip der Härteprüfung nach Brinell**

Durch den Druck der gehärteten Stahlkugel in die Oberfläche des zu prüfenden Materials, wird dieses an der betreffenden Stelle zum Teil elastisch und zum Teil plastisch verformt. Bei metallischen Werkstoffen nimmt mit steigender Belastung die plastische Verformung immer stärker überhand, der bleibende, kreisförmige Eindruck und damit die Druckfläche wachsen und das Material verfestigt sich örtlich. Schliesslich hört das weitere Eindringen unter einer gegebenen Druckkraft auf. Die Grösse des bleibenden Eindruckes ist also abhängig vom Kugeldurchmesser und gegebener Prüfkraft und schliesslich von der Verformbarkeit, der Härte, des Materials.

Der Eindruckdurchmessser d wird mittels einer optischen Messeinrichtung auf 1/100 mm genau als Mittelwert zweier zueinander senkrecht stehender Durchmesser gemessen.

Die Härte wird entweder von einer entsprechenden Tabelle abgelesen oder berechnet.

Die Brinellhärte HB ist proportional dem Quotienten aus der Prüfkraft F und der Oberfläche A des bleibenden Eindrucks, d.h. es gilt:

$$HB = \frac{0{,}102 \times F}{A} = \frac{0{,}102 \times 2F}{\pi \times D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

F = Kraft [N]
D = Kugeldurchmesser [mm]
d = Eindruckdurchmesser [mm]

(wird F in [Kp] angegeben, so entfällt der Faktor 0,102)

Die Grösse der Prüfkraft F ist abhängig vom gewählten Kugeldurchmesser D und dem zu prüfenden Werkstoff. Um gut ausmessbare Eindrücke zu erhalten, sind Kraft und Kugeldurchmesser so aufeinander abzustimmen, dass der Eindruckdurchmesser d zwischen 0,2 D und 0,7 D liegt.

Vergleichbare Härtewerte ergeben sich, wenn die Kraft proportional D^2 gewählt wird, d.h. wenn $F_1/F_2 = D_1^2/D_2^2$. Für die verschiedenen Werkstoffgruppen wurden zur Erreichung ähnlicher Eindrücke bestimmte Belastungsgrade.

$$x = \frac{0{,}102 \times F}{D^2}$$

F = Kraft [N]
D = Kugeldurchmesser [mm]

Die Belastungsgrade verschiedener Werkstoffgruppen sowie die erfassbaren Härtebereiche können aus der folgenden Tabelle entnommen werden. Es wird empfohlen, die grösstmögliche Kugel zu benutzen.

Grössere und kleiner Eindrücke oder andere Belastungsgrade führen zu falschen und nicht mehr direkt vergleichbaren Härtewerten!

Belastungsgrad

$\frac{0{,}102 \times F}{D^2}$	**30**	**10**	**5**	**2.5**	**1.25**
Erfassbarer Härtebereich HB	67 bis 600	22 bis 315	22 bis 158	6 bis 78	3 bis 39
	Eisenwerkstoffe und hochfeste Legierungen		Nichteisenmetalle		
Bevorzugt anzuwenden bei der Härteprüfung von:	Weicheisen Stahl Stahlguss Temperguss Gusseisen Titanlegierungen hochwarm feste Nickel- und Kobaltlegierungen	Leichtmetall Guss- und Knetlegierungen Kupfer Messing Bronze Nickel	Reinaluminium Magnesium Zink Gussmessing	Lagermetall	Blei Zinn Weichmetall

Tabelle 3.4: **Erfassbarer Härtebereich für verschiedene Werkstoffgruppen**

in der Regel wird die Oberfläche der Proben geschliffen; sie soll so beschaffen sein, dass der Durchmesser des Prüfeindrucks einwandfrei gemessen werden kann.

Die Probe muss so dick sein, dass der Eindruck auf der Rückseite keine sichtbare Verformung hervorruft. Wünscht man kleinere Eindrücke (Fertigteile, geringere Materialdicke), dann können auch kleinere Prüfkugeln mit kleineren Prüflasten entsprechend den geltenden Prüfvorschriften verwendet werden. Die Durchmesser der erhaltenen Eindrücke werden ausgemessen und an Hand einer Tabelle in Brinellwerte HB umgewandelt.

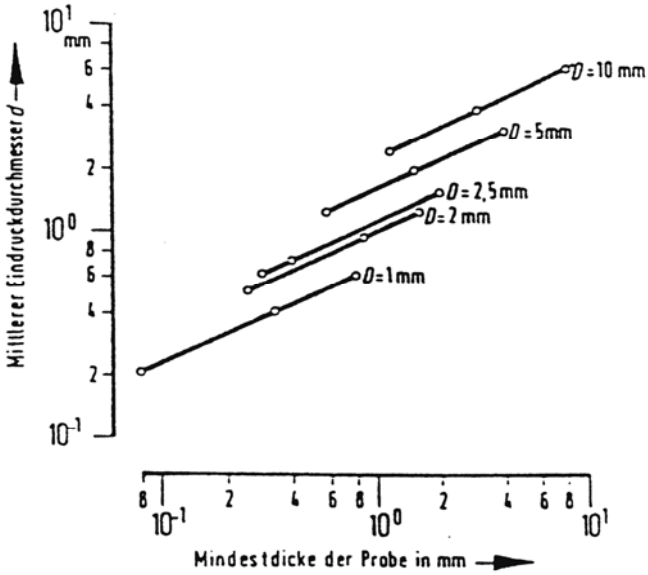


Abb. 3.5: **Mindestprobendicke bei der Brinell-Härtemessung**

Kugeldurchmesser	Prüfkraft F in [N] für die Belastungsgrade						
D [mm]	30	10	5	2.5	1	1.25	15
10	29420	9807	4903	2452	980,7	1226	14710
5	7355	2452	1226	612,9	245,2	306,5	---
2.5	1839	612,9	306,5	153,2	61,29	76,61	---
1	294,2	98,07	49,03	24,52	9,807	12,26	---
2 *	1177	392,3	196,1	98,07	39,23	49,03	---

* weniger gebräuchlich

Abb. 3.6: **Prüfkräfte bei der Härteprüfung nach Brinell in Anhängigkeit vom Kugeldurchmesser und Belastungsgrad**

Die obigen Abbildungen geben Hinweise über den in Abhängigkeit von der Probendicke, dem Belastungsgrad und der Härte zu wählenden Kugeldurchmesser.

Die Last soll innerhalb von 10 s stossfrei aufgebracht werden. Die Belastungsdauer ist in der Regel 10 bis 15 s, bei stark fliessenden NE-Metallen (z.B. Pb, Zn) mindestens 30 s.

Der Abstand der Mitte des Härteprüfeindrucks vom Probenrand muss mindestens gleich dem 3-fachen, der Abstand der Mitten zweier Eindrücke mindestens gleich dem 4-fachen des mittleren Eindruckdurchmessers sein (bei Leichtmetallen 6-fach).

Die Dicke der Probe muss mindestens das Siebzehnfache der Eindringtiefe Δt betragen, so dass der Eindruck auf der Probenrückseite keine sichtbare Verformung hervorruft.

Zur Kennzeichnung der Versuchsbedingungen wird dem ermittelten Härtewert neben dem Kurzzeichen HB der Kugeldurchmesser D in [mm], der mit dem Faktor 0,102 multiplizierte Zahlenwert der Prüfkraft F in [N], sowie die Einwirkdauer, soweit grösser als 15 s, beigefügt.

Beispiel: 315 HB 2,5 / 187,5 bedeutet:
Brinellhärte 315; Kugeldurchmesser 2,5 mm;
Prüfkraft 1840 N (187,5 Kp); Einwirkdauer 10 bis 15 s.

Die Brinellhärteprüfung kann mit gehärteten Stahlkugeln nur für Werkstoffe mit höchstens 450 HB angewendet werden. Sie wird mit Vorteil bei Werkstoffen mit grossen Härteunterschieden im Gefüge eingesetzt, da durch Erfassung grösserer Werkstoffpartien bessere Durchschnittswerte erreicht werden, z.B. bei Prüfung von Gusseisen mittels HB 10/3000.

Die mittlere Messunsicherheit für die verschiedenen Brinellhärtewerte kann aus EN ISO 18265 entnommen werden. Der Härtewert sollte als Mittelwert aus mehreren Eindrücken bestimmt werden.

Bis zu einer Härte von 300 HB entspricht in etwa die Brinellhärte der Vickershärte. Vergleichswerte enthält die EN ISO 18265.

$$HB \sim 0{,}95 \times HV$$

3.2.2 Beziehung der Brinellhärte zur Zugfestigkeit

Bei der Festigkeitsprüfung zäher metallischer Werkstoffe findet ebenso wie beim Kugeldruckversuch eine Kaltverfestigung des Werkstoffes statt. Obwohl bei der Härteprüfung an der gedrückten Stelle ein mehrachsiger und bei der Festigkeitsprüfung bis zur Höchstkraft ein einachsiger Spannungszustand herrscht, besteht bei einigen wichtigen sich einschnürenden Werkstoffen, vor allem bei Stahl, eine Beziehung der Zugfestigkeit zur Brinellhärte:

$$R_m = u \cdot HB \quad [daN/mm^2]$$
$$\text{Zugfestigkeit} \approx 0{,}35 \bullet HB$$

Die Möglichkeit der Umrechnung von Brinellhärte in Zugfestigkeit ist von grossem Wert, da das Brinellverfahren schneller, einfacher und nahezu zerstörungsfrei durchführbar ist.

Dennoch ist der Zugversuch nicht zu ersetzen, weil bei der betrieblichen Prüfung gegebenenfalls ziemlich grosse Abweichungen zwischen wirklicher und aus der Härte errechneter Zugfestigkeit auftreten können.

Die Zugfestigkeit wird meistens an einem anderen Querschnitt des Werkstückes ermittelt als die Härte. Bei vergüteten Werkstücken fällt die Härte vom Rand zum Kern oft ab; ferner ist die chemische Zusammensetzung vielfach über den Querschnitt nicht gleich.

Es ist daher notwendig, die aus der Brinellhärte ermittelte Zugfestigkeit R_m mit einem Zusatz zu kennzeichnen.

Beispiel: R_m, errechnet aus HB 2,5 / 187,5 oder
R_m - HB 2,5 / 187,5.

3.2.3 Zusammenfassung Härteprüfung nach Brinell

Vorteile:
- ☞ Einfach
- ☞ Kugel / Kraft variierbar
- ☞ grosse Eindrucksfläche, für inhomogene Werkstoffe geeignet, z.B. Grauguss (Kugel so anpassen, dass Gefüge viel kleiner)
- ☞ bis HB = 300 ist **HB ~ 0,95 • HV**

Nachteile:
- ☞ Härte ist lastabhängig
- ☞ Kugel kann deformieren
- ☞ nur Härtemessungen bis ca. 400 HB möglich
- ☞ Belastungsgrad und Kugeldurchmesser müssen immer nach geschlagen werden
- ☞ Oberfläche muss vorbereitet werden

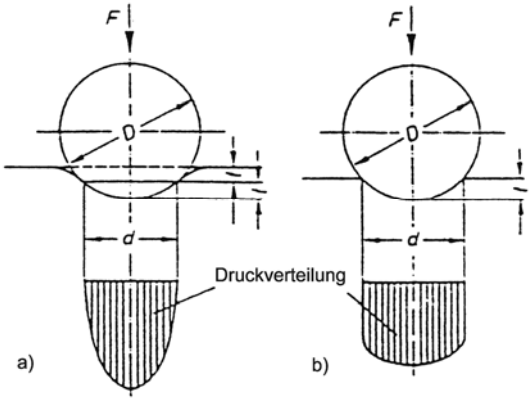


Abb. 3.7 **Verformung Kugeleindruck**
a) elastischer b) bildsamer Werkstoff

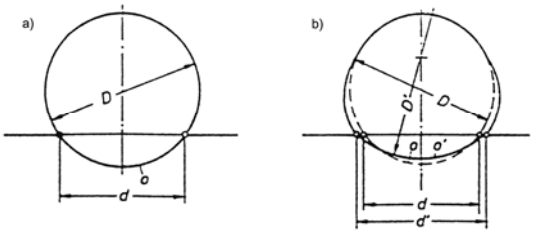


Abb. 3.8: **Verformung der Prüfkugel**
a) ideal starr b) reale Prfükugel

3.3 Härteprüfung nach Vickers

3.3.1 Prinzip

Der Ursprung der Vickersmessung liegt bei den Panzerplatten – Messungen der Deutschen Marine im 1. Weltkrieg.

