

WERKSTOFFKUNDE

1. Einführung

1.1 Aufgabenstellung

WK = Lehre der Werkstoffeigenschaften, ihrer Prüfung und deren Änderung. Wesentliche Aufgabe: Werkstoffauswahl (Wirtschaftlichkeit, Lebensdauer)

1.2 Werkstoffeignung

Werkstoffkosten, Fertigungsverhalten, Gebrauchsverhalten, Stückzahl, Umweltverträglichkeit ⇒ Wirtschaftlichkeit.

1.3 Werkstoffanforderungen

Die Werkstoffanforderungen (→ ← Widerstandseigenschaften) ergeben sich aus der Summe der Beanspruchungen, die der Werkstoff ertragen muss.

1.4 Werkstoffeigenschaften

Über Werkstoffkennwerte (werden an Proben unter idealisierten Bedingungen ermittelt und können in der Regel nicht unmittelbar auf Bauteile übertragen werden). Mechanische, thermische, chemische, tribologische, technologische, physikalische Eigenschaften.

1.5 Werkstoffauswahl

Werkstoffanforderungen = Werkstoffeigenschaften ⇒ Funktion erfüllt. Verbundwerkstoffen.

1.6 Einteilung der Werkstoffe

Natürliche Werkstoffe: organ., anorgan. Künstliche Werkstoffe: Metallische WS (Eisen-, Nichteisenwerkstoffe), Nichtmetallische WS (Anorgan.: Glas, Keramik. Hochpolymere: anorgan., organ.). Weitere Unterscheidung: kristallin (Atome geordnet, anisotrop), amorph (regellos, isotrop).

2. Aufbau metallischer Werkstoffe

Vom Bau der Elektronenhülle hängen die physikalischen und chemischen Eigenschaften eines Stoffes ab.

2.1 Atomarer Aufbau

Alle Stoffe bestehen aus Atomen [Protonen, Neutronen, Elektronen (verschiedene Massen, gleiche Ladungen, Anzahl der Elektronen = Ordnungszahl)]. Aggregatzustände = f(Bindungskräfte zw. Atomen). Wertigkeit = die Zahl der Elektronen, die ein Element benötigt oder abgeben muss, um eine vollbesetzte äußere Schale zu erhalten.

Folgende Bindungsarten sind zu unterscheiden:

Ionenbindung, ionische oder heteropolare Bindung

2 Atome versuchen dadurch in den Edelgaszustand zu gelangen, dass das eine Atome ein oder mehrere Valenzelektronen an das andere abgibt (NaCl).

Elektronenpaarbindung, kovalente oder homöopolare Bindung

Atome bilden zur Auffüllung ihrer äußersten Schale aus ihren Valenzelektronen gemeinsame Elektronenpaare, durch welche die Atomrümpfe zusammengehalten werden.

Metallbindung

Zwischen den Metallionen (+) und den freien Elektronen (Elektronengas) besteht eine intensive Kraftwirkung, es entsteht das Metallgitter. Infolge Gleichwertigkeit aller Metallionen wirken sich die Bindungskräfte in allen Richtungen gleich aus, so dass die Metalle die Neigung zur dichtesten Kugelpackung besitzen und somit Raumgitter bilden.

Van-der-Waals'sche Bindung

Positive und der negative Ladungsschwerpunkt auseinandergerückt (Dipol-Bildung bei Molekülen in festem oder flüssigem Zustand), kann andere Dipole anziehen.

2.2 Werkstoffgefüge

WS sind i.a. nicht homogen, bestehen aus unterschiedlichen Phasen (getrennt durch Korngrenzen oder Phasengrenzen, bestehen aus Kristallen oder haben eine amorphe Struktur), diese sind wiederum aus Atomen, Ionen oder Molekülen aufgebaut. Metallische Werkstoffe erstarren grundsätzlich in kristalliner Form. Das Gefüge metallischer Werkstoffe besteht aus homogenen oder heterogenen Phasen, die ihrerseits aus einer Vielzahl von Atomen mit bestimmter geometrischer Raumanordnung (Raumgitter) gebildet werden.

2.3 Kristallgittertypen

7 mögliche Kristallgittertypen: wichtig (Metalle): kubisch, hexagonal, tetragonal. Meisten Metalle erstarren im kub. oder hexagonalen System. Infolge der Richtungstunabhängigkeit der Anziehungskräfte sind bei Metallen die Voraussetzungen zur Bildung dichtester Kugelpackungen gegeben, wobei angenommen wird, dass sich die kugelförmigen gedachten Atome gerade berühren.

