

Praktikum Grundlagen der Werkstofftechnik Teil 1

Scriptum für Studierende der
Universität Duisburg-Essen

Mit der Unterstützung von:

M. Heitkemper, T. Spirowski,
I. Tikhovskiy, S. Weiß

Praktikum Grundlagen der Werkstofftechnik Teil 1

Praktikums-Informationen:

Das Praktikum besteht aus 2 Versuchsterminen. Die nachweisliche aktive Teilnahme an allen Versuchen ist die Voraussetzung für die Anerkennung des Praktikums. Die erfolgreiche Teilnahme am Praktikum wird dem Prüfungsamt übermittelt.

Diese Unterlagen dienen der Praktikums-Vorbereitung und sind die Voraussetzung für den Nachweis der aktiven Teilnahme am Praktikum.

Im Rahmen der Vorbesprechung werden die Unfallverhütungsmaßnahmen erläutert und testiert. Dieses Testat ist obligatorisch für die Teilnahme am Praktikum. Eine Teilnahme ohne dieses Testat ist aus unfallrechtlichen Gründen nicht möglich.

Inhaltsverzeichnis

Praktikums-Informationen	2
Inhaltsverzeichnis	2
Festigkeit und Zähigkeit	3
Metallographie – Mikroskopie und Härtemessung	13
Vergüten von Stahl	24

1. Festigkeit und Zähigkeit

Ilya Tikhovskiy, Sabine Weiß

1. Einleitung:

Die technische Entwicklung stellt immer höhere Anforderungen an die Widerstandsfähigkeit der Werkstoffe gegenüber verschiedenartigen Beanspruchungen bei unterschiedlichen Temperaturen. Der Zugversuch und der instrumentierte Kerbschlagbiegeversuch sind wichtige Versuche der mechanischen Werkstoffprüfung. Der Zugversuch ermöglicht die Ermittlung von Festigkeitswerten (Streckgrenze, Zugfestigkeit) und Verformungskennwerten (Bruchdehnung, Gleichmaßdehnung, Brucheinschnürung) unter der Einwirkung einer monotonen und momentfreien quasistatischen, ansteigenden Zugbeanspruchung. Die so mit Hilfe des Zugversuches erhaltenen Kennwerte werden zur konstruktiven Auslegung statisch beanspruchter Bauteile verwendet. Mit dem instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch wird der größte Widerstand eines Werkstoffes gegen eine unzulässige Verformung (Schlag, Stoß) oder einen Bruch ermittelt.

2.1. Theorie zum Zugversuch:

Der Zugversuch hat eine große technische Bedeutung für die Werkstoffauswahl und die Bauteilberechnung. Die Durchführung des Zugversuches erfolgt entsprechend den gültigen Standards. Beim Zugversuch werden Rund- und Flachproben kontinuierlich bis zum Bruch durch Zugkräfte in Längsrichtung belastet. Im Zugversuch werden Festigkeits- und Verformungskenngrößen ermittelt, die zur Beurteilung des Werkstoffverhaltens dienen. In Abb. 1

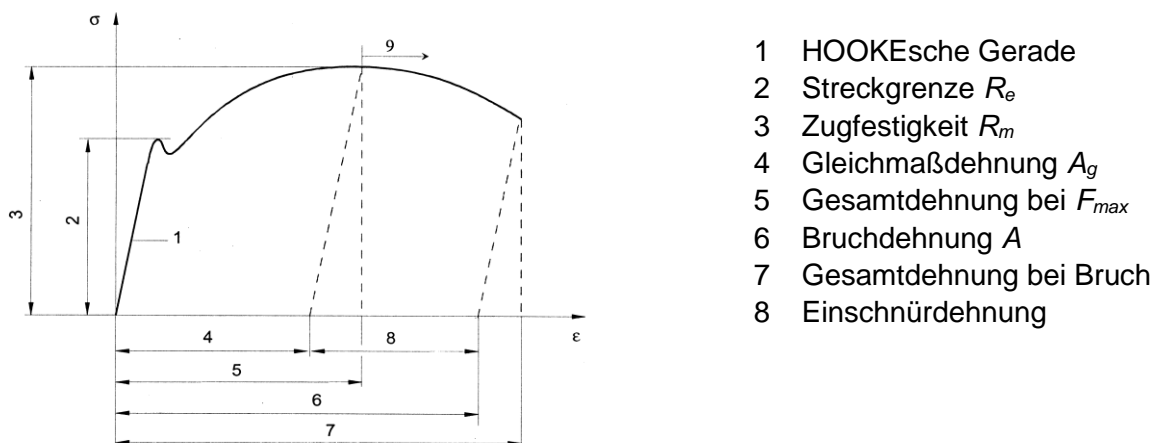


Abb. 1 Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit den wichtigsten Kenngrößen

ist ein technisches Spannungs-Dehnungs-Diagramm mit den dazugehörigen Kennwerten dargestellt. Die Gleichmaßdehnung A_g und Bruchdehnung A , (4 und 5) beziehen sich nur auf die plastische Formänderung, wogegen die Gesamtdehnung bei F_{max} und Gesamtdehnung bei Bruch, (5 und 7) den elastischen Verformungsanteil mit beinhalten.

Im Spannungs-Dehnungs-Diagramm wird die Spannung σ in Abhängigkeit von der Dehnung ε dargestellt. Spannung und Dehnung werden nach folgenden Gleichungen berechnet:

Spannung:

$$\sigma = \frac{F}{S_0}$$

σ - Technische Spannung [N/mm²]

F - Kraft [N]

S_0 - Anfangsquerschnitt innerhalb der Versuchslänge [mm²]

Dehnung:

$$\varepsilon = \frac{\Delta l}{l_0} \cdot 100$$

ε - Technische Dehnung [%]

Δl - Längenänderung [mm]

l_0 - Bezugslänge [mm]

Der Verlauf der Spannungs-Dehnungs-Kurve ist folgendermaßen interpretierbar: Sie beginnt mit einem geradlinigen Steilanstieg (elastischer Bereich), für den das HOOKEsche Gesetz $\Phi = E \theta \gamma$ gilt. Der Proportionalitätsfaktor E wird als Elastizitätsmodul (E-Modul) bezeichnet. Er kennzeichnet den Widerstand eines Werkstoffes gegen reversible Formänderung und ist somit ein Maß für die Werkstoffsteifigkeit. Den E-Modul kann man als diejenige Spannung auffassen, die erforderlich ist, um den Werkstoff um 100% elastisch zu dehnen. Der E-Modul hat die Einheit N/mm². Der HOOKEsche Bereich endet mit der Proportionalitätsgrenze R_p , welche experimentell als die Dehngrenze $R_{p0,01}$ ermittelt wird. Diese Proportionalitätsgrenze kennzeichnet den Übergang vom elastischen zum plastischen Werkstoffverhalten. Es folgt der Bereich des nicht proportionalen Zusammenhanges zwischen Spannung und Dehnung (plastischer Bereich). Dieser beginnt mit der Streckgrenze R_e , die bei einigen Werkstoffen ausgeprägt ist, und somit in eine untere R_{eL} und obere Streckgrenze R_{eH} unterteilt wird. Die obere Streckgrenze ist die Spannung, bei der die plastische Verformung ohne Zunahme der Kraft erfolgt. Die untere Streckgrenze ist die kleinste Spannung im Fließbereich, wobei Einschwingerscheinungen vernachlässigt werden (Abb. 2). Bei Werkstoffen, die keine ausgeprägte Streckgrenze zeigen, wird als Äquivalent die Spannung bei 0,2 % bleibender Dehnung, also die 0,2 % Dehngrenze $R_{p0,2}$ bestimmt (Abb. 3). Die Streckgrenze wird im allgemeinen Praxisfall als der Punkt des Übergangs vom elastischen zum plastischen Werkstoffverhalten angesehen.

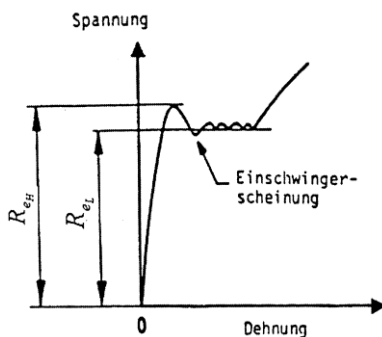


Abb. 2 Lage der oberen und unteren Streckgrenze im Spannungs-Dehnungs-Diagramm

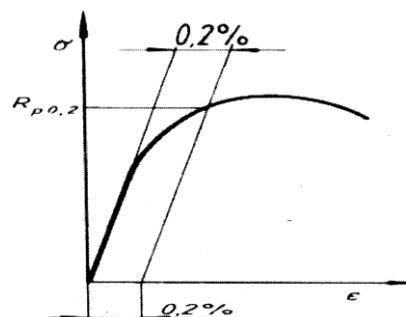


Abb. 3 Bestimmung der 0,2%-Dehngrenze

Der Streckgrenzeneffekt beruht auf der Blockierung der vorhandenen Versetzungen durch Fremdatome. Durch diese Blockierung ist der Widerstand und somit die erforderliche Spannung zur Weiterbewegung der Versetzungen erhöht. Nach Überschreiten der Dehnung $\frac{R_{eH}}{E}$ reißen sich die Versetzungen los und es setzt eine Bewegung der Versetzungen ein.

Dieser Vorgang der Weiterbewegung der Versetzungen erfolgt nicht zeitgleich an der

gesamten Probe, sondern setzt sich von Korn zu Korn fort. Der jetzt erfolgende horizontale Verlauf der Φ - γ - Kurve kennzeichnet die Ausbreitung des oben genannten Vorganges über die gesamte Versuchslänge der Probe. Dieser Dehnungsbereich bei konstanter Spannung wird als Lüdersdehnung bezeichnet. Danach nimmt die Spannung wieder zu. Hierbei erfolgt eine Verfestigung. Die Φ - γ - Kurve steigt bis zum Erreichen der maximalen Spannung R_m (Zugfestigkeit) an, ab welcher die Probe beginnt sich einzuschnüren (das heißt ihr Querschnitt reduziert sich an einer Stelle sehr schnell) und fällt danach bis zum Bruch der Probe ab. Die Zugfestigkeit R_m berechnet sich wie folgt:

Zugfestigkeit:

$$R_m = \frac{F_{\max}}{S_0}$$

R_m - Zugfestigkeit [N/mm²]
 F_{\max} - Maximalkraft [N/mm²]
 S_0 - Anfangsquerschnitt [mm²]

Als Verformungskenngrößen lassen sich die Gleichmaßdehnung A_g die Bruchdehnung A , die Brucheinschnürung Z und das Streckgrenzenverhältnis aus dem Zugversuch ermitteln.

Gleichmaßdehnung:

$$A_g = \frac{L_g - L_0}{L_0} \cdot 100$$

A_g - Gleichmaßdehnung [%]
 L_g - Messlänge bei Erreichen von R_m [mm]
 L_0 - Anfangsmesslänge [mm]

Bruchdehnung:

$$A = \frac{L_u - L_0}{L_0} \cdot 100$$

A - Bruchdehnung [%];
 L_0 - Anfangsmesslänge [mm]
 L_u - Meßlänge nach dem Bruch [mm]

Brucheinschnürung:

$$Z = \frac{S_0 - S_u}{S_0} \cdot 100$$

Z - Brucheinschnürung [%]
 S_0 - Anfangsquerschnitt [mm²]
 S_u - Querschnitt nach dem Bruch [mm²]

Streckgrenzenverhältnis:

$$\frac{R_e}{R_m} \text{ bzw. } \frac{R_{p0,2}}{R_m}$$

R_e - Streckgrenze [N/mm²]
 R_m - Zugfestigkeit [N/mm²]
 $R_{p0,2}$ - 0,2 %-Dehngrenze [N/mm²]

Als wichtigste Verformungskenngröße lässt sich die Gleichmaßdehnung A_g bestimmen, die die bleibende Dehnung bei R_m darstellt. Bis zu diesem Punkt dehnt sich die Probe über die gesamte Messlänge gleichmäßig, d. h. der Querschnitt reduziert sich gleichmäßig über die Messlänge ohne örtlich einzuschnüren. Die Bruchdehnung gibt an, wie weit sich ein Werkstoff bis zum Bruch plastisch verformt, wogegen die Reduzierung des Querschnittes bis zum Bruch durch die Brucheinschnürung ausgedrückt wird. Das Streckgrenzenverhältnis bietet einen Anhaltspunkt für die Verformbarkeit und gibt einen Hinweis auf die Sprödbrech Unempfindlichkeit im Falle einer unvorhergesehenen Überbeanspruchung. Je kleiner das Verhältnis ist, desto größer ist die Reserve bis zum Eintreten des Bruches, womit eine erhöhte Sprödbrech Unempfindlichkeit besteht. Zu den Festigkeitskenngrößen zählen die Streckgrenzen und die Zugfestigkeit, zu den Verformungskenngrößen zählen die Bruchdehnung, die Gleichmaßdehnung, die Einschnürdehnung sowie die Brucheinschnürung. Als Kenngröße des Arbeitsvermögens gilt die vom Werkstoff aufgenommene Arbeit pro Volumeneinheit und als Elastizitätskenngröße wird der E-Modul verwendet. Die unterstrichenen Kenngrößen werden üblicherweise im Zugversuch bestimmt. Für die Aufstellung der bisher besprochenen Spannungs-Dehnungs-Kurven wurde die Nennspannung oder auch technische Spannung verwendet.

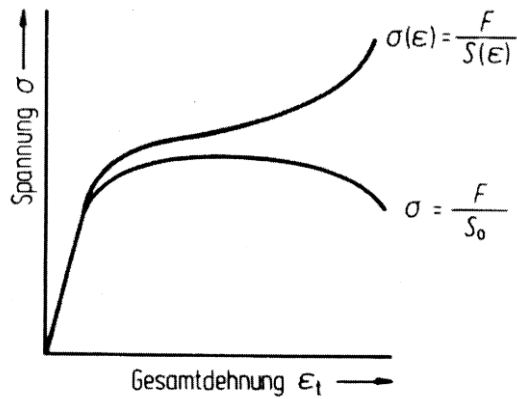


Abb. 4 Vergleich der technischen mit der wahren Spannungs-Dehnungs-Kurve

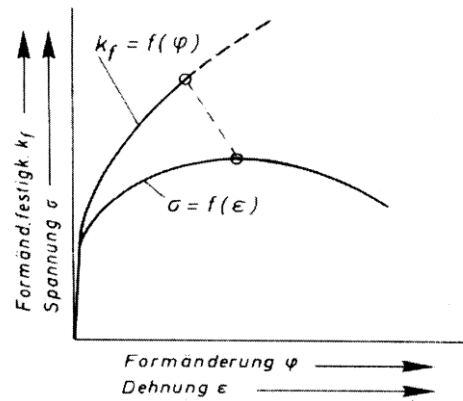


Abb. 5 Vergleich der technischen Spannungs-Dehnungs-Kurve mit der Fließkurve

Es gibt auch die Möglichkeit, die Kraft jeweils auf den aktuellen Querschnitt zu beziehen und so zu der wahren Spannung zu gelangen (Abb. 4). Der Sinn in dieser unterschiedlichen Betrachtungsweise besteht darin, dass die technische Spannung das Verhalten der Konstruktion charakterisiert und die wahre Spannung das Werkstoffverhalten. Die wahre Spannung wird meist auch über der wahren Dehnung aufgetragen (Abb. 5). Dieser Zusammenhang wird als Fließkurve bezeichnet, die das Umformverhalten des Werkstoffes wiedergibt. Im Gegensatz zum Fertigungstechniker bzw. Umformtechniker benötigt der Konstrukteur die technische Spannungs-Dehnungs-Kurve, da ihn vorwiegend das elastische Werkstoffverhalten interessiert. Außerdem muss er die Zugfestigkeit direkt ablesen können, um damit das Streckgrenzenverhältnis zu ermitteln und die Fähigkeit der Aufnahme einer Überbeanspruchung des Werkstoffes zu beurteilen. Den Umformtechniker interessiert das wahre Spannungs- wahre Dehnungs-Verhalten eines Werkstoffes. Hierbei werden die Kraft und die Längenänderung auf die tatsächlichen, sich mit der Verformung ändernden Bezugswerte des wahren Querschnitts und der wahren Länge bezogen. Der Umformtechniker arbeitet mit so genannten Fließkurven, denn ihn interessiert nur das plastische Verhalten eines Werkstoffes.

Die Gleichungen zur Berechnung der wahren Spannung und wahren Dehnung lauten:

$$\sigma_w = \frac{F}{A_w}$$

σ_w - wahre Spannung [N/mm²]
 F - Kraft [N]
 A_w - aktueller Querschnitt [mm²]

Die wahre Spannung wird auch als Formänderungsfestigkeit k_f bezeichnet:

$$\varepsilon_w = \frac{\Delta l}{l_w}$$

ε_w - wahre Dehnung
 Δl - Längenänderung [mm]
 l_w - aktuelle Bezugslänge [mm]

2.2 Theorie zum Kerbschlag-Biegeversuch:

Im allgemeinen Sinn wirken drei äußere Einflussgrößen auf einen Werkstoff verformungsbeeinflussend für die plastische Deformation. Das sind die Belastungsgeschwindigkeit (mit steigender Belastungsgeschwindigkeit verringert oder erhöht sich das plastische Formänderungsvermögen), die Temperatur (mit fallender Temperatur verringert sich meist das plastische Formänderungsvermögen) und der Spannungszustand (ein räumlicher Spannungszustand, durch eine Kerbe im höchstbelasteten Querschnitt verursacht, verringert das plastische Formänderungsvermögen). Beim Kerbschlagbiegeversuch können gleichzeitig alle drei äußeren Einflussgrößen zur Wirkung gebracht werden. Vorläufer des Kerbschlagbiegeversuches ist der bereits 1884 zur Beurteilung der Wirkung schlagartiger Beanspruchungen auf T-Träger entwickelte Schlagversuch. Dabei wurde an einem mit einer Kerbe versehenen T-Träger geprüft, nach wie viel Schlägen der Bruch erfolgt. Der kurze Zeit später eingeführte Kerbschlagbiegeversuch an einfachen Proben wurde ursprünglich nur zur Kontrolle der Gleichmäßigkeit eines Gefüges, besonders bei wärmebehandelten Werkstoffen, angewandt. Auch zur Untersuchung der Sprödbrochenanfälligkeit erwies sich der Kerbschlagbiegeversuch als gut geeignet. Durch die verschärften Versuchsbedingungen, vor allem durch den dreidimensionalen Spannungszustand im Kerbgrund, wird bei den meisten Baustählen die Grenze der Sprödbbruchtemperatur, die bei statischer Zugbeanspruchung bei sehr tiefen Temperaturen (bis -200 °C) liegt, zu höheren Temperaturen (-60 bis $+60\text{ °C}$) verschoben. Neben dem Nachweis der Sprödbrechempfindlichkeit und zur Kontrolle der Gleichmäßigkeit des Gefüges dient der Kerbschlagbiegeversuch zur Untersuchung von Alterungsvorgängen und zur Prüfung von Schweißverbindungen. Trotz mancher in der Vergangenheit geübter Kritik ist der Kerbschlagbiegeversuch auch heute noch der am meisten durchgeführte Abnahmeversuch. Sein Vorteil besteht in der Möglichkeit der raschen und bequemen Prüfung, dem geringen Materialverbrauch und der einfachen Probenherstellung. Seit Mitte der 60-iger Jahre wurden verstärkt Versuche unternommen, Festigkeits- und Verformungsgrößen aus Kraft - Zeit - Diagrammen oder Kraft - Weg - Diagrammen zu ermitteln. Die Kraftmessung erfolgt meist mit piezoelektrischen Aufnehmern oder mit Dehnmessstreifen, die beidseitig auf die Hammerfinne aufgeklebt werden. Wegmessungen werden mit kapazitiven und induktiven Messmethoden durchgeführt.

Bei Kerbschlagbiegeversuchen ist für einen gegebenen Werkstoffzustand der Zusammenhang zwischen Kerbschlagzähigkeit und Temperatur von besonderem Interesse, wo Probenform und Versuchsdurchführung den Spannungszustand und die Beanspruchungsgeschwindigkeit bestimmen. Die in Abb. 6 gezeigten Grundtypen von Kerbschlagarbeit-Temperatur (a_k, T) - Kurven werden beobachtet. Typ I - Kurven sind

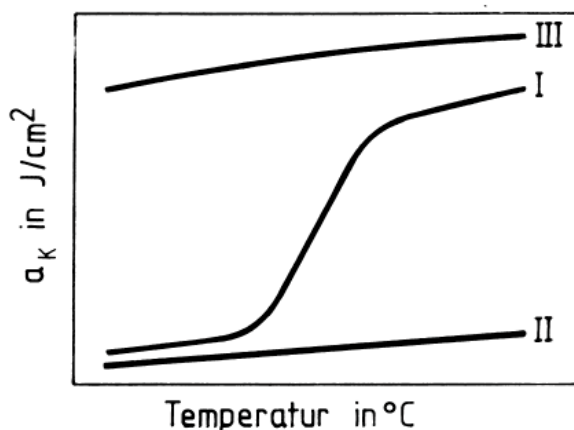


Abb. 6 (a_k, T) - Kurven (schematisch)

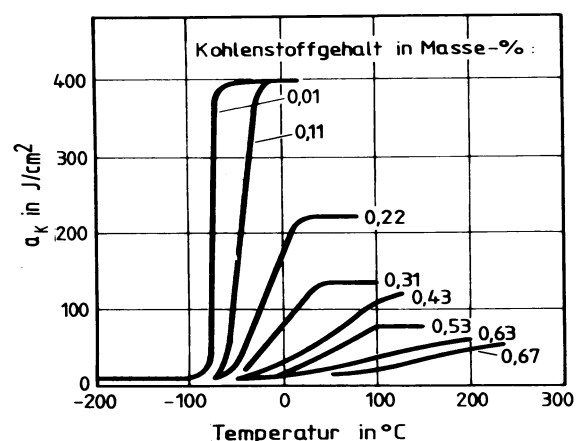


Abb. 7 (a_k, T) - Kurven unlegierter Stähle

charakteristisch für Baustähle, unlegierte und legierte Stähle mit ferritisch- perlitischer Gefügeausbildung. Dies wird beispielhaft durch die (a_k, T) - Kurven für normalisierte unlegierte Stähle in Abb. 7 belegt. In allen Fällen werden bei hohen Temperaturen relativ große (Hochlage), bei tiefen Temperaturen dagegen relativ kleine Kerbschlagzähigkeiten (Tieflage) beobachtet. In dazwischen liegenden Temperaturintervallen fallen die Kerbschlagzähigkeiten mehr oder weniger steil mit sinkender Temperatur ab. Man sieht, dass der Übergang von der Hochlage zur Tieflage der Kerbschlagzähigkeit umso steiler erfolgt, je kleiner der Kohlenstoffgehalt ist. In der Hochlage tritt gleichzeitig eine starke Zunahme der a_k -Werte auf. Man beobachtet in den einzelnen Temperaturbereichen der (a_k, T) - Kurven unterschiedliche Bruchflächenausbildung. Typ II - Kerbschlagzähigkeits-Temperatur-Kurven sind durch sehr kleine a_k -Werte ausgezeichnet und lassen keine eindeutige Differenzierung zwischen Hoch- und Tieflage mehr zu. Dieses Verhalten wird bei Werkstoffen angetroffen, bei denen zum Bruch unter zügiger Beanspruchung nur kleine Verformungsarbeiten notwendig sind. Dazu zählen Gusseisen mit Lamellengraphit, hochfeste Stähle und martensitisch gehärtete Werkstoffzustände. (a_k, T) - Kurven vom Typ III zeigen ebenfalls keine Hoch- und Tieflagen, sind aber durch sehr große Kerbschlagzähigkeit auch bei tiefen Temperaturen ausgezeichnet. Werkstoffe, die sich so verhalten, nennt der Praktiker kaltzäh. Typische Vertreter sind reine kubisch flächenzentrierte Metalle und homogene Legierungen dieser Metalle sowie austenitische Stähle.

Neben der Ermittlung der Kerbschlagzähigkeit zur Beurteilung einer Werkstoffbehandlung, wird der Kerbschlagbiegeversuch auch zur Untersuchung des Werkstoffverhaltens heran gezogen. Es muss nur immer wieder darauf hingewiesen werden, dass die Kerbschlagzähigkeit

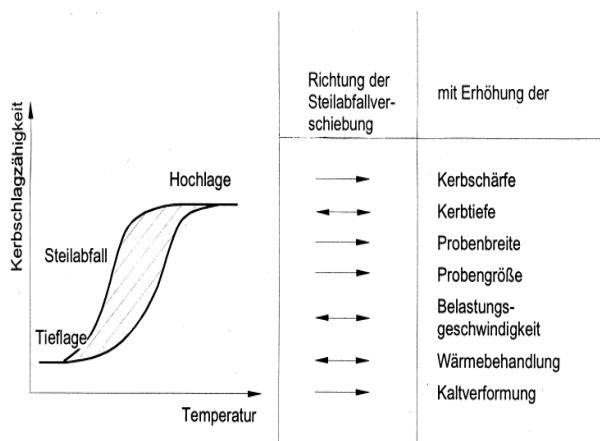


Abb. 8 Veränderung der Kerbschlagzähigkeits - Temperatur - Kurve durch Einwirkung verschiedener Faktoren

kein Kennwert ist, der als Konstruktionsgröße verwendet werden kann. Besonders günstig lässt sich der Kerbschlagbiegeversuch zur Ermittlung von Werkstoffversprödungen in Abhängigkeit von der Temperatur einsetzen. Vor allem bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentriertem und hexagonalem Gitter hängt die Zähigkeit stark von der Temperatur ab. Trägt man in einem Diagramm die Kerbschlagzähigkeitswerte über der Prüftemperatur ab, so ergibt sich häufig eine charakteristische Kurve, die aus drei Teilabschnitten, nämlich der sog. Hochlage, der Tieflage und dem dazwischenliegenden Steilabfall

besteht. Im Bereich der Hochlage verhält sich ein Werkstoff zäh. Die Bruchform der Probe ist dann der Verformungsbruch. Die Tieflage kennzeichnet das spröde Werkstoffverhalten. Im Steilabfallbereich treten werkstoffbedingt relativ große Streuungen auf. Durch die Kenntnis, in welchem Temperaturbereich der Werkstoff - auch bei Vorliegen eines dreiachsigen Spannungszustandes - noch zähes Verhalten aufweist, wird die Kerbschlagzähigkeitsprüfung auch als Temperaturkonzept zur Zähigkeitskennzeichnung bezeichnet. Es dient im Wesentlichen zur Werkstoffauswahl bzw. zur Wärmebehandlungs- oder Gefügestandauswahl, im Sinne eines „schlechter - besser“ Vergleichs. Zahlenbehaftete Werkstoffkenngrößen stellen die Kerbschlagzähigkeitswerte nicht dar.

Kenngößen des Kerbschlagbiegeversuches sind die Kerbschlagarbeit A_V und die Kerbschlagzähigkeit a_k . Kerbschlagarbeit A_V ist die beim Kerbschlagbiegeversuch verbrauchte Arbeit in Joule (J) und die Kerbschlagzähigkeit a_k ist der Quotient aus der zum Zerschlagen der Probe benötigten Kerbschlagarbeit A_V und dem vor dem Versuch am Kerb bestimmten Probenquerschnitt S_0 , es gilt:

$$a_k = \frac{A_V}{S_0} \left[\frac{J}{cm^2} \right]$$

Die Kerbschlagarbeit A_V wird aus der Differenz zwischen der Fall- und Steighöhe des Pendelhammers bestimmt. Sie ergibt sich aus:

$$A_V = W_1 - W_2 = mg(h_1 - h_2) = m \cdot l (\cos \beta - \cos \alpha) \text{ [J]}$$

mit:

W_1 - Arbeitsinhalt des Pendelhammers vor dem Schlag

W_2 - Arbeitsinhalt des Pendelhammers nach dem Schlag

M - Masse des Pendelhammers

h_1 - Höhe des Pendelhammers vor dem Schlag

h_2 - Höhe des Pendelhammers nach dem Schlag

l - Abstand des Pendelschwerpunktes von der Drehachse

α - Pendelfallwinkel

β - Pendelsteigwinkel

Bei Verwendung gleicher Proben kann auch nur die verbrauchte Energie in J als Bewertungsgröße herangezogen werden. Neben der Kerbschlagzähigkeit wird auch das Bruchaussehen (Verformungsbruch, Mischbruch, Trennbruch) als Werkstoffbewertungsgröße verwendet.

3.1 Zugversuch:

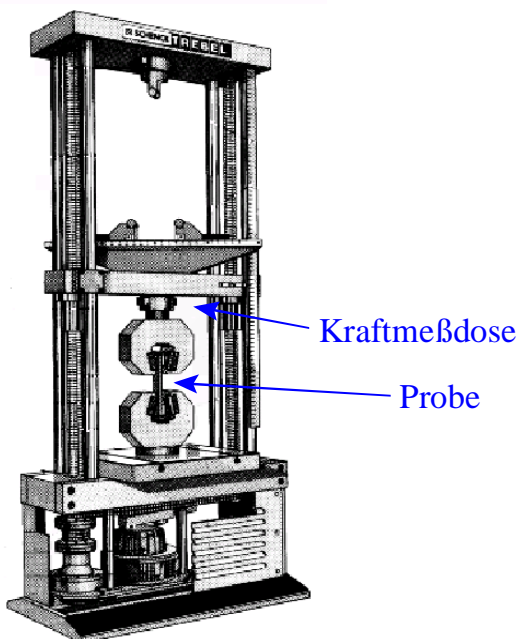
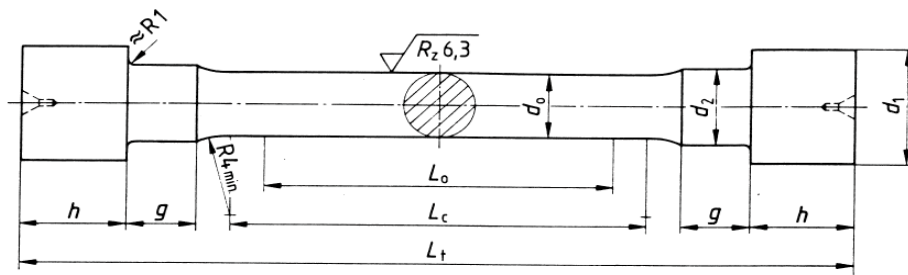


Abb. 9 Elektromechanische Zugprüfmaschine

Für die Versuche steht eine Zugprüfmaschine wie die in Abb. 9 gezeigte zur Verfügung. Die zu untersuchenden Werkstoffe sind die kristallographisch unterschiedlichen Stähle C15 (kubisch raumzentriert) und X5CrNi18-10 (kubisch flächenzentriert). Zuerst wird die Anfangsmesslänge L_0 an den Proben (Abb. 10) gekennzeichnet. Diese wird in gleich große Abschnitte unterteilt. Außerdem wird der Anfangsdurchmesser d_0 gemessen und der entsprechende Anfangsquerschnitt S_0 berechnet. Jetzt wird die Probe in die Zugprüfmaschine eingespannt und nach Überprüfung der Versuchsparameter der maschinelle Prüfablauf gestartet. Die Prüfgeschwindigkeit muss etwa einer Dehngeschwindigkeit von $10^{-4} s^{-1}$ entsprechen. Nach Beendigung des Versuches ist die Maximalkraft abzulesen und das Kraft-Verlängerung-Diagramm zu entnehmen. An der Probe sind jetzt die Messlänge nach dem

Bruch und der kleinste Durchmesser (Bereich der Einschnürung) nach dem Bruch zu messen. Wenn der Bruch der Probe im ersten Drittel der Messlänge erfolgt, kann man mittels einer Ausgleichsmessung dennoch die Messlänge nach dem Bruch bestimmen, damit

man die Probe nicht verwerfen muss. Meist werden die zwei anliegenden Abschnitte zur Messung hinzugenommen.



d_0 Probendurchmesser
 d_1 Kopfdurchmesser ($\approx 1,75 d_0$)
 d_2 Durchmesser des Ansatzes ($\approx 1,2 d_0$)
 Länge des Ansatzes ($\approx d_0$)

h Kopfhöhe ($\approx d_0 + 5 \text{ mm}$)
 L_0 Anfangsmeßlänge ($L_0 = 5 d_0$)
 L_c Versuchslänge ($L_c \geq L_0 + d_0$)
 L_t Gesamtlänge

d_0	L_0	$d_1 \text{ min}$	d_2	g	h	$L_c \text{ min}$	$L_t \text{ min}$
8 mm	40 mm	14 mm	10 mm	8 mm	13 mm	48 mm	100 mm

Abb. 10 Zugprobe DIN 50125-C16x80, Form C

3.2 Kerbschlag-Biegeversuch:

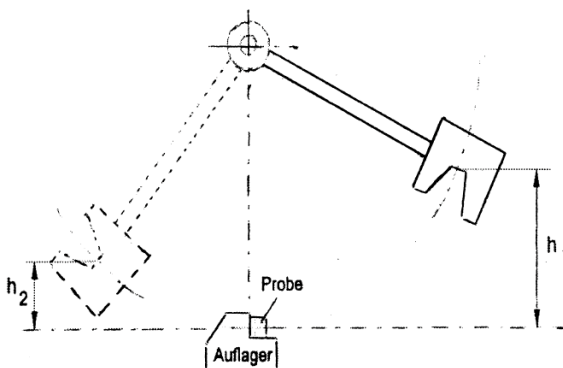


Abb. 11 Prinzip des Kerbschlagbiegeversuches

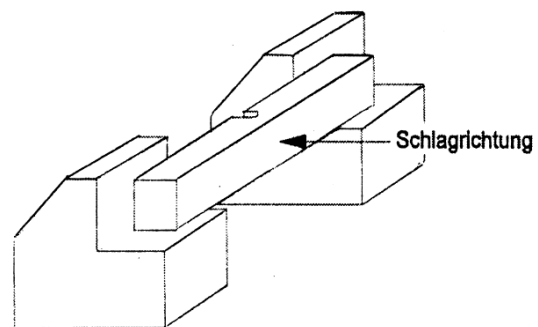
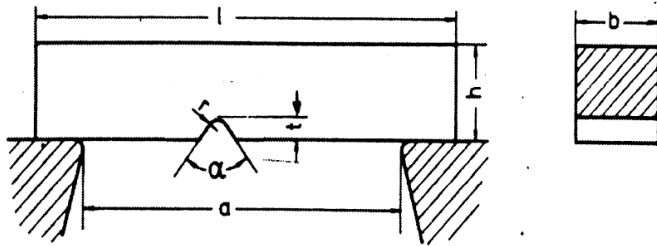


Abb. 12 Probenanordnung nach CHARPY

Ein einseitig gekerbter Probestab wird durch eine einmalige schlagartige Einwirkung eines Pendelhammers oder einer anderen Schlagvorrichtung durchgebrochen bzw. so weit gebogen, wie es die Versuchseinrichtung zulässt (Abb. 11). Für die Probenanordnung wird die zweiseitige Auflage (CHARPY - Anordnung (Abb. 12)) benutzt. Die Probe wird so in das Widerlager gelegt, dass sich die Kerbe auf der vom Pendelhammer abgewandten Seite befindet. Der Abstand der Symmetrieebene der Kerbe von der Mittelebene der Widerlager darf dabei nicht mehr als 0,5 mm betragen. Aus Sicherheitsgründen darf der Pendelhammer auf keinen Fall vor dem Einlegen der Probe in die Hochlage h_1 gebracht werden. Nach Überprüfung der Probenlage wird der Pendelhammer in die Ausgangsstellung gebracht und dort durch eine Sperre festgehalten. Danach muss der zur Ermittlung der verbrauchten Energie dienende Schleppzeiger in seine Ausgangslage gebracht werden. Durch Anheben der Sperrklinke wird der Hammer freigegeben und fällt auf die Probe. Nach deren Zerschlagung schwingt der Hammer bis zur Höhe h_2 weiter. Die Differenz der Pendelhöhen $h_1 - h_2$ ist das Maß für die zum Zerschlagen der Probe verbrauchte Energie. Die Schlagarbeit kann direkt

aus der Stellung des Schleppteigers an der Anzeigeskala abgelesen werden. Untersucht werden wieder die beiden Stähle C15 und X5CrNi18-10.



Von besonderer Bedeutung für die Ermittlung der Sprödbriechanfälligkeit von Stählen ist die Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit bei tiefen Temperaturen. Die Probentemperatur darf im Augenblick der Zerstörung nicht mehr als $\pm 2\text{ °C}$ von der im Prüfbericht angegebenen Temperatur abweichen. Die Versuchsproben (Abb. 13) werden in einem Bad aus flüssigem Stickstoff auf -196 °C , in einem Eis - Wasser - Gemisch auf 0 °C , bei Raumtemperatur auf 20 °C , und in Öfen auf 100 °C und 200 °C gebracht.

Abb. 13 Probenformen nach DIN EN 10 045

l	b	h	t	r	α°	a
55mm	10mm	10mm	2mm	0.25mm	45 °	40mm

Tabelle 1: Abmessungen der Proben nach DIN EN 10 045

3.3 Versuchsauswertung und Erkenntnisgewinn:

Mit den aus dem Kraft-Verlängerungs-Diagramm des Zugversuches erhaltenen Messwerten sind die entsprechenden Kennwerte zu berechnen. Diese sind: die Streckgrenze, die Zugfestigkeit, die Bruchdehnung und die Brucheinschnürung. Auf Basis dieser Kennwerte und des σ - ϵ - Diagramms ist das unterschiedliche Werkstoffverhalten zu interpretieren.

Beim Kerbschlag-Biegeversuch werden die (a_k, T) – Kurven beider Werkstoffe bei verschiedenen Temperaturen aufgezeichnet. Die bei den einzelnen Temperaturen auftretenden Bruchflächen werden hinsichtlich ihrer spröden und duktilen Anteile lichtmikroskopisch untersucht. Der Übergangstemperatur $T_{\bar{0}}$ ist zu bestimmen.

4. Literatur

- [1] W. Bergmann
Werkstofftechnik. Teil 1: Grundlagen. Carl Hanser Verlag, München und Wien, 1989, 2. Auflage
- [2] E. Macherauch
Praktikum in Werkstoffkunde. Friedrich Vieweg & Sohn, Verlagsgesellschaft mbH, Braunschweig, 1990

2. Metallographie – Mikroskopie und Härtemessung

Martin Heitkemper, Sabine Weiß

1. Einleitung:

Das Gefüge liefert dem Ingenieur (und Ingenieurinnen natürlich auch) den besten Schlüssel zum Verständnis der Stahleigenschaften. Das bedeutet, dass metallographische Untersuchungen Aufschluss über den makroskopischen und mikroskopischen Gefügebau sowie zu Art und Verteilung von Gitterbaufehlern ermöglicht [1]. Unterschiedliche Gefüge können völlig andere Materialeigenschaften bewirken, selbst bei gleicher chemischer Zusammensetzung. Zu den wichtigsten Methoden, ein Gefüge zu bestimmen, gehört die Anfertigung eines metallographischen Schliffes, um das Gefüge sichtbar zu machen. Der fertige Schliff kann mit verschiedenen Mikroskopen betrachtet und im Bild festgehalten werden. Die Gefüge werden näher charakterisiert und bezüglich einer weiteren Werkstoffeigenschaft der Härte untersucht.

2. Theorie Metallographie:

2.1 Probenentnahme

Die Probenahme erfolgt meist mechanisch (Trennen, Sägen, Schneiden, Drehen), außerdem sind auch elektroerosive oder elektrochemische Verfahren möglich. Alles, was das zu untersuchende Gefüge irgendwie verfälschen kann (höhere Temperaturen, Verformungen), muss auf jeden Fall vermieden werden (→ Bildung von sog. Artefakten). Der Ort der Probenentnahme muss sorgfältig gewählt werden und sollte auf jeden Fall dokumentiert werden (vgl. VDI-Richtlinie 3822). Die Probe muss an einer aussagefähigen Stelle des Bauteils entnommen werden. Je nachdem, was untersucht werden soll, kann dies das unbeeinflusste Grundmaterial oder auch eine Riss Spitze oder dünne Oberflächenschicht sein. In letzteren Fällen spricht man von einer Zielpräparation. Für eine leichtere Handhabung und zur Optimierung der Ergebnisse bei den weiteren Präparationsschritten werden Proben üblicherweise in Kunststoff eingebettet. Hier wird unterschieden zwischen Kalteinbetten, wo Zwei- oder Mehrkomponentenharze angesetzt werden, und Warmeinbetten, bei dem die Probe in das Einbettmittel unter Temperatur- und Druckeinwirkung maschinell eingebunden wird. Das Einbettmittel muss den Schliff eng umschließen, es darf sich kein Spalt zwischen Probe und Einbettmittel bilden. Ferner ist ein Einbettmittel zu wählen, dessen Härte in etwa der Probenhärte entspricht, dazu gibt es Einbettmittel mit entsprechenden Füllstoffen. Außerdem muss natürlich gewährleistet sein, dass das Einbettmittel nicht mit dem Ätzmittel reagiert.

2.2 Schleifen

Es kann von Hand oder mit Schleifmaschinen geschliffen werden. Als Schleifmittel wird vorwiegend Siliziumkarbid verwendet. Schrittweise werden feinere Schleifpapierkörnungen, von grob (P80) bis fein (P1000) verwendet. In aller Regel wird beim Schleifen Wasser verwendet, weshalb man vom Nassschleifen spricht. Dadurch wird eine Probenerwärmung vermieden und der Schleifabtrag wird weggeschwemmt. Damit kein grober Abrieb mit auf die nächst feinere Scheibe getragen wird, ist die Probe nach jeder Schleifstufe gründlich zu reinigen. Außerdem sollte bei manueller Präparation die Probe von Schleifstufe zu Schleifstufe um etwa 90° gedreht werden, was unter anderem nötig ist, um zu beurteilen, ob in der aktuellen Stufe bereits genug Material abgetragen wurde.

2.3 Polieren

Das Polieren schließt sich an das Schleifen an. Hierbei wird eine weitere Einebnung und Glättung der Schliifffläche bis hin zum Spiegelglanz erreicht. Auch das Polieren kann von Hand oder mit Poliermaschinen erfolgen. Die Wahl der Poliermittel richtet sich neben der Verfügbarkeit vor allem nach den zu präparierenden Proben. Als Poliermittel gebräuchlich sind Diamanten in Körnungsabstufungen von 15 bis $0,25 \mu\text{m}$, sowie Tonerde und andere Oxide in Körnungen bis unter $0,1 \mu\text{m}$. Die Poliermittel werden in meist wässriger Suspension auf spezielle Tücher, die auf den Polierscheiben befestigt sind, aufgetragen. Je nach Werkstoff stehen besonders weiche (Samt) bis harte (Nylon) Tücher zur Auswahl. Harte Tücher führen leicht zu Kratzern, weiche können Kantenabrundungen, Herausreißen von Einschlüssen und Reliefbildung verursachen. Beim manuellen Polieren müssen die Proben langsam entgegengesetzt zur Drehrichtung oder im sog. Achtergang bewegt werden, um eine Vorzugsrichtung zu vermeiden. Diese würde sich in Form von „Kometenschweif“ an Poren o.Ä. zeigen. Eine Alternative zum mechanischen Polieren sind chemische oder elektrochemische Polierverfahren. Diese sind in der Regel aufwendiger, hinterlassen in der Oberfläche jedoch überhaupt keine Spannungen. Manchmal führt nur eine Methode zum Ziel.

2.4 Ätzen

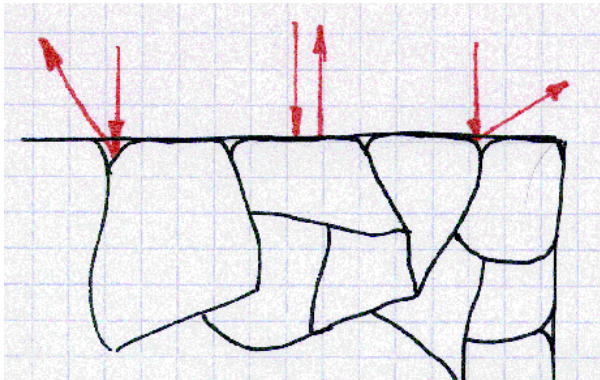


Abb. 1: Prinzip der Korngrenzenätzung: Das Gefüge an den Korngrenzen wird bevorzugt angegriffen und diese dadurch sichtbar.

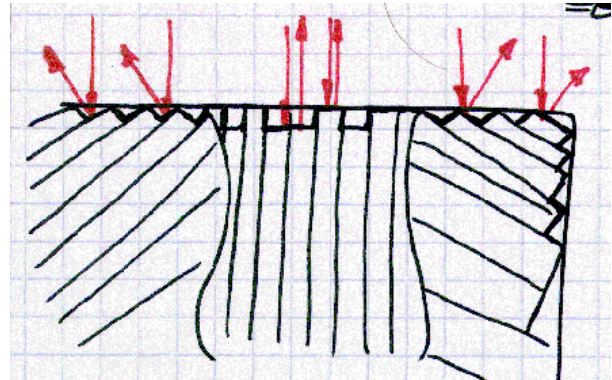


Abb. 2: Prinzip der Kornflächenätzung: Durch die Ätzung ergeben sich unterschiedliche Reflexionsbedingungen für die verschieden ausgerichteten Kristalle (Körner)

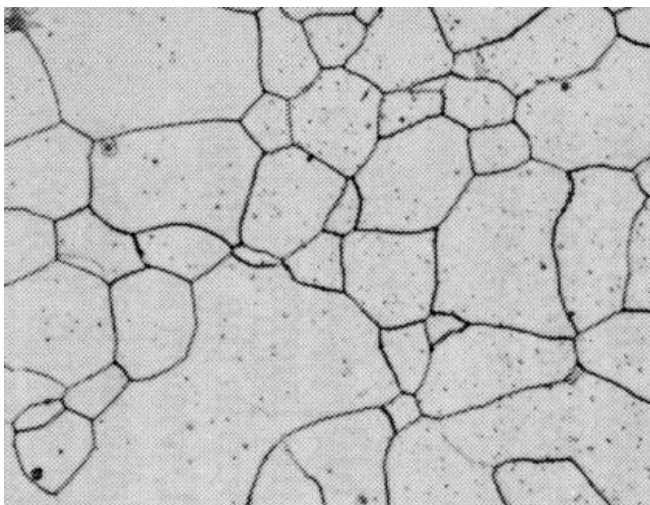


Abb. 3: Ferritisches Gefüge: Die Korngrenzen sind durch eine Korngrenzenätzung sichtbar geworden.

Ätzmittel führen je nach Orientierung sowie chemischem und physikalischem Verhalten der Gefügebestandteile zu unterschiedlich starkem chemischen oder elektrochemischen Angriff. Zwei Extremfälle stellen die Korngrenzenätzung (Abb. 1), bei der die Ätzlösungen lediglich die Korngrenzen angreifen und die Kornflächenätzung (Abb. 2), bei der unterschiedlich orientierte Körner verschieden stark angegriffen werden (anisotrope Eigenschaften der Kristallite) dar. In Wirklichkeit werden beide Fälle mehr oder weniger starken Anteil an einer Reliefbildung haben. Diese feinen Veränderungen in der Oberflächenstruktur führen dann z.B. in Auflicht-Lichtmikroskopen zur Bildentstehung.

Ätzlösungen wurden für verschiedene Werkstoffe empirisch ermittelt. Alternativen zu den oben genannten Standard-Ätzmethode sind Farbätzungen, bei denen verschiedene Gefügebestandteile und vor allem unterschiedliche Phasen unterschiedlich gefärbt werden, sowie potentiostatisches Ätzen und Ionenätzung.

3. Theorie Mikroskopie:

3.1 Mikroskope

Die drei in der Werkstofftechnik gängigsten Mikroskoparten sind das Lichtmikroskop (LiMi), das Rasterelektronenmikroskop (REM) und das Transmissionselektronenmikroskop (TEM).

Lichtmikroskop:

Es wird ein Zweilinsensystem bestehend aus Objektiv und Okular verwendet. Die Gesamtvergrößerung ergibt sich durch Multiplikation des Vergrößerungsfaktors des Objektivs und des Okulars, unter Berücksichtigung des Tubusfaktors. Für die Leistungsfähigkeit eines Mikroskops ist sein Auflösungsvermögen maßgebend. Zwei nebeneinander liegende Punkte

lassen sich gerade noch trennen, wenn ihr Abstand voneinander $d = \frac{\lambda}{n \cdot \sin \alpha} = \frac{\lambda}{A}$ beträgt.

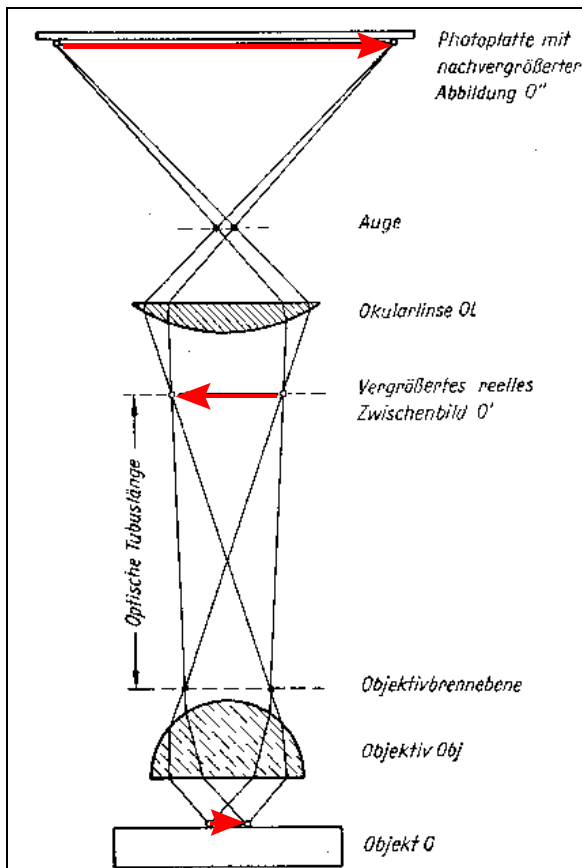


Abb. 4: Strahlengang im Lichtmikroskop

Dabei ist d der Abstand zweier Punkte, die gerade noch voneinander getrennt sind (ca. $0,2 \mu\text{m}$ bei 1000facher Vergrößerung). λ steht für die Wellenlänge des verwendeten Lichtes, n für den Brechungsindex des Mediums zwischen Objekt und Objektiv, $A = n \cdot \sin \alpha$ wird auch numerische Apertur genannt und α ist gleich dem halben Öffnungswinkel des Objektivs. Die maximale Vergrößerung ist vom Brechungsindex des Mediums zwischen Objekt und Objektiv abhängig. Sie ist mit Luft 1000fach und mit Immersionsmitteln 1500fach. Typisch für Lichtmikroskope ist die geringe Schärfentiefe ($0,2 \mu\text{m} / 10 \mu\text{m}$ bei 1000-facher / 20facher Vergrößerung). Metalle werden im Auflicht betrachtet. Fällt das Licht senkrecht / schräg auf die Schlieffläche spricht man von Hellfeld- / Dunkelfeldbeleuchtung. Für Gefügeuntersuchungen im LiMi sind polierte Schriffe notwendig. Diese werden im ungeätzten Zustand auf Poren, Lunker, Risse, Einschlüsse, Seigerungen untersucht. Zur Untersuchung von Korngröße, Kornorientierung, Phasenanteilen und Phasenmorphologie ist eine vorherige Ätzung notwendig.

Rasterelektronenmikroskop:

Wie aus dem Namen hervorgeht, wird hier ein gebündelter Elektronenstrahl (Primärelektronen) zeilenförmig über die Probenoberfläche geführt. An jedem Punkt, an dem sich der Elektronenstrahl befindet, werden von der Probe je nach Oberflächentopographie, Phasenart oder Kristallorientierung unterschiedlich viele Elektronen frei. Diese Elektronen werden elektronisch gezählt und in unterschiedliche Intensitäten für den jeweiligen Bildpunkt

umgesetzt. Auf diese Art wird pixelweise ein Bild zusammengesetzt. Bei den freiwerdenden Elektronen kann zwischen Sekundär- und Rückstreuelektronen unterschieden werden. Erstere ergeben einen Oberflächen- oder Topographiekontrast, während letztere zu einem Atommassenkontrast führen, d.h. Werkstoffe mit unterschiedlichen Atommassen ergeben Unterschiede in der Helligkeit. Die kleinste Punktauflösung eines REM liegt bei $< 0,005 \mu\text{m}$ (ca. 40mal besser als Lichtmikroskop), die maximale Vergrößerung bei über 100.000fach. Ein Vorteil des Verfahrens ist die große Schärfentiefe ($100 \mu\text{m} / 10 \text{mm}$ bei 1000facher / 20facher Vergrößerung). Proben müssen elektrisch leitend sein; ggf. muss die Probenoberfläche mit Gold oder Kohlenstoff bedampft werden. Besondere Bedeutung hat dieses Verfahren für Mechanismen-orientierte Untersuchungen zum Werkstoffverhalten bei mechanischer, korrosiver oder tribologischer Beanspruchung sowie für Bruchflächenuntersuchungen bei der Schadensanalyse.

Transmissionselektronenmikroskop:

Hier werden ebenfalls Elektronen eingesetzt, dabei wird allerdings der Werkstoff durchstrahlt. Deshalb eignet sich dieses Verfahren zum qualitativen und quantitativen Nachweis von Gitterstörungen, also Fehlern im Inneren des Werkstoffes, nicht der Oberfläche. Wegen starker Elektronenabsorption in Festkörpern ist nur die Durchstrahlung dünner Folien möglich. Die Probenpräparation ist dementsprechend aufwendig. Das Verfahren bietet ein großes Auflösungsvermögen von $< 1 \text{nm}$, und eine Vergrößerung $> 1.000.000$ fach. Durch Elektronenbeugung an Gitterebenen können Gitterparameter und -orientierung bestimmt werden.

3.2 Gefügecharakterisierung

Die Zuordnung der Schlitze erfolgt im Zusammenhang mit dem Eisen-Kohlenstoff-Diagramm (Abb. 5). Das typische Gefüge unlegierter Stähle ist der Ferrit. Typisch sind homogene,

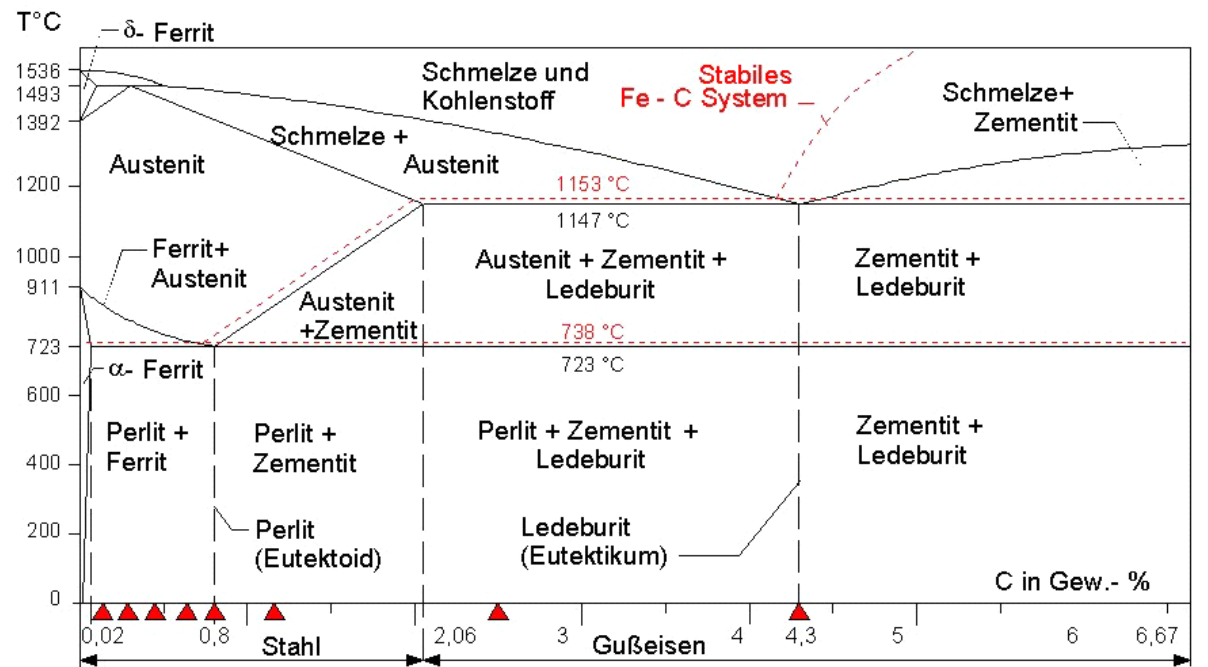


Abb. 5: Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

relativ gleich große Körner. Perlit ist ein Gemisch aus lamellenförmigem Zementit (Fe_3C) und Ferrit. Häufig liegt ein Gemisch aus perlitischen und ferritischen Körnern vor. Austenit ist von der äußeren Kornform nicht vom Ferrit zu unterscheiden, aber Austenit enthält fast immer sog. Zwillinge, durch parallel verlaufende Linien abgegrenzte Bereiche im Korn. Martensit hat

eine charakteristische nadelige Struktur. Deutlich mehr Kohlenstoff enthalten die Gusseisen (laut Definition über 2,06 % C). Hier kann zunächst zwischen dem stabilen und dem metastabilen Zustand unterschieden werden und weiter nach unterschiedlichen Formen des Graphits. Messbar sind Gefügemerkmale wie Größe und ggf. auch die Form von Körnern und Ausscheidungen, Phasenanteilen, usw.

Punktanalyse

Das Gefügebild wird von einem Punktraster überlagert und die Überlagerungen der Schnittpunkte des Rasters mit den unterschiedlichen Phasen werden ausgezählt. $\bar{V}_A = \frac{N_A}{N}$

Hier steht \bar{V}_A für den mittleren Volumenanteil der Phase A, N_A für die Punktrasteranzahl der Phase A und N für die Gesamtpunktzahl des Rasters.

Linearanalyse

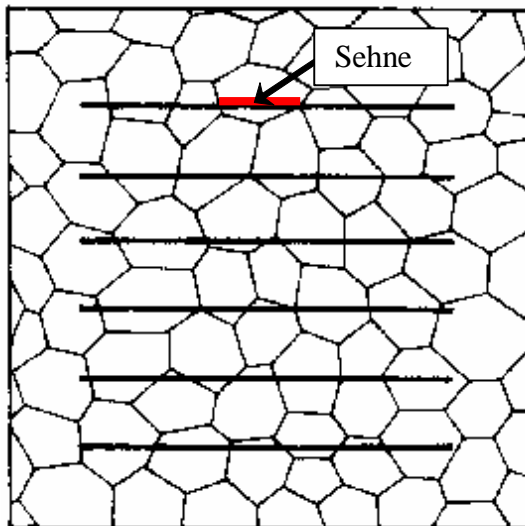


Abb. 6: Beispielskizze zum Linienverfahren

Das Gefügebild wird von Messlinien überlagert (Abb. 6). Schnittpunkte von Korn- bzw. Phasengrenzen mit den Messlinien werden ausgezählt, sowie die Sehnenlängen (= ein Abschnitt der Messlinie über *einem* einzelnen Korn) der einzelnen Gefügebestandteile gemessen.

$$\bar{L} = \frac{L}{N} ; \quad \bar{L}_A = \frac{L_A}{N_A} ; \quad V_A = \frac{L_A}{L}$$

In diesen Gleichungen steht \bar{L} für die mittlere lineare Korngröße. L ist die Gesamtmesslinienlänge, N die Sehnenanzahl, V_A der Volumenanteil der Phase A. Der Index „A“ bezieht sich auf die Phase A, entsprechend für andere Phasen.

Flächenanalyse

Eine Möglichkeit zur Korngrößenklassifizierung ist die Verwendung von Gefügerichtreihen nach ASTM (American Society for Testing Materials) (Abb. 7). Gefügerichtreihen bestehen aus „Mustergefügebildern“, meist gezeichnet, mit denen das zu quantifizierende Gefüge verglichen wird. Eine andere Möglichkeit zur Ermittlung von Korngrößen o.ä. bietet das Kreisverfahren. Dabei wird ein Kreis mit bekanntem Flächeninhalt auf das Gefügebild gelegt (Abb. 8). Anschließend werden die Anzahl der Körner, die vollständig im Kreis liegen, sowie die Anzahl der von der Kreislinie geschnittenen Körner (mit 0,5 multiplizieren) bestimmt.

$$\bar{A} = \frac{A_0 \cdot 10^6}{V^2 \cdot z} = \frac{A_0 \cdot 10^6}{V^2 \cdot (0,5n_R + n)}$$

\bar{A} ist die mittlere Kornquerschnittsfläche in μm^2 , A_0 der Flächeninhalt des Messkreises in mm^2 , V die Vergrößerung, n_R die Anzahl der von dem Messkreis geschnittenen Körner und n die Anzahl der vollständig innerhalb des Kreises liegenden Körner. Die mittlere Korngröße d wird aus \bar{A} durch $d = \sqrt{\bar{A}}$ bestimmt. Da natürlich nicht alle Körner mittig geschnitten

werden, ermittelt man eine zu geringe Korngröße. Bei Annahme kugelförmiger Körner würde das 0,64-fache des wahren Kornflächenwertes ermittelt.

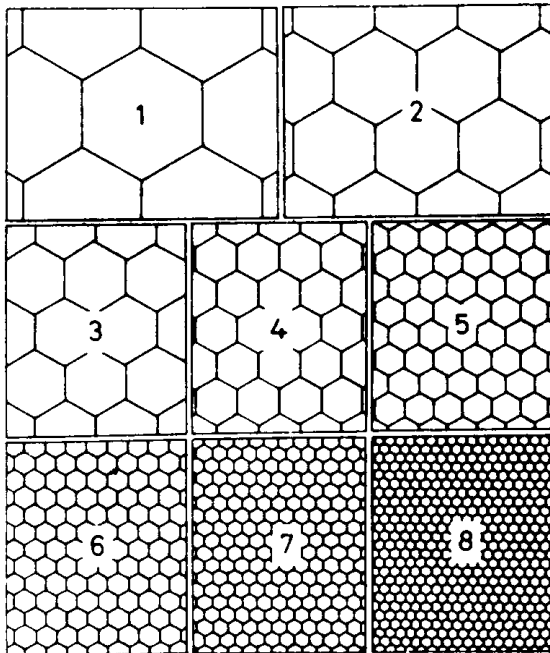


Abb. 7: Beispiel einer Gefügerichtreihe

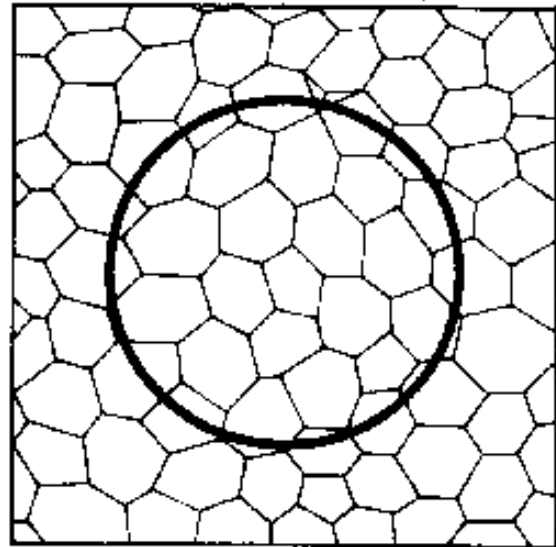


Abb. 8: Prinzipskizze zum Kreisverfahren

Digitale Bildverarbeitung

Quantitative Gefügeauswertungen können durch digitale Bildverarbeitungsverfahren automatisiert werden. Das Spektrum der möglichen Analysen ist im Prinzip unendlich, da praktisch alle derartigen Systeme die Entwicklung und Programmierung eigener Analyseverfahren ermöglichen. Eine Standardaufgabe ist die Erfassung von Korngröße und Phasenanteil bei guter Auflösung. Eine andere Möglichkeit ist die automatische Ermittlung von Formparametern zur Beschreibung der Phasenmorphologie (Sind die Körner in eine bestimmte Vorzugsrichtung verformt?). Eine sehr gute Schliffpräparation ist für reproduzierbare Ergebnisse unbedingt notwendig, der Aufwand für neue Proben und Analyseverfahren ist in der Regel hoch, da erst geeignete Präparationsmethoden und Parameter für die Analyse gefunden werden müssen. Anschließend sind jedoch schnelle und genaue Messungen möglich.

4. Theorie Härtemessung

Die Härte eines Werkstoffs ist der Widerstand, den er dem Eindringen eines härteren Prüfkörpers entgegensetzt. Die Härteprüfung ist ein wichtiges mechanisches Prüfverfahren, das besonders geeignet ist, einen bekannten Werkstoff auf Gleichmäßigkeit, Behandlungszustand, Verwechslung o. a. schnell, einfach, zerstörungsarm und daher relativ billig zu untersuchen. Von der Härte lässt sich in gewissen Grenzen auf Eigenschaften wie Festigkeit, Verformbarkeit und Verarbeitbarkeit schließen. In Härtevergleichstabellen können Brinell-, Vickers- und Rockwellhärte umgewertet und die Zugfestigkeit abgeschätzt werden.

4.1 Härteprüfverfahren nach Brinell (DIN EN ISO 6506)

Ein genormter Prüfkörper wird mit definierter Last für eine festgelegte Einwirkdauer senkrecht zur Oberfläche des Prüfstückes eingedrückt. Nach Entlastung wird der Durchmesser des entstandenen bleibenden Eindrucks ausgemessen. Die Brinellhärte wird aus dem Quotienten von Prüfkraft und Oberfläche des bleibenden Eindruckes errechnet.

Prüfkörper: Kugel aus Hartmetall (Zusatz „W“ in HBW für Wolframcarbidgegemisch statt der früher gebräuchlichen gehärteten Stahlkugel); Durchmesser 1; 2,5; 5 oder 10 mm

$$\text{Härtewert: } \text{HB} = \frac{\text{Prüfkraft}}{\text{Kalottenoberfläche}}$$

(Kalottenoberfläche wird aus Durchmesser des bleibenden Eindruckes errechnet)

Welche Kugel zu verwenden ist, wird mit Hilfe des Belastungsgrades ermittelt:

$$\text{Belastungsgrad: } B = \frac{\text{Prüfkraft}}{\text{Kugeldurchmesser}^2}$$

Vergleichbare Härtewerte ergeben sich für unterschiedliche Kugeldurchmesser und Prüfkraften nur bei gleichem Belastungsgrad! Für die verschiedenen Werkstoffgruppen und ggf. Härtebereiche sind unterschiedliche Belastungsgrade anzusetzen, die der Norm zu entnehmen sind: z.B. 30 für Stähle, Ni-, Ti-Legierungen sowie Gusseisen ≥ 140 HBW. Sofern nicht separat spezifiziert, liegt die Einwirkzeit der Prüfkraft bei 10 - 15 s. Um einen gut erkennbaren Rand zu erzeugen, muss der Eindruck größer als 20 % der Kugel sein, gleichzeitig soll die Kugel nicht unnötig weit einsinken, was zu Verfälschungen der Messungen führen würde (d. h. $0,24 D \leq d \leq 0,6 D$). Je nach Werkstoff müssen unterschiedliche Abstände vom Probenrand, anderen Eindrücken oder sonstigen Unregelmäßigkeiten gehalten werden, da dies die Messungen beeinflussen könnte. Aus dem gleichen Grund sind in Abhängigkeit vom Kugeldurchmesser Mindestprobendicken vorgegeben. Härtewerte werden beispielsweise in der Form 400 HBW 5 / 30 / 30 angegeben. In diesem Fall wäre 400 der gemessene Härtewert, Brinell das Verfahren, es wurde eine Hartmetallkugel mit 5 mm Durchmesser, eine Prüfkraft von 294 N (früher 30 kp) bei einer Belastungsdauer von 30 s verwendet. Hauptanwendungsgebiete für das Brinell-Verfahren sind grobkörnige und stark heterogene Werkstoffe, wie z. B. Gusseisen, oder weiche NE-Metalle.

4.2 Härteprüfverfahren nach Vickers (DIN EN ISO 6507)

Das Prüfprinzip ist dem der Brinell-Prüfung ähnlich. Als Prüfkörper wird eine regelmäßige vierseitige Diamantpyramide mit Flächenwinkel 136° verwendet. Da die Geometrie des Eindringkörpers festgelegt ist, entfällt die Bestimmung eines Belastungsgrades. Dafür unterscheidet man bei diesem Verfahren verschiedene Varianten unterschiedlicher Dimension:

Makrohärteprüfung → wird mittels einfacher Optik vermessen, Prüfkraft 49 N bis 980 N

Kleinlasthärteprüfung → vermessen mittels einfachem Messmikroskop, 1,96 N bis 49 N

Mikrohärteprüfung → integriert in Lichtmikroskop mit Messokular, 0,025 N bis 1,96 N

Die Eindruckoberfläche wird aus den Diagonalen des bleibenden Eindruckes errechnet.

$$\text{Härtewert: } \text{HV} = \frac{\text{Prüfkraft}}{\text{Eindruckoberfläche}}$$

Die Belastungsdauer beträgt auch hier 10 - 15 s, sofern nicht anderweitig festgelegt.

Vickers-Härtewerte werden in der folgenden Form angegeben: 700 HV 10 / 20. Dabei steht die 700 für den gemessenen Wert, HV für das Härteprüfverfahren nach Vickers, die Prüfkraft betrug 98 N (früher 10 kp), die Belastungsdauer 20 s. Das Verfahren ist im Prinzip universell anwendbar und eignet sich besonders für sehr kleine, sehr harte oder sehr dünne Proben.

4.3 Härteprüfverfahren nach Rockwell (DIN EN ISO 6508)

Ein genormter Prüfkörper wird mit bestimmter Last (Vor- und Zusatzlast) senkrecht in die Oberfläche des Werkstücks eingedrückt. Der Härtewert ergibt sich aus der Eindringtiefe des Prüfkörpers, die sich nach Wegnahme der Zusatzlast einstellt. Als Prüfkörper dient beim HRC-Verfahren ein Diamantkegel mit einem Spitzenwinkel von 120°; als Vorlast ist 98 N und als Zusatzlast 883 N genormt. Dieses Verfahren ist für harte Werkstoffe zwischen 20 und 70 HRC zulässig. Beim HRBW-Verfahren, das für weichere Werkstoffe von 10 bis 100 HRBW vorgesehen ist, wird eine Hartmetallkugel (Zusatz „W“ für Wolframcarbidgegemisch statt der früher gebräuchlichen gehärteten Stahlkugel) mit 1,5875 mm Durchmesser verwendet, hier beträgt die Vorlast ebenfalls 98 N, die Zusatzlast jedoch 1373 N. Der Messablauf ist einfach: Vorlast aufbringen, Zusatzlast aufbringen, Zusatzlast zurücknehmen, Härtewert auf der Messuhr ablesen. Dieser schnelle und verhältnismäßig einfache Vorgang macht das Verfahren für Serienuntersuchungen interessant, die auch ganz oder teilweise automatisiert werden können. Dafür ist die Genauigkeit und die Anpassungsfähigkeit bei diesem Verfahren schlechter als bei Vickers und Brinell. Da die Randbedingungen festgelegt sind, ist nur eine einfache Nomenklatur nötig: 50 HRC beispielsweise steht für einen Rockwellhärtewert von 50, bestimmt nach dem Verfahren „C“, also mit Diamantkegel. Wie bei den anderen Verfahren sind maximale und minimale Eindringtiefe, bestimmte Rand- und Eindruckmittenabstände, sowie eine Mindestprobendicke einzuhalten.

4.4 Weitere Verfahren

Neben den hier aufgeführten Härteprüfverfahren kommen für unterschiedliche Anwendungsbereiche weitere Methoden zum Einsatz, wie die instrumentierte Eindringprüfung, bei der neben plastischen auch elastische Verformungsanteile erfasst werden können (Kraft-Weg-Diagramm). Weiterhin gibt es eine Vielzahl häufig nicht genormter Verfahren, deren Vorteile darin liegen, zerstörungsfreie ambulante Prüfungen zu ermöglichen oder bei äußerst schneller, einfacher Anwendung oder besonders guter Automatisierbarkeit eine ausreichend genaue Einschätzung des Werkstoffs zu bieten.

5. Versuch:

Für die Durchführung dieses Versuches werden fertig geschliffene, polierte und geätzte Proben aus den Stählen C15, C45 und C60, sowie des austenitischen X5CrNi18-10 zur Verfügung gestellt.

5.1 Mikroskopie

Die Schliffe werden im Lichtmikroskop betrachtet. Die elektronenmikroskopischen Verfahren sind im Rahmen dieses Praktikums zu aufwendig. Die in Abschnitt 5.4 folgenden

Abbildungen zeigen einige typische Gefüge. Anhand dieser Aufnahmen soll festgestellt werden, um welches Gefüge es sich bei den Proben handelt und wie die Gefügetypen unterschieden werden können.

5.2 Gefüge Charakterisierung

Anhand des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms werden die verschiedenen Gefüge diskutiert. Eine Korngrößenbestimmung mit Hilfe des Kreisverfahrens wird selbst durchgeführt. Eine Analyse des gleichen Gefügebildes mittels digitaler Bildverarbeitung wird durchgeführt.

5.3 Härtemessung

Die oben genannten Härteprüfverfahren werden vorgestellt. Die Vickershärten (HV 30) der Stahlproben werden ermittelt.

5.4 Gefügebilder

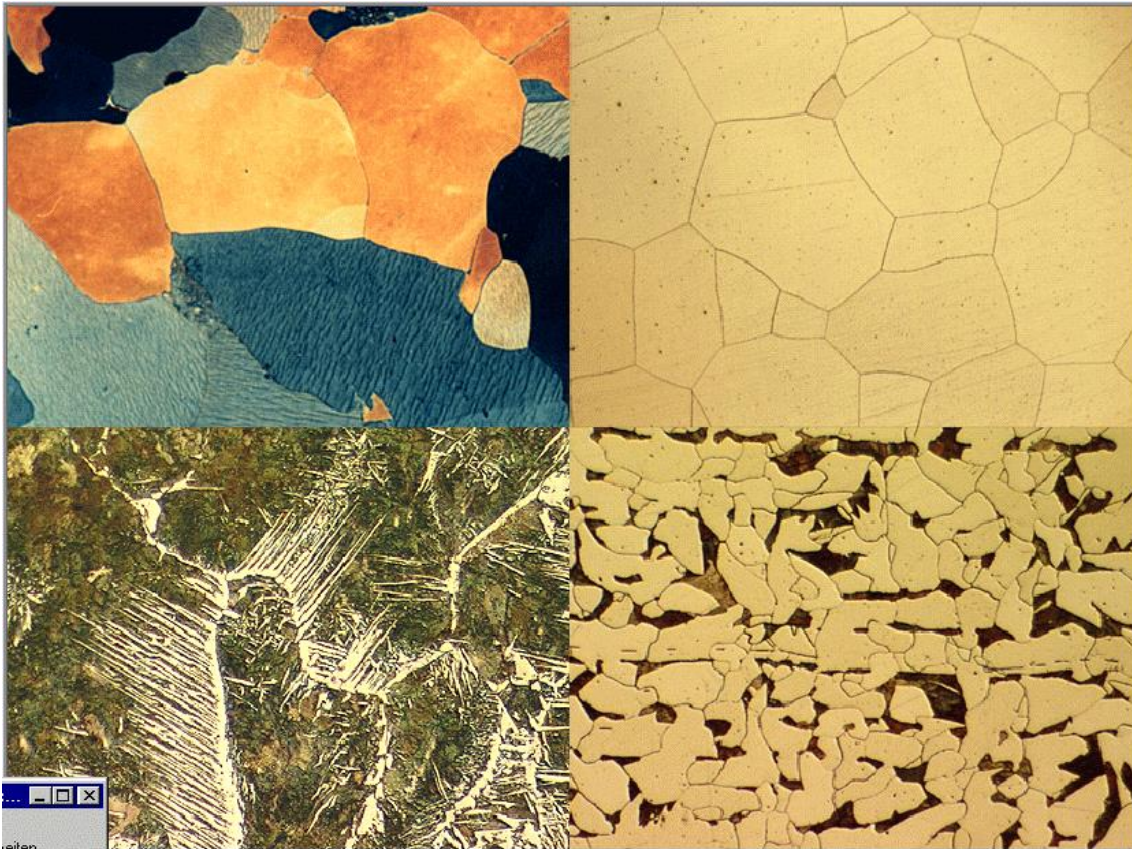


Abb. 9: Gefügebeispiele Ferrit

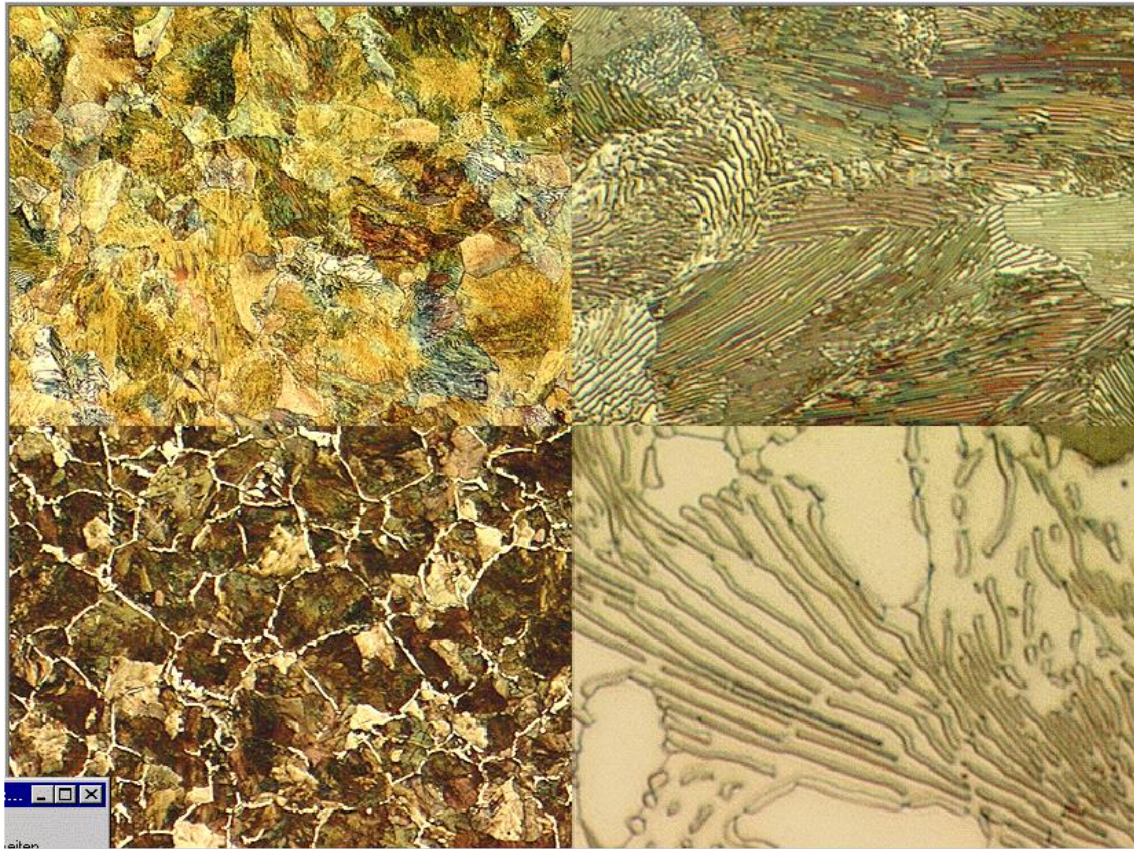


Abb. 10: Beispiele perlitischer Gefüge

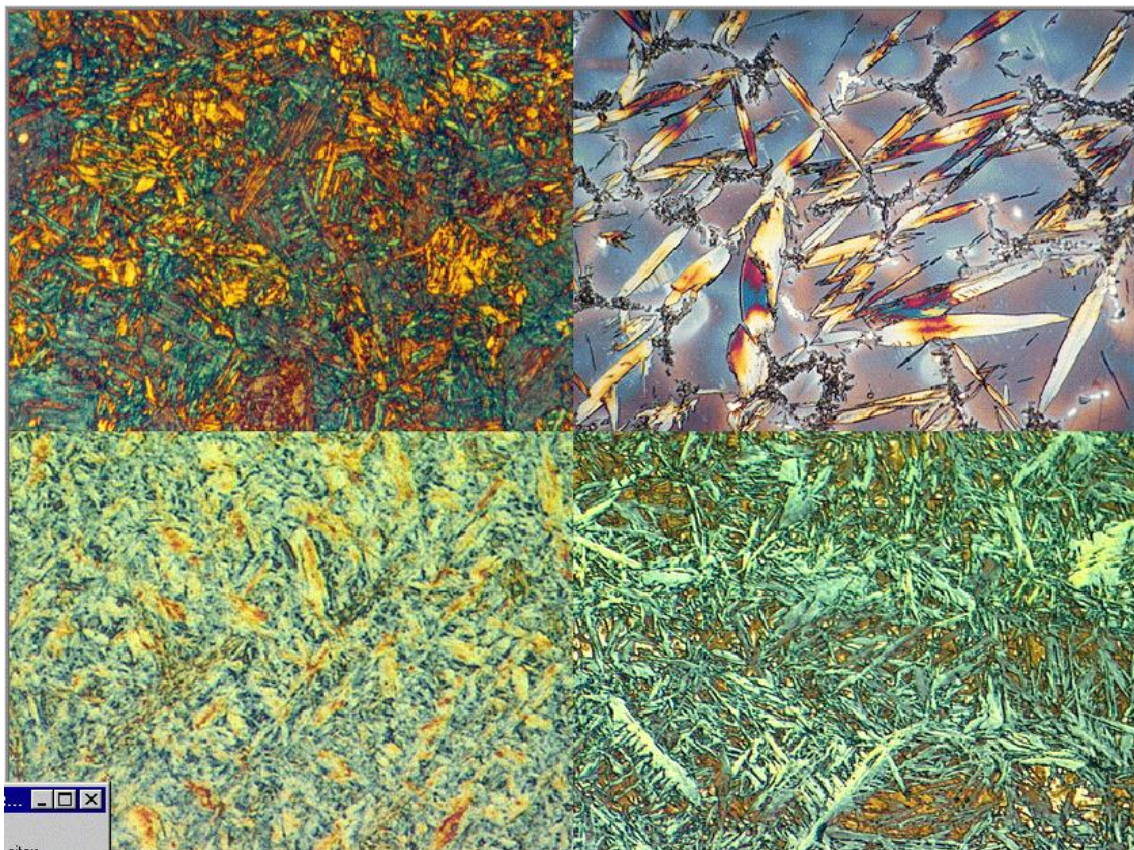


Abb. 11: Gefügebeispiele Martensit

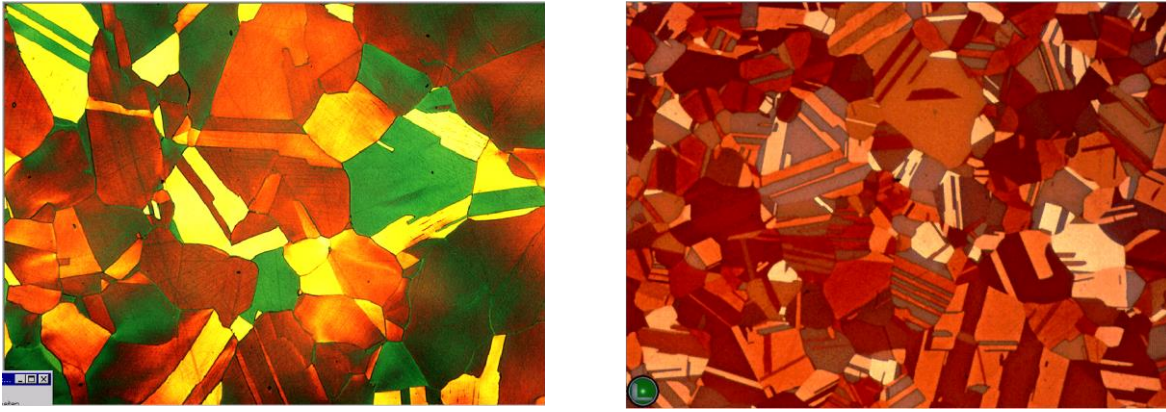
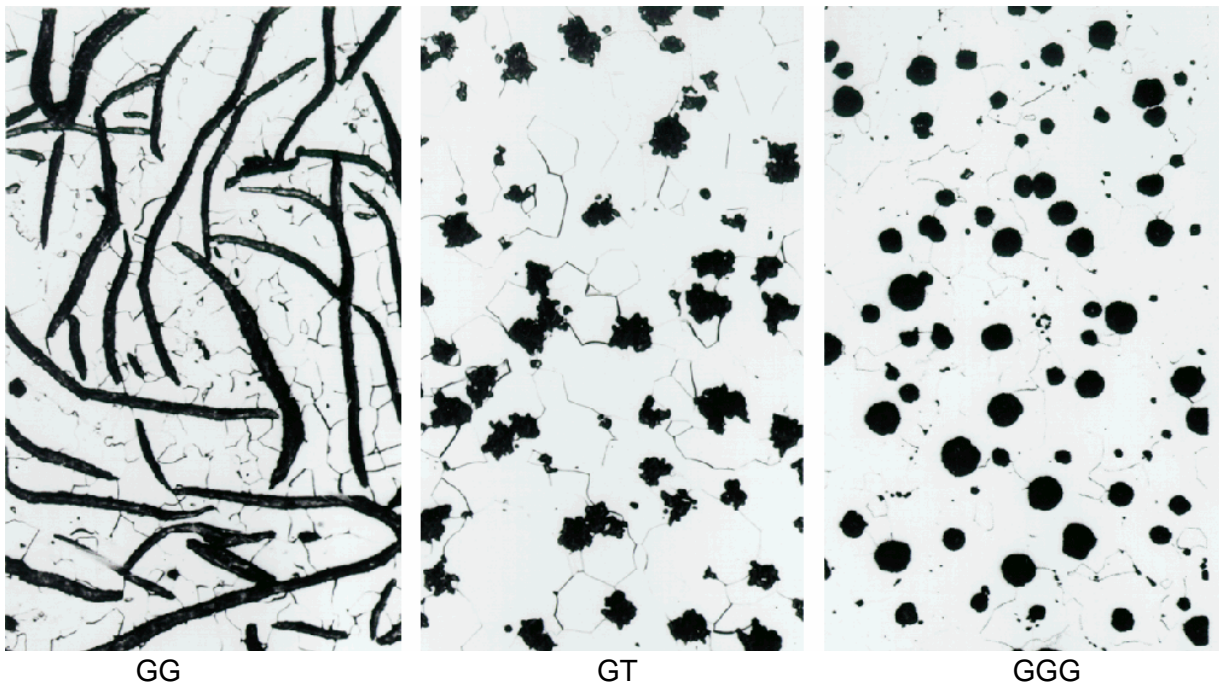


Abb. 12: Gefügebeispiele Austenit



GG

GT

GGG

Abb. 13: Gefügebeispiele Gusseisen - mit unterschiedlichen Graphitausbildungen: lamellar (GG), als Temperguss (GT) und mit globularer Graphitanordnung (GGG)

5 Literatur

- [1] Bargel/Schulze; Werkstoffkunde, VDI-Verlag (1980), S.138
- [2] Macherauch; Praktikum Werkstoffkunde V8, Vieweg Braunschweig (1983), S. 41 ff
- [3] Macherauch; Praktikum Werkstoffkunde V12, Vieweg Braunschweig (1983), S. 61 ff
- [4] Macherauch; Praktikum Werkstoffkunde V9, Vieweg Braunschweig (1983), S. 49 ff
- [5] Schumann, H.; Metallographie, VEB Dt. Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig
- [6] Petzow, G.; Metallographisches Ätzen, Gebrüder Bornträger, Berlin, Stuttgart (1976)
- [7] Beckert, M.; Klemm, H.; Handbuch der metallographischen Ätzverfahren, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig

3. Vergüten von Stahl

Thomas Spirowski

1. Einleitung:

Werkstoffeigenschaften werden überwiegend in der Art, Anzahl und Verteilung der Gitterdefekte bestimmt. Diese Realstruktur kann durch eine Wärmebehandlung so verändert werden, dass die Gebrauchs- und Verarbeitungseigenschaften gezielt optimiert werden. Dabei können zwei Wege beschritten werden. Zum Einen werden die Zeit-Temperatur-Regime so gestaltet, dass das „System Werkstoff“ in Richtung des thermodynamischen Gleichgewichtes verändert wird. Zum Anderen können Werkstoffeigenschaften auch dadurch gezielt verändert werden, dass zuerst maximales thermodynamisches Ungleichgewicht erzeugt wird, z. B. durch Abschreckhärten und anschließend dem System durch Temperaturerhöhung Gelegenheit gegeben wird, sich dem thermodynamischen Gleichgewicht zu nähern bzw. dieses wieder zu erreichen. Diesen Vorgang nennt man Anlassen. Ziel des Praktikums ist es, den Zusammenhang zwischen Verfahrensparametern und Behandlungsergebnis beim Abschrecken und Anlassen von Stählen kennen zu lernen.

2. Theorie:

Jede Wärmebehandlung besteht aus Erwärmen, Halten und Abkühlen. Die Umwandlungsvorgänge beim Erwärmen werden in Zeit – Temperatur – Auflösungs -(ZTA) -Schaubildern, die beim Abkühlen in Zeit – Temperatur - Umwandlungs-(ZTU)-Schaubildern dargestellt [1].

2.1 Gefüge- und Eigenschaftsänderungen beim Härten

Unter Härten versteht man eine Temperatur-Zeit-Folge, bei der bei einem zu einer γ - α -Umwandlung fähigen Stahl eine wesentliche Härtesteigerung überwiegend durch Martensitbildung erfolgt. Diese Temperatur-Zeit-Folge setzt sich aus Erwärmen und Halten auf Austenitierungstemperatur zusammen. Hierbei sollen ausreichend Kohlenstoff und andere Legierungselemente im Austenitgitter gelöst werden. Mit einem anschließenden raschen Abkühlen sollen die Gefügeumwandlungen in andere Bestandteile als Martensit unterdrückt werden [2, 3, 4].

Zum **Austenitisieren** wird der Stahl auf eine Temperatur von 30 bis 50 K oberhalb A_{C3} oder A_{C1} erwärmt und so lange auf dieser Temperatur gehalten, bis einerseits eine ausreichende Austenitisierung vorliegt und eine genügende Menge an Legierungselementen in Lösung gegangen ist, andererseits aber noch kein stärkeres Kornwachstum durch Überhitzen oder Überzeiten eingetreten ist. Nicht ausreichende Austenitisierung oder Karbidauflösung führt bei anschließender Härtung zu einer geringeren Härteannahme und ein grobkörniges Austenitgefüge zu grob nadeligem Martensit. Die Wahl der Austenitisierungstemperatur und der Haltedauer hängt von der chemischen Zusammensetzung, der Werkstückgröße, der Erwärmungsgeschwindigkeit und vom Ausgangsgefüge des Stahles ab. Dieser Zusammenhang, mit Ausnahme der Werkstückgröße, ist dem ZTA - Schaubild des entsprechenden Stahles zu entnehmen. Generell lässt sich sagen, dass mit steigender Erwärmungsgeschwindigkeit Beginn und Ende der Auflösung zu höheren Temperaturen verschoben werden. Karbidbildende Elemente wie z.B. Cr, Mo, W und V verschieben die Linien für Auflösungsbeginn und -ende zu längeren Zeiten. Um bei mit diesen Elementen legierten Stählen einen homogenen Austenit zu erhalten, sind selbst bei langsamen Erwärmungsgeschwindigkeiten hohe Temperaturen erforderlich [2, 3, 4].

Das **Abkühlen** des austenitisierten Stahles muss mit solcher Geschwindigkeit erfolgen, dass überwiegend Martensit entsteht und die Umwandlung des Austenits in der Perlit- bzw. der

Bainitstufe vermieden wird. Die dazu notwendige kritische Abkühlgeschwindigkeit ist von der chemischen Zusammensetzung des Stahles abhängig. Auch die Austenitisierungsbedingungen beeinflussen ein wenig die kritische Abkühlgeschwindigkeit. Mit steigender Härtetemperatur und längerer Haltezeit verringert sich die kritische Abkühlgeschwindigkeit etwas, da die Karbide und sonstige Keime vollständig aufgelöst werden und nicht mehr zur Perlit- bzw. Bainitbildung mit herangezogen werden können [4]. Bei der Wärmebehandlung des Stahles kann die Umwandlung des Austenits beim Abkühlen in drei verschiedenen Stufen, der Perlit-, der Bainit- und der Martensitstufe, erfolgen. In welcher der drei Stufen die Umwandlung erfolgt, ist von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Der Umwandlungsmechanismus und die in den drei Stufen entstehenden Gefügearten unterscheiden sich grundsätzlich voneinander.

In der **Perlitstufe** geht bei untereutektoiden Stählen der Perlitbildung eine Ferritausscheidung, bei übereutektoiden Stählen eine Karbidausscheidung voraus [4]. Bei untereutektoiden Stählen bildet sich bei unterschreiten der A_{r3} -Linie voreutektoider Ferrit, während sich der noch verbleibende Austenit mit Kohlenstoff anreichert. Diese Ferritausscheidung wird durch einen Diffusionsvorgang eingeleitet. An Keimstellen, meist sind es die Austenitkorngrenzen, bilden sich kohlenstoffarme Bereiche, so dass das kubisch - flächenzentrierte (kfz) Austenitgitter in das kubisch - raumzentrierte (krz) Gitter des Ferrits umklappen kann. Der verbleibende Austenit reichert sich entsprechend mit Kohlenstoff an [2, 3, 4]. Bei übereutektoiden Stählen bildet sich zunächst durch Ausscheidung von Kohlenstoff Sekundärzementit an den Korngrenzen, während der verbleibende Austenit an Kohlenstoff verarmt [4]. Erreicht der Austenit einen Kohlenstoffgehalt von 0,8 %, so setzt die Perlitbildung ein. Hierbei laufen beide Umwandlungsvorgänge, die Ferrit- und die Karbidausscheidung, parallel ab.

Im gesättigten Austenit bilden sich durch Diffusion kohlenstoffärmere und kohlenstoffreichere Gitterbereiche aus. Hierbei diffundiert nicht nur der Kohlenstoff, sondern auch, bei Bildung von Karbiden, die Eisenatome und die Legierungselemente. Sobald in den kohlenstoffreicheren Bereichen eine entsprechende C-Konzentration erreicht ist, bildet sich Karbid. Diese Konzentration stellt sich meist eher ein, als dass die benachbarten Bereiche soweit an Kohlenstoff verarmt sind, dass sich krz Ferrit bilden kann. Die Karbidbildung läuft der Ferritbildung demnach ein wenig voraus. Durch die parallel verlaufenden Lamellen des Karbides erhält der Perlit ein feinstreifiges Aussehen. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit werden die Umwandlungstemperaturen zu tieferen Werten hin verschoben und die Umwandlungsprodukte werden wegen der verringerten möglichen Diffusionswege in ihrer Struktur feiner. Die besonders diffusionsintensive Bildung des voreutektoiden Ferrits wird mit steigender Abkühlgeschwindigkeit immer stärker behindert und unterbleibt schließlich ganz. Der Perlitanteil wird demzufolge größer, seine Ausbildung feinstreifig [2, 3, 4].

Legierungselemente, wie Cr, Mn, Mo, Ni, V usw. beeinflussen den Ablauf in der Perlitstufe stark. Allgemein gilt, dass derartige Zusätze die Umwandlungspunkte zu längeren Zeiten und die Temperatur der maximalen Umwandlungsgeschwindigkeit ("Knie" im ZTU - Schaubild) verschieben [4].

In der **Bainitstufe** ist die Diffusion der Atome des Grundgitters zum Stillstand gekommen. Nur der Kohlenstoff kann noch diffundieren, so dass es örtlich zu Kohlenstoffanreicherungen und an anderen Stellen zu Kohlenstoffverarmungen kommt. An kohlenstoffärmeren Stellen klappt durch die starke Unterkühlung das kfz Austenitgitter in das krz Ferritgitter um, ohne dass die C-Konzentration des Gleichgewichtszustandes erreicht ist. Dieser an Kohlenstoff übersättigte Ferrit hat ein nadeliges bis streifiges Aussehen. Er wächst in dem Maße weiter, wie der Kohlenstoff in den Austenit abdiffundiert. Die Anreicherung des Austenits mit Kohlenstoff führt zur Ausscheidung von Karbiden, wodurch wiederum eine Ferritausscheidung ermöglicht wird. Je nach Bildungstemperatur wird zwischen oberer und unterer Bainitstufe unterschieden. In der oberen Bainitstufe kann der Kohlenstoff aus den

Ferritnadeln an die Korngrenzen diffundieren und bildet dort grobe Karbide. In der unteren Bainitstufe wird in den mit Kohlenstoff übersättigten Ferritnadeln die Kohlenstoffdiffusion wieder soweit erleichtert, dass der zwangsgelöste Kohlenstoff das Ferritgitter in Form von Fe_3C -Karbiden verlassen kann, die sich in charakteristischer Weise in einem Winkel von 50° bis 60° zur Hauptachse der Nadeln anordnen. Diese feine Karbidverteilung ist die Ursache für die oftmals hervorragenden Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften. Bainitisches Gefüge tritt bei unlegierten Stählen nicht sonderlich hervor und ist nur schwer zu identifizieren. Es ist typisch für legierte Stähle, wobei eine deutliche Trennung der Perlit- und der Bainitstufe durch Legierungselemente, die Sonderkarbide bilden, auftritt [2, 3, 4].

Im Bereich der **Martensitstufe** findet keine Diffusion des Kohlenstoffes mehr statt. Der Austenit ist infolge der starken Unterkühlung dermaßen instabil, dass bei Erreichen der Martensitbildungs - Starttemperatur (M_s -Temperatur) das fcc Austenitgitter in die tetragonal-raumzentrierte Elementarzelle des Martensits umklappt. Die im Austenitgitter gelösten Kohlenstoffatome bewirken hierbei die tetragonale Verzerrung des Ferritgitters, die mit steigendem Kohlenstoffgehalt weiter zunimmt. Der so entstandene Martensit hat, ähnlich dem Bainit, ein nadeliges bis flächiges Aussehen. Wird die Temperatur bei der Unterkühlung konstant gehalten, so kommt infolge der starken Gitterverspannungen die Martensitbildung zum Stehen. Der verbleibende Restaustenit wandelt in der Regel nach längerem Halten nach dem Prinzip der Bainitstufe um. Es besteht ein direkter Zusammenhang zwischen der Austenitkorngröße und der Größe der Martensitnadeln, da der Umklappvorgang im Allgemeinen nicht über die Korngrenzen hinausgeht [2, 3, 4].

Je mehr Kohlenstoff im Austenit gelöst wird, desto stärker steigt die Härte des Gefüges an, aber auch der verbleibende Restaustenitgehalt wird größer. Um den Restaustenitgehalt zu vermindern, wird häufig eine stärkere Unterkühlung angewandt, wie z.B. das sogenannte Eishärten [4] oder aber ein mehrfaches Anlassen.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass die wesentliche Wirkung der Abkühlgeschwindigkeit hauptsächlich auf der unterschiedlichen Diffusionsfähigkeit des Kohlenstoffes beruht. In der Perlitstufe ist eine Diffusion des Kohlenstoffes, des Eisens und der Legierungselemente leicht möglich, so dass sich grobe Karbide bilden. In der Bainitstufe kann nur noch der Kohlenstoff diffundieren. Somit entstehen sehr feine Karbide. In der Martensitstufe hat die Diffusion des Kohlenstoffes aufgehört. Es bilden sich keine Karbide, der Kohlenstoff bleibt auf Zwischengitterplätzen im Martensit zwangsgelöst.

Abschließend sei noch erwähnt, dass die Erwärmung und die Abkühlung gleichmäßig über den Querschnitt erfolgen sollte, da aufgrund der Volumenänderung durch Temperatur und Gefügeumwandlung Spannungen im Kern- und Randbereich des Werkstückes entstehen, die zu Verzug oder sogar zu Rissen führen können [4, 5, 6].

2.2 Gefüge- und Eigenschaftsänderungen beim Anlassen

Nach dem Abschrecken von der Austenitisierungstemperatur sind der entstandene Bainit und der Martensit in keinem stabilen Gleichgewicht. Durch ein nachfolgendes Wiedererwärmen auf Temperaturen unterhalb A_{c1} , dem Anlassen, wird das Gefüge in einen stabileren Zustand überführt. Hierbei beruhen die Eigenschaftsänderungen auf der steigenden Beweglichkeit der Kohlenstoff- und Eisenatome [7]. Man unterscheidet bis zu vier Anlassstufen. Da die Angaben der jeweiligen Temperaturbereiche in der Literatur stark voneinander abweichen, wird hier auf eine Temperaturangabe verzichtet. Von Interesse sind jedoch die Vorgänge in den einzelnen Anlassstufen.

In der **ersten Anlassstufe** scheidet sich Kohlenstoff in Form sehr feiner ϵ -Karbide (Fe_2C) aus. Der Martensit verliert dadurch seine tetragonale Verzerrung und wandelt in den weniger verspannten kubischen Martensit um [7]. Nach Kurdjumow haben die Legierungselemente keinen wesentlichen Einfluss auf den Ablauf der Umwandlung in der ersten Stufe [8].

In der **zweiten Anlassstufe** ist die Umlagerung der Kohlenstoffatome, die den tetragonalen Martensit in den kubischen Martensit umwandeln, beendet. Hier beginnt der Zerfall des vorhandenen Restaustenits. Krisement nimmt an, dass bei geringen Restaustenitgehalten un- und niedriglegierter Stähle sich durch Hinzu-Diffusion von Kohlenstoff aus dem Martensit Karbide ausscheiden. Bei höheren Restaustenitgehalten erfolgt der Zerfall offensichtlich nach dem Mechanismus der unteren Zwischenstufe [8]. Bei höher legierten Stählen scheidet der Restaustenit zunächst Karbide aus. Dadurch nimmt der Gehalt an gelöstem Kohlenstoff ab und somit steigen auch die M_s - und die M_f -Temperatur des Restaustenits. Bei einer anschließenden Abkühlung wandelt dieser in kubischen Martensit um [7].

In der **dritten Anlassstufe** scheidet sich aus dem kubischen Martensit der restliche Kohlenstoff aus. Das ϵ -Karbid verschwindet und es bildet sich Fe_3C . Der entscheidende Mechanismus zur Bildung von Fe_3C ist nach Tekin und Kelly die kohärente Ausscheidung des Zementits aus dem Martensit [8]. Es ist aber auch eine Umwandlung des hexagonalen ϵ -Karbids zu Fe_3C möglich [7, 8]. Je nach Anlass temperatur und -dauer kann sich eine Einformung der Karbide anschließen. Hierzu ist neben einer Kohlenstoffdiffusion ebenso die Diffusion der Eisenatome erforderlich [7].

Die **vierte Anlassstufe** tritt nur bei Stählen mit karbidbildenden Elementen auf. Bei diesen Temperaturen ist das Diffundieren der Legierungselemente wieder möglich. Hierbei wird das Fe_3C durch die Legierungselemente aufgelegt oder zugunsten der thermisch stabilen Sonderkarbide gelöst. Diese Sonderkarbide bilden sich relativ langsam, da die karbidbildenden Elemente langsam diffundieren und ebenso die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffes herabsetzen. Darauf beruht auch die gute Anlassbeständigkeit der mit Karbidbildnern legierten Stähle. Die Sonderkarbide sind erheblich feiner als Eisenkarbid und scheiden sich aus dem aus Martensit, Bainit und Restaustenit bestehenden Härtegefüge aus. Dadurch und durch die Umwandlung des Restaustenits in Martensit bei einer nachfolgenden Abkühlung wird ein Abfallen der Härte mit steigender Anlass temperatur vermieden [2, 3, 6].

Zusammenfassend lässt sich über die Vorgänge in den vier Anlassstufen sagen, dass sich in der ersten Stufe das ϵ -Karbid ausscheidet. In der zweiten Anlassstufe zerfällt der Restaustenit. In der dritten Stufe scheidet sich der restliche Kohlenstoff aus, erfolgt die Bildung von Zementit und das Verschwinden von ϵ -Karbid. Die Sonderkarbide bilden sich in der vierten Anlassstufe, die nur bei höher legierten Stählen auftritt.

2.3 Härbarkeit

Die Härbarkeit eines Stahles wird im Wesentlichen durch seinen Gehalt an Kohlenstoff und Legierungselementen bestimmt. Hierbei ist eine Unterscheidung zwischen Aufhärbarkeit und Einhärbarkeit zu machen. Für die Aufhärbarkeit, d.h. die größtmögliche zu erreichende Härte, ist der Kohlenstoffgehalt wesentlich. Die Einhärbarkeit, also die über den Querschnitt zu erzielende Härte, ist von dem im Austenitgitter gelösten Gehalt an Legierungselementen abhängig [2]. Für die Bestimmung der Einhärbarkeit ist die Überlegung, dass bei jedem Stahl in einem bestimmten Abstand von der Oberfläche ein Gefüge mit 50 % Martensit auftreten muss, eine wichtige Grundlage. Der systematische Zusammenhang zwischen dem Gefügeaufbau und der Härte eines Stahles im abgeschreckten Zustand bei definierten Austenitisierungs- und Abkühlungsbedingungen wird durch das kontinuierliche ZTU - Schaubild beschrieben.

Von den Prüfverfahren, mit denen die Härbarkeit eines Stahles ermittelt werden kann, ist der Stirnabschreckversuch nach DIN EN ISO 642 (Jominy - Versuch) als einfaches und billiges Verfahren am häufigsten angewendet. Hinsichtlich der mit Hilfe des Stirnabschreckversuches ermittelten Einhärte tiefe lässt sich ein Zusammenhang zum kritischen Durchmesser der Härteprüfung nach Grossmann finden [10]. Als kritischer

Durchmesser wird derjenige Durchmesser einer Rundprobe bezeichnet, der im Kern gemäß Härte (sogenannte kritische Härte) und metallographischem Befund einen Anteil von 50 % Martensit aufweist und somit als durchgehärtet bezeichnet werden kann.

Da die Härte in erster Linie eine Funktion der chemischen Zusammensetzung ist, wurden viele Bemühungen unternommen, die Stirnabschreckhärteprüfung durch eine Errechnung der Härte zu „ersetzen“. Den in der Literatur [z.B. 11] vorgeschlagenen Regressionsansätzen liegen verschiedene Modellvorstellungen zugrunde.

3. Versuch

In diesem Praktikum werden die Härte und die Kerbschlagbiegearbeit an unterschiedlich wärmebehandelten Proben aus C45E (Werkstoff - Nr. 1.1191) ermittelt. Weiterhin wird der Stirnabschreckversuch nach Jominy demonstriert.

3.1 Härten und Anlassen

Für diesen Versuch stehen 6 Kerbschlagbiegeproben aus dem Werkstoff C45E (Werkstoff - Nr. 1.1191) zur Verfügung. Diese Proben sind bei einer Temperatur von 850 °C und einer Dauer von 20 min. in einem Wärmebehandlungsofen zu austenitisieren. Es ist darauf zu achten, dass die Proben mit einer geeigneten Zange in den Ofen gelegt werden und dass Schutzhandschuhe und Schutzbrille getragen werden.

Nach dem Austenitisieren werden die Proben schnell aus dem Ofen entnommen. Hierbei wird eine Probe gleichgewichtsnah in einem Schamottestein abgekühlt. Die anderen 5 Proben werden nacheinander im bereitstehenden Wasserbad abgeschreckt. Um die so genannte Weichfleckigkeit (Leidenfrost'sches Phänomen) zu vermeiden und eine gleichmäßige Abkühlung zu gewährleisten, ist auf eine intensive Bewegung der abzuschreckenden Teile im Wasserbad zu achten [5]. Nach dem Abschrecken werden die Proben mit einem Elektroschreiber an beiden Enden beschriftet.

- 1 = im Schamottestein abgekühlt
- 2 = nicht angelassener Zustand
- 3 = angelassen bei 250 °C
- 4 = angelassen bei 400 °C
- 5 = angelassen bei 550 °C
- 6 = angelassen bei 700 °C

Nach der Beschriftung wird eine Probe im abgeschreckten Zustand belassen. An den 4 verbleibenden Proben erfolgt ein sofortiges Anlassen bei je 250 °C, 400 °C, 550 °C und 700 °C. Die Anlassdauer beträgt hierbei 20 min. Ein sofortiges Anlassen nach dem Abschrecken ist erforderlich, um die Gefahr der Bildung von Härterissen zu vermindern [5]. Nach dem Anlassen werden die Proben im Wasserbad abgekühlt. Anschließend erfolgt die Härtemessung HV 30 nach DIN EN ISO 6507. Hierbei sollen an jeder Probe 3 Härtemessungen durchgeführt werden.

3.2 Stirnabschreckversuch (Jominy-Versuch)

Der Stirnabschreckversuch dient zur Prüfung der Härte von Stahl. Die Abmessungen der Probe und die Versuchsdurchführung sind in der DIN EN ISO 642 genormt. Es handelt sich um einen Stahlzylinder von 25 mm Durchmesser und einer Länge von 100 mm. Die Probe wird nach dem Austenitisieren stirnseitig abgeschreckt, wobei mit zunehmendem Abstand von der Stirnfläche eine kontinuierlich abnehmende Abkühlgeschwindigkeit realisiert wird [5]. Nach dem Abkühlen wird die Probe parallel zu der Probenachse mit zwei ebenen und parallel zueinander liegenden Messflächen von ca. 10 mm Breite durch Nassschleifen versehen und zur Härtemessung mit geeigneter Wahl der Abstände von der Stirnfläche

vorbereitet. Der Härteverlauf, von der abgeschreckten Stirnfläche an gemessen, charakterisiert das Härteverhalten eines Stahles. Der Jominy-Versuch wird an einer Stirnabschreckprobe aus C45 (Werkstoff – Nr. 1.1191) demonstriert. Die Probe wird im Ofen auf Austenitisierungstemperatur von 850 °C gebracht und 30 min gehalten. Danach wird die Probe mit einer Zange dem Ofen entnommen, in die Prüfeinrichtung eingehängt und der Wasserstrahl zum kontinuierlichen Auftreffen auf die Stirnseite der Probe freigegeben.

An einer bereits polierten und geätzten Probe erfolgt eine metallographische Betrachtung der Gefügeänderungen in Abhängigkeit des Stirnabstandes.

3.4 Versuchsauswertung

Die Mittelwerte der gemessenen Härte werden in einem Diagramm über der Anlasstemperatur aufgetragen.

4. Literatur

- [1] Rose, A., u.a.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 1, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf, 1961
- [2] Kohtz, D.: Wärmebehandlung metallischer Werkstoffe, Grundlagen und Verfahren, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1994
- [3] Bargel, H. J., Schulze, G.: Werkstoffkunde, 5. Auflage, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1988
- [4] Jonck, R.: Warmarbeitsstähle, Grundlagen der Wärmebehandlung I, Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung (1974)
- [5] Eckstein, H.-J.: Technologie der Wärmebehandlung, 2. Auflage, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1987
- [6] Kiel, F.: Warmarbeitsstähle, Schadensfälle und Beispiele für Werkzeugstandzeiten, Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung (1974)
- [7] Jonck, R.: Warmarbeitsstähle, Grundlagen der Wärmebehandlung II, Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung (1974)
- [8] Eckstein, H.-J.: Wärmebehandlung von Stahl, 2. Auflage, VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1971
- [9] Rasche, K.: Warmarbeitsstähle, Angebot, Einfluss der Legierungselemente und Entwicklungstendenzen, Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung (1973)
- [10] Spur, G.: Handbuch der Fertigungstechnik, Band 4/2, Wärmebehandeln, Carl Hanser Verlag, München, 1987
- [11] Gulden, H., Krieger, K., Lepper, D., u.a.: Errechnung der Härte im Stirnabschreckversuch bei Einsatz- und Vergütungsstählen, Stahl und Eisen, Jg. 111 (1991), Heft 7, Seite 103-110