Dieses Härteprüfverfahren beruht auf dem gleichen Prinzip wie die Brinellprüfung.

Als Eindringkörper wird nach EN ISO 6507-1 eine vierseitige Diamantpyramide mit 136° Spitzenwinkel verwendet. Die Eindruckfläche A wird aus dem Mittelwert d der beiden Diagonalen d_1 und d_2 bestimmt.

Damit ist die Vickershärte HV proportional dem Quotienten aus der Prüfkraft F und der eingeprägten Oberfläche A des Eindrucks, es gilt:

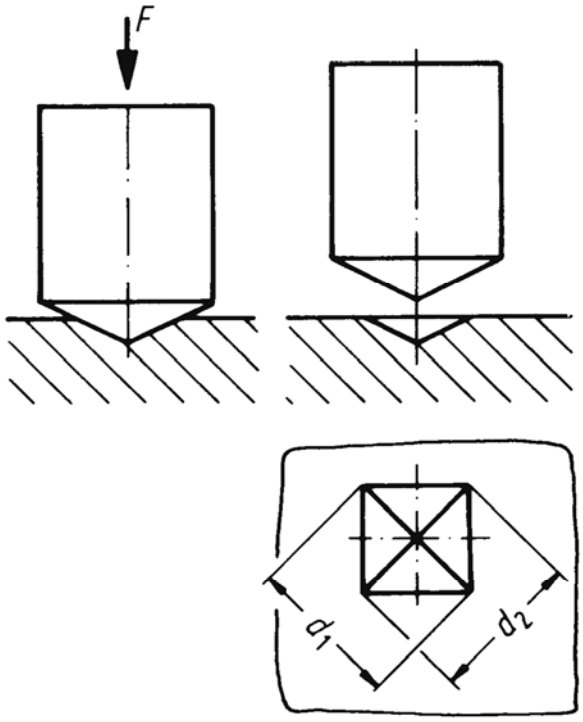


Abb. 3.9: **Prinzip der Härteprüfung nach Vickers**

$$d = \frac{d_1 + d_2}{2} \quad \text{und} \quad A = \frac{d^2}{2 \times \sin 68°} = \frac{d^2}{1{,}854} \quad \text{daraus folgt:}$$

$$\boxed{HV = \frac{0{,}102 \times F}{A} = \frac{0{,}1891 \times F}{d^2}}$$

F = Kraft [N]
d = Mittelwert d. Diagonalen [mm]
A = Eindruckfläche [mm²]

In der Regel erhält man die Vickershärte HV mittels einer Tabelle.

Im unteren Bereich (bis etwa 400 HV) stimmen die Vickershärten mit der Brinellhärten ziemlich gut überein.

Das Vickers-Verfahren weist gegenüber dem Brinell-Verfahren folgende Vorteile auf:

a) Da die Eindrücke immer geometrisch ähnlich sind, ist das Verfahren weitgehend unabhängig von der Prüfkraft.

b) Wegen der hohen Härte des Prüfkörpers können sowohl weiche wie sehr harte Werkstoffe geprüft werden.

c) Die Härteeindrücke sind so klein, dass auch dünne Bleche und Oberflächenschichten geprüft werden können.

Für die Oberfläche der Probe, Belastungseinbringung, Belastungsdauer und Probendicke gelten entsprechende Vorschriften in EN ISO 6507-1 wie bei der Brinellprüfung. Der Abstand des Mittelpunktes vom Probenrand oder vom Rand eines benachbarten Eindruckes muss mindestens gleich dem 3-fachen der Länge der Eindrucksdiagonalen sein.

Die Dicke der Probe muss mindestens das Zehnfache der Eindringtiefe Δt betragen.

Bevorzugt angewandten Prüfkräfte F sind:

Bereich	Prüfkraft
Makrobereich	49,03 N < F ≤ 980 N
Kleinlastbereich	49,.03 N ≤ F ≥ 1,961 N
Mikrobereich	F < 1,961 N

Die zu wählende Prüfkräfte in Abhängigkeit von Probendicke und Vickershärte sind anhaltsweise aus folgender Grafik zu wählen:

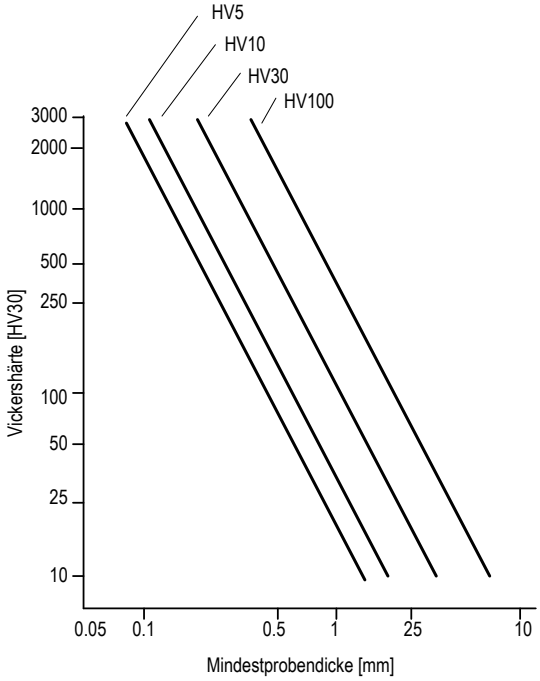


Abb. 3.10: **Mindestprobendicke bei der Vickers-Härtemessung**

Zur Ermittlung der Härte einer Oberflächenschicht muss die geeignete Prüfkraft so ermittelt werden, dass die zu prüfende Schicht nicht eindrückt wird. Da die Eindringtiefe etwa 1/7 der Eindruckdiagonalen beträgt, hilft die folgende Beziehung die geeignete Prüfkraft zu ermitteln:

$$F = \frac{HV \times a^2}{4}$$

F = Kraft [N]
a = Schichtdicke [mm]
HV = Vickershärte

Zur Kennzeichnung der Versuchsbedingungen wird dem ermittelten Härtewert neben dem Kurzzeichen HV der mit dem Faktor 0,102 multiplizierte Zahlenwert der Prüfkraft F in [N] und die Einwirkdauer, soweit grösser als 15 s, beigefügt.

Beispiel: 620 HV 30 bedeutet:
Vickershärte 620
Prüfkraft 294 N (30 Kp); Einwirkdauer 10 bis 15 s.

Die Ungenauigkeiten sind bei der Vickershärteprüfung wegen der grösseren Ablesegenauigkeit geringer als bei der Brinellprüfung. Allerdings ist bei Werkstoffen mit grossen Härteunterschieden im Gefüge wegen des sehr kleinen Härteeindruckes der Vickersprüfung mit grösseren Streuungen zu rechnen.

Je nach angewendeter Prüfkraft spricht man bei den Vickersverfahren von Makrohärte (F > 49 N), Kleinlasthärte (49 N > F >1,96 N) und Mikrohärte (F < 1,96 N).

Nur die Makrohärte ist unabhängig von der Prüfkraft. Kleinlast- und Mikrohärteprüfung werden zur Ermittlung der Härte von Gefügebestandteilen, Nitrierschichten, Schweissnähten u. ä. auf speziellen Prüfgeräten durchgeführt. Bei kleinen Lasten unter 50 N macht sich der Anteil der elastischen Rückfederung bemerkbar; deshalb sind diese Härtewerte nicht mit der oben besprochenen Makrohärteprüfung vergleichbar.

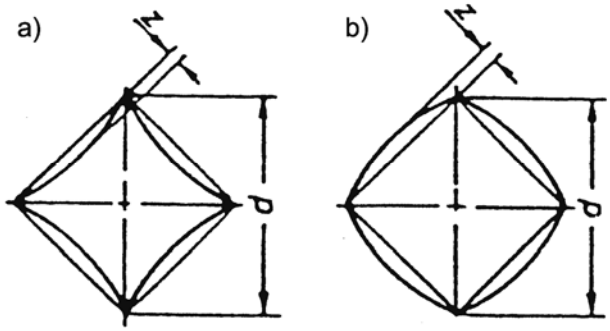


Abb. 3.11: **Verformung des Eindrucks**
a) hartelastisch; konkav (kissenförmig)
b) plastisch; konvex (tonnenförmig)

3.3.2 Zusammenfassung Härteprüfung nach Vickers

Vorteile:

- ☞ Diamantprüfkörper, auch für sehr harte Werkstoffe geeignet
- ☞ Eindruckdiagonale genauer als bei der Brinellmessung ablesbar
- ☞ Härte ist lastunabhängig bis hinunter auf ca. 50 N
- ☞ Kleinlast- und Mikrohärteprüfung möglich
- ☞ Durch die Wahl des Spitzenwinkels von 136° wird erreicht, dass die Vickershärte bis zu 300 HV mit der Brinellhärte übereinstimmt.

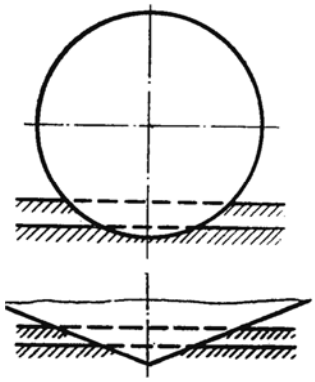


Abb. 3.12: **Brinell - Vickers** Bereich der Unabhängigkeit von der Prüfkraft

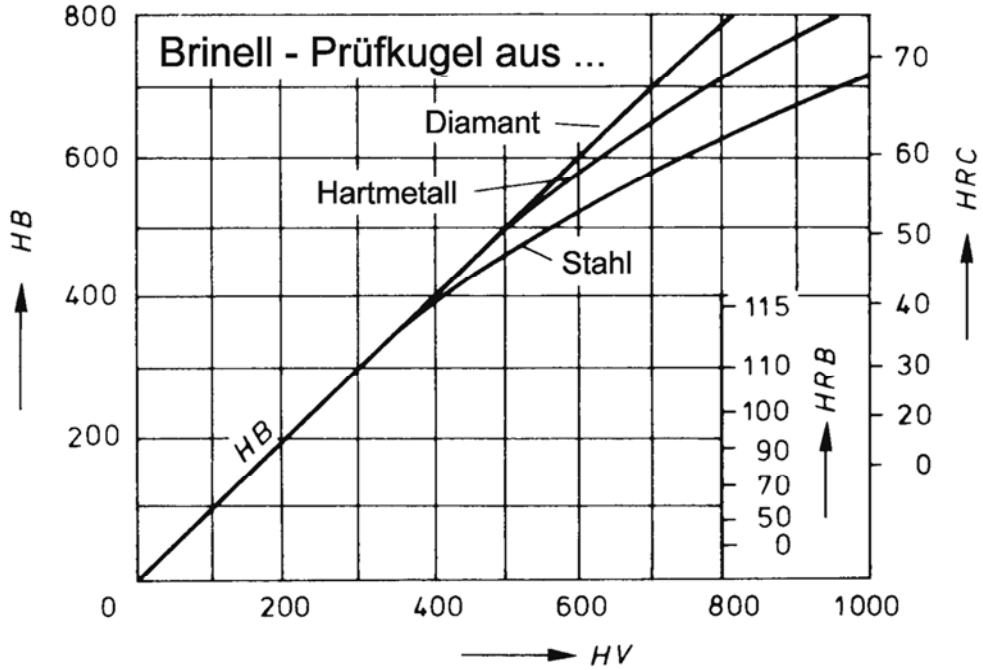


Abb. 3.13: **Vergleich Brinellhärte – Vickershärte** (Diagramm) **– Rockwellhärte** (Skalen)

Nachteile:

- ☞ Prüfkörper sehr empfindlich
- ☞ Relativ kleine Eindrücke; daher z.B. für Grauguss nicht geeignet
- ☞ Eindringfläche muss so gewählt werden, dass nicht Gefügedetails ausgewertet werden
- ☞ Oberfläche muss blank sein

3.4 Härteprüfung nach Rockwell

3.4.1 Prinzip

Der Amerikaner Rockwell entwickelte im Jahre 1931 ein brauchbares Härteprüfverfahren, welches wegen seiner Einfachheit in der Durchführung und dessen Robustheit schnell Eingang in die Industrie fand.

Bei der Rockwell-Prüfung wird abweichend von der Brinell- und Vickers-Prüfung die Eindringtiefe als Mass für die Härte angewandt EN ISO 6508-1.