Hexagonales Gitter (hex) Würfelkante $a = 2 \cdot r$

Kubisch-flächenzentriertes Gitter (kfz) $a = \frac{4}{\sqrt{2}} \cdot r$

Kubisch-raumzentriertes Gitter (kfr) $a = \frac{4}{\sqrt{3}} \cdot r$

Tetragonales Raumgitter nicht quadratisch

Verschiedene Metalle treten in Abhängigkeit von der Temperatur in verschiedenen Gittertypen auf (polymorph). Das hexagonale Gitter dichtester Kugelpackung und das kfz Gitter weisen die gleiche Packungsdichte auf.

2.4 Gleitebenen

Das Gleiten von Atomen in Kristallgittern erfolgt in den Ebenen dichtester Kugelpackung (geringster Gleitwiderstand). Zum Gleiten kommt es – auch in Metallen – überhaupt nicht, wenn die unter 45° zur Zugrichtung vorhandenen dichtest besetzten Gitterebenen blockiert sind (gehärteter Stahl). Gleitebenen x Gleirichtungen = Gleitmöglichkeiten eines Kristallgitters = Maß für die Verformbarkeit.

2.5 Mischkristallbildung

Mischung aus zwei Atomarten (Aufnahme von Metallatomen/-ionen im Raumgitter) = Mischkristall. Im Gegens. zu Kristallgemisch (mind. 2 verschiedene Kristallarten, 2 Phasen). Atomradius ist für MK-Bildung von großer Bedeutung. In Abh. vom Verhältnis der Atomradien kommt es zur Bildung von SubstitutionsMK, EinlagerungsMK, intermetallischen Phasen.

Substitutionsmischkristalle

Die Gitterspannungen wachsen mit zunehmender Zahl an eingebauten Fremdatomen (auf festen Gitterplätzen), bis eine Grenzspannung im Mischkristall erreicht wird. Die maximal erreichbare Konzentration an B-Atomen wird als Grenzkonzentration oder Löslichkeitsgrenze bezeichnet.

Einlagerungsmischkristalle

Da die eingelagerten Atome das Grundgitter sehr stark verzerren (Gitterstörung), ist die maximale Löslichkeit von Fremdatomen gering. EMK des α - und des γ -Eisens mit Kohlenstoffatomen spielen bei der Stahlhärtung eine große Rolle.

Durch Mischkristallbildung kann die Festigkeit im Vergleich zu den reinen Metallen erheblich gesteigert werden. Die Ursache hierfür liegt in einer Blockierung der Gleitebenen des Kristalls durch die Verspannung des Gitters infolge der eingelagerten Fremdatome.

Erster festigkeitssteigernder Mechanismus durch Mischkristallbildung.

Intermetallische Phasen

Bei begrenzter Löslichkeit und Überschuss der Einlagerungsatome können sich neue Kristallstrukturen bilden.

2.6 Gitterbaufehler

Alle Gitterbaufehler (punktförmige, linienförmige, flächenhafte, dreidimensionale) führen zu Verzerrungen des Kristallgitters und somit zu einer Verspannung des Werkstoffes. Sie ermöglichen: Diffusion im festen Zustand, plast. Verformung, Festigkeitssteigerungen.

2.6.1 Punktförmige Gitterfehler

Leerstellen, Fremdatomen auf Zwischengitterplätze, Fremdatomen auf Gitterplatz, "Frenkel"-Fehlordnung.

2.6.2 Linienförmige Gitterbaufehler

Stufen- und Schraubenversetzungen sind für das Festigkeitsverhalten/Formänderungsvermögen der Metalle von großer Bedeutung.

2.6.3 Flächenhafte Gitterfehler

Korngrenzen (Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen) Phasengrenzflächen innerhalb eines Kristallits.

2.6.4 Dreidimensionale Fehler

Hohlräume, Mikro- und Makrolunker sowie Poren \Rightarrow innere Kerbwirkung. Ausscheidungen harter Teilchen (gezielt zur Festigkeitssteigerung eingesetzt). Unterscheidung bei Ausscheidungen: kohärente (Kleinwinkelkorngrenze), inkohärente (Großwinkelkorngrenze).

