

## **V 9: Kerbschlagbiegeversuch**

Bearbeiter: M. Striewe

### **V 9.1 Einleitung/ technisches Umfeld**

Für den Einsatz von Werkstoffen sind nicht allein die Festigkeitseigenschaften, sondern auch das Verformungsverhalten und das Bruchverhalten von Bedeutung. Das Verformungsvermögen eines Werkstoffes hängt von den Beanspruchungsbedingungen ab. Die Kenntnis über das Verformungsverhalten in Abhängigkeit der Beanspruchung ist deshalb für die qualitative Werkstoffbeurteilung und für die Werkstoffauswahl ein wichtiges Kriterium. Die das Verformungsverhalten beschreibenden Eigenschaften Sprödigkeit und Zähigkeit hängen somit nicht ausschließlich vom Werkstoff, sondern auch vom Spannungszustand, von der Beanspruchungsgeschwindigkeit und der Temperatur ab.

In zahlreichen Anwendungsfällen hat es sich gezeigt, dass vor allem Werkstoffe mit kubisch raumzentrierter oder hexagonaler Gitterstruktur, z.B. bei mehrachsiger Beanspruchung und tiefen Temperaturen versagen, obwohl sie mit den, der Auslegung dienenden, Kennwerten des Zugversuches ausreichend dimensioniert waren.

Der Kerbschlagbiegeversuch liefert qualitative Aussagen zum Bruchverhalten eines Werkstoffes in Abhängigkeit der Beanspruchungsbedingungen.

### **V 9.2 Theoretische Grundlagen**

Die Bedeutung des Kerbschlagbiegeversuches nach Charpy liegt in der qualitativen Beurteilbarkeit und Vergleichbarkeit von Werkstoffen hinsichtlich ihres Bruchverhaltens in Abhängigkeit von den Beanspruchungsbedingungen. Der Kerbschlagbiegeversuch dient u.a. zu

- Der Ermittlung der sogenannten Übergangstemperatur  $T_U$ . Dies ist die Temperatur, bei der der Übergang vom Verformungsbruch zum Spröbruch erfolgt.
- Der Untersuchung der Alterungsanfälligkeit der Werkstoffe
- Der Feststellung von Versprödungseffekten durch z.B. Werkstoffeinschlüsse
- Das Erkennen falscher Wärmebehandlungen von Werkstücken
- Der Beurteilung von verschiedenen Werkstoffen oder eines Werkstoffes mit verschiedenen Behandlungszuständen

Bezüglich des Bruchverhaltens werden die grundlegenden Brucharten unterschieden, welche durch diverse Effekte beeinflusst werden. Diese werden nachfolgend erläutert.

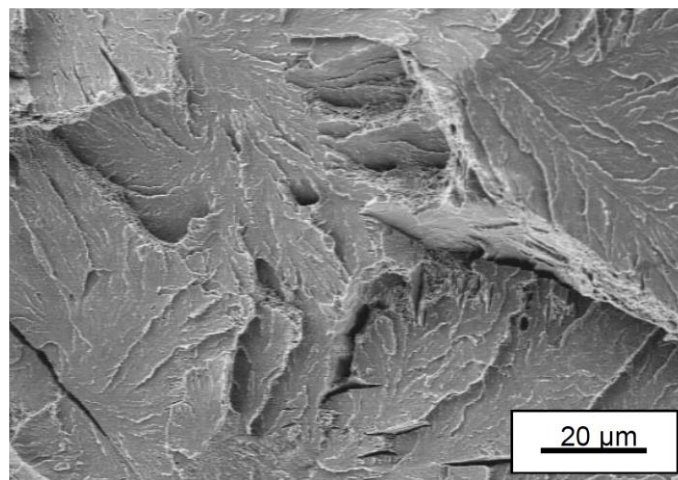
## V 9.2.1 Brucharten, Rissbildung, Risswachstum

### *Brucharten*

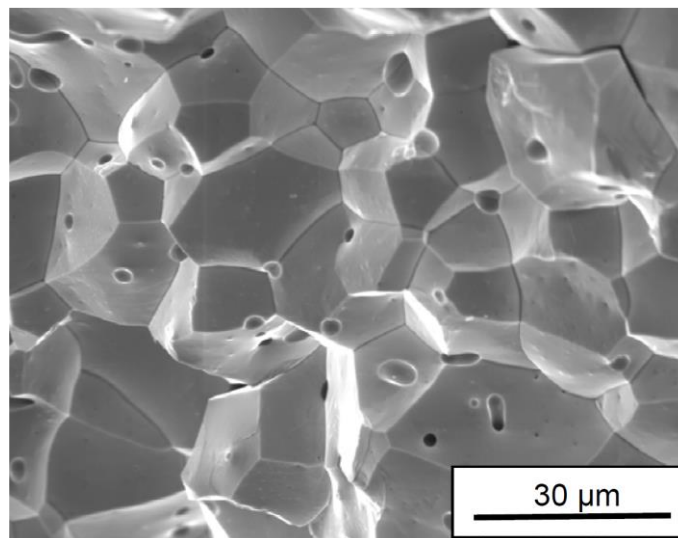
Der Bruch oder das Bauteilversagen ist die Folge der Ausbreitung von bereits vorhandenen oder entstehenden Rissen bei Erreichung einer kritischen Risslänge oder Bruchlast.

Es treten zwei grundsätzliche Bruchtypen auf:

a) Sprödbbruch: Einer zum Bruch führenden Rissausbreitung geht keine bzw. eine sehr kleine auf Rissspitze beschränkte plastische Verformung voraus. Makroskopisch zeigt die Bruchfläche bei Metallen durch Reflexion des Lichtes an den Spaltflächen ein glänzendes, kristallines und glitzerndes Aussehen. Eine elektronenmikroskopische Aufnahme ist in Bild 1 zu sehen.

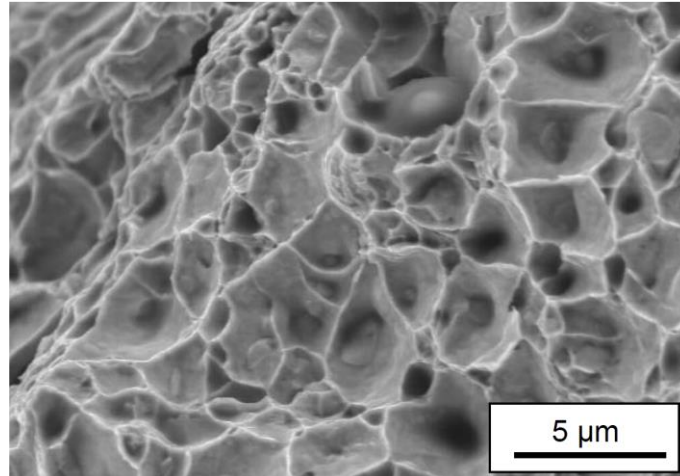


**Bild 1: REM-Aufnahme von der Bruchfläche eines transkristallinen Sprödbrechens (TU Dresden)**



**Bild 2: REM-Aufnahme der Oberfläche eines interkristallinen Sprödbrechens (TU Dresden)**

b) Zäh- oder Verformungsbruch: Der Bruch erfolgt erst nach stärkerer plastischer Verformung des Werkstoffes. Makroskopisch hat die Bruchoberfläche ein mattes, samtartiges, faseriges Aussehen. Im Bild 3 ist eine elektronenmikroskopische Aufnahme von der Oberfläche eines duktilen Bruches wiedergegeben.



**Bild 3: REM-Aufnahme von der Oberfläche eines Verformungsbruches (TU Dresden)**

### *Rissbildung*

Die Entstehung von Rissen erfolgt vielfach schon im Fertigungsprozess, z.B. beim Schweißen (Heiß- und Kaltrisse) und bei der Wärmebehandlung (Härterisse). Weiterhin wirken andere Werkstofffehler, z.B. Mikroporen, Mikrolunker, Kratzer und Riefen auch als Risse oder Risskeime.

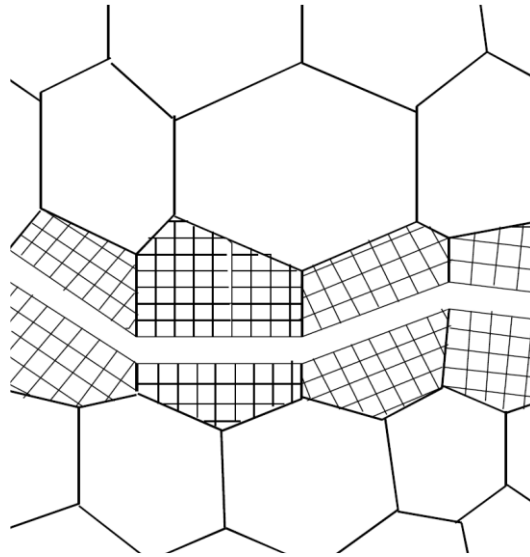
Risse entstehen aber auch durch Einwirkung äußerer Belastungen infolge lokaler Verformung (u.a. Schleifen, Strahlen, Läppen) und natürlich während des Betriebes. Die Versetzungen stauen sich während der Verformung an Hindernissen (Korn- und Phasengrenzen, Gleitbandkreuzungen). Es kommt zu örtlichen Spannungserhöhungen und Mikrorissbildung.

Bei zyklischer Beanspruchung entstehen potentielle Risskeime an der Werkstoffoberfläche durch zunehmende Rauigkeiten, infolge Einsenkungen oder Auspressungen. Des Weiteren werden auch Anrisse an Korn- und Phasengrenzen beobachtet. Die Rissentstehung an der Oberfläche wird z.B. durch Korrosionsvorgänge begünstigt.

### *Rissausbreitung*

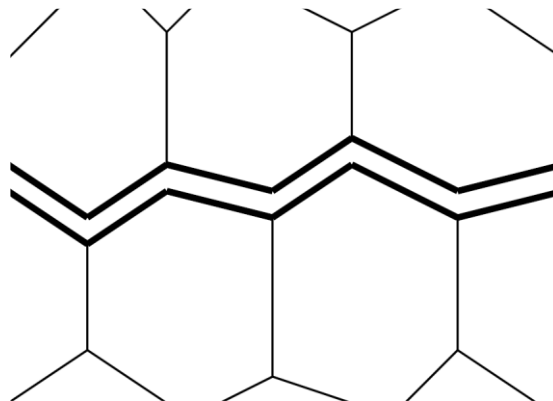
Die sehr kleinen Risse sind für die Haltbarkeit einer Struktur nicht bedeutend, sie können sich unter bestimmten Bedingungen jedoch ausbreiten und schließlich zum Bruch führen. Sie wachsen zum Mikroriss, der wird zum technischen Anriss ( $>0,5$  mm), welcher schließlich zum Versagen des Bauteils führen kann. Die Ausbreitung der Risse kann entweder instabil (Energiefreisetzung) oder stabil (ständige Energiezufuhr nötig) erfolgen.

Der transkristalline Riss (Bild 4) folgt jenen kristallographischen Ebenen im Raumgitter, die die geringste Oberflächenspannung aufweisen. Im krz-Gitter sind das die  $\{100\}$  Ebenen, im hexagonalen Gitter die  $\{0001\}$ - Ebenen. Das Raumgitter wird entlang dieser Ebenen gespalten. Im kfz-Gitter treten wegen der guten Verformbarkeit in der Regel keine Spaltrisse auf.



**Bild 4: Prinzipskizze eines transkristallinen Bruches (TU Dresden)**

Der interkristalline Riss (Bild 5) wächst entlang der Korngrenzen. Dies geschieht wenn die Festigkeit der Korngrenzen z. B. durch Anhäufungen von Fremdatomen oder das Auftreten von spröden Phasen herabgesetzt ist.



**Bild 5: Prinzipskizze eines interkristallinen Spaltrisses (TU Dresden)**

#### *Die stabile Rissausbreitung:*

Der Bruch eines Werkstoffes ist ein Mehrstufenprozess der aus folgenden Stadien besteht: Rissbildung: Entstehung des Risses in einem bis dahin rissfreien Werkstoff Risseinleitung (Rissauslösung): Übergang vom ruhenden zum bewegten Riss Rissausbreitung: Vergrößerung des Risses (stabil oder instabil) mit dem Endstadium Bruch oder Rissstillstand. Wobei die stabile Rissausbreitung entweder in Form von Ermüdungsrisswachstum oder dem sog. R-Kurven-Risswachstum stattfindet.

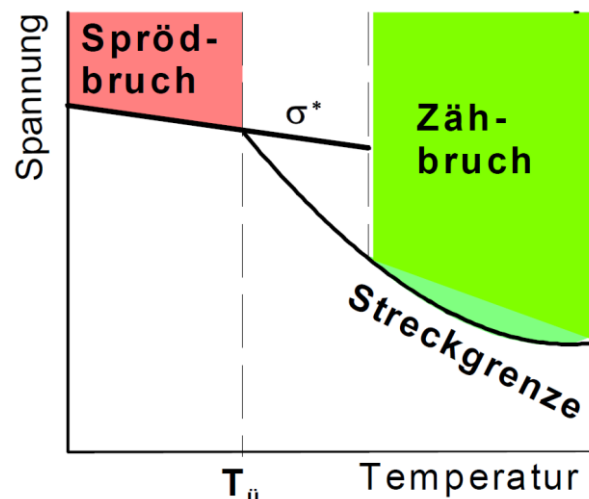
#### **Sprödbbruchfördernde Bedingungen**

Katastrophale Folgen rufen Sprödbrüche hervor, weil sie unangekündigt mit hoher Geschwindigkeit durch das Wachstum instabil werdender Risse entstehen und somit die plötzliche Zerstörung der Konstruktion bewirken.

Es ist zu beachten, dass solche Brüche nicht deshalb entstehen, weil der Werkstoff zäh oder spröde im Sinne einer Eigenschaft ist, sondern er verhält sich spröde oder zäh, wenn bestimmte Bedingungen gegeben sind, auf die im Folgenden eingegangen wird:

### *Bedeutung der Beanspruchungstemperatur*

Die vom Werkstoff abhängige kritische Zugspannung, bei der örtlich ein Spaltbruch entstehen und instabil wachsen kann, wird als Spaltbruchspannung  $\sigma^*$  bezeichnet. Sie wird von der Temperatur relativ geringfügig beeinflusst. Im Bild 5 ist der Verlauf von  $\sigma^*$  über der Temperatur aufgetragen. Die mit steigender Temperatur etwas abnehmenden Bindungskräfte führen zum leichten Abfall von  $\sigma^*$ , die ebenfalls eingetragene Streckgrenze fällt stärker, da der Gleitwiderstand (innere Reibung) mit zunehmender Atombeweglichkeit deutlich geringer wird. Die Grenze zwischen dem spröden Bruch und dem duktilen Werkstoffverhalten ist durch die sog. Übergangstemperatur  $T_{\bar{u}}$  gegeben. Unterhalb  $T_{\bar{u}}$  ist die Spaltbruchspannung niedriger als die Streckgrenze, d. h. mit steigender Belastung kommt es ohne Verformung zum Spaltbruch. Oberhalb von  $T_{\bar{u}}$  wird mit zunehmender Belastung als erstes die Streckgrenze erreicht. Es kommt zur plastischen Verformung und Verfestigung (Zugversuch), wodurch die Streckgrenze bis zur Spaltbruchspannung ansteigt und der Spaltbruch also erst nach vorangegangener plastischer Verformung eintritt. Bei noch höheren Temperaturen kommt es zum Verformungsbruch, bevor die Spaltbruchspannung erreicht ist.

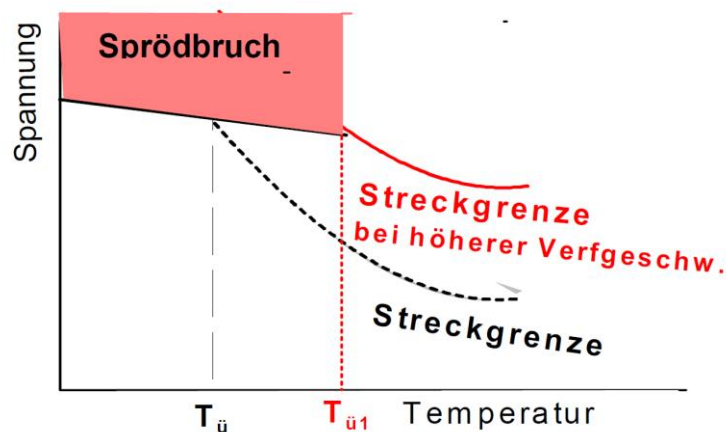


**Bild 6: Einfluss der Beanspruchungstemperatur auf das Bruchverhalten (TU Dresden)**

### *Einfluss der Beanspruchungsgeschwindigkeit*

Eine Steigerung der Verformungsgeschwindigkeit erhöht die Streckgrenze, weil das Starten der Versetzungen durch die Reibung auf den Gleitebenen im Vergleich zum Spannungsanstieg verzögert erfolgt und die Versetzungsbewegung durch die innere Reibung auch nicht beschleunigt werden kann. Die Spaltbruchspannung, die im Wesentlichen durch die Gitterkräfte bestimmt wird, bleibt unverändert. Die Folge ist, dass die Übergangstemperatur auf den Wert  $T_{\bar{u}1}$  ansteigt (Bild 7). Der Sprödbereich wird also in Richtung höherer Temperatur ausgeweitet.





**Bild 7: Einfluss einer erhöhten Belastungsgeschwindigkeit auf das Bruchverhalten (TU Dresden)**

### *Einfluss des Spannungszustandes*

Beispielsweise beim Zugversuch tritt bis zum Erreichen der Zugfestigkeit  $R_m$  ein einachsiger Spannungszustand auf, d.h. der Kraftvektor steht senkrecht auf seiner Querschnittsfläche. In realen Bauteilen treten jedoch überwiegend mehrachsige Spannungszustände auf, die die Übergangstemperatur und Sprödbbruchneigung erheblich verändern können. Sie werden entweder durch von außen einwirkende Kräfte verursacht, entstehen aber auch an inneren und äußeren Kerben, schroffen Querschnittsänderungen usw.

Verändert man z.B. die Form des glatten Stabes durch Anbringen einer Kerbe, dann ergibt sich bei Belastung des Stabes ein mehrachsiger Spannungszustand. Auf die detaillierte geometrische und analytische Beschreibung des Spannungszustandes soll hier nicht näher eingegangen werden. Qualitativ können die Verhältnisse folgendermaßen beschrieben werden:

- Im Kerbgrund liegt ein einachsiger Spannungszustand vor, wobei die max. Normalspannung deutlich oberhalb der Nennspannung liegt und die Schubspannung dem Betrag nach halb so groß ist. Durch die hohe Schubspannung wird ein duktiler Bruch wahrscheinlicher.
- In der Kerbumgebung liegt ein mehrachsiger Spannungszustand vor, d.h. neben der ersten Hauptnormalspannung sind weitere Spannungskomponenten vorhanden und die auftretende Schubspannung ist geringer. Durch die niedrige Schubspannung wird ein Sprödbbruch wahrscheinlicher.

Ähnlich sind die Verhältnisse, wenn der Kerb durch einen Riss ersetzt wird.

### *Einfluss der Fertigungsprozesse*

Trotz des erbrachten Festigkeitsnachweises einer Konstruktion birgt deren Herstellung u. U. Unwägbarkeiten, die durch eine nicht optimal gestaltete Fertigung oder mangelhaft ausgeführte Fertigungstechnologie zustande kommen. Entstehende Risse oder rissähnliche Inhomogenitäten führen, wie diskutiert, zu einem abweichenden Werkstoffverhalten, sie erhöhen die Sprödbbruchgefahr. Beispielphaft werden die folgenden fertigungsbedingten Imperfektionen betrachtet.

**Gießen metallischer Werkstoffe:** Lunker, Mikrolunker und Poren. Zu hohe Gießtemperatur führt möglicherweise zu Warmrissen.

**Wärmebehandlung:** Härterisse durch zu schroffes Abschrecken, zu hohe Austenitisierungstemperatur, zu lange Haltezeit, zu rasche Erwärmung. Gefördert durch Umwandlungs- und thermisch induzierte Eigenspannungen (Einfluss der Bauteilabmessungen!). Nachbehandlung gehärteter Bauteile (Schleifen, Strahlen, Läppen, Beizen).

**Schweißen:** Risse im Schweißgut oder in der Wärmeeinflusszone .

**Zerspanen:** stumpfe Werkzeuge und zu hohe Vorschubgeschwindigkeiten führen zu Oberflächenfehlern, die zum Ausgangspunkt für Risse werden können.

### *Werkstoffzustand*

Wie bereits erwähnt, kann bereits der Gittertyp des Werkstoffes die Spröbruchneigung beeinflussen. Bei kfz-Gitter wird kein Spaltbruch beobachtet, weil wegen der vielen Gleitsysteme unter allen Bedingungen Verformungsmöglichkeiten gegeben sind. In krz Werkstoffen sind weniger Gleitsysteme vorhanden, so dass vor allem bei hoher Verformungsgeschwindigkeit und niedriger Temperatur Verformung erschwert ist und somit Spaltbrüche auftreten. Wegen der engen Verknüpfung der Gefügeausbildung mit den Eigenschaften der Werkstoffe führen Gefügeveränderungen auch zu einer Beeinflussung der Spröbruchneigung:

Festigkeitssteigernde Maßnahmen erhöhen die Streckgrenze ohne die Spaltbruchspannung  $\sigma^*$  erheblich zu verändern. Der Spröbruchbereich wird ausgeweitet, d.h. die Übergangstemperatur steigt an. Die zur Herstellung von Halbzeugen (Bleche, Stangen, Rohre) angewandte Kaltverformung führt zum Anstieg der Versetzungsdichte und damit zur Erhöhung der Streckgrenze und Festigkeit, die mikroskopische Spaltbruchspannung wird kaum verändert. Die Spröbruchneigung nimmt zu ( $T_0$  steigt an).

Eine Ausnahme bildet die Festigkeitssteigerung durch Kornfeinung, hierbei steigt die Spaltbruchspannung stärker an als die Streckgrenze, wodurch  $T_0$  abfällt. Die Mischkristallverfestigung erhöht die Streckgrenze ohne wesentliche Veränderung von  $\sigma^*$ , was zu einer Versprödung des Werkstoffes führt. Der Kohlenstoffgehalt des Stahles z.B. erhöht die Übergangstemperatur in besonderem Maße.

Durch Einlagerung von harten Teilchen (z.B. Karbide) kann die Festigkeit ebenfalls erheblich gesteigert werden (Streckgrenzenerhöhung), aber in diesem Fall besteht die Möglichkeit, dass die Spaltbruchspannung sogar sinkt, was die versprödende Wirkung der Festigkeitssteigerung noch verstärkt.

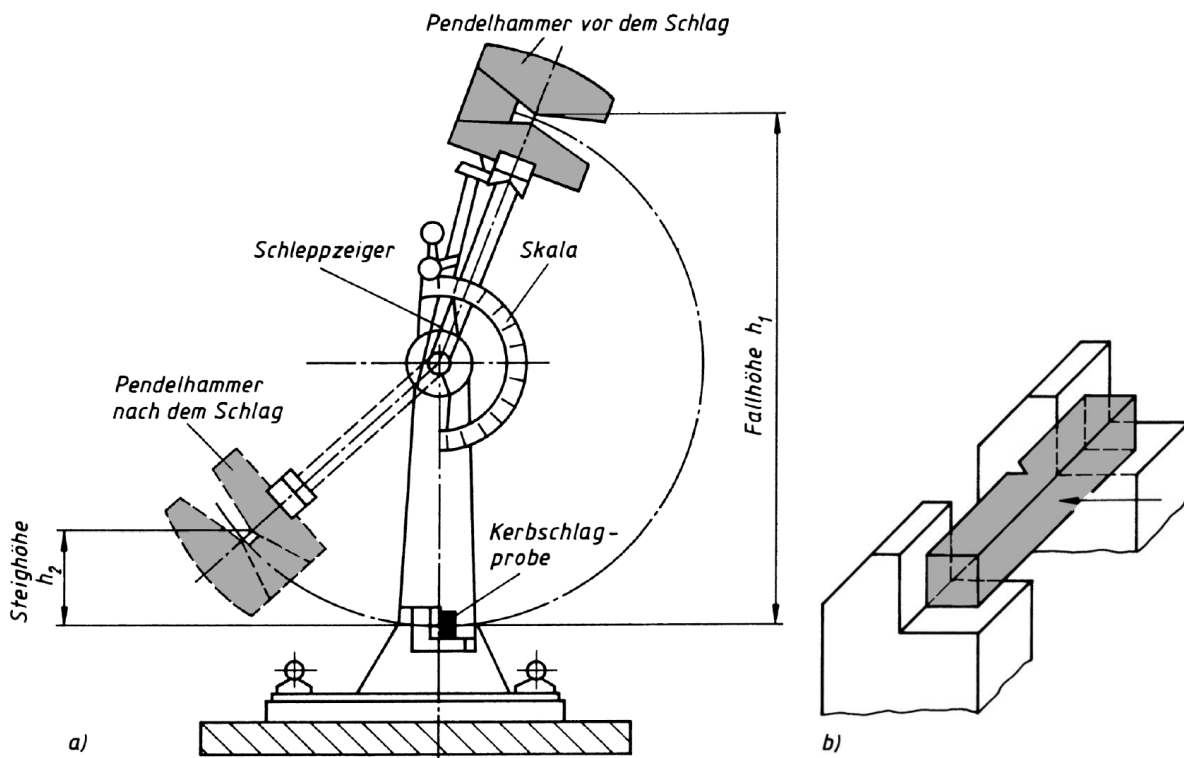
Weiter oben wurde bereits erwähnt, dass die Qualität der inneren Grenzflächen des Werkstoffes über die Art der Rissausbreitung und damit den Bruchtyp entscheiden kann. Die Fremdatome sammeln sich aus energetischen Gründen meist in den Korngrenzen an. Bei gleichem Verunreinigungsgrad ist die Fremdatomkonzentration an den Korngrenzen eines feinkörnigen Werkstoffes wegen der größeren Korngrenzenfläche gering und damit die Kohäsion in der Grenze nicht wesentlich gestört. Bei Grobkorn (z.B. nach Anwendung zu hoher Glühtemperaturen) wird die Spaltbruchspannung wesentlich erniedrigt, die Streckgrenze sinkt ebenfalls ab, so dass die Übergangstemperatur zu höheren Werten verschoben wird. Darüber hinaus ist die integrale Korngrenzenfläche kleiner, die Fremdatomkonzentration also höher und somit werden die Korngreneigenschaften beeinflusst. Die Korngrenze setzt deshalb dem Riss u. U. geringeren Widerstand entgegen.

Bei der sog. Alterung der Stähle sammeln sich die gelösten N-Atome (nach dem Erschmelzen als Einlagerungsatome im Mischkristall) über einen längeren Zeitraum bei Raumtemperatur an den Korngrenzen und bilden bei entsprechender Konzentration Nitride in den Korngrenzen.

Diese sind spröde und verringern die Duktilität der „Korngrenzsubstanz“. Auch in diesem Fall nimmt die Sprödigkeit zu (Verschiebung der Übergangstemperatur zu höheren Werten), interkristalline Spaltbrüche (instabiles Risswachstum) sind möglich. Die Alterung kann durch Verformung verstärkt oder gar erst ausgelöst werden, man spricht dann von Reckalterung.

### V 9.3 Versuchsdurchführung

Der prinzipielle Ablauf eines Kerbschlagbiegeversuches (DIN EN 148-1) kann der nachfolgenden Abbildung entnommen werden. Dabei werden in der Regel quaderförmige Proben (10x10x55mm) verwendet die dem zu untersuchenden Material entnommen werden. Weiterhin werden diese Proben auf der Vorderseite häufig mit einem V-Kerb versehen, welcher eine Tiefe von 2mm und einen Kerbgrundradius von 0,2mm aufweist. Die Prüfung wird in einem Pendelschlagwerk durchgeführt, indem der Pendelhammer mit einer vorgegebenen kinetischen Energie auf die Rückseite der Probe trifft und diese mit einem einzigen Schlag durchtrennt. Dabei wird die umgesetzte Arbeit als maßgeblich für die Zähigkeit des Werkstoffes betrachtet.



**Bild 8: Versuchsanordnung(a) und Probenform(b) [Sei09]**

Bei metallischen Proben wird ein Pendelhammer mit einem Arbeitsvermögen von 300 J verwendet. Dieses wird als Grundlage für die Berechnung der Schlagarbeit verwendet und kann aus der Erdbeschleunigung, der Pendelmasse und der Fallhöhe  $h$  berechnet werden. Die jeweils nicht in Verformungsarbeit umgewandelte Energie kann nach dem Durchschlagen der Probe im Umkehrpunkt aus der Reststeighöhe  $h_2$  ermittelt werden. Aus der Differenz ergibt sich die Kerbschlagarbeit, welche mithilfe eines Schleppzeigers ermittelt werden kann. Sie kann formelmäßig wie folgt beschrieben werden:

$$K = m \cdot g \cdot (h_1 - h_2)$$

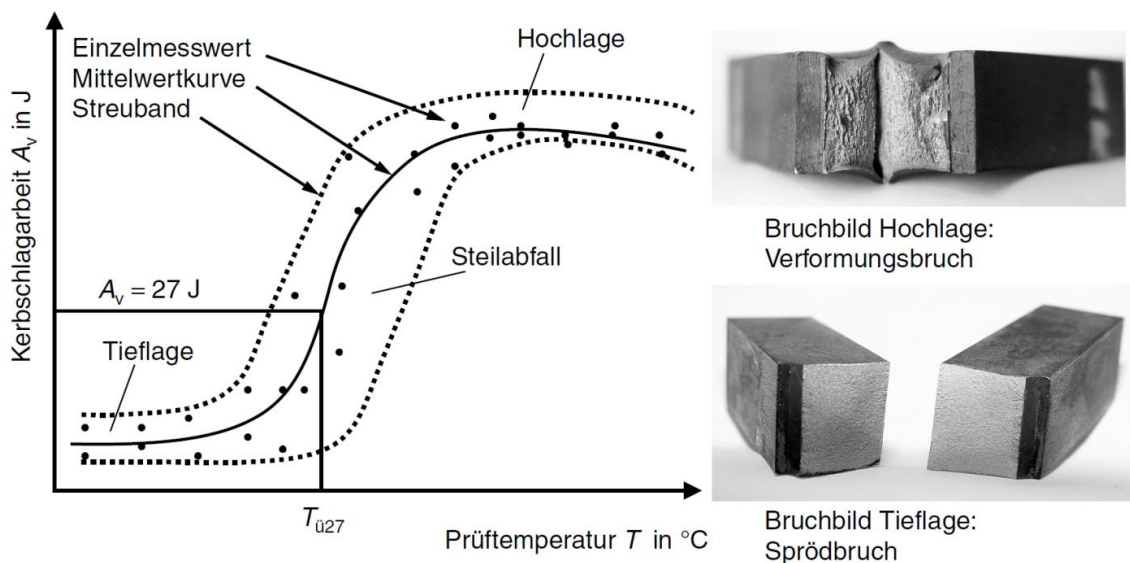
$m$  = Pendelmasse [kg];  $g$  = Erdbeschleunigung [ $m/s^2$ ];  $K$  = Schlagarbeit [J]



Zur Ermittlung des temperaturabhängigen Bruchverhaltens kann eine sog. **Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve** erstellt werden, wobei die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit der Temperatur dargestellt wird. Dazu werden unter verschiedenen Prüftemperaturen Kerbschlagbiegeversuche durchgeführt und die einzelnen Messpunkte zu Kurven zusammengefasst. Die Ergebnisse sind dabei neben dem Werkstoff auch von geometrischen Abmaßen der Probe und der Prüfgeschwindigkeit abhängig. Um vergleichbare Resultate zu bekommen ist hier auf eine gleichbleibende Versuchsführung Wertzulegen. Es können grundsätzlich drei verschiedene Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurven unterschieden werden:

- Werkstoffe mit hoher von der Temperatur unabhängiger Kerbschlagarbeit (Zähigkeit). Metalle mit kfz Gitter (Al, Cu, austenitischer Stahl)
- Materialien mit einem ausgeprägten Übergang zwischen sprödem und duktilem Verhalten. Werkstoffe mit krz Gitter (z.B. ferritische Stähle). Der Übergang wird als Steilabfall bezeichnet, die sog. Hochlage kennzeichnet Bereiche mit hoher Duktilität und die Tieflage Bereich mit hoher Sprödigkeit.
- Werkstoffe mit niedriger von der Temperatur unabhängiger Zähigkeit (Kerbschlagarbeit), z.B. martensitische Stähle

Nachfolgend sind das Diagramm und die Bruchbilder eines Werkstoffes mit Übergang dargestellt.



**Bild 9: Kerbschlagarbeit-Temperatur-Diagramm[Sei09]**

In der Hochlage erfolgt ein Verformungsbruch und in der Tieflage ein Spröbruch. Die unterschiedlichen Bruchflächen die dabei entstehen sind dargestellt. Innerhalb des Steilabfalls tritt ein Mischbruch zwischen diesen Varianten auf. Dieser entsteht zunächst als Verformungsbruch in der Kerbe und setzt sich, durch die sich verschärfende Kerbwirkung, als Spröbruch fort. Die Zusammensetzung des Mischbruches kann anhand von Vergleichsbildern beurteilt werden. Weiterhin kann die laterale Breitung der Probe mitbewertet werden. Die Übergangstemperatur, die im Steilabfall auftritt kann nach unterschiedlichen Kriterien bestimmt werden:

- $T_{Ü1/2}$  → Mitte des Übergangs zwischen Tief- und Hochlage
- $T_{Ü30}$  → Temperatur bei dem die Kerbschlagarbeit 30 J erreicht
- $T_{Ü50\%}$  → Temperatur bei dem der kristalline Bruchanteil 50 % beträgt

Für den ingenieurtechnischen Einsatz von Materialien sollten diese so ausgewählt werden, dass die Übergangstemperatur des Materials deutlich unterhalb der Einsatztemperatur liegt.

## **V 9.4 Aufgabenstellung zum Praktikum**

Im hier vorliegenden Praktikum werden mithilfe des Kerbschlagbiegeversuches (nach DIN EN 148-1) zwei unterschiedliche Materialien untersucht. Dazu werden jeweils von Material A und Material B drei Proben geprüft, wobei jeweils eine Probe bei -196°C, RT und 400°C beaufschlagt wird. Weiterhin wird Material B in einem weiteren Wärmebehandlungszustand geprüft.

Dazu werden die Proben an den Wiederlagern so fixiert, dass die Kerbe mittig zur Hammerfingerausrichtung ist. Daraufhin wird der Hammer eingeklinkt und gehoben sowie die Anzeige auf null gesetzt. Dann wird die Prüfung eingeleitet, indem die Verriegelung gelöst wird. Nach Beendigung des Versuches wird die Schlagarbeit am Schleppzeiger abgelesen.

Für die Auswertung der Versuch werden die nachfolgenden Kennwerte festgehalten:

- Kerbschlagarbeit
- Spröbruchanteil
- Laterale Breitung
- Kerbschlagarbeit-Temperatur-Kurve

Zur Ermittlung der lateralen Breitung werden beide Probenhälften ausgemessen, wobei sich der exakte Kennwert aus der Summe der maximalen einseitigen Breitung der Probenhälften ergibt. Bei Bedarf werden entstehende Grate an den Probenrändern vorsichtig mit Schleifpapier entfernt. Der Spröbruchanteil wird anhand von Vergleichsbildern ermittelt. Nach der Versuchsauswertung erfolgt eine kurze Diskussion und Bewertung der Ergebnisse.

## **V 9.5 Literatur**

Blumenauer, H.: „Werkstoffprüfung“, Deutscher Verlag f. Grundstoffindustrie, Leipzig 1994

DIN EN ISO 148-1: Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy, Deutsches Institut für Normung, 2011

Praktikum: Bruchverhalten/ Kerbschlagbiegeversuch, TU Dresden

Riehle, M.; Simmchen, E.: „Grundlagen der Werkstofftechnik“, Deutscher Verlag f. Grundstofftechnik, Stuttgart 1997

Seidel, W.: Werkstofftechnik: Werkstoffe - Eigenschaften - Prüfung – Anwendung. Hanser Verlag, 2009, ISBN 3-446-40789-8

Schatt, W; Worch, H.: „Werkstoffwissenschaft“, Deutscher Verlag f. Grundstoffindustrie, Stuttgart 1996