3.4.2 Härteprüfung nach Rockwell C (Cone)

Das gebräuchliche Rockwell-Verfahren ist die Härteprüfung nach Rockwell C (HRC). Bei ihm dient als Eindringkörper ein Diamantkegel mit 120° Spitzenwinkel und gerundeter Spitze.

Um den Einfluss der Oberflächenrauhigkeit zu eliminieren, wird die Gesamtprüfkraft in zwei Stufen, einer Vorprüfkraft und der Hauptprüfkraft aufgebracht. Die Probenoberfläche muss metallisch blank und frei von Fremdkörpern sein.

Der Prüfvorgang sieht folgendermassen aus:

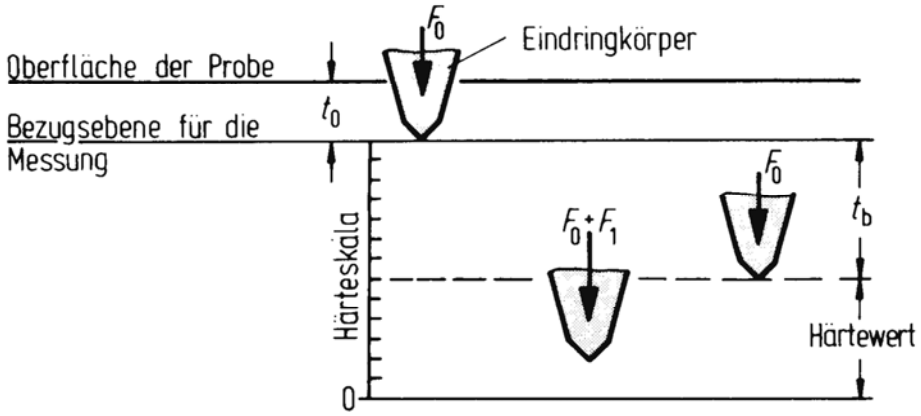
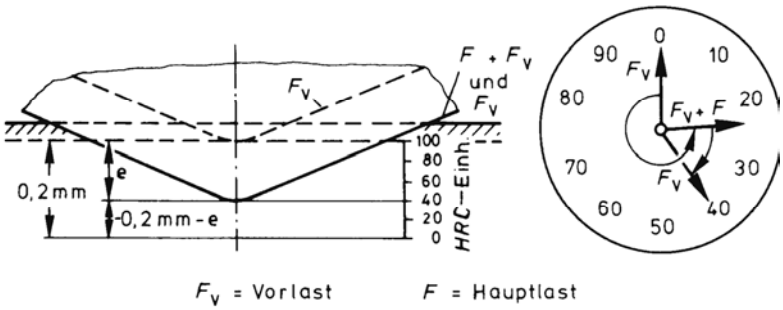


Abb. 3.14: **Härteprüfung nach Rockwell schematisch**

Der Eindringkörper wird mit der Vorlast F_0 = 98 N (10 Kp) um den Betrag t_0 in die Oberfläche der Probe gedrückt, um das Maschinenspiel und den Einfluss der Probenoberfläche auszuschalten. Danach wird die Messuhr auf 0 gestellt. Nun wird die Prüflast F_1 = 1373 N (140 Kp) innerhalb von 4 bis 8 s stossfrei aufgebracht. Dabei dringt der Eindringkörper um den Betrag t in die Oberfläche ein. Nach beendigtem Fliessen, d. h. wenn der Messuhrzeiger zur Ruhe gekommen ist (in der Regel nach 2 bis 8 s) wird die Prüflast wieder abgenommen, d. h. auf die Vorlast entlastet.

Hierbei geht der Zeiger um die federnde Verformung der Probe und des Maschinengestells zurück, und gemessen wird die bleibende Eindringtiefe Δt. Die Skala der Messuhr ist in 100 HRC-Einheiten geteilt, wobei jeder Teilstrich einen Weg von 0,002 mm entspricht. Sie beginnt mit dem Zahlenwert 100 für t = 0, so dass die Zahlenwerte mit zunehmender Eindringtiefe t abnehmen; die Messuhr läuft also rückwärts.

Ein grösserer Zahlenwert wird auf diese Weise einem härteren Werkstoff zugeordnet und die Rockwellhärte kann direkt an der Messuhr abgelesen werden.



$$\frac{0{,}2\ \text{mm} - e}{0{,}002\ \text{mm}} = \frac{0{,}2\ \text{mm} - 0{,}12\ \text{mm}}{0{,}002\ \text{mm}} = \frac{0{,}08}{0{,}002} = 40\ HRC$$

Abb. 3.15: **Vorgänge bei der Rockwell - C - Prüfung**

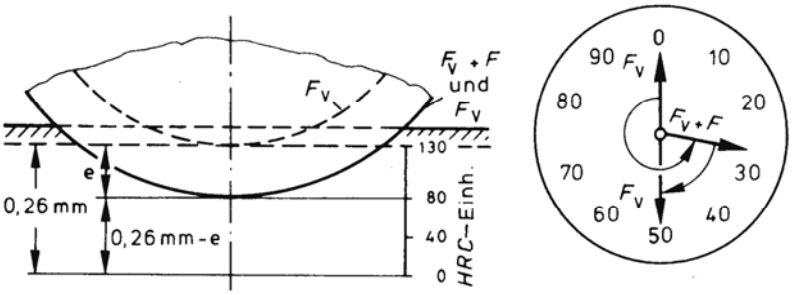
Die Dicke der Probe muss mindestens das Zehnfache der Eindringtiefe Δt betragen, so dass der Eindruck auf der Probenrückseite keine sichtbare Verformung hervorruft.

Geprüft werden nach dem Rockwell – C – Verfahren vorwiegend gehärtete und angelassene Stähle. Das Verfahren ist in der industriellen Qualitätskontrolle zur Prüfung der Gleichmässigkeit von Wärmebehandlungen sehr weit verbreitet. Die für das Verfahren zulässigen Härtewerte müssen zwischen 20 HRC und 70 HRC liegen.

3.4.3 Härteprüfung nach Rockwell B (Ball)

Für weichere Werkstoffe, wie Baustähle und NE-Metalle kann das HRB-Verfahren angewandt werden, das mit einer Hartmetallkugel von 1/16" Durchmesser (1.5875 mm) und einer Prüflast F_1 = 883 N (90 Kp) arbeitet.

Die für das Verfahren zulässigen Härtewerte müssen zwischen 35 HRB und 100 HRB liegen



$$\frac{0{,}26\ \text{mm} - e}{0{,}002\ \text{mm}} = \frac{0{,}26\ \text{mm} - 0{,}1\ \text{mm}}{0{,}002\ \text{mm}} = \frac{0{,}16}{0{,}002} = 80\ HRB$$

Abb. 3.16: **Vorgänge bei der Rockwell - B - Prüfung**

Darüber hinaus sind in EN ISO 6508 die wenig gebräuchlichen Rockwell-Verfahren HRA, HRF, HRN und HRT genormt.

Die Vorteile der Rockwell-Verfahren gegenüber dem Verfahren nach Brinell und Vickers liegen in dem geringen Zeitaufwand und der Möglichkeit vollautomatischer Messwerterfassung. Während beim Brinell- und Vickers-Verfahren feingeschliffene Oberflächen erforderlich sind, genügt beim Rockwell-Verfahren eine metallisch blanke Oberfläche. Die Prüfgenauigkeit ist relativ gering.

In EN ISO 18265 wird die mittlere Messunsicherheit bei HRC-Prüfung mit ± 2 Einheiten und bei der HRB-Prüfung mit ± 3 Einheiten angegeben. Der Härtewert sollte daher als Mittelwert aus mehreren Eindrücken bestimmt werden.

Empfohlen wird ferner häufige Funktionsprüfung mittels Härtevergleichsplatten verschiedener Härte. Eine allgemein gültige Umrechnung von Rockwell-Härtewerten mit Härtewerten, die nach anderen Härteprüfverfahren ermittelt wurden, oder mit Zugfestigkeitswerten gibt es nicht.

Trotzdem sind in EN ISO 18265 Vergleichstabellen der Härtewerte, gemessen mit dem Vickers-, Brinell- und Rockwellverfahren, aufgeführt.

3.4.4 Zusammenfassung Härteprüfung nach Rockwell

Vorteile:
- ☞ schnelles Verfahren
- ☞ Härtewert direkt an Messuhr ablesbar
- ☞ nur metallisch blanke Oberfläche nötig (nicht geschliffen)
- ☞ Prüfung ist einfach durchführbar (keine messtechnischen Vorkenntnisse nötig)
- ☞ HRC auch für gehärteten Stahl geeignet

Nachteile:
- ☞ Härtemessung weniger genau, da Eindringtiefe als Messprinzip
- ☞ bei höheren Härten empfindlicher
- ☞ Messbereiche gegenüber HV klein
- ☞ kein direkter Vergleich mit HV und HB möglich

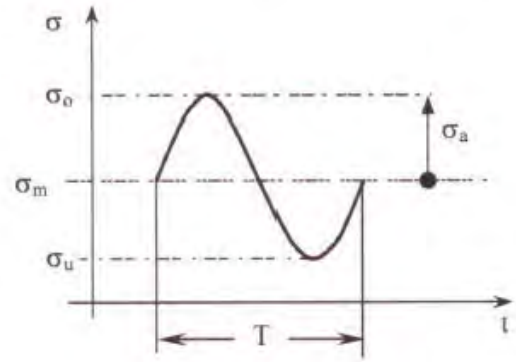
Normenblätter geben für alle besprochenen Härteprüfverfahren für die Prüfung von konvexen und konkaven Oberflächen Korrekturfaktoren in Tabellen an.

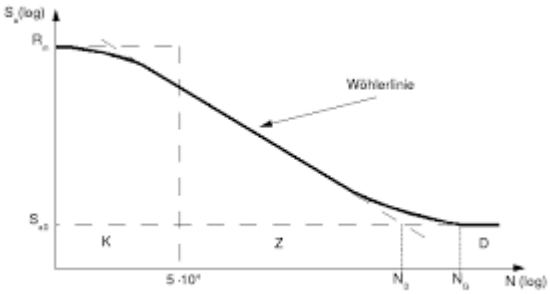
Überbetrieblicher Kurs üK 4B

„Werkstoffprüfung - mechanische Eigenschaften untersuchen“

Grundlagen-Ausbildung der Physiklaboranten

Teil II: Der Dauerschwingversuch





1 EINLEITUNG 3

2 Kerbwirkung 3

3 Arten der Ermüdung 4

3.1 Spannungsgesteuerte Ermüdung 6

3.2 Dehnungsgesteuerte Ermüdung 7

4 Aufbau eines Schwingversuchs 7

5 Aufbau eines Kriechermüdungsversuchs 9

1. Einleitung

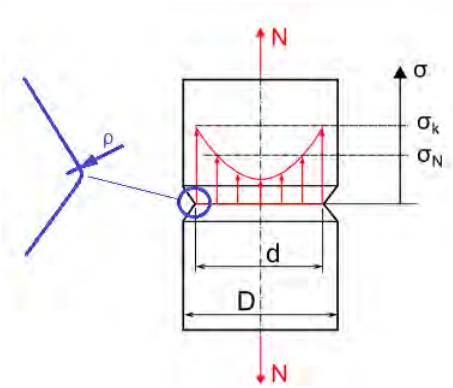
Im Zugversucht wird das statische Verhalten einer Probe untersucht. Das bedeutet, es wird eine Belastung auf ein Material gegeben und die Antwort des Materials auf die Belastung wird beobachtet. Im Gegensatz dazu befasst sich der Schwingversuch mit der Frage, wie sich ein Material verhält, das einer Wechselbelastung ausgesetzt ist. Wo ist der Unterschied? Ursache der Schwingermüdung sind Fehlstellen im Material die als Kerben wirken und immer zu einer Spannungsüberhöhung führen.

2. Kerbwirkung

Bei **statischer** Belastung wird der Einfluss der Kerben mit der Formzahl σ_k charakterisiert. σ_k kann mit Modellen bestimmt werden, die zuweilen recht kompliziert, sind.

Nachstehend ein Beispiel zur Berechnung des Formfaktors für einen symmetrischen Rundstab

$$\alpha_k = 1 + \frac{1}{\sqrt{\frac{A}{\left(\frac{D-d}{2\rho}\right)^k} + E\left[\frac{1+\frac{d}{2\rho}}{\sqrt{\frac{d}{2\rho}}^3}\right]^l + G\frac{d}{D\left(\frac{D-d}{2\rho}\right)^m}}} \quad (1)$$



Zug/Druck:

A=0,10; E=1,60; G=0,11; k=0,55; l=2,50; m=1,50

Biegung:

A=0,12; E=4,00; G=0,10; k=0,45; l=2,66; m=1,20

Torsion:

A=0,40; E=15,0; G=0,10; k=0,35; l=2,75; m=1,50

Bei **Schwingbelastung** wird für den Einfluss der Kerbe die Kerbwirkungszahl β_K definiert:

$$\sigma_{max} = \beta_K \sigma_{nom} \quad (2)$$

σ_{max} = Maximale Spannung

σ_{nom} = Nominale Spannung

β_K= Kerbwirkungszahl

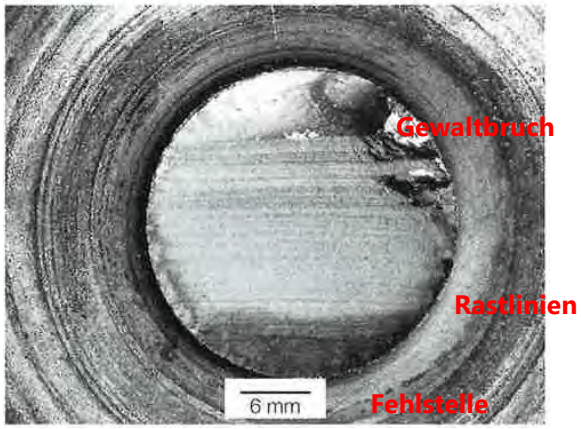
Die Kerbwirkungszahl hängt von der Kerbgeometrie und dem Material ab und wird in der Regel empirisch bestimmt.

Für das Verständnis, was eine Kerbe, auch bei dynamischer Belastung, bewirkt ist das Modell (1) hilfreich. Der Radius ρ am Ende der Fehlstelle steht im Nenner der Brüche. Im Fall, dass dieser Radius gegen 0 strebt, strebt die Maximalspannung σ_{max} gegen unendlich, unabhängig von der angelegten Last F. Das bedeutet, dass auch unwesentliche Belastungen, die im Zugversuch global keine nennenswerte Materialantwort zur Folge haben so hohe Spannungsspitzen erzeugen können, dass sich das Material an der Spitze des Defekts plastisch deformiert und reisst. Wenn ein Material also Defekte enthält kann eine Schwingung mit geringer Spannungsamplitude dazu führen, dass der Defekt bei jedem Zyklus, abhängig von den Materialeigenschaften und der Frequenz der Anregung, eine gewisse Strecke wächst, bis der übrig gebliebene Querschnitt so klein geworden ist, dass das betroffene Bauteil mit einem Gewaltbruch versagt. Dies ist auch das Erkennungszeichen von einem Schwingungsbruch. Von einer Fehlstelle aus breitet sich der Schaden terrassenförmig aus, bis dann ein Restquerschnitt das Bruchbild für einen Gewaltbruch zeigt (Bild 1).

Bild 1:

Bruchfläche eines Ermüdungsbruchs

Am unteren Rand des Bildes ist die Fehlstelle sichtbar, danach folgen die terassenförmigen Rastlinien der fortschreitenden Ermüdung und danach der Gewaltbruch [1].



3. Arten der Emüdung

Je nach Belastung treten unterschiedliche Arten von Ermüdung auf. Die Unterscheidung geschieht einerseits über die Anzahl Zyklen bis zum Ausfall andrerseits über die treibende Kraft, die zum Entstehen des Schadens führt. Wird die Anzahl Zyklen bis zum Ausfall gegen die Spannungsamplitude aufgetragen so können die unterschiedlichen Ermüdungsregimes beobachtet werden (Bild 2).

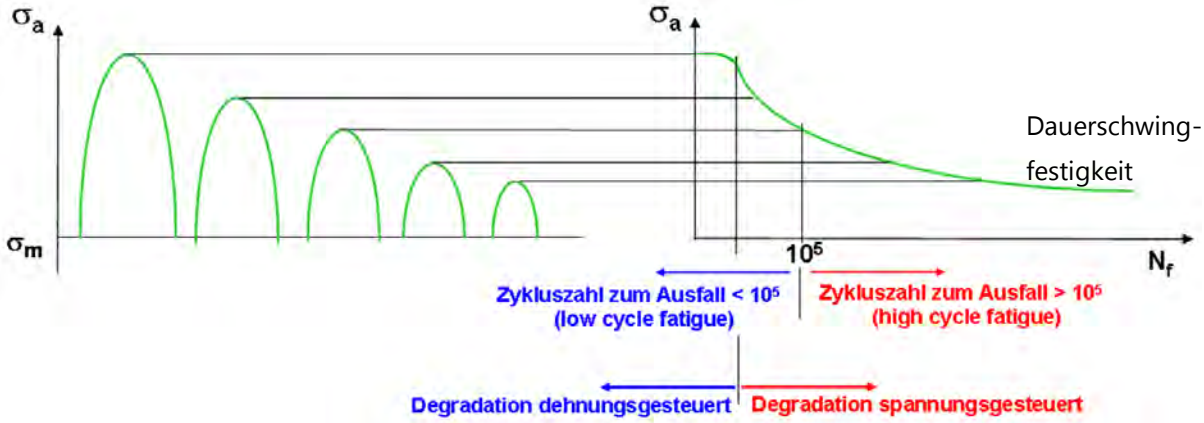


Bild 2: Ermüdungsarten bei unterschiedlicher Spannungsamplitude

Eine erste grobe Unterscheidung mit Hilfe der Anzahl Zyklen bis zum Versagen wird damit gemacht, dass ein Ausfall nach mehr als 10^4- 10^5 Zyklen als Hochzyklische Ermüdung (High Cycle Fatigue) und ein Ausfall mit weniger als 10^4- 10^5 Zyklen als Niederzyklische Ermüdung (Low Cycle Fatigue) bezeichnet wird. Diese Unterscheidung beinhaltet aber nicht alle wichtigen Informationen. Zum Versagensverständnis ist wichtig, dass die LCF dehnungsgesteuert ist, die HCF spannungsgesteuert. Versuche um die Materialien zu charakterisieren müssen entsprechend mit vorgegebener Dehnamplitude oder Spannungsamplitude durchgeführt werden. Ein Spezialfall tritt auf, wenn die Belastungstemperatur grösser 0.5x die Liquidustemperatur (In Kelvin) ist. In diesem Fall beginnt das Material zu kriechen. Das bedeutet, dass es sich unter einer konstanten Last kontinuierlich deformiert. Dieser Fall tritt vor allem bei Thermomechanischer Wechselbelastung auf, bei der Materialien mit unterschiedlichen Wärmedehnungskoeffizienten formschlüssig verbunden sind und thermischer Wechselbelastung ausgesetzt werden. Die dabei entstehenden Spannungen werden, bei entsprechenden Temperaturen, zeitabhängig durch Kriechen abgebaut. Die sich daraus ergebenden Ermüdungsarten können gemäss Bild 3 systematisch eingeteilt werden.

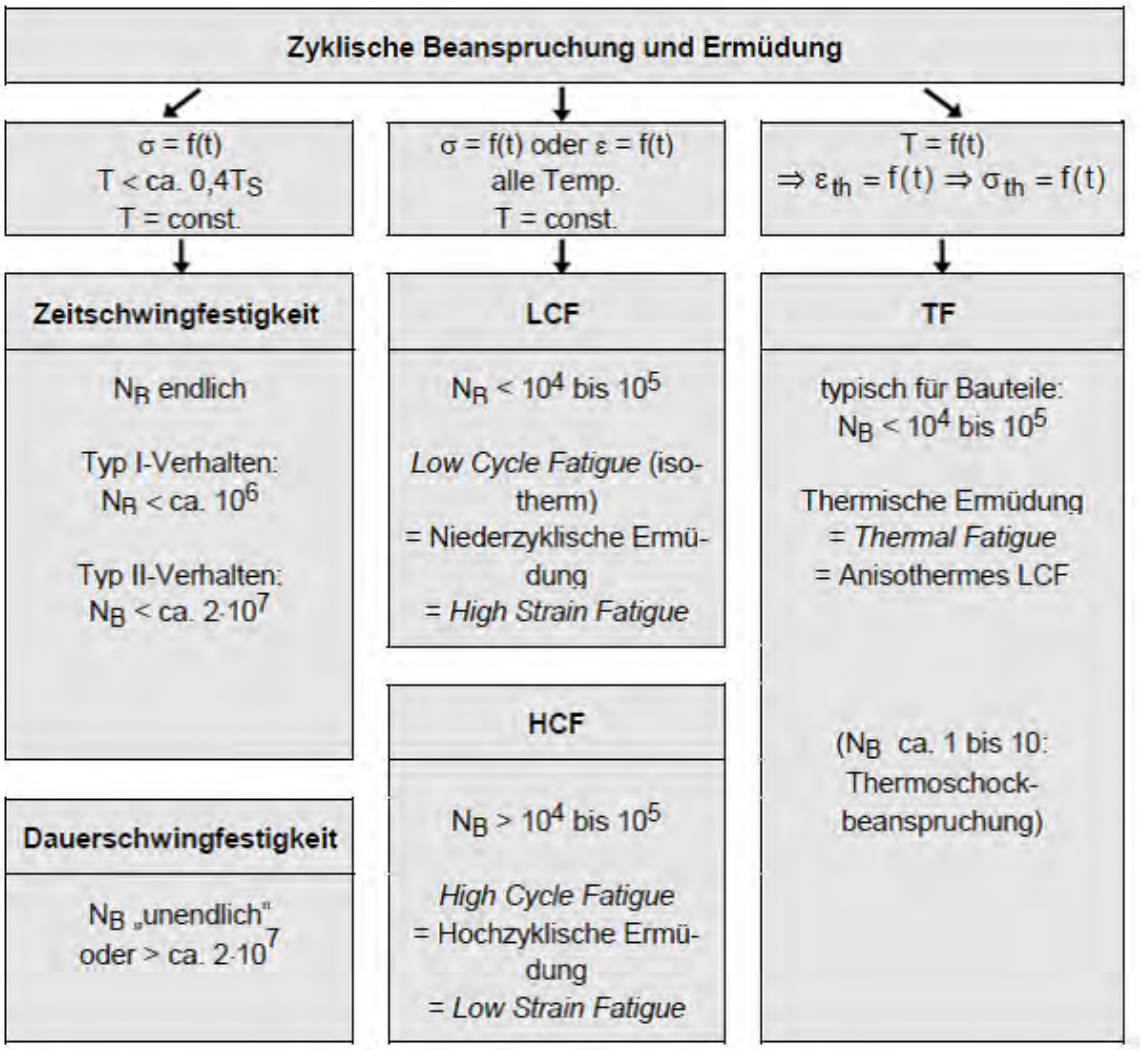


Bild 3: Arten der Ermüdung [2]

3.1. Spannungsgesteuerte Ermüdung

Die Kennkurve der spannungsgesteuerten Ermüdung in der die Anzahl Zyklen bis zum Ausfall aufgetragen wird wurde von August Wöhler aufgrund des Eisenbahnunfalls bei Timelkam am 19. Oktober 1875 untersucht. Die Tatsache, dass der wechselbeanspruchte Werkstoff eine geringere Belastbarkeit aufweist als der statisch belastete, war damals noch nicht bekannt. Diese Zusammenhänge wurden erst durch August Wöhler aufgedeckt. Interessant ist der Bereich bei extrem kleinen Lasten, in dem N_f gegen unendlich strebt, die sogenannte Dauerschwingfestigkeit.

Die Ermüdung unter elastischer Wechsellast wurde von Olin Hanson Basquin modelliert [3]. Er ging, aufgrund der Arbeiten von Wöhler, davon aus, dass die Anzahl Zyklen bis zum Ausfall (N_f) gegen die Spannungsamplitude, doppelt logarithmisch aufgetragen, eine Gerade bildet (Bild 4). Diese Gerade kann mit folgender Formel beschrieben werden:

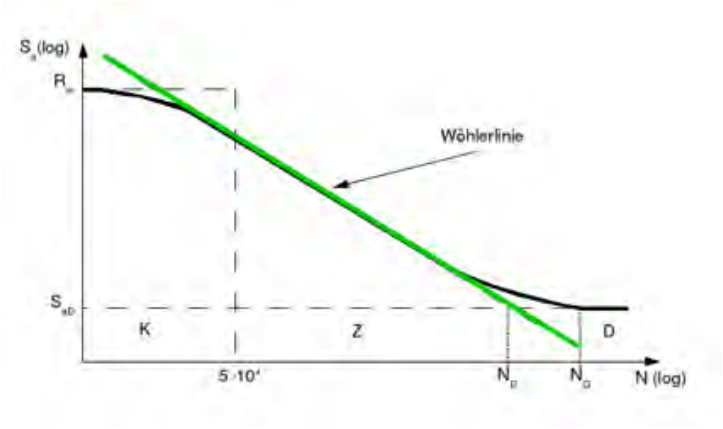


Bild 4: Qualitative Darstellung der Wöhlerlinie [4]

$$\sigma_a = C(N_f)^{\alpha} \tag{3}$$

σ_a = Maximale Spannung

N_f = Anzahl Zyklen bis zum Ausfall

α = Ermüdungskoeffizient

C = Konstante

Die Gleichung ist rein empirisch und ohne "echten" physikalischen Hintergrund, da nur plastische Dehnungsamplituden Schädigungen in der Mikrostruktur des Werkstoffes und damit eine Lebensdauerreduzierung hervorrufen nicht aber Spannungen. Für hohe Lebensdauern sind die plastischen Amplituden jedoch gering und messtechnisch schwierig erfassbar. Aus diesem Grund wird im HCF-Bereich spannungskontrolliert die Lebensdauer ermittelt. Hier hat sich die Basquin-Gleichung als vorteilhaft erwiesen.

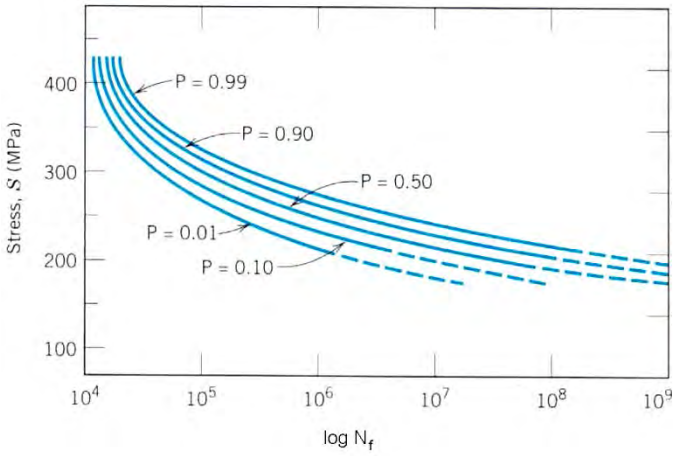


Bild 5: Wöhlerkurven mit der Ausfallwahrscheinlichkeit

Natürlich ist es unwahrscheinlich, dass immer alle Proben nach derselben Anzahl Zyklen ausfallen. Daher wäre es sinnvoll im σ- N_f Diagramm noch die Ausfallwahrscheinlichkeiten P aufzutragen (Bild 5). Bereits Wöhler hat das so beschrieben und Kurvenscharen gezeigt, die die Wahrscheinlichkeit angeben, dass eine Probe nach einer gewissen Anzahl Zyklen versagt. Diese Darstellung ist allerdings unüblich [5]. In der Regel wird die mittlere Anzahl Zyklen zum Ausfall gezeigt.

3.2. Dehnungsgesteuerte Ermüdung

Das dehnungsgesteuerte Versagen (Low Cycle Fatigue, Kriechermüdung) wird mit verschiedenen Modellen beschrieben. Das bekannteste davon ist das Coffin- Manson Gesetz.

$$N_f \varepsilon^n = C \tag{4}$$

N_f= Anzahl Zyklen bis zum Ausfall

Ɛ = Dehnungsamplitude

n= Ermüdungsexponent

C= Konstante

In diesem Fall deformiert sich das Material bleibend lastabhängig und im Falle von Kriechen auch zeitabhängig. Das bedeutet, dass die Dehnung Ɛ davon abhängt, wie stark das Material belastet und wie lange es belastet wird.

4. Aufbau eines Schwingversuchs

Um einen Schwingversuch durchzuführen muss zuerst die Schwingbelastung definiert werden. Eine Schwingbelastung ist definiert durch die Art der Belastung (Normalbelastung, Scherbelastung), die Spannungsamplitude σ_a, der mittleren Spannung σ_m, sowie der unteren Spannung σ_u und der oberen Spannung σ_o und zu guter Letzt durch die Zykluszeit t.

$$\sigma_a = |\sigma_u| + |\sigma_o| \quad (5$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_u + \sigma_o}{2} \tag{6}$$

Die Art der Schwingbelastung wird mit dem Spannungskoeffizienten R beschrieben (Bild 6):

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} \tag{7}$$

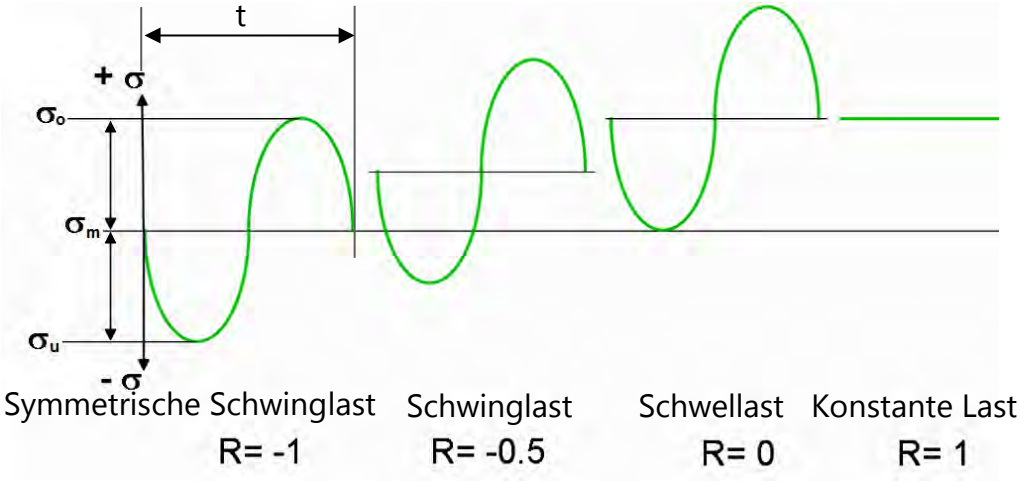


Bild 6: Definition einer Wechsellast

Gemäss dieser Definition der Spannung wird die Probe belastet wobei bei Schwingversuchen anstelle der Zykluszeit in der Regel die Frequenz

$$f = \frac{1}{t} \tag{8}$$

verwendet wird (8). Der Versuch wird so lange durchgeführt, bis ein Ausfallkriterium erreicht wird. Beim Schwingversuch ist das in der Regel der Bruch. Da im Schwingversuch mit hohen Frequenzen gearbeitet wird, um den Test möglichst schnell zu beenden, kommen mechanische Testmaschinen dafür nicht infrage. Dazu kommen hydraulisch betätigte Dauer- Prüfmaschinen zum Einsatz. Um den Einfluss der Lage von σ_m darzustellen kann die Wöhlerkurve nicht verwendet werden, da die Kurve nur für eine einzige Mittelspannung gilt. Eine Möglichkeit ist es, eine Kurvenschaar mit σ_m als freiem Parameter darzustellen (Bild 7). Da in der Realität vor allem die Dauerschwingfestigkeit interessiert kann diese im Haigh Diagramm für verschiedene R dargestellt werden (Bild 8).

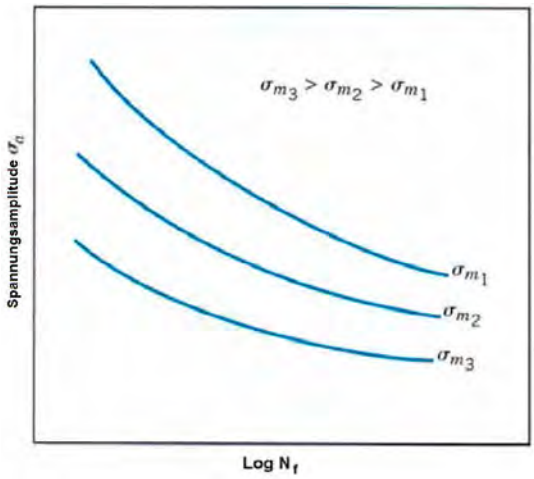


Bild 7: Ausfall- Kurvenschaar mit σ_m als freiem Parameter [5]

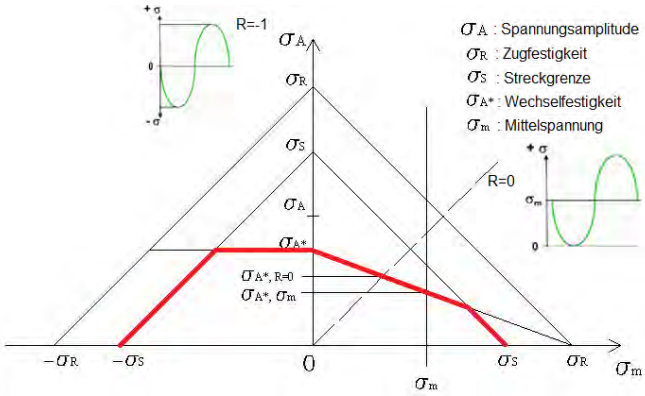


Bild 8: Haigh Diagramm [6]

5. Aufbau eines Kriechermüdungsversuchs

Da die Kriechermüdung Dehnungs- und Zeitgesteuert ist muss einem Material im Test auch genügend Zeit gelassen werden, die Dehnung zu erreichen die gewünscht ist. Die plastische Deformation beim Kriechen ist ja zeitabhängig. Das bedeutet, dass ein Material sich bei konstanter Last fortwährend verformt. Die Last hat damit nicht eine definierte Deformation zur Folge wie bei der elastischen Deformation sondern eine Deformationsgeschwindigkeit. Abhängig von der Belastung und bei welcher Temperatur der Versuch durchgeführt wird, werden auch unterschiedliche Deformationsmechanismen aktiviert. Als Mass für die Temperatur wird dabei die Homologe Temperatur verwendet, die ein Mass dafür ist, wie nahe ein Material an seiner Schmelztemperatur ist

$$T_H = \frac{T_G}{T_L} \tag{9}$$

T_H= Homologe Temperatur

T_G= Gebrauchstemperatur [K]

T_L=Liquidus (Schmelz-)Temperatur [K]

Sehr niedrige Lasten, bei hohen Homologen Temperaturen (>0.9) führen zu Diffusionskriechen, das rein durch Atomwanderung im Kristallgitter entsteht und sehr langsam ist. Bei höheren Spannungen und homologen Temperaturen um 0.5 kriecht das Material durch Korngrenzengleiten, bei dem die Körner des Materials übereinander abgleiten und bei hohen Lasten deformiert sich das Material sehr schnell durch Versetzungsgleiten bei dem die Kristallebenen der Körner übereinander abgleiten (Bild 9).

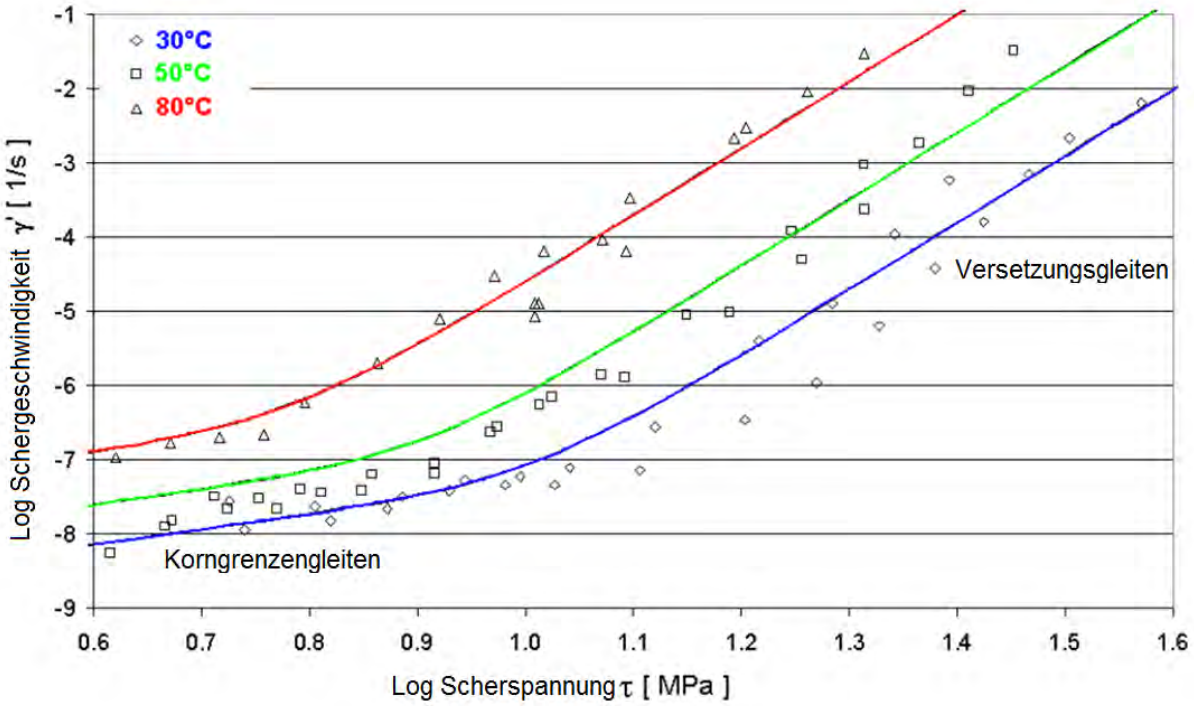


Bild 9: Kriechversuch an SnAg3.8Cu0.7 [7]

Bild 10: Dead load Tester für Kriechversuche

LCF Versuche werden an grösseren Bauteilen mit Spindelmaschinen oder Testmaschinen durchgeführt, bei denen die Probe zyklisch mit Gewichten belastet und die Deformation überwacht wird (Bild 10). Bei der Versuchsdurchführung ist darauf zu achten, dass im Test derselbe Deformationsmechanismus angeregt wird wie im Feld, da die Anzahl Zyklen bis zum Ausfall stark davon abhängt, wie sich das Material deformiert. Welcher Deformationsmechanismus angeregt wird hängt von der Dehngeschwindigkeit also, von der angelegten Spannung ab.

An kleinen Proben, zum Beispiel Weichloten, wird die Wechsellast in Temperaturwechselschränken mit Vorrichtungen, die die unterschiedlichen Wärmedehnungskoeffizienten verschiedener Materialien ausnutzen, aufgebracht (Bild 11).

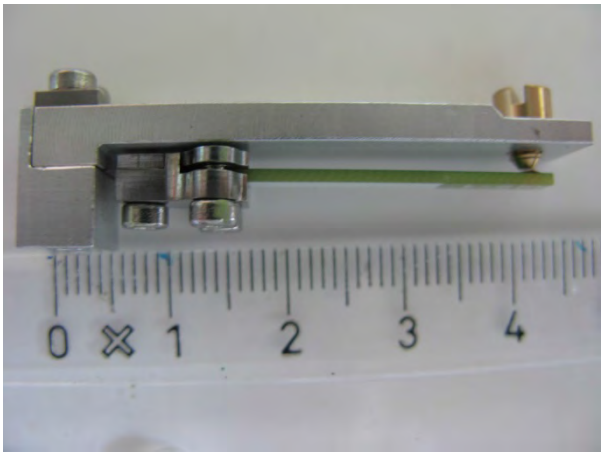


Bild 11: Vorrichtung für Kriechermüdungsversuche von Weichlötstellen [8]

Wird in so einem Versuch die Spannung gegen die Dehnung aufgetragen so sieht man, dass sich die Probe aufgrund der plastischen Dehnung, beim Entlasten anders verhält als beim Belasten. Die Spannungs- Dehnungskurve bildet eine Hysterese (Bild 12).

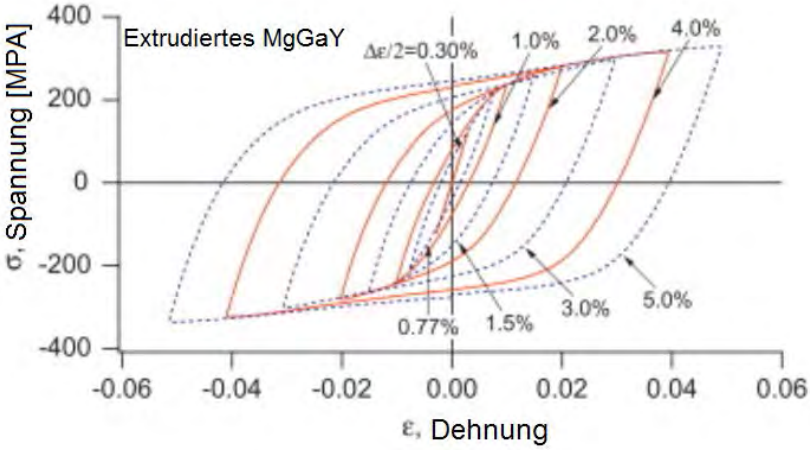


Bild 12:

Spannungs- Dehnungs Hysteresen von MgGaY für verschiedene Belastungen [9].

Wird die Probe im Zyklischen Test mit kontrollierter Dehnung am Deformationsextrem gehalten fällt die Spannung, Aufgrund der Kriechdeformation, ab (Bild 13).

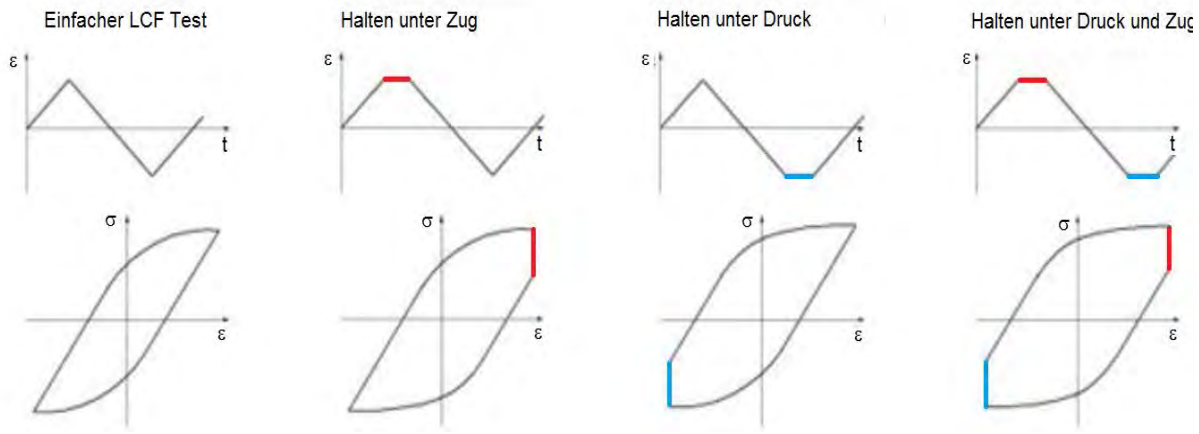


Bild 13: Einfluss von Haltezeiten auf die Spannungs- Dehnungs Hysterese [10]

Das bedeutet, dass bei einem Kriechversuch auch eine gewisse elastische Deformation auftritt, die während der Haltezeit in plastische Deformation umgesetzt wird. Dies ist wichtig, da für die das Lebensdauermodell (4) die plastische Dehnung pro Zyklus bestimmt werden muss. Ist im Feld also die Schwingbelastung so langsam, dass sich die Spannung in jedem Zyklus nennenswert abbaut muss auch im Test so lange gewartet werden, bis die Spannung auf 0 abgefallen ist oder bis die Spannung zu keiner Relaxation mehr führt. Das kann aber unter Umständen sehr lange dauern, da die Spannung asymptotisch abfällt (Bild 14).

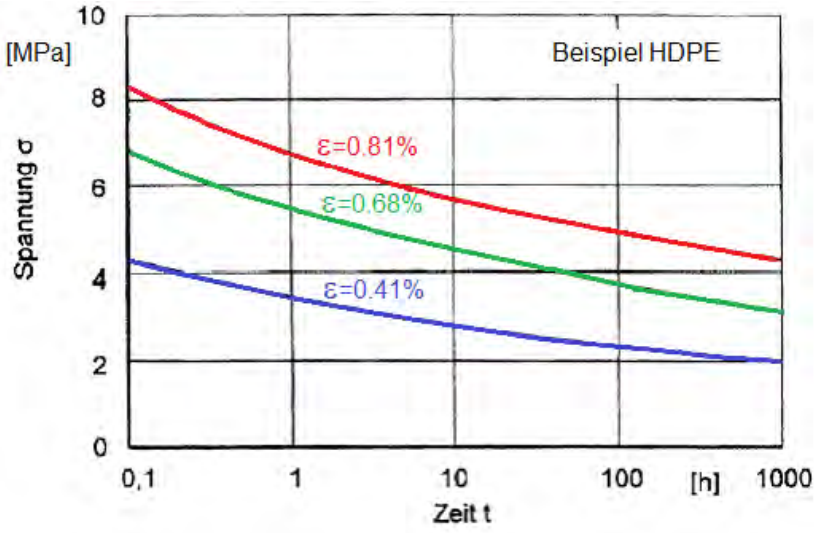


Bild 14: Spannungsabfall bei konstanter aufgebrachter Dehnung

Gleichzeitig spielt es aber auch eine Rolle, wie schnell die Dehnung aufgebracht wird. Bei sehr langsamer Belastung entsteht keine nennenswerte elastische Deformation, so dass die Haltezeit wenig Einfluss auf das Kriechverhalten der Probe hat.

Auf der anderen Seite entstehen bei schneller Belastung hohe Spannungen, die zu Degradationsmechanismen führen die im Feld keine Relevanz haben und dann müssen auch genügend lange Haltezeiten vorgesehen werden um nennenswerte Dehnung pro Zyklus zu erzeugen. Das kann bedeuten, dass ein beschleunigter Test mit schnellen Lastwechseln, aufgrund der langen Haltezeiten, gleich lang dauert wie ein Test mit langsamen Zyklen.

Referenzen

[1] Jarmila Woodtli, Praktische Fraktographie, EMPA Akademie, ISBN 3-905594-37-4, p. 51

[2] Bürgel Ralf, Maier Hans Jürgen, Niendorf Thomas; Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik; Springer 2011; ISBN 978-3-8348-9907-1

[3] O.H. Basquin, The Exponential Law of Endurance Tests, American Society for Testing and Materials Proceedings, Vol 10, Thirteenth Annual Meeting Atlantic City, 1910

[4] Sfischer@German language Wikipedia; "Wöhlerversuch"

[5] W.D. Callister Jr., Materials Science and Engineering, John Wiley & Sons, 2003

[6] damo@German language Wikipedia; "Schwingfestigkeit"

[7] Diss. ETH No. 16618; Pascal Jud; Deformation and Degradation of Sn3.8Ag0.7Cu Lead- free Solder Alloy; 2006

[8] B. Kashtanjeva, Diplomarbeit BZ Dietikon 2016

[9]. Wang, J. Dong, W. Ding, and Y. Jiang, 2013, "Cyclic deformation and fatigue of extruded Mg-Gd-Y magnesium alloy" Materials Science and Engineering: A, Vol. A561, pp.403-410

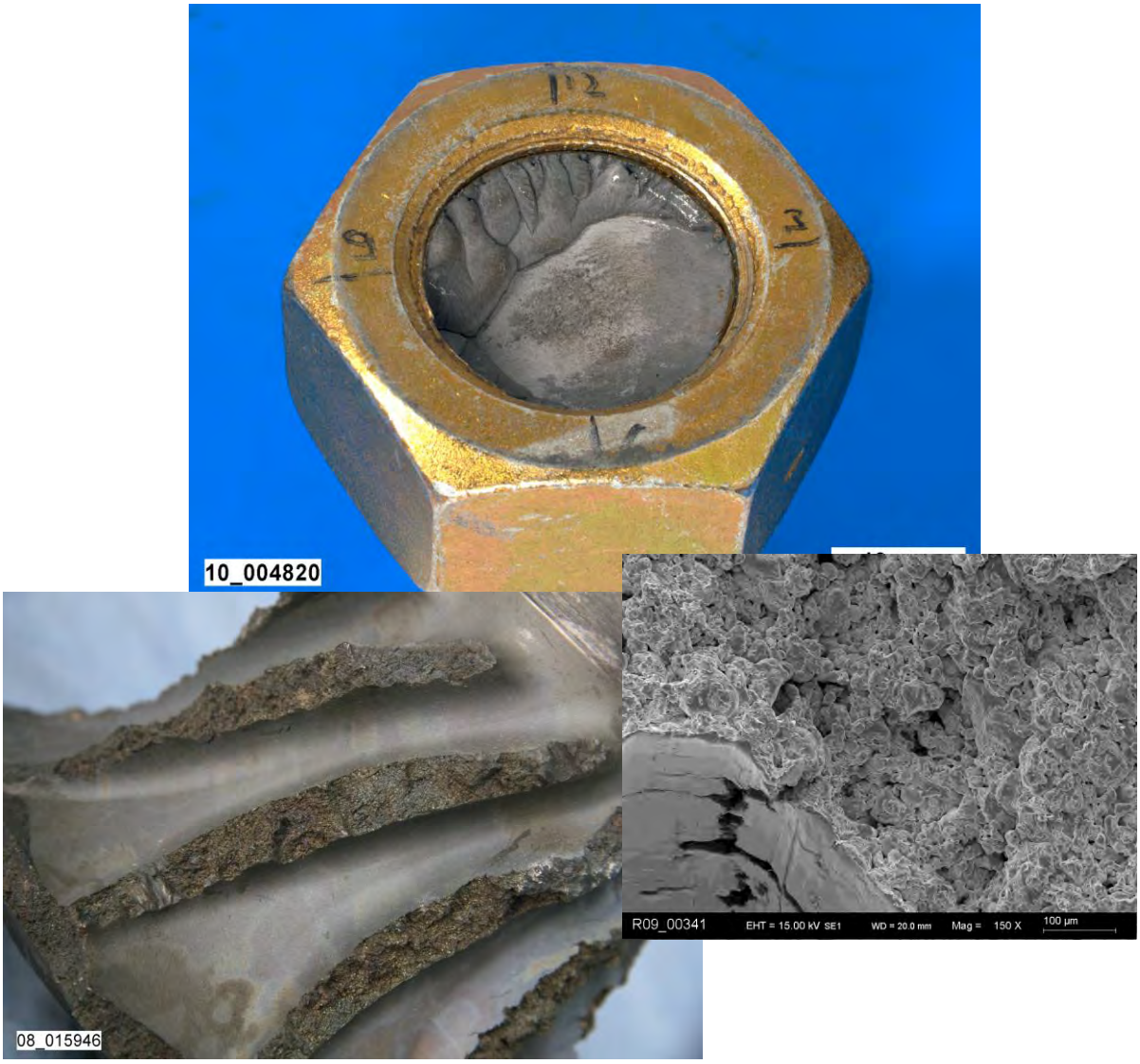
[10] M. Walter et al.; Investigation of the isothermal low cycle fatigue behavior of metallic structural materials for future fusion reactors, Karlsruher Institut für Technologie; https://www.iam.kit.edu/wbm/554.php

Überbetrieblicher Kurs üK 4B

„Werkstoffprüfung - mechanische Eigenschaften untersuchen“

Grundlagen-Ausbildung der Physiklaboranten

Teil III: „Bruchverhalten“



1 EINLEITUNG 3

2 ENTSTEHUNG VON RISSEN 3

3 BRUCHVERLAUF 3

4 BRUCHARTEN 3

4.1 SPRÖDBRUCH (TRANS- UND INTERKRISTALLIN) 4

4.2 VERFORMUNGSBRUCH (DUKTILER BRUCH) 4

4.3 ERMÜDUNGSBRUCH (DAUERBRUCH, SCHWINGUNGSBRUCH) 5

1 Einleitung

Das Bruchverhalten von Metallen bzw. die Bruchmechanik wird u.a. im Fachbereich Fraktographie untersucht und ist bei der Beurteilung von technischen Schadenfällen oft ein wichtiger Aspekt.

Je nach Werkstoff, Belastung und Umgebungseinflüssen kann sich ein komplett verändertes Bruchverhalten zeigen. Eine Bruchfläche kann deshalb eine Vielzahl von Informationen über den Schadenshergang preisgeben.

2 Entstehung von Rissen

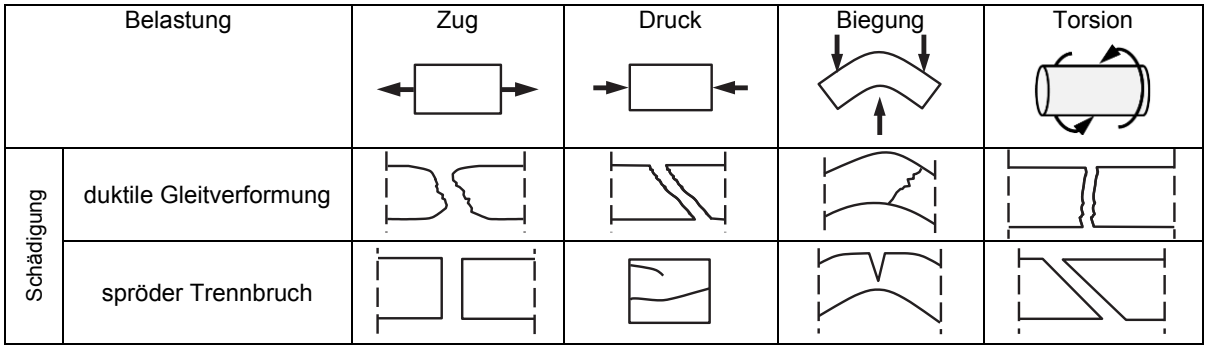
Risse entstehen immer an Schwachstellen. Dabei handelt es sich häufig um

- Vorschädigungen
- Korrosionsgrübchen
- Querschnittsverringerungen
- Einschlüsse / Lunker
- usw.…

Je höher die Oberflächenspannung an einem Bauteil ist (z.B. durch betriebliche Belastung) desto grösser ist die Wahrscheinlichkeit, dass von einer solchen Schwachstelle ein Riss eingeleitet wird. Bereits die kleinste Inhomogenität hat dann eine Kerbwirkung und kann die Risseinleitung begünstigen. Ist der Riss erst mal gestartet, hängen die Verlaufsrichtung und die Geschwindigkeit von der Belastung und den Werkstoffeigenschaften ab.

3 Bruchverlauf

Der Bruchverlauf ist u.a. abhängig von der Beanspruchungsart. Die Folgende Grafik zeigt die Beziehung der Bruchebene zur Beanspruchungsrichtung bei duktilem und sprödem Bruchverhalten.



4 Brucharten

Bei der Charakterisierung von Bruchflächen wird hauptsächlich zwischen folgenden Brucharten unterschieden:

- Sprödbruch (trans- und interkristallin)
- Verformungsbruch (duktiler Bruch)
- Ermüdungsbruch (Dauerbruch, Schwingungsbruch)

4.1 Sprödbruch (trans- und interkristallin)

Dieser verformungsarme Bruch tritt vorwiegend bei Werkstoffen mit geringer Duktilität bzw. Zähigkeit auf (z.B. Chrom, Hartmetall, Keramik…). Im Schadenfall tritt der Sprödbruch häufig als schlagartiges Materialversagen auf.

Der transkristalline Bruch verläuft dabei in Richtung der Spannungsspitzen und wird durch die Position oder Form von Körnern bzw. kristallinen Ebenen im Gefüge kaum beeinflusst.

Bei einem interkristallinen Bruch liegt meist eine Schwächung der Korngrenzen vor. Dies kann z.B. durch Wasserstoffversprödung, Ausscheidungen auf den Korngrenzen oder Chromverarmung der Korngrenzen entstehen. Die Rissspitze orientiert sich am geringsten Widerstand, was in diesem Falle die geschwächten Korngrenzen sind.

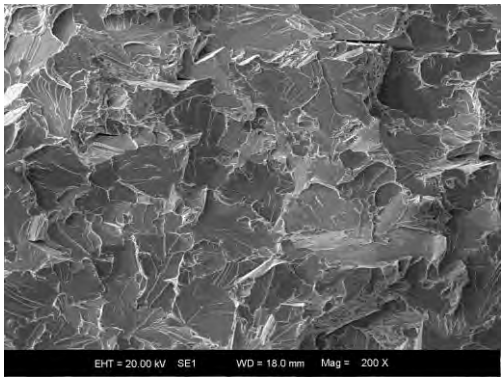


Bild 1: Transkristalliner Spaltbruch; unterkühlter Werkstoff

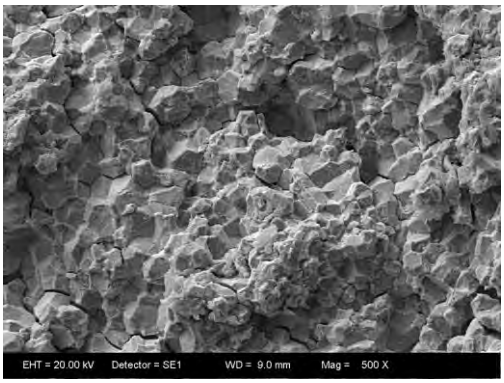


Bild 2: Interkristalliner Sprödbruch; geschwächte Korngrenzen

4.2 Verformungsbruch (duktiler Bruch)

Wie der Name bereits sagt, tritt diese Bruchart bei duktilen d.h. bei weichen Werkstoffen auf (z.B. Aluminium, weichgeglühter Stahl…). Der duktile Bruch zeigt eine starke plastische Verformung. Ein weiteres typisches Erkennungsmerkmal können ausgeprägte Wabenstrukturen sein. Dabei kommt es zu lokalen Einschnürungen um Bereiche mit Ausscheidungen, Einschlüssen, Mikrolunkern oder Poren (Bild 3).

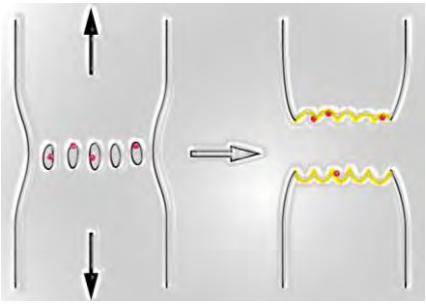


Bild 3: Ausscheidungen und Einschlüsse (rot), Wabenstruktur (gelb)
Quelle: 'Praktische Fraktographie' EMPA

Bild 4: Einschnürung der Bruchfläche (plastische Verformung)

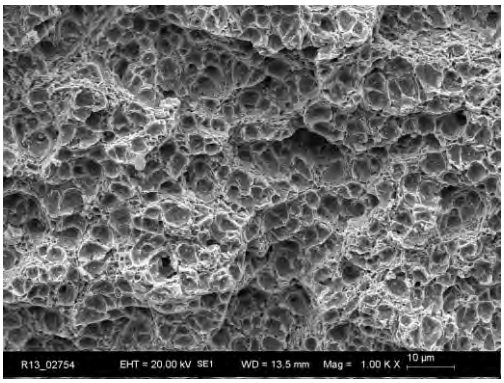


Bild 5: Duktiler Gewaltbruch mit Wabenstruktur

4.3 Ermüdungsbruch (Dauerbruch, Schwingungsbruch)

Als Ermüdung wird der Bruch unter dynamischer Lastwechselbeanspruchung bezeichnet. Die Rissgeschwindigkeit wird dabei durch die Belastungsintensität, die Belastungsdauer, sowie durch die Frequenz der Wechselbelastung und deren Schwingungsamplitude beeinflusst. Charakteristisch für einen Schwingungsbruch sind Bruchlinien die sich strahlenförmig vom Bruchausgangspunkt ausbreiten und Rastlinien welche beim Lastwechsel und bei Veränderung der Rissgeschwindigkeit an der Rissfront entstehen.

Schwingungsbrüche sind die häufigste Bruchart im Bereich der technischen Schadensfälle.

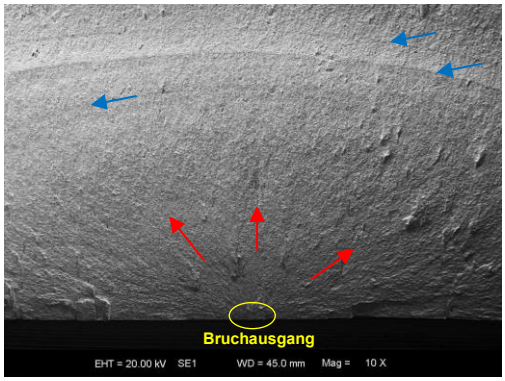


Bild 6: Ermüdungsbruch mit strahlenförmiger Ausbreitung der Bruchlinien
Bruchausbreitungsrichtung (rot), Rastlinien (blau)

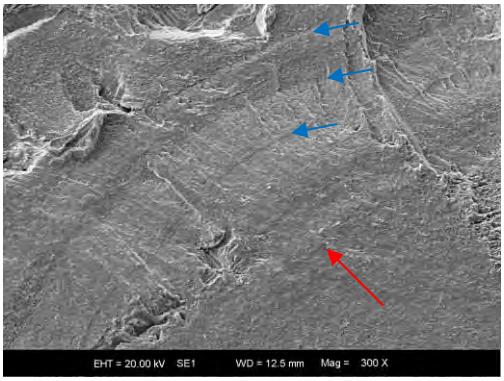
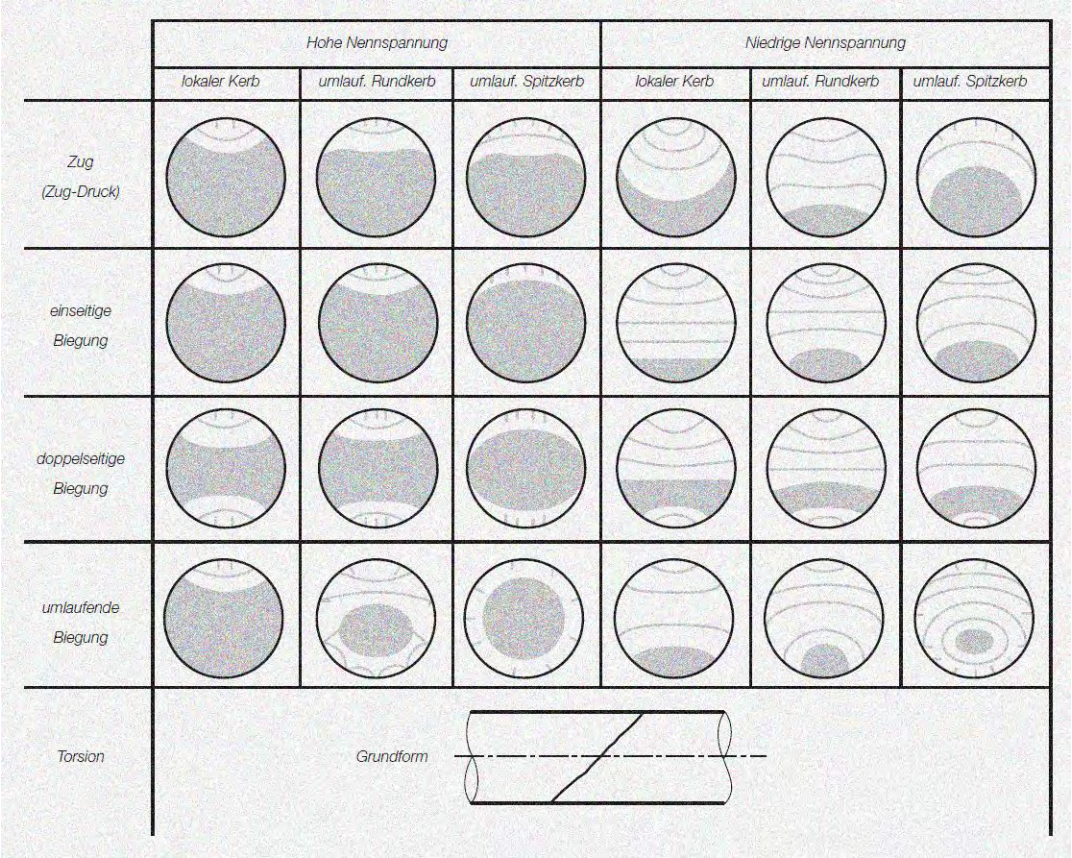


Bild 7: Transkristalliner Schwingungsbruch
Bruchausbreitungsrichtung (rot), Rastlinien (blau)

Die nachfolgende Grafik zeigt die Ausbreitung von Ermüdungsbrüchen bei gekerbten Rundstabproben unter verschiedenen Belastungsarten.



Überbetrieblicher Kurs üK 4B

„Werkstoffprüfung - mechanische Eigenschaften untersuchen“

Grundlagen-Ausbildung der Physiklaboranten

Teil IV: „Eindringprüfung PT“

1	**EINLEITUNG**	**2**
1.1	GESCHICHTLICHES	3
1.2	GRUNDLAGEN DER EINDRINGPRÜFUNG	3

1 Einleitung

In der zerstörungsfreien Prüfung wird generell unterschieden zwischen Oberflächenprüfverfahren und Volumenprüfverfahren.

Ziel der Oberflächenprüfverfahren ist es, Inhomogenitäten / Materialtrennungen an oder je nach Verfahren knapp unter der Oberfläche der Prüfgegenstände aufzufinden. Zu diesen Verfahren gehören:

- die Eindringprüfung PT (Penetrant Testing)
- die Magnetpulverprüfung MT (Magnetic Particle Testing)
- die Wirbelstromprüfung ET (Eddy Current Testing)
- die Sichtprüfung VT (Visual Testing)

Im Gegensatz zu den Oberflächenprüfverfahren werden bei den Volumenprüfverfahren Inhomogenitäten / Materialtrennungen im Volumen der Prüfgegenstände gesucht. Zu diesen Verfahren gehören:

- - die Ultraschallprüfung UT (Ultrasonic Testing)
- - die Durchstrahlungsprüfung RT (Radiographic Testing)

Diese unterschiedlichen ZfP-Verfahren werden in verschiedenen Bereichen der industriellen Fertigung (Neuteilprüfung) aber auch bei Revisions- und Wiederholprüfungen eingesetzt. Allfällige Inhomogenitäten, Montage- und Konstruktionsfehler, sowie zu grosse thermische und/oder mechanische Belastungen können im Betrieb zu Rissen und im Endeffekt auch zum Bruch des Bauteils führen. Um dies zu verhindern, müssen diese Fehler bereits bei der Herstellung der Bauteile oder dann bei periodischen Wiederholprüfungen aufgefunden werden.

Jedes ZfP-Verfahren hat seine Stärken und Schwächen, d.h. bei jedem Verfahren gibt es Materialfehler / Inhomogenitäten, welche mit dem betreffenden Verfahren nicht aufgefunden werden können. Diese Grenzen der einzelnen ZfP-Verfahren zu kennen ist nicht primär Aufgabe des Stufe 1 Prüfers, da dieser die jeweilige ZfP-Prüfung, für welche er qualifiziert ist, nur nach einer vorgegebenen Prüfanweisung durchführen darf. Dies ist die Normenforderung. Es schadet aber nichts, wenn sich die Fachkraft selbst auf dieser Stufe Gedanken darüber macht, was er jeweils durchführt.

1.1 Geschichtliches

Die Eindringprüfung wurde Anfang des 20. Jahrhunderts entwickelt. Dabei wurden anfänglich die zu prüfenden Teile im heissen Zustand in Öl, Petroleum oder Kerosin eingetaucht. Nach der Trocknung der Oberfläche brachte man ein Entwickler auf, bestehend aus Kreide- oder Kalkpuder, zuerst trocken, mit der Zeit aber suspendiert in Alkohol, damit der Puder besser auf die Oberfläche gebracht werden konnte (Trägermedium). Die Spuren des aus dem Fehler austretenden, vom Entwickler aufgesogenen „Eindringmittel“ zeigte dann die Position der Fehler an.

Um 1940 wurde die Empfindlichkeit der Eindringprüfung mit der Einführung von Farbeindringmitteln massiv gesteigert. Zuerst blau, wurden dann rote und mit der Zeit auch fluoreszierende Eindringmittel entwickelt. Vor allem die Einführung von nichtmagnetischen Materialien im 2. Weltkrieg hat die Entwicklung der Eindringprüfung in dieser Zeit stark vorangetrieben.

Ab 1950 wurde die Durchführung der Eindringprüfung durch das Einführen von Prüfmitteln in Spraydosen massiv vereinfacht. Ausserdem wurde die Empfindlichkeit der Prüfung mit der Einführung von lipophilen Emulgatoren zur Zwischenreinigung um einen weiteren grossen Schritt verbessert. Die Einführung von hydrophilen Emulgatoren ab 1960 wurde vor allem durch die Luft- und Raumfahrtindustrie gefördert. Seither haben die hydrophilen Emulgatoren den lipophilen den Rang fast vollständig abgelaufen und werden diese in Zukunft aus verschiedenen Gründen vermutlich vollständig ablösen.

Auch die mechanisierte Eindringprüfung von Massenteilen wurde bereits sehr früh entwickelt. 1963 ging die erste Prüfanlage mit fluoreszierendem Eindringmittel in Betrieb. Dadurch wurde die Eindringprüfung von Massenteilen zu einer günstigen Prüfung mit einem sehr hohen Grad an Wiederholbarkeit. Fast gleichzeitig wurde auch die elektrostatische Aufsprühung von Nassentwicklern bzw. Trockenentwicklern eingeführt.

Seit den 80-igern Jahren wird die Entwicklung bei den Prüfmitteln stark durch die immer stärker werdenden Vorgaben bezüglich Arbeits-, Gesundheits- und Umweltschutz vorangetrieben. Man verzichtete auf Bestandteile wie Öle und Lösemittel, sowie auch auf Treibmittel, welche die Ozonschicht oder die Umwelt angreifen.

1.2 Grundlagen der Eindringprüfung

Die Eindringprüfung gehört, wie oben erwähnt, zu der Gruppe der Oberflächenprüfverfahren. Es werden mit diesem Verfahren nur Materialtrennungen gefunden, **welche zur Oberfläche hin offen sind**. Fehler unmittelbar unter der Oberfläche oder Fehler, deren Öffnung nach aussen mechanisch verschlossen worden sind, können nicht aufgefunden werden.

Bezüglich der prüfbaren Materialien sind mittels Eindringprüfung alle Werkstoffe prüfbar, ausser:

- die Werkstoffe sind porös / schwammig (z.B. unglasierte Keramiken)
- die Werkstoffe werden durch die Prüfmittel angegriffen / verändert (z.B. Kunststoffe)

Die Eindringprüfung wird in der Praxis hauptsächlich zur Prüfung nicht magnetisierbarer Werkstoffe eingesetzt, z.B.

- Austenite (nicht magnetische Stähle)
- Leichtmetalle (Al, Titan, Magnesium, etc.) und deren Legierungen
- Buntmetalle (Cu, Ti, Mg) und deren Legierungen
- Kunststoffe, solange diese nicht angegriffen werden
- glasierte Keramik

Magnetisierbare Werkstoffe werden rationeller und zweckmässiger mittels Magnetpulverprüfung kontrolliert. Der grosse Vorteil der PT-Prüfung ist die einfache Anwendung des Verfahrens sowie das Fehlen von grossen Ausrüstungen und Infrastrukturen zur Durchführung der Eindringprüfung. Die PT-Prüfung kann streng genommen fast überall ohne Stromversorgung mittels drei Dosen und ein paar Lappen durchgeführt werden. Die Vorgaben werden im Weiteren detailliert beschrieben.

Das Prinzip der Eindringprüfung beruht darauf, dass farbige oder fluoreszierende Eindringmittel auf die Prüffläche aufgetragen werden und dann in Fehler eindringen, welche zur Oberfläche hin offen sind (Eindringvorgang).

Nach der Entfernung des überschüssigen Eindringmittels von der Prüffläche (Zwischenreinigung) wird ein Entwickler aufgebracht, der das in den Fehlern verbliebene Eindringmittel „herauszieht“ („Rückbenetzung“) und als vergrösserte Fehleranzeige deutlich sichtbar macht (Entwicklungsvorgang). Diese Schritte sind schematisch auch in Bild 1-1 dargestellt.

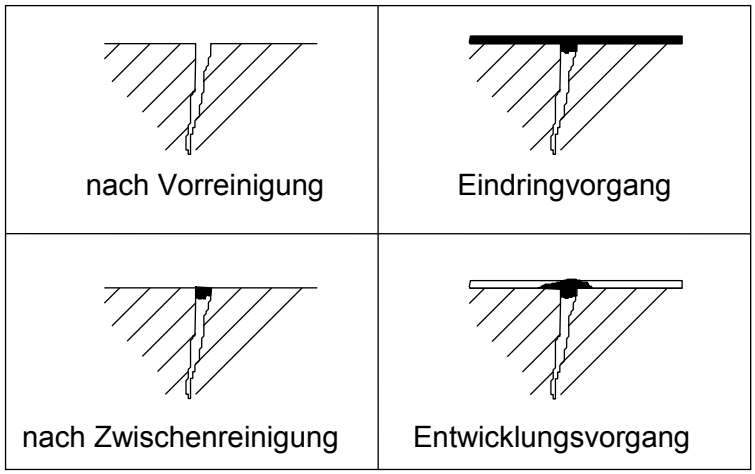


Bild 1-1: Schematische Darstellung der Eindringprüfung