3. Vorgänge im flüssigen Zustand

3.1 Erstarrung von Schmelzen

Der Erstarrungsvorgang: 1. Keimbildung (Verunreinigungen, Beimengungen mit höherem Schmelzpunkt, Atome des gl. Stoffes, Kanten), 2. Kristallwachstum in 3 Raumrichtungen. Homogene Stoffe besitzen einen Schmelzpunkt, inhomogene Stoffe (z.B. Legierungen) weisen meist ein Erstarrungsintervall auf (Erweichungspunkt). Bei der Erstarrung wird Kristallisationswärme frei. Mit abnehmender Korngröße steigt i.a. die Zähigkeit und Festigkeit des Werkstoffes. Gleichzeitig erhöht sich die Anfälligkeit für Korrosionsangriff. Durch Reduzierung der Korngröße nimmt der Anteil der Korngrenzenbereiche zu. Damit steigt die Wahrscheinlichkeit, dass Gleitbewegungen auf Korngrenzen als Hindernis stoßen, was einen erhöhten Kraftaufwand erfordert.

Zweiter festigkeitssteigernder Mechanismus infolge Korngrenzenhärtung.

Hall-Petch-Gleichung (Zusammenhang zwischen Korngröße und Streckgrenze).

3.2 Gussstruktur

3.2.1 Gefügeform

Beim Erstarren eines Gussteils bildet sich eine dreizonige Gussstruktur (feinkristalline, transkristalline, grobkristalline Zone).

3.2.2 Lunker

Das Abkühlen der Schmelze ist mit Volumenkontraktionen verbunden. Bei gleichzeitiger Abkühlung der Oberflächen entstehen Kernlunker (Hohlräume), bei ungleichmäßiger Abkühlung Außenlunker. An Korngrenzen können auch Mikrolunker (Feinporosität) auftreten.

3.2.3 Seigerungen

Beim Erstarren von Schmelzen können Entmischungsvorgänge auftreten, die als Seigerungen bezeichnet werden. Schwerkraftseigerung (Dichteunterschiede), Blockseigerung (unterschiedl. Abkühlgeschwindigkeit), Kristallseigerung (Unterschiedliche Anteile an LE).

3.3 Legierungsbildung

Legierungen bestehen aus mindestens zwei Komponenten (chem. Elemente oder Verbindungen) und können aus mehreren Phasen (Stoffsysteme, die sich mech. nicht trennen lassen: reine Stoffe, chem. Verbindungen, MK, IP) bestehen. Ein Stoff kann mehrere Phasen bilden, eine Phase kann aus mehreren Stoffen bestehen.

3.3.1 Phasenregel

Die Gibbsche Phasenregel beschreibt den Zustand eines Stoffsystems ($f = K - P + 2$, $= K - P + 1$, $p = \text{konst.}$). Der Freiheitsgrad charakterisiert bei Phasenumwandlungen die Änderungsmöglichkeiten der Zustandsgrößen Temperatur, Druck und Konzentration.

3.3.2 Abkühlkurven

Während der Abkühlung einer Schmelze unterliegen die Legierungskomponenten einer Reihe von Umwandlungen (Phasenübergänge). Phasenübergänge zeigen sich durch Unstetigkeiten in der Abkühlkurve. Haltepunkte oder Knicke sind auf den für die jeweiligen Umwandlungen benötigten Energiebedarf zurückzuführen. Einstoffsysteme (reine Metalle) besitzen Schmelz- bzw. Erstarrungspunkte. Zweistoffsysteme (Legierungen) haben Schmelz- und Erstarrungsbereiche. Amorphe Stoffe kristallisieren nicht, sie haben keine Haltepunkte, sie schmelzen bzw. erstarren kontinuierlich

3.4 Zustandsschaubilder von Zweistoffsystemen (Domke S.52 ff)

ZSB werden aus Abkühl-Kurven für verschiedene Legierungszusammensetzungen abgeleitet. Oberhalb der Liquiduslinie sind alle Komponenten flüssig. Unterhalb der Soliduslinie sind alle Komponenten fest. Dazwischen ist der Erstarrungsbereich. Aus dem Zustandsschaubild lassen sich Erstarrungs- und Schmelztemperaturen sowie die temperaturabhängige Zusammensetzung von Schmelze und Mischkristall ablesen.

3.4.1 Völlige Unlöslichkeit im flüssigen und festen Zustand

Bei Unterschreiten der Liquiduslinie (=Schmelzpunkt der höher schmelzenden Komponente) kristallisiert die höherschmelzende Komponente, die niedriger schmelzende Komponente bleibt flüssig. Bei Unterschreitung der Soliduslinie (= Schmelzpunkt der niedriger schmelzenden Komponente) erstarrt die niedriger schmelzende Komponente. Im festen Zustand liegt eine Schichtstruktur vor.

3.4.2 Völlige Löslichkeit im flüssigen und festen Zustand

Die Konzentration der Schmelze ändert sich entlang der Liquiduslinie, die Konzentration der Mischkristalle ändert sich entlang der Soliduslinie. Konzentrationsunterschiede während der Abkühlung gleichen sich durch Diffusion aus. Mengenanteile: Hebelgesetz. Die zugehörigen Konzentrationen lassen sich direkt aus dem Zustandsdiagramm ablesen. Für die vollständige Mischkristallbildung sind notwendig: gleiche Gitterstruktur, ähnlicher Atomradius.

3.4.3 Vollständige Unmischbarkeit im festen Zustand bei völliger Löslichkeit im flüssigen Zustand

Oberhalb der Liquiduslinie liegt eine homogene Lösung der Komponenten vor. Zwischen Liquiduslinie und Soliduslinie liegen Schmelze und reine Kristalle der Komponenten vor. Solidus- und Liquiduslinie treffen sich im eutektischen Punkt E. Es wird ein gleichmäßiges Gemenge beider Atomarten ausgeschieden. Eine Legierung der eutektischen Zusammensetzung ist ein feinverteiltes Gemenge, das sich wie eine reine Komponente verhält. Ein Eutektikum (= gut schmelzend, fein gebaut) zeichnet sich durch Feinkörnigkeit, niedrigen Schmelzpunkt und geringes Schwindmaß aus. Unterhalb der Soliduslinie liegt ein Kristallgemenge aus A-Kristallen und Eutektikum bzw. B-Kristallen und Eutektikum vor.

Anwendung der Phasenregel Im eutektischen Punkt liegen 3 Phasen vor. Eutektische Legierungen besitzen einen Haltepunkt wie Reinelemente.

3.4.4 Teilweise Unmischbarkeit im festen Zustand bei völliger Löslichkeit im flüssigen Zustand

Durch die teilweise Löslichkeit der Legierungselemente entstehen nicht die reinen Komponenten, sondern Mischkristalle innerhalb der Löslichkeitsgrenzen. Eine eutektische Legierung zeichnet sich durch: Feinkörnigkeit, niedrigen Schmelzpunkt, geringes Schwindmaß, gute Festigkeitseigenschaften, gute Duktilität aus.

4. Vorgänge im festen Zustand

Legierungen können auch im festen Zustand Phasenumwandlungen unterliegen (sprunghafte Änderungen versch. Eigenschaften: Dichte, Wärmeleitfähigkeit, el., magn. Eigenschaften...). Stoffe, die in verschiedenen Modifikationen auftreten können nennt man allotrop. Ein Eutektoid (feines Gemenge aus A- und B-Kristallen) hat vergleichbare Eigenschaften wie ein Eutektikum (feinkörnig, gute Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften). Es unterscheidet sich vom Eutektikum dadurch, dass es nicht aus dem flüssigen Zustand entsteht, sondern durch Zerfall einer festen Phase infolge Löslichkeitsänderungen des Mischkristalls. Änderung der Konzentration im festen Zustand erfolgt durch Diffusion.

4.1 Diffusion

Makroskop. Stofftransport (Massentransport) infolge mikroskop. Wanderung einzelner Atome (in allen Aggregatzuständen).

Diffusion vollzieht sich, wenn: ausreichende Beweglichkeit der Atome / Konzentrationsunterschied vorliegt.

4.1.1 Diffusion im festen Zustand

In festen Stoffen sind die Atome an das Kristallgitter gebunden. Diffusion in Festkörpern erfordert hohe Temperaturen und genügend Zeit (Fick'sche Diffusionsgesetz). Der Diffusionskoeffizient ist ein Werkstoffkennwert und vom Stoffsystem und der Temperatur abhängig.

4.1.2 Gitterdiffusion

Gitterdiffusion in Festkörpern erfolgt durch: Austauschmechanismus (gasf./fl.), Zwischengittermechanismus (fest), Leerstellenmechanismus (fest). In festen Stoffen ist der direkte Platztausch zweier oder mehrerer Atome unwahrscheinlich, Diffusion erfolgt maßgeblich über Zwischengitter- und Leerstellenmechanismus und wird durch Gitterbaufehler beeinflusst.

Wichtige Diffusionsvorgänge: Aufkohlung von Stahl (Einsatzhärten), Diffusionsglühen (z.B. Ausgleich von Seigerungen), Wärmebehandlung von Stahl (Härten, Vergüten, Einsatzhärten), Gas- und Badnitrierung (Eindiffusion von Stickstoff in Stahl und Eisen-Graphit-Werkstoffe).

4.2 Ausscheidungshärtung

Unterschreitet eine Komponente einer Legierung bei abnehmender Temperatur die Löslichkeitsgrenze, so fällt diese aus und bildet feste Teilchen (Ausscheidungen). Von technischer Bedeutung sind Ausscheidungsvorgänge aus der festen Phase. Bei hoher Abkühlgeschwindigkeit und anschließendem Auslagern werden aus dem Mischkristall metastabile Phasen in feinverteilter Form

ausgeschieden. Ausscheidungen stellen Hindernisse für Gleiten der Kristallebenen dar und führen zu einer Festigkeitssteigerung des Werkstoffes (Aushärtung).

Dritter festigkeitssteigernder Mechanismus durch Ausscheidungshärtung.

Bei der Ausscheidungshärtung spielen intermetallische Phasen eine besondere Rolle, die aufgrund ihrer großen Härte einen hohen Widerstand gegenüber Gleitvorgängen besitzen. Für das Ausscheidungshärten sind drei Behandlungsschritte notwendig: Lösungsglühen, Abkühlen (Abschrecken), Auslagerung (Kalt-/Warmauslagern). Ausgehärtete Legierungen dürfen nicht bei Temperaturen im Bereich der Auslagerungstemperatur eingesetzt werden. Die Eigenschaften der Legierungen hängt von der Auslagerungstemperatur/Auslagerungsdauer ab. Man unterscheidet zwischen kohärenten (stimmen kristallographisch annähernd mit der Matrixstruktur überein und bewirken eine ausgedehnte Verzerrung des Kristallgitters) und inkohärenten (besitzen ein artfremdes Gitter, die Verzerrungen der Grundmatrix sind geringer) Ausscheidungen.

4.3 Versetzungshärten (Kaltverfestigung). Versetzungen

Bei steigender Verformung nimmt die zugehörige Kraft ebenfalls zu, bis alle Gleitmöglichkeiten im Werkstoff erschöpft sind. Weitere Verformung führt zu Rissen und zum Bruch. Ein erneut plastisch verformter Stahl hat eine höhere Streckgrenze (reagiert bei erneuter Belastung rein elastisch), die Festigkeit wurde gesteigert, wobei jedoch die plastischen Verformungsreserven kleiner werden.

Vierter festigkeitssteigernder Mechanismus durch Versetzungshärten (Kaltverfestigung).

Hintergrund der Festigkeitssteigerung ist die sich mit zunehmender Verformung gegenseitig blockierenden Gleitebenen im realen Gitter. Bei der Kaltverfestigung steigt die Festigkeit auf Kosten der Zähigkeit → Stoffversprödung

4.4 Kristallerholung

Durch das Erwärmen auf höhere Temperaturen erhalten die Teilchen im verzernten Kristallgitter mehr Beweglichkeit, die inneren Spannungen nehmen ab. Dabei werden die größten Störungen abgebaut, so dass sich die mechanischen Eigenschaften des verformten Werkstoffes geringfügig ändern. Das ist der Bereich der Kristallerholung (führt zum Abbau von Spannungen, Kornform und Korngröße des Verformungsgefüges bleiben erhalten). Die Kristallerholung beruht auf einer durch Temperatursteigerung ausgelösten Ausheilung von Gitterdefekten, d.h. einer Anordnung mit niedriger Verzerrungsenergie. Der Grad der Kristallerholung ist von der Temperaturhöhe und der Zeit abhängig. Unter Kristallerholung versteht man die Beseitigung der Folgen einer plastischen Verformung ohne Neubildung des Gefüges und ohne Verschiebung der Korngrenzen.

4.5 Rekristallisation

Wird eine bestimmte Temperatur (Rekristallisationsschwelle) überschritten, so ändern sich die Eigenschaften sehr schnell. Die Wirkung der Kaltverfestigung wird wieder aufgehoben. Die Ursache ist eine völlige Neubildung des Gefüges, die sogenannte Rekristallisation. Oberhalb der Temperatur der Rekristallisationsschwelle zerfallen die am stärksten verformten und damit am energiereichsten Kristallkörner, ihre Gleitschichten wirken als Keime. Davon geht dann die Neubildung des Gefüges aus. Die alten Korngrenzen verschwinden: Es entsteht das Rekristallisationsgefüge mit normaler Kornform. Die Korngröße hängt dann von der Anzahl der Keime ab. Rekristallisation ist die Umkristallisation eines verformten Gefüges. Sie geht von den am stärksten verformten Bereichen aus. Es entstehen Kristallkörner von anderer Form und Größe. Die Lage der Rekr.-Schwelle wird durch Legierungselemente erhöht, durch Kaltumformung erniedrigt! Unter Rekristallisation versteht man die Bildung eines völlig neuen, ganz entspannten Gefüges. Damit überhaupt eine Rekristallisation stattfindet, ist eine Mindestverformung aufzubringen, der "kritische Verformungsgrad". Diejenige Temperatur, bei der die Bildung neuer Körner beginnt, heißt "Rekristallisationsschwelle". Grundsätzlich hängt sie vom Werkstoff ab. Sie hängt aber auch vom Grad der vorausgegangenen Kaltverformung ab, und zwar sinkt sie mit steigendem Verformungsgrad. Denn je mehr potentielle, von der Verformung herrührende Energie eine gestörte Gitterstelle bereits enthält, desto weniger Bewegungsenergie braucht ihr durch Temperaturerhöhung zugeführt zu werden, damit sie zum Keim wird. Das Rekristallisationsschaubild läßt die Zusammenhänge erkennen: Korngröße: Feinkorn/ Grobkorn, Entstehungsbedingungen: starker Verformungsgrad, niedrige Glühtemperatur/ geringer Verformungsgrad, hohe Glühtemperatur. Bei geringem Verformungsgrad wirken sich die Abweichungen von der Temperatur stark auf die Korngröße aus, bei stärkerem Verformungsgrad

dagegen weniger. Die vordere gestrichelte Linie zeigt, daß nach starkem Verformungsgrad die Rekristallisation bei niedriger Temperatur einsetzt. Diese Linie ist auch die theoretische Grenze zwischen der Kalt- und Warmumformung.

Kaltumformung: Plastische Formänderung unterhalb der Rekristallisationsschwelle. Es erfolgt Kaltverfestigung, hohe Verformungsarbeit, Verformbarkeit begrenzt.

Warmumformung: Plastische Formänderung oberhalb der Rekristallisationsschwelle. Es erfolgt ständige Rekristallisation bei abnehmender Temperatur. Das Gefüge wird während der Formänderung feinkörniger. Verformungsarbeit kleiner, Verformungsgrad theoretisch unbegrenzt. Größe des Endkornes von Verformungstemperatur abhängig.

Niedrigschmelzende Metalle haben eine sehr tiefliegende Rekristallisationsschwelle. Bei Blei liegt sie bei etwa 20°C. Hier ist jede Verformung bei RT bereits eine Warmumformung mit gleichzeitig einsetzender Rekristallisation. Deshalb versprödet ein Klotz aus Weichblei nicht, wenn er ständig als Unterlage zum Schlagen benutzt wird. Für legiertes Blei (Hartblei) liegt die Temperatur höher. Bei diesen Legierungen ist eine Versprödung zu bemerken.

Die Rekristallisation eines kaltverfestigten Gefüges hängt von folgenden Einflußgrößen ab: Temperatur, Glühzeit, Legierungselemente, Korngröße, Umformgrad.

5. Werkstoffverhalten

Das elastische und plastische Werkstoffverhalten kann unter Berücksichtigung des atomaren Aufbaus metallischer Werkstoffe auf verschiedene Grundvorgänge im Gefüge zurückgeführt werden.

5.1 Elastische Formänderungen

Elastische Formänderungen beruhen auf Verformungen des Kristallgitters, die nach Wegnahme der äußeren Belastung wieder vollständig rückgängig gemacht werden (reversible Formänderungen, Gitterdehnung, Gitterverzerrung). Elastische Verformungen entstehen aus elast. Dehnungen und Verzerrungen und werden durch das Hooke'sche Gesetz beschrieben. Eine Zunahme der Dehnung in Längsrichtung ist mit einer Abnahme der Dehnung in Querrichtung verbunden ($\mu = 0,3$ Querkontraktionszahl). Unