

HOCHSCHULE REGENSBURG

Praktikum B-PWF

Semester:

Professor: Dr. Heinrich

Betreuer: Herr Hüttner

Versuchsbezeichnung:

Kerbschlagbiegeversuch
+
Wärmebehandlung von Stählen

Nr. des Versuches :

Name_1:;.....

Name_2:;.....

Name_3:;.....

Name_4:;.....

Name_5:;.....

Name_6:;.....

Name_7:;.....

Name_8:;.....

Name_9:;.....

Name_10:;.....

Gruppen-Nr.:

Tag des Praktikums :

Abgabetermin :
(14 Tage nach Durchführung des
Praktikums bzw. zum letzten
angegebenen Termin)

Testat:

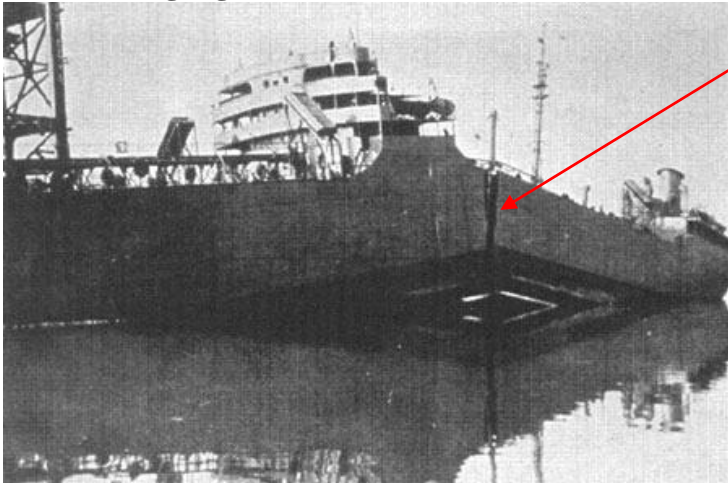
Datum:

© He 10/09

Dieses Deckblatt bitte ausfüllen und mit der ausgefüllten Seite 11 für den Versuchsbericht verwenden. Den restlichen Umdruck nicht mit abgeben.

Beim Kerbschlagbiegeversuch geht es um die Bestimmung der Zähigkeit. Was kann passieren, wenn auf die Zähigkeit nicht geachtet wird ?

Schiffsuntergang:



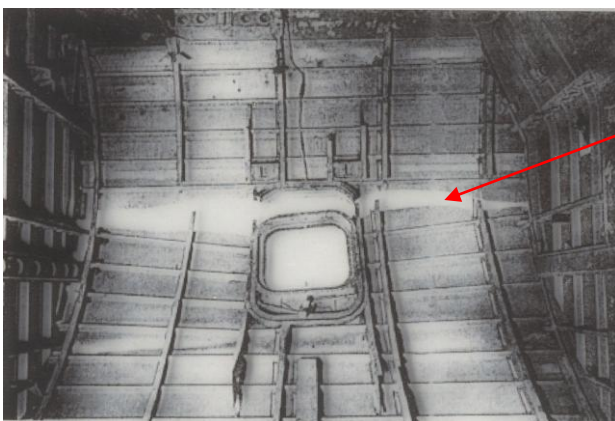
Bruchstelle

Etliche Liberty-Schiffe (Truppentransporter der USA im 2. Weltkrieg) zerbrachen. Ursache: Stahl mit zu geringer Zähigkeit sowie konstruktive Schwächen (Kerbwirkung). Die Zähigkeit wurde bei Raumtemperatur bestimmt. In kalten Gewässern lag die T unterhalb der Übergangs-T (Av-T-Kurve, s.u.), d.h. der Werkstoff befand sich in der Tieflage....

Flugzeugabsturz:)



Die „Comet“ war das erste Passagierflugzeug, das mit Strahltriebwerken betrieben wurde. (England)



Bruchstelle

Die Auslegung der Fenster (Spannungsspitzen an den Ecken → Kerbwirkung) führte zur Ribbildung durch LCF. Flugzeugkörper (Dehnungen bei jedem Auf - und Abstieg) → Bullaugen...

Es gab mehrere Abstürze ! Diese Komet konnte noch landen...

Kerbschlagbiegeversuch

1. Allgemeines

Im Kerbschlagbiegeversuch nach DIN EN 10 045 wird das Sprödbruchverhalten der Metalle untersucht. Als Zähigkeitsmaß des zu untersuchenden Werkstoffes bzw. Werkstoffzustandes wird die Arbeit angesehen, die zum Bruch der Kerbschlagbiegeprobe erforderlich ist. Übertragen auf das Bauteil kann man Zähigkeit auch als Widerstand gegen die Ausbreitung eines Risses definieren. Diese ist abhängig von verschiedenen Faktoren, s. Kap. 3, Punkte a bis d.

Der im Kerbschlagbiegeversuch ermittelte mechanisch-technologische Kennwert, die Kerbschlagarbeit A_V , lässt Schlüsse über das Verhalten des Werkstoffes bei schlagartiger Belastung (hohe Beanspruchungsgeschwindigkeit) zu, die sich weder aus den Kennwerten des Zugversuches noch aus denen anderer Standardprüfverfahren ergeben. Die A_V -Werte bilden, im Gegensatz zur Streckgrenze (s. Zugversuch) keine Basis für die Berechnung oder Dimensionierung eines Bauteils.

Der Kerbschlagbiegeversuch zählt (neben Zugversuch und Härteprüfung) zu den am häufigsten angewendeten Prüfverfahren. Er eignet sich durch die einfache und schnelle Probenfertigung und Versuchsdurchführung und durch schnelle Aussagen über die Sprödbruchneigung eines Werkstoffes zum Nachweisen möglicher Einsatztemperaturen, zur qualitativen Bewertung von Wärmebehandlungszuständen (Gleichmäßigkeit der Produktion) oder zur Untersuchung der Alterungsanfälligkeit von Werkstoffen. Während nämlich Festigkeit und Dehnung durchaus befriedigen können, zeigen sich Fehler im Herstellungsgang (auch Verunreinigungen) oft in einer Abnahme der Kerbschlagarbeit

2. Ziel des Versuches

Das Ziel des Versuches ist die Ermittlung der Zähigkeitseigenschaften (des Bruchverhaltens) eines bekannten metallischen Werkstoffes (S235JR). Es soll die Abhängigkeit der Kerbschlagarbeit A_V von der Temperatur T (die "A_V-T-Kurve") im Bereich zwischen -40 und +200°C sowie von einer künstlichen Alterung ermittelt werden. Der Versuch erfolgt unter genormten Beanspruchungsbedingungen nach EN 10 045.

Weiterhin soll an Hand von 2 weiteren Proben der Einfluss der Legierungselemente und der Kerbwirkung exemplarisch verdeutlicht werden.

3. Theoretische Grundlagen

Die Trennbruchempfindlichkeit (Sprödbruchempfindlichkeit) beruht auf der Eigenschaft eines Materialstückes wenig oder keine plastischen Verformungen aufzunehmen. Beim Trennbruch (Normalspannungsbruch, s. Zugversuch) wird die Kohäsionskraft der Atome untereinander überwunden.

Ob Trenn- oder Verformungsbruch auftritt ist im Wesentlichen von vier Faktoren abhängig:

- a Art des Spannungszustandes (Spannungsversprödung)
- b Beanspruchungsgeschwindigkeit (Geschwindigkeitsversprödung)
- c Temperatur (Temperaturversprödung)
- d Werkstoffzustand (Wärmebehandlung, Verarbeitung)

- zu a: Bei einem zähen Bruch tritt ein Abgleiten (durch Versetzungen auf Gleitebenen) ein, das durch Schubspannungen hervorgerufen wird (Verformungsbruch). Dieses Gleiten der Versetzungen kann nun be- bzw. verhindert werden, wenn die auftretende maximale Schubspannung (τ_{\max}) durch mehrachsige Spannungszustände verringert wird. Dies tritt besonders bei Kerben auf, die immer zur Hauptzugspannung eine weitere Querspannung erzeugen. In diesen Fällen kann es zur Überwindung der Kohäsionskraft zwischen den Atomen, d.h. zum Sprödbbruch kommen, bevor eine Abgleitung der Versetzungen (plastische Verformung) beginnt.
- zu b: Die Beanspruchungsgeschwindigkeit hat insofern einen Einfluss, als sich plastische Verformungen bei Raumtemperatur nur relativ langsam ausbilden können (Versetzungswandern). Im Gegensatz dazu erfolgen elastische Verformungen mit Schallgeschwindigkeit. Ist daher
- $$v_{\text{Beanspruchung}} \gg v_{\text{plast. Verf.}}$$
- wird u.U. die Normalspannungsfestigkeit eher erreicht und es erfolgt der Trennbruch.
- zu c: Mit abnehmender Temperatur wird die Eigenbewegung der Atome immer langsamer und damit die Möglichkeit des Abgleitens stark behindert. Dabei steigt die kritische Schubspannung (bei der Gleiten einsetzt) stärker an als die kritische Normalspannung, so dass der Trennbruch begünstigt wird.
- zu d: Fremdatome sowie bestimmte Werkstoffzustände, z.B. Wärmebehandlungen (s.u.) oder Kaltverformung können ebenfalls den Sprödbbruch fördern. Einer der Versuche innerhalb dieses Praktikums (Probe 9) beinhaltet eine künstliche Alterung, d.h. eine Behandlung zur Verminderung der Zähigkeit. Ursache hierfür ist die Wechselwirkung von gelösten Atomen (C, N) mit den Versetzungen in einem kaltverformten Material.

Von diesen vier Faktoren machen alle Verfahren Gebrauch, die die Trennbruchempfindlichkeit prüfen. Das am längsten bewährte und bekannteste dieser Verfahren ist der Kerbschlagbiegeversuch. Andere (modernere) Verfahren sind der Fallgewichtsversuch nach Pellini oder die Bruchmechanik mit ihren CT-Proben, bei denen die Ausbreitung künstlich angeschwungener Risse verfolgt wird. Da diese Verfahren im Gegensatz zum Kerbschlagbiegeversuch relativ kompliziert und teuer sind, werden sie jedoch nur im Sonderfall eingesetzt.

3.1 Begriffe und Definitionen

Begriffe:

Der Kerbschlagbiegeversuch wird nach DIN EN 10 045 (technisch äquivalent zu DIN 50 115) durchgeführt. Dazu wird ein Pendelschlagwerk, auch Pendelhammer genannt, benutzt, s. Abb. 6.

Für wichtige Werkstoffe - wie z.B. ferritische Stähle - spielt die Temperatur eine große Rolle. Für diese Werkstoffe sinkt die Kerbschlagarbeit mit fallender Temperatur stark ab. Abb. 1, rote Kurve, zeigt den typischen Verlauf der Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Temperatur (A_V -T-Kurve).

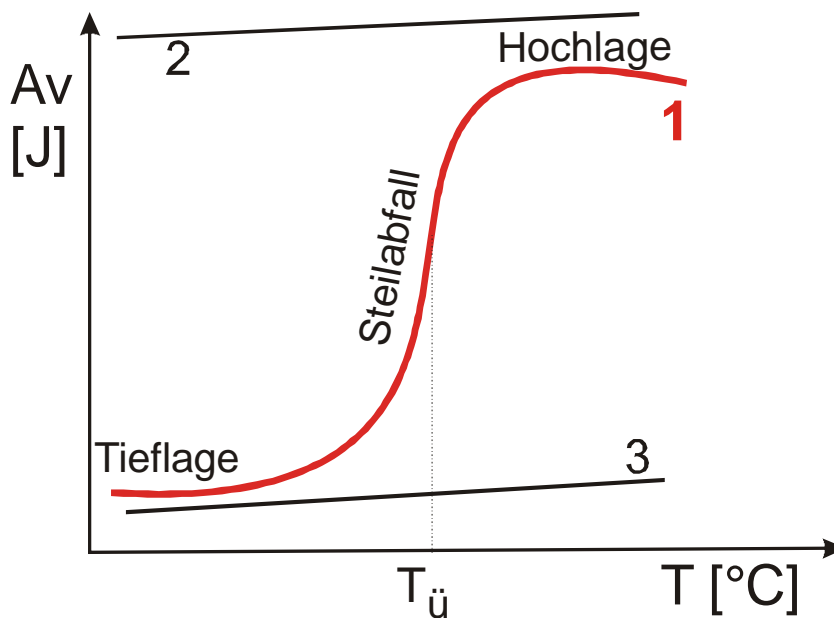


Abb. 1: Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Prüftemperatur, A_V -T-Kurve (schematisch)

Man spricht von der "Hochlage" bei höheren und von der "Tieflage" bei niedrigeren Temperaturen. Für die Praxis spielt bei den Stählen die Lage des dazwischen befindlichen Steilabfalls eine wichtige Rolle. Diese ist zu beeinflussen durch die Art der Gefügeausbildung (günstig ist i. a. feines Korn) und durch Legierungselemente.

Metalle und Legierungen, die ein kfz-Gitter aufweisen, zeigen oben beschriebene T-Abhängigkeit nicht, s. Abb.1, Kurve 2. Solche Werkstoffe (austenitische Cr-Ni-Stähle, Cu und Cu-Legierungen, Al und Al-Legierungen) zeigen eine kaum von der Temperatur abhängige Kerbschlagarbeit und werden als tief-temperaturzäh bezeichnet.

Im Gegensatz dazu zeigen spröde Werkstoffe wie Gusseisen mit Lamellengraphit bei tiefen und hohen Temperaturen niedrige A_V -Werte, s. Abb.1, Kurve 3.

Metalle und Legierungen, die ein hdp-Gitter aufweisen, zeigen aufgrund der geringen Anzahl von Gleitsystemen eine geringere Kerbschlagarbeit als kubische. Zusätzlich weisen sie noch eine starke T-Abhängigkeit auf.

Aufgrund der Streuung der Ergebnisse werden in der Praxis immer mehrere Kerbschlagbiegeproben geschlagen (1 Satz = 3 Proben bei einer T). Die Ergebnisse lassen sich, wie schon erwähnt, nicht direkt auf Bauteile übertragen, d.h. A_V -Werte werden i.a. nicht in Berechnungsformeln eingesetzt. Für Zähigkeits-Berechnung benötigt man das Sondergebiet der Bruchmechanik.

Definitionen:

Die Kerbschlagarbeit A_V hat die Einheit J ($1J = 1 \text{Ws} = 1 \text{Nm}$). Die Probenform, vor allem die Form der Kerbe, ist von Einfluss und wird deshalb mit angegeben, z.B.

$$A_V \text{ (Charpy-V)} = 85 \text{ J}$$

Abb. 2 zeigt die beiden nach EN 10045 zugelassenen Probenformen.

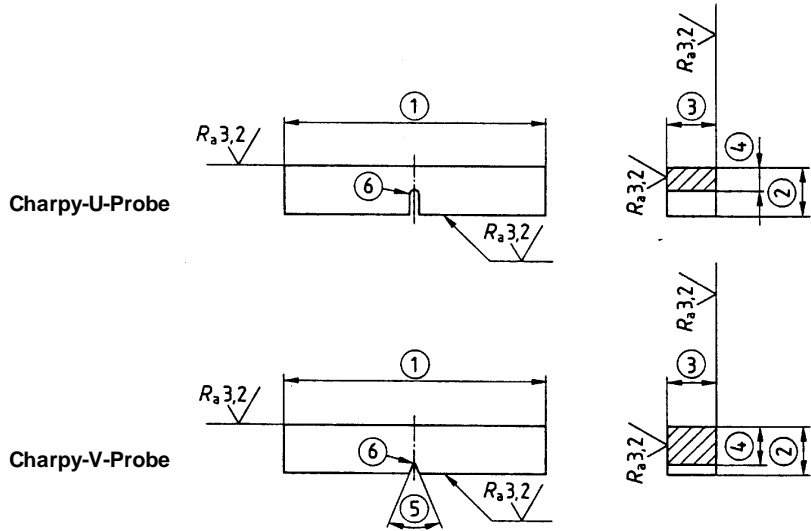


Abb. 2: Probenformen beim Kerbschlagbiegeversuch nach EN 10045 (Nummern s. Abb. 3)

Die früher oft benutzte Kerbschlagzähigkeit, die den Wert der auf den Probenquerschnitt s (unter der Kerbe) bezogenen Kerbschlagarbeit darstellt, soll nicht mehr benutzt werden ($A_K = A_V/s$ in J/cm^2)

Nummer	Benennung	Einheit
1	Länge der Probe (z.B. 55 mm)	mm
2	Höhe der Probe (z.B. 10 mm)	mm
3	Breite der Probe (z.B. 10 mm)	mm
4	Höhe im Kerbgrund (z.B. 8 mm)	mm
5	Kerbwinkel (z.B. 45°)	Grad
6	Kerbradius (z.B. 0,25 mm)	mm
[7	lichter Abstand der Widerlager	mm
8	Rundungshalbmesser der Widerlager	mm
9	Winkel des Finnenkeils	Grad
10	Rundungshalbmesser der Finnenschneide	Grad
11	Hammerscheibendicke	mm
12	Hammerschneidendicke	mm
-	verbrauchte Schlagarbeit KU oder KV	Joule

Abb. 3: Benennungen nach EN 10045

Abb. 4 zeigt den Einfluss der Kerbform auf die A_V -T-Kurve. Der Übergang zwischen Hoch- und Tieflage wird umso steiler je schärfer die Kerbe ist. Außerdem verschiebt sich die Übergangstemperatur $T_{\ddot{u}}$ zu höheren Temperaturen.

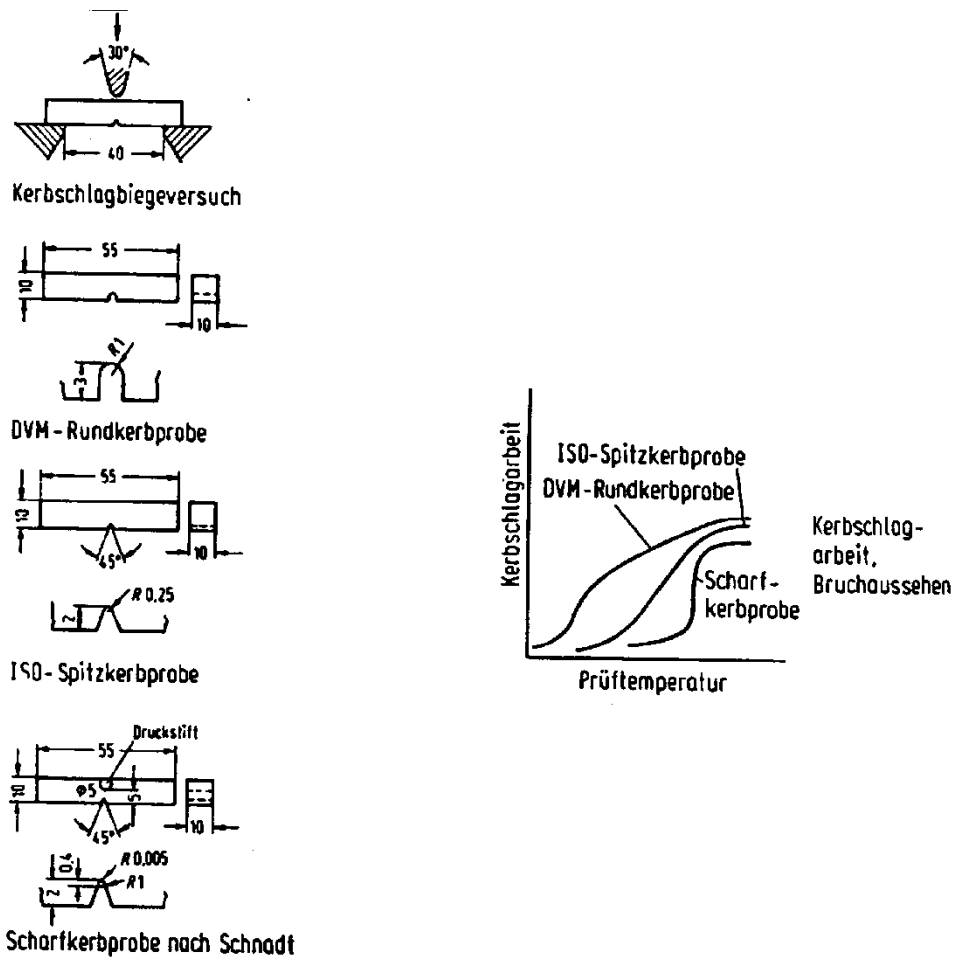


Abb.4: Einfluss der Kerbform auf die A_V -T-Kurve

3.2 Bruchbild

Zur Beurteilung der Bruchflächen dienen folgende Kennzeichnungen, s. auch Abb. 5:

- matt oder faserig bei Verformungsbruch
(hohe Zähigkeit → Hochlage)
- kristallin oder glitzernd bei Trennbruch
(niedrige Zähigkeit → Tieflage)
- Mischbruch
(mittlere Zähigkeit → Übergang zwischen Hoch- und Tieflage)

Der Zusammenhang wird deutlicher beim instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch (nicht im Praktikum durchführbar). Dabei wird elektronisch die Kraft über der Durchbiegung der Probe während des Schlages gemessen, s. Abb. 5.

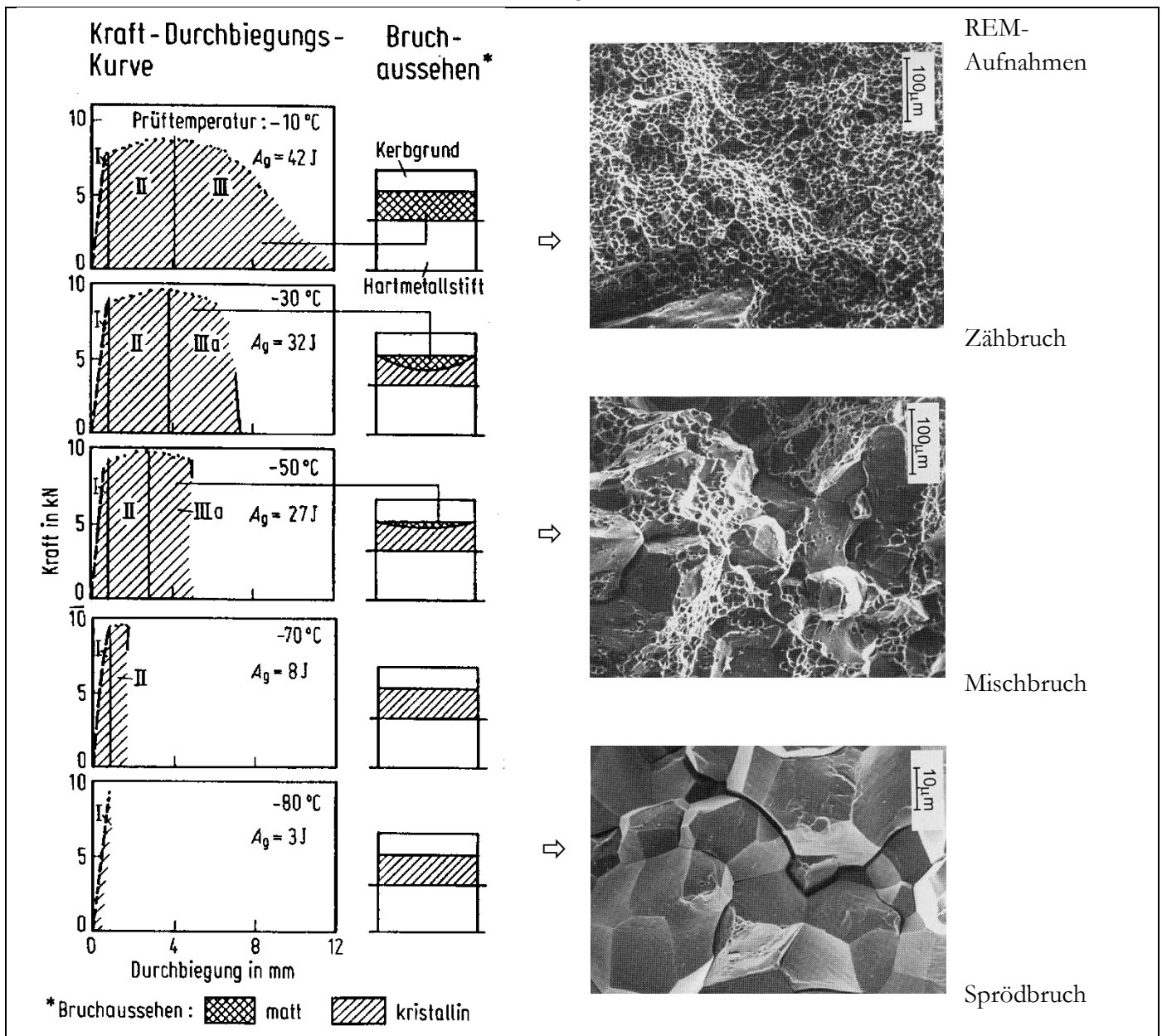


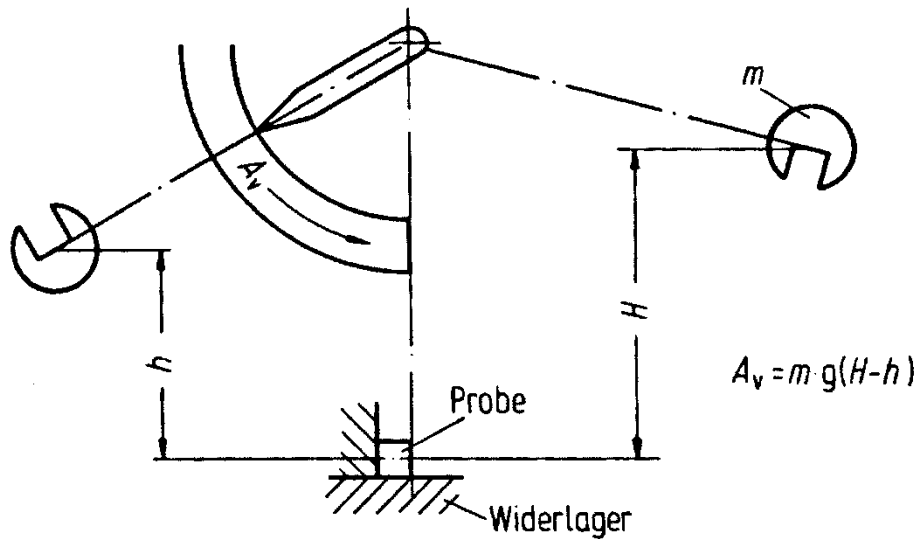
Abb. 5: Ergebnisse des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs sowie schematische Darstellung des Bruchbildes (links) und REM-Aufnahmen der entsprechenden Brüche (rechts)

Man erkennt, daß mit fallender Prüftemperatur

- die Bereiche der plastischen Durchbiegung vor (II) und nach (III, IIIa) der Rißinitüierung abnehmen
- der Anteil an matter Bruchfläche (Verformungsbruch) abnimmt
- die Kerbschlagarbeit (entspricht schraffierter Fläche) sinkt

4. Versuchsordnung

Abb. 6 gibt den prinzipiellen Aufbau der Anlage wieder.



Kerbschlagbiegeversuch (schematisch)

Abb. 6: Prinzipskizze eines Pendelschlagwerkes (Kerbschlaghammers)

In einer Achse ist fast reibungsfrei ein Pendel aufgehängt. Dieses Pendel wird auf eine bestimmte Höhe (potentielle Energie) gebracht. Eine Kerbschlagprobe wird auf das Widerlager gelegt, wobei der Kerb der Hammerfinne abgewandt ist. Zum Versuch wird das Pendel ausgeklinkt. Dadurch kann es seine potentielle Energie in kinetische umwandeln. Aus der Höhendifferenz ($H-h$, s. Abb. 6) kann die Verformungsenergie, die zum Bruch der Probe nötig war, berechnet werden. Sie entspricht der gesuchten Kerbschlagarbeit A_v .

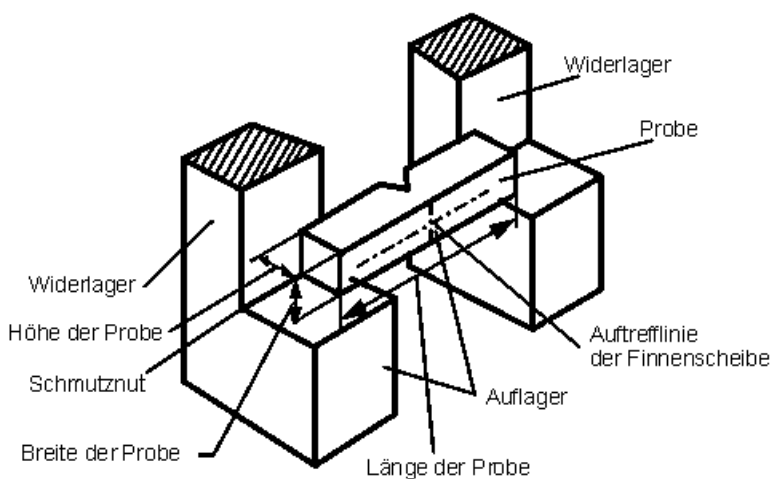


Abb. 7: Probe auf Widerlager,
Detailansicht aus Abb. 6

5. Versuchsdurchführung

Bei der Durchführung der Versuche bitte besondere Sorgfalt walten lassen, da im Schwingbereich des Hammers Verletzungsgefahr besteht. Ein Student der Gruppe bedient das Schlagwerk nach Einweisung durch den Werkmeister.

Zunächst wird die Leerlaufreibung des Pendelschlagwerkes gemessen. Die Proben werden in einem Laborofen oder mit Hilfe von CO₂ (Trockeneis) auf die gewünschte Temperatur gebracht. Eine Probe wird zusätzlich künstlich gealtert (250 °C, 1 h). Dadurch treten Diffusionsvorgänge (N) auf, die zu einer Versprödung führen sollten, da der zu untersuchende Werkstoff kaltverformt vorliegt (St 37k entspricht in etwa S235JR).

Im Einzelnen sind folgende Schritte durchzuführen:

- A Proben vom „Werkmeister“ geben lassen und mit Schlagzahlen nummerieren, Zahlen 1 bis 14.
- B Proben 12, 13, 14 werden wärmebehandelt
- C Leerlaufreibung bestimmen. Dazu Pendelhammer einklinken und in obere Position bringen (grüne Lampenanzeige beachten). Pendelhammer ausklinken und nach ungehindertem Durchgang die Arbeit der Leerlaufreibung A_r in J ablesen.
Ergebnis in Versuchsbericht (Tabelle Seite 10) eintragen. Dieser A_r -Wert wird bei allen Versuchen zugrunde gelegt.
- D Proben auf Versuchstemperatur (s. Versuchsprotokoll, S. 10) bringen. Dazu den vorhandenen Ofen nach Rücksprache mit dem „Werkmeister“ benutzen.
- E Temperaturmessung mit Hilfe von Thermoelement, Multivoltmeter und dem dazugehörigen Diagramm [Thermospannung = $f(T)$] oder Aufheiz-Zeit-Tabelle durchführen.
- F Probe 9 wird künstlich gealtert (1/2 h, 300 °C). Diese Probe nach Herausnahme aus dem Ofen an Luft bis auf Raumtemperatur abkühlen lassen und dann schlagen.
- G Die anderen Proben bei der vorgegeben Temperatur schlagen. Meßwerte ins Versuchsprotokoll eintragen.
- H Probe 1 wird durch den „Werkmeister“ mit Hilfe von CO₂ (Trockeneis) abgekühlt und anschließend geschlagen.
- I Sonderproben 10 und 11 schlagen. Info vom „Werkmeister“.
- J Wärmebehandelte Proben 12, 13 und 14 schlagen. Info vom „Werkmeister“.
- K Alle an der am Kerbschlaghammer befindlichen Digitalanzeige abgelesenen Versuchswerte ins Protokoll eintragen.
- L Versuchsauswertung:
 - Matte und kristalline Anteile der Bruchflächen prozentual abschätzen und ins Protokoll eintragen. Die Bruchflächen als Prinzipskizze in die vorgesehenen Felder unterhalb der Protokolltabelle einzeichnen.
 - A_v -T-Kurve aus den Versuchswerten erstellen (korrekte Achseneinteilung). Kurve analog zu Abb. 1 mit Hilfe der 8 Versuchspunkte zeichnen. Werte der gealterten (neunten) und der wärmebehandelten Proben extra kennzeichnen.
- M Versuchsbericht:
 - Aufgabenstellung
 - Versuchsaufbau
 - Versuchsdurchführung
 - Versuchsauswertung
 - Diskussion des Versuches

Kerbschlagbiegeversuch nach EN 10 045

(Versuchsprotokoll)

Prüfeinrichtung: Pendelschlagwerk nach EN 10 045-2
 Art der Probe: Charpy-V-Probe
 Werkstoff: St 37k (S235JR nach EN 10 027)

(gealtert)

Probe Nr.		1	2	3	4	5	6	7	8	9
	T in °C	-30 °C	-20 °C	0 °C	20 °C	40 °C	60 °C	100°C	200°C	(250°C)
	T _{wahr} in °C									
Abmessung in mm	Breite b ₀									
	Höhe h									
	Höhe h ₀									
	Länge l									
A _r in J										
A _v in J										
Bruchflä- chenanteil	matt %									
	glänz. %									

Probe Nr.		10	11	12	13	14
	T in °C	-30 °C	20 °C	20 °C	20 °C	20 °C
A _v in J						
Bruchflä- chenanteil	matt %					
	glänz. %					

Werkstoff Probe 10:

Werkstoff Probe 11:

Besonderheit:

Skizzen der Bruchflächen: → auch durch Fotos ersetzbar

Probe 1	Probe 2	Probe 3	Probe 4	Probe 5

Probe 6	Probe 7	Probe 8	Probe 9	Probe 10

Probe 11	Probe 12	Probe 13	Probe 14

Wärmebehandlung von Stählen

Inhalt

- 1 Einleitung

- 2 Grundlagen
 - 2.1 Das Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm
 - 2.2 Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Diagramme
 - 2.3 Umwandlungskinetik

- 3 Arten der Wärmebehandlung
 - 3.1 Glühverfahren
 - 3.2 Härten
 - 3.3 Vergüten

- 4 Versuchsdurchführung
 - 4.1 Teil I
 - 4.2 Teil II
 - 4.3 Teil III
 - 4.4 Teil IV

- 5 Fragen zum Versuch

- 6 Literatur

1 Einleitung

Generell bezeichnet man Eisen-Basis-Legierungen mit weniger als 2 Gew.-% Kohlenstoff als Stähle. Neben Kohlenstoff als Hauptlegierungselement dürfen sog. unlegierte Stähle maximal 0,5 Gew.-% Si, Gew.-% Mn, 0,1 Gew.-% Al und/oder Ti sowie 0,25 Gew.-% Cu enthalten.

Nach DIN 17014 ist eine Wärmebehandlung folgendermaßen definiert: Ein Werkstoff wird bewußt mehreren definierten Temperatur-Zeit-Abläufen unterworfen, die erforderlich sind, um einem Werkstoff/Werkstück die für den Einsatz oder für die Weiterverarbeitung erforderlichen Eigenschaften zu verleihen. Generell unterscheidet man zwei Hauptgruppen von Wärmebehandlungsverfahren:

- **Glühwärmebehandlungen** haben das Ziel, das Gefüge eines Materials in Richtung des gleichgewichtsnäheren Zustandes zu verändern. Entscheidend ist bei diesen Prozessen, daß die anschließende Abkühlung **langsam** "erfolgt".
- **Härten** hat den Zweck, Stahl mit einer von der Legierungszusammensetzung abhängenden Mindestgeschwindigkeit abzuschrecken, daß ein Ungleichgewichtsgefüge entsteht. Das auf diese Weise erhaltene Gefüge wird als Martensit bezeichnet.

Die Grundlage für jede Art von Wärmebehandlung von Stählen stellen das metastabile Zustandsschaubild Fe-Fe₃C, sowie die Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Diagramme dar.

2 Grundlagen

2.1 Das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm

Das in Abb. 1 dargestellte metastabile Fe-Fe₃C-Zustandsschaubild bildet die Grundlage der Technologie von Stählen und von Gußeisenwerkstoffen. Streng genommen beschreibt es in erster Linie eigentlich nur Legierungen des binären Systems Eisen und Kohlenstoff. Trotz dieser Einschränkung stellt es jedoch in der technischen Praxis die wichtigste Orientierungshilfe hinsichtlich der Weiterverarbeitung und- bzw. niedriglegierter Stähle dar. Ergänzend sind in das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm die Zustandsfelder des stabilen Systems Fe-C eingezeichnet (gestrichelte Linien). Diese Gefüge sind allerdings technisch meist von untergeordneter Bedeutung, da der stabile Gleichgewichtszustand des Systems Fe-C erst nach sehr langen (und technisch meist uninteressanten) Glühzeiten erreicht wird.

Bei reinem Eisen (100 % Fe) unterscheidet man grundsätzlich zwischen drei verschiedenen Modifikationen:

- δ -Fe (krz) im Temperaturbereich zwischen 1400° C und dem Schmelzpunkt bei 1536° C
- γ -Fe (kfz) im Temperaturbereich zwischen 911° C und 1400° C
- α -Fe (krz) bei Temperaturen unter 911° C

Die maximale Kohlenstofflöslichkeit des Austenit (γ -Fe) beträgt 2,06 Gew.-%, die von Ferrit (α -Fe) dagegen nur 0,02 Gew.-%.

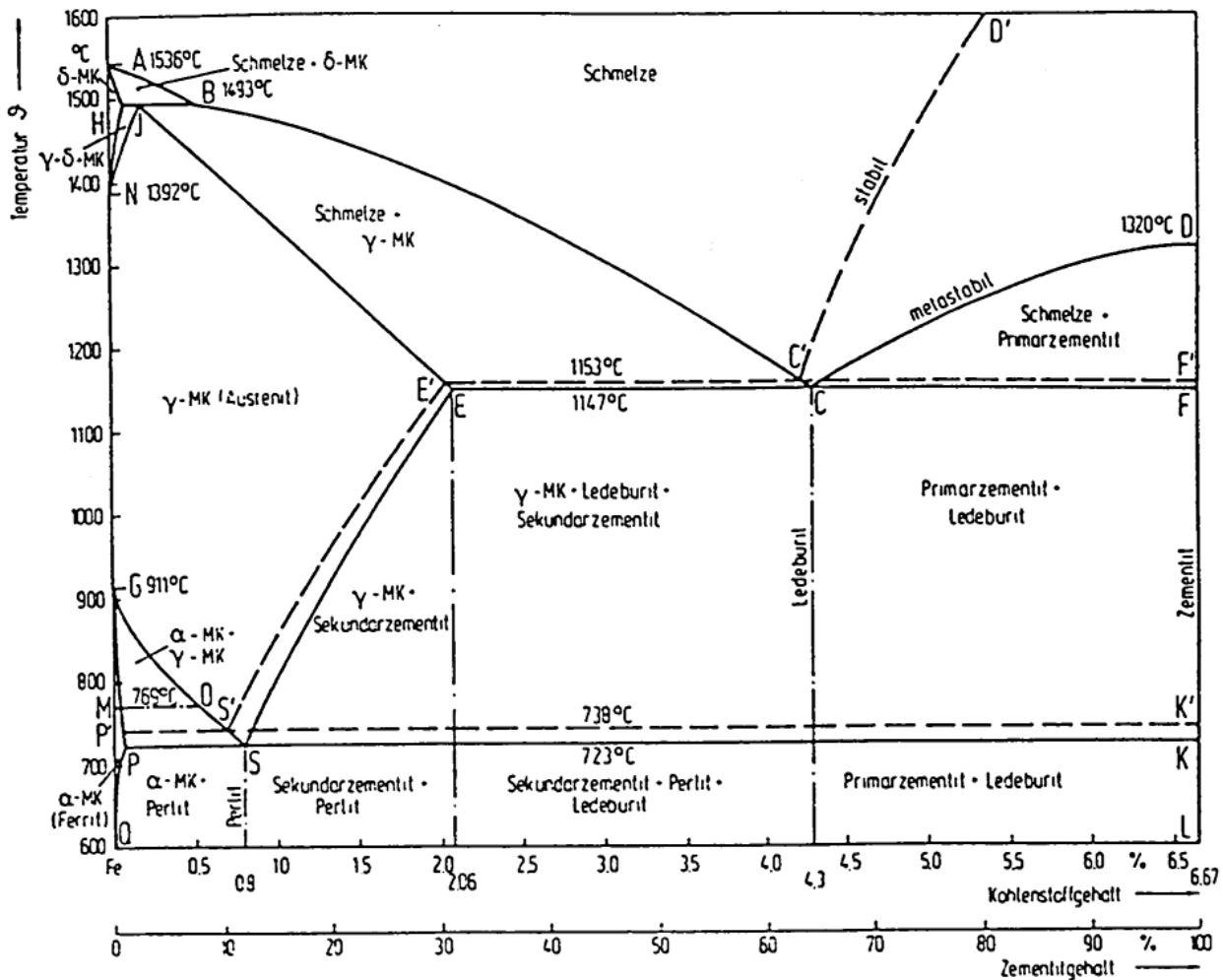


Abb. 1: Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm für metastabile (Fe-Fe₃C) und stabile (Fe-C) Ausbildung des Kohlenstoffs.

Das Erstarrungsverhalten der Fe-C-Schmelze ist eutektisch. Bei 1147° C und einem C-Gehalt von 4,3 Gew.-% bildet sich das eutektische Gefüge Ledeburit. Stahl mit 0,8 Gew.-% C heißt eutektoider Stahl. Er zeigt im Schlifffbild ausschließlich perlitische Gefügebestandteile. Perlit entsteht bei der eutektoiden Zerfallsreaktion aus dem Austenit. Die Temperatur, ab der diese Reaktion einsetzt, beträgt T = 723° C. Stähle mit C-Gehalten unter 0,8 Gew.-% Kohlenstoff werden als untereutektoid, solche mit über 0,8 Gew.-% Kohlenstoff als übereutektoid bezeichnet. Aus kinetischen Gründen scheidet sich der Kohlenstoff zunächst in Form vom Zementit (Fe₃C) aus. Erst nach sehr langen Glühzeiten geht er in die thermodynamisch stabile Phase Graphit über. Es wird grundsätzlich unterschieden zwischen: Primär-, Sekundär- und Tertiärzementit.

- Primärzementit entsteht bei der Abkühlung direkt aus der schmelzflüssigen Phase
- Sekundärzementit scheidet sich gemäß der Gleichgewichtslinie E-S (vgl. Abb. 1) aus
- Tertiärzementit wird entlang der Linie P-Q (Abb. 1) ausgeschieden. Er ist in der Regel nur in sehr geringer Konzentration im Gefüge enthalten.

2.2 Zeit-Temperatur-Umwandlungs (ZTU)-Diagramme

Die entscheidende Reaktion für die breite universelle Einsetzbarkeit von Stählen als Konstruktionswerkstoffe ist der sog. Austenitfall bei der Abkühlung auf Temperaturen unter 723° C. Es handelt sich dabei um eine Umwandlung im festen Zustand gemäß:



Aus dem Zustandsdiagramm Fe-Fe₃C kann nur für den Fall einer "unendlich" langsamen Abkühlung die entsprechende quantitative Aussage über die sich bildenden Gefügebestandteile getroffen werden. Unter realen praktischen Wärmebehandlungsbedingungen (technische Abkühlgeschwindigkeiten) ist die Umwandlungsreaktion des Austenit zu Ferrit (α -Fe) und Zementit (Fe₃C) wesentlich komplexer. Neben den Gleichgewichtsphasen bilden sich zusätzlich Ungleichgewichtsphasen. Detaillierte Auskünfte über die Mengenverhältnisse dieser Ungleichgewichtsphasen liefern die für technische Wärmebehandlungen wesentlichen ZTU-Diagramme. Da in dem Zustandsschaubild Fe-Fe₃C keinerlei Angaben über den Einfluß der zeitlichen Komponente enthalten sind (dies entspräche einer zu unübersichtlichen dreidimensionalen Darstellung), werden quasi Schnitte für eine entsprechend konstant gehaltene Kohlenstoffkonzentration durch das Diagramm gelegt. Man erhält auf diese Weise den funktionalen Zusammenhang zwischen der Temperatur und der Geschwindigkeit bei konstanter Zusammensetzung. Anstelle der Geschwindigkeit wird dabei in der Regel die Zeit in logarithmischem Maßstab aufgetragen. Generell unterscheidet man zwischen isothermischen und kontinuierlichen ZTU-Schaubildern. Da die bei beschleunigter Abkühlung auftretenden Phasenumwandlungen entscheidend von der Legierungszusammensetzung des Stahles abhängen, ist es erforderlich, für jede Stahlzusammensetzung eigene ZTU-Diagramme zu ermitteln bzw. aufzustellen. Die in den Diagrammen eingezeichneten "nasenförmigen" Zustandsfelder kennzeichnen den Beginn (z. B. 1% umgewandelt) sowie das Ende einer Phasenumwandlung (z. B. 99% umgewandelt). Kontinuierliche ZTU-Diagramme werden entlang von eingezeichneten Abkühlkurven gelesen. Isotherme ZTU-Diagramme liest man hingegen entsprechend der jeweiligen Temperatur entlang zur Zeitachse paralleler Geraden. Die Voraussetzung für die Aussagefähigkeit dieses Diagrammtyps ist, daß die Abkühlgeschwindigkeit von der Austenitisierungstemperatur zur gewünschten Haltetemperatur hinreichend groß ist, um möglicherweise vorher einsetzende Umwandlungen zu unterdrücken. Die Mengenanteile der umgewandelten Phasen sind an den Schnittpunkten der Temperatur-Zeit-Kurven mit den nasenförmigen Zustandsfeldern angegeben. Am Ende der unterschiedlichen Abkühlbedingungen ist der für das vorliegende Gefüge charakteristische Härtewert angegeben. Als Beispiele für das Umwandlungsverhalten von Stahl sind in den Abbildungen 2-5 einige ZTU-Diagramme dargestellt.

Chemische Zusammensetzung in %	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Cu	N	Ni	-	-
	0,15	0,22	0,41	0,021	0,024	<0,005	0,06	0,15	0,005	0,06	-	-

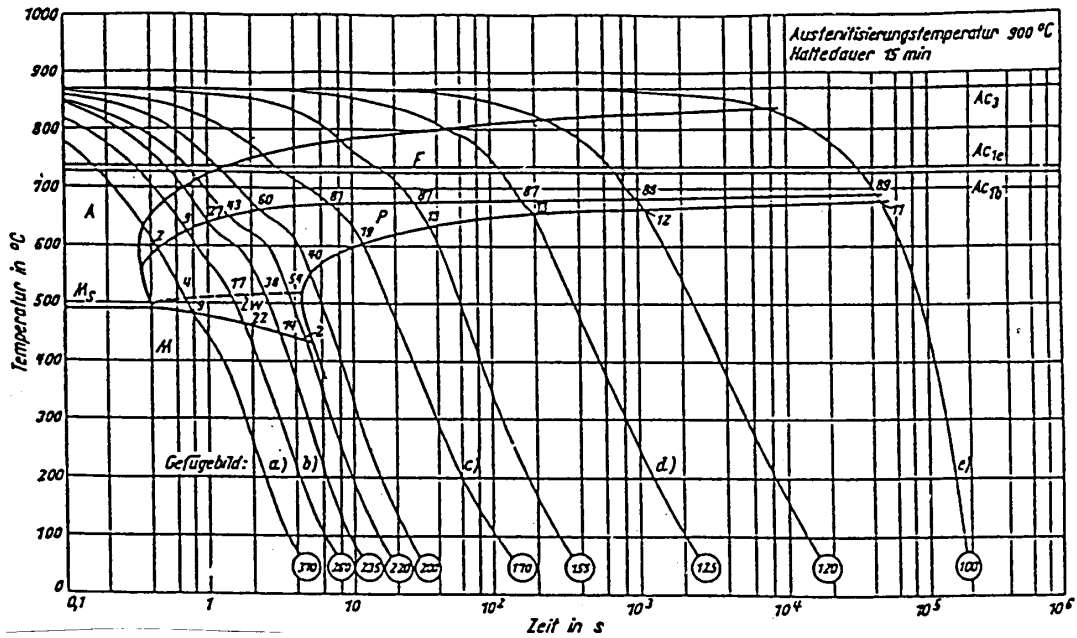


Abb. 2: Kontinuierliches ZTU-Diagramm für den Stahl C15 k.

Chemische Zusammensetzung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Mo	Ni	V
	0,44	0,22	0,66	0,022	0,029	0,15	-	-	-	0,02

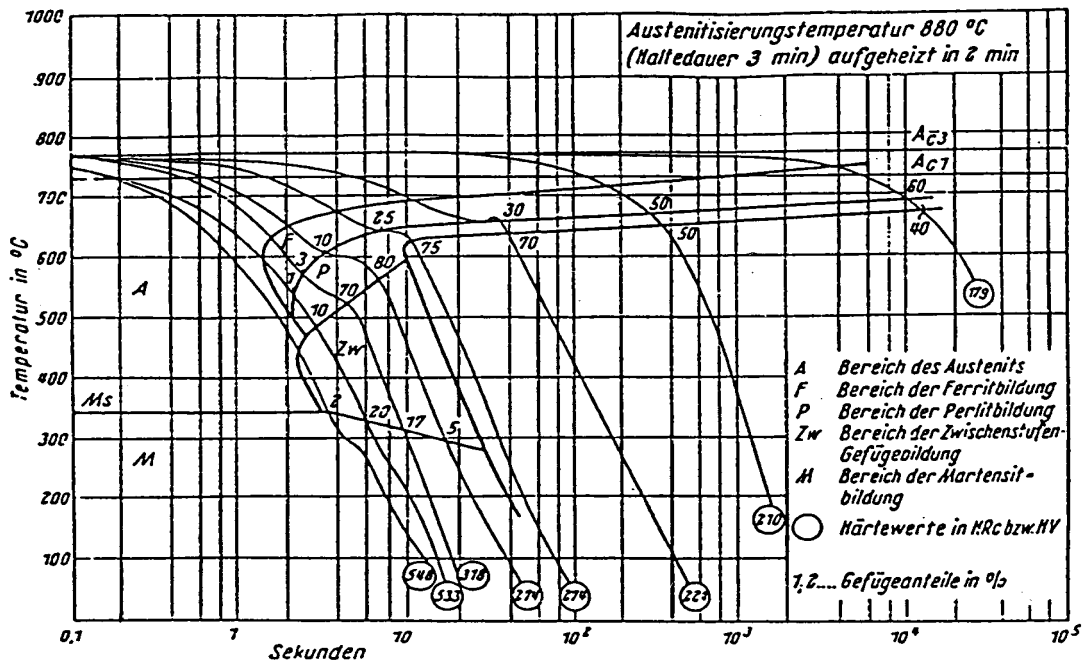


Abb. 3: Kontinuierliches ZTU-Diagramm für den Stahl Ck 45.

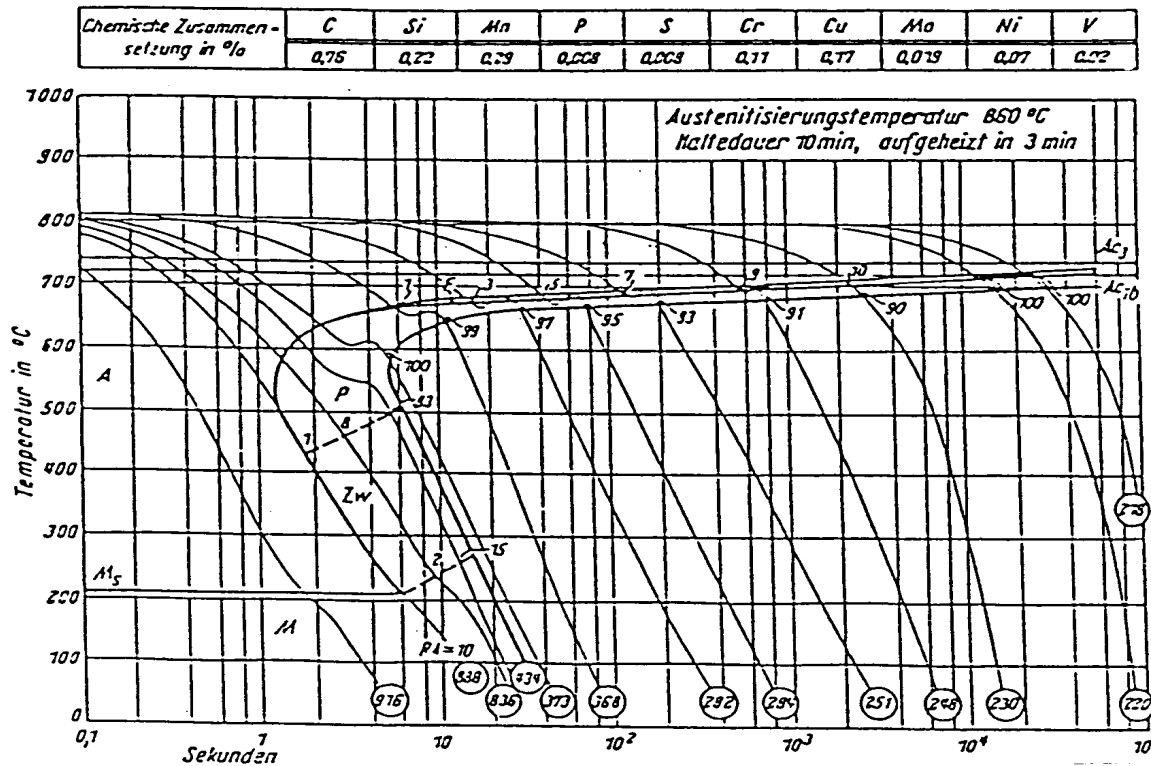


Abb. 4: Kontinuierliches ZTU-Diagramm für den Stahl C 70 W 1.

2.3 Umwandlungskinetik

Die typischen nasenförmigen Linien der ZTU-Diagramme haben ihre Ursache in der Gegenläufigkeit von Kinetik und Thermodynamik während der Phasenumwandlungen. Dieser Zusammenhang ist in Abb. 6 schematisch dargestellt. Mit zunehmender Abkühlung gewinnt ein System infolge des Umwandlungsvorgangs an Energie. Dies äußert sich darin, daß die thermodynamische Triebkraft ΔG ansteigt. Dem gegenüber steht der Aufwand an Energie, da gleichzeitig neue Grenzflächen geschaffen werden müssen. Dies bedeutet, daß Keime der neu zu bildenden Phase erst dann stabil sind, wenn der energetische Aufwand zur Bildung einer neuen Grenzfläche geringer ist als der Energiegewinn aus der Phasenumwandlung selbst. Die Folge davon ist, daß einerseits eine hinreichend große Unterkühlung erforderlich ist, um stabile wachstumsfähige Keime zu erhalten. Andererseits tritt Keimbildung insbesondere an Orten auf, wo Grenzflächenenergie eingespart werden kann. Im konkreten Fall der Gefügeumwandlung von Stählen sind dies die bereits (bzw. noch) vorliegenden Austenitkorn Grenzen. Da die Umwandlung diffusionskontrolliert erfolgt, kann die mit steigender Unterkühlung zunehmende thermodynamische Triebkraft nur begrenzt genutzt werden, da die abnehmende Diffusionsfähigkeit des Systems diesem Effekt entgegenwirkt. Die Umwandlungsrate einer Phase entspricht folglich dem Produkt dieser beiden konkurrierenden Vorgänge. Somit ergibt sich für eine bestimmte Unterkühlung eine maximale Umwandlungsgeschwindigkeit (Maximum in Abb. 6 bzw. "Nasenspitze" in den ZTU-Diagrammen). Diese liegt in der Regel bei mittleren Temperaturen.

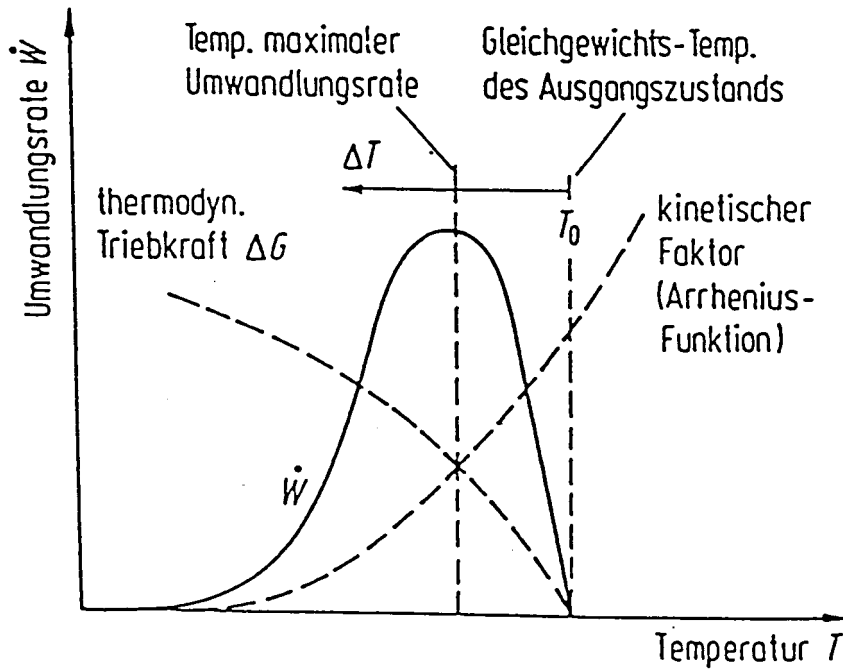


Abb. 5: Umwandlungsrate als Funktion der Temperatur:

In den abgebildeten Zustandsdiagrammen (Abb. 2 - Abb. 5) ist außerdem noch die Phase Martensit eingezeichnet. Martensit entsteht infolge eines diffusionslosen Umwandlungsvorgangs. Die kfz-Struktur des Austenit klappt bei sehr schneller Abkühlung auf Temperaturen, bei denen die Diffusionsfähigkeit der C-Atome weitestgehend unterdrückt ist, in ein tetragonal verzerrtes Gitter um. Da die C-Löslichkeit des kfz-Gitters bedeutend höher ist als die der krz-Variante (Ferrit), bleibt der Kohlenstoff aufgrund der zu geringen Temperatur im Austenit zwangsgelöst. Diese kfz-Struktur ist jedoch bei geringen Temperaturen mit einem stark erhöhten Energieaufwand verbunden. Aus diesem Grund tritt ein Umklappvorgang des Gitters in Richtung krz ein, jedoch verhindert der interstitiell gelöste zu hohe C-Gehalt die Bildung der krz-Struktur. Als Folge entsteht ein tetragonal verzerrtes Gefüge mit sehr hoher Härte und geringer Duktilität, das als Martensit bezeichnet wird. Die zur Martensithärtung erforderliche kritische Abkühlgeschwindigkeit ist bei un- bzw. niedriglegierten Stählen nur von der Höhe der Kohlenstoffkonzentration abhängig. Bei höherlegierten Stählen haben die Legierungselemente entscheidenden Einfluß auf die Höhe der kritischen Abkühlgeschwindigkeit. Diese zur vollständigen Martensitbildung erforderlichen Abschreckraten sind in den für jede Stahlsorte spezifischen ZTU-Schaubildern angegeben. Im Fall einer für die Martensitbildung zu geringen Abkühlgeschwindigkeit, die allerdings noch zu schnell ist, um die Bildung eines Ferrit/Perlit- Gefüges zu ermöglichen, entsteht das sog. Zwischenstufengefüge Bainit.

3 Arten der Wärmebehandlung

3.1 Glühverfahren

Die wesentlichen technisch relevanten Glühverfahren sind mit ihren entsprechenden Temperaturbereichen in Abb. 7 als Übersicht dargestellt. Sie werden im folgenden hinsichtlich ihrer Auswirkungen auf die mechanischen Eigenschaften sowie auf die Änderung der jeweils vorliegenden Mikrostruktur kurz erläutert.

- **Diffusionsglühen:** (Homogenisierungsglühen) hat das Ziel, örtliche Konzentrationsunterschiede auszugleichen. Dies gelingt jedoch nur im Bereich einiger Korndurchmesser. Somit ist es unter Anwendung dieses Glühverfahrens nicht möglich, Blockseigerungen auszugleichen. Dagegen lassen sich Kornseigerungen problemlos beseitigen. Aufgrund der erforderlichen Diffusionsfähigkeit (insbesondere auch von Elementen mit großen Atomradien) sind die Glühtemperaturen vergleichsweise hoch und die Glühzeiten entsprechend lang ($T = 1050^\circ \text{C} - 1300^\circ \text{C}$). Untrennbar mit dieser Glühbehandlung verbunden ist eine Kornvergrößerung des so wärmebehandelten Gefüges (vgl. Verhältnis Oberflächenenergie/Volumenenergie). Aus diesem Grund muß mit diesem Wärmebehandlungsverfahren eine nachgeschaltete Normalglühung verbunden sein, um erneut verbesserte Festigkeitseigenschaften zu erreichen (Stichwort Feinkornhärtung, Hall-Petch-Beziehung).
- **Normalglühen:** Hintergrund von Normalglühbehandlungen (Normalisieren) ist es, ein möglichst feines gleichachsiges (äquiaxiales) Gefüge zu erzeugen. Diese Mikrostruktur bietet die günstigste Kombination sowohl von hohen Festigkeits-, als auch von ausreichenden Zähigkeitseigenschaften. Generell wird bei untereutektoiden Stählen knapp oberhalb von A_{c3} , bei übereutektoiden Eisenwerkstoffen knapp oberhalb von A_{c1} geglüht. Der anschließende Abkühlvorgang erfolgt an ruhender Atmosphäre (Luft). Der sich dabei im Perlit einstellende Lamellenabstand wird im wesentlichen von der Abkühlgeschwindigkeit des Bauteils beeinflusst.
- **Grobkornglühen:** Dieses Wärmebehandlungsverfahren wird insbesondere bei untereutektoiden Stählen durchgeführt, um die spanabhebende Bearbeitbarkeit zu verbessern. Infolge der gebildeten groben Körner wird die Neigung zur Fließbildung von Spänen verringert. Die Temperaturen des Grobkornglühens liegen zwischen 900°C und 1100°C .
- **Spannungsarmglühen:** Hintergrund ist der Abbau innerer mechanischer Spannungen infolge ungleichmäßiger Erwärmung der Werkstücke (z.B. nach Schweißvorgängen, infolge Härtens) bzw. die durch mechanische Bearbeitung entstanden sind. Im allgemeinen wird diese Wärmebehandlung bei Temperaturen unterhalb von A_1 durchgeführt. Insbesondere bei vergüteten Stählen darf die Glühtemperatur die Anlaßtemperatur nicht überschreiten.
- **Rekristallisationsglühen:** Das Ziel ist es, eine durch eine vorangegangene massive Kaltverformung erfolgte Änderung der mechanischen Eigenschaften (höhere Festigkeit und damit verbunden eine drastische Reduzierung der Duktilität) wieder rückgängig zu machen. Damit ist es möglich, das Umformvermögen eines Halbzeugs wieder in den ursprünglichen, zurückzuführen. Die Höhe der Rekristallisationstemperatur hängt dabei ausschließlich von dem vorangegangenen Umformgrad sowie von der gewünschten einzustellenden Korngröße ab. Sie liegt jedoch in der Regel deutlich unterhalb von A_1 . Der Rekristallisationsvorgang ist mit einer völligen Kornneubildung verbunden.
- **Weichglühen:** Dieses Verfahren dient dazu, eine verbesserte spanlose Umformbarkeit zu erzielen. Bei untereutektoiden Stählen wird dicht unter A_1 geglüht, bei übereutektoiden Stählen dagegen um A_1 (Pendelglühen). Der zunächst in lamellarer Form vorliegende Perlit wird durch die Wärmebehandlung kugelförmig (globular) eingeformt. Dies hat zur Folge, daß außerdem der Werkzeugverschleiß minimiert wird. Längere Standzeiten und eine verbesserte Wirtschaftlichkeit sind die Folge.

3.2 Härten

Beim Härten wird der Stahl von Austenitisierungstemperatur so rasch abgeschreckt, daß Martensitbildung eintritt. Durch die im tetragonal verzerrten krz-Gitter des Martensit eingelagerten C-Atome besitzt der Martensit ein vom C-Gehalt abhängiges, bis zu 1 % größeres Volumen als das ferritische Gefüge. Diese Volumenzunahme führt zu sehr starken Verspannungen des Gitters und hat eine sehr große Härtezunahme verbunden mit einer z. T. drastischen Reduzierung der Duktilität, zur Folge. Die bei der schnellen Abschreckung auftretenden Spannungen können lokal so hoch werden, daß sie die Zugfestigkeit des Stahles überschreiten. Das Auftreten von Härterissen ist die Folge. Die maximal erreichbare Härte hängt im wesentlichen von der Kohlenstoffkonzentration ab. Die Einhärtetiefe (Einhärtbarkeit) von der Legierungszusammensetzung.

3.3 Vergüten

Die in Verbindung mit dem Härten eintretende Duktilitätsverminderung kann durch eine dem Härtevorgang nachgeschaltete Anlaßwärmebehandlung wieder kompensiert werden. Die vorliegende hohe Härte fällt dabei nur geringfügig ab. Bei diesem Verfahren wird das Bauteil bei Temperaturen unterhalb der A₁-Linie angelassen und nach einer definierten Haltezeit langsam abgekühlt. Bei diesem Vorgang ist der im tetragonal verzerrten Gitter zwangsgelöste Kohlenstoff diffusionsfähig. Es bildet sich globularer Zementit und das quasi entkohlte Gitter kann in die krz-Struktur umklappen. Damit werden die teilweise sehr hohen Härtespannungen abgebaut und das Formänderungsvermögen verbessert.

Unter dem Begriff **Vergüten** versteht man die Kombination von **Härten mit nachfolgendem Anlassen**.

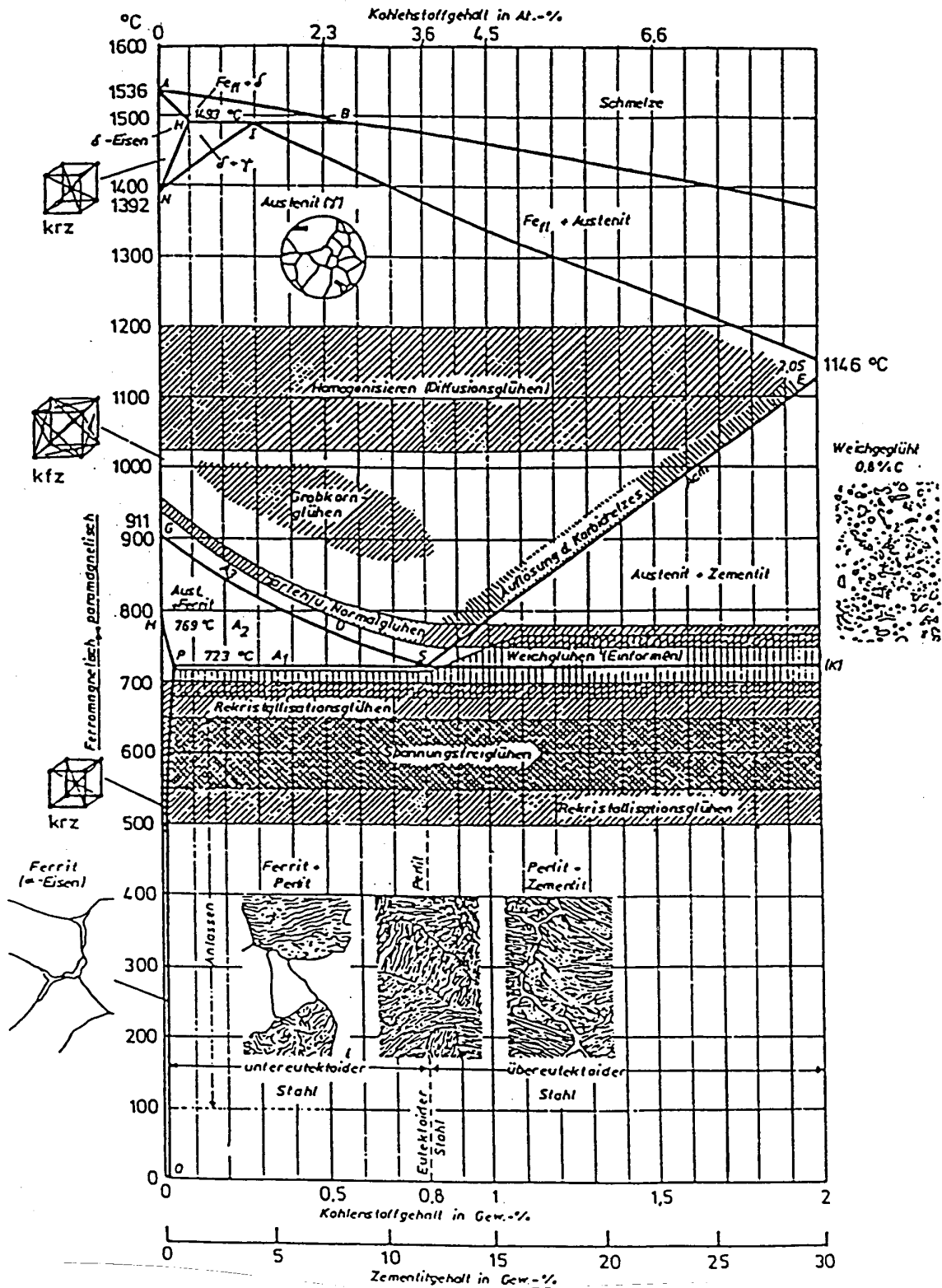


Abb.6: Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm mit Angabe der typischen Temperaturbereiche für die entsprechenden Wärmebehandlungsverfahren für Stähle.

3.4 Zusammenfassung

Isothermische Wärmebehandlungsverfahren sind:

Verfahren:

Glühen auf Perlit

Zwischenstufenver-
güten

Aufkohlen und Einsatz-
härten C-armer Stähle

Auswirkung:

gleichmäßige Festigkeitseigenschaften über große
Querschnitte, gute mechanische Bearbeitbarkeit

hohe Festigkeit bei guter Duktilität

harte verschleißfeste Oberflächen mit ausreichender
Festigkeit und Duktilität des Grundmaterials.

Kontinuierliche Wärmebehandlungsverfahren sind:

Verfahren:

alle Arten von Abschreck-
härten

Normalglühen

Grobkornglühen

Weichglühen

Auswirkung:

sehr hohe Festigkeit bei teilweise extrem reduzierter
Duktilität (Sprödigkeit)

feines gleichachsiges Korngefüge, hohe Festigkeit,
ausreichende Zähigkeit

verbesserte spanabhebende Bearbeitbarkeit

verbesserte spanlose Umformbarkeit

Jedes ZTU-Diagramm besitzt ausschließliche Gültigkeit für die speziell angegebenen Parameter, wie Legierungszusammensetzung, die angegebene Aufheizgeschwindigkeit und die Haltezeit auf Austenitisierungstemperatur, für die es aufgestellt wurde. Ändert sich einer dieser Parameter, so ändert sich auch das ZTU-Diagramm!

4 Versuchsdurchführung

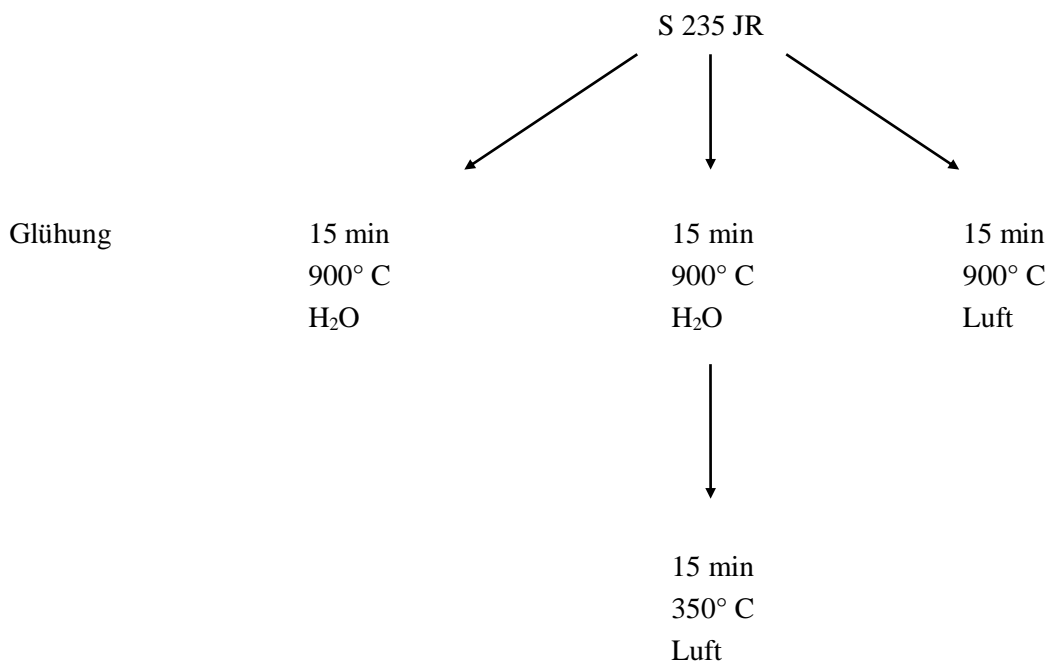
Der Versuch gliedert sich in drei Teile:

- Teil I:** Wärmebehandlung
Ergebnis beim Kerbschlagbiegeversuch
- Teil II:** Metallographische Präparation der Schlitze (siehe Versuch Metallographie)
- Teil III:** Mikroskopie (siehe Versuch Metallographie)

Teil I:

An dem Stahl S235JR sollen die mechanischen Eigenschaften sowie die entsprechende Mikrostruktur nach unterschiedlichen Wärmebehandlungsmaßnahmen ermittelt werden. Die einzelnen Proben werden dabei nach dem folgenden Schema wärmebehandelt:

Stahl



Die Proben mit den unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen sind im Rahmen des Kerbschlagbiegeversuchs zu schlagen.

Teil II: (siehe Versuch Metallographie)

Für die Gefügeuntersuchungen müssen die wärmebehandelten Proben folgendermaßen präpariert werden:

- Naßschleifen auf SiC-Papier bis Körnung 1200
- Polieren mit Tonerde
- Ätzen (2% ige alkoholische Salpetersäure)

Ergänzend sind Härtemessungen nach Vickers (HV 10) durchzuführen. Dabei sind jeweils drei Härteeindrücke am Rand sowie in der Mitte der Probe anzufertigen.

Teil III: (siehe Versuch Metallographie)

Die durch die Wärmebehandlungsmaßnahmen erhaltenen Gefüge sind mikroskopisch zu beurteilen und auf der Grundlage der entsprechenden ZTU-Diagramme zu interpretieren.

Abschließend ist eine Diskussion der Ergebnisse vorzunehmen.

5 Fragen zum Versuch

1. In welchen Modifikationen kann reines Eisen auftreten? Welche Gitterstrukturen besitzen diese?
2. Wie wird unlegierter Stahl mit 0,8 Gew.-% Kohlenstoff bezeichnet?
3. Weshalb ist zur Keimbildung eine endliche Unterkühlung erforderlich? Welche Folge hat dies bei der Austenitumwandlung?
4. Wie hängt der Diffusionskoeffizient von der Temperatur ab?
5. Wovon hängen die Aufhärbarkeit und die Einhärbarkeit von Stählen ab?
6. Wodurch entstehen Eigenspannungen im Bauteil und wie lassen sie sich beseitigen?
7. Erklären Sie die hohe Härte des Martensit. Welche Gitterstruktur besitzt er?
8. Weshalb ist zu Martensitbildung eine hinreichend starke Unterkühlung erforderlich?
9. Um welche Art von Vorgang handelt es sich bei der Martensitbildung?

10. Was müssen Sie bei der Härtung dickwandiger Bauteile im Hinblick auf die Festigkeitsverteilung über den Querschnitt beachten?

Wie läßt sich dies erklären?

Welche Gegenmaßnahmen bieten sich Ihnen?

11. Weshalb bietet sich die Rasterelektronenmikroskopie insbesondere zur Charakterisierung von Bruchflächen an?

12. Aus welchem Grund ist das Auflösungsvermögen von Elektronenmikroskopen deutlich höher als bei konventionellen optischen Mikroskopieverfahren?

13. Welchen phenomenologischen Zusammenhang erwarten Sie hinsichtlich der Bruchmorphologie und der entsprechenden Wärmebehandlung?

6 Literatur

B. Ilschner: Werkstoffwissenschaften, Springer-Verlag, Berlin 1990.

W. Domke: Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, Girardet Buchverlag, Düsseldorf.

H. Berns: Stahlkunde für Ingenieure, Springer-Verlag, Berlin 1993.

E. Greven: Einführung in die Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung, 7. Auflage, Handwerk u. Technik, Hamburg.

H. Schumann: Metallographie, 11. Auflage, VEB-Verlag, Leipzig.

H.-J. Eckstein: Technologie zur Wärmebehandlung von Stahl, VEB-Verlag, Leipzig 1976.

F. Wever, A. Rose: Wärmebehandlungsatlas für Stähle, Band 1, Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf 1973.

H.-J. Bargel, G. Schulze: Werkstoffkunde, 5. Auflage, VDI-Verlag GmbH, Düsseldorf 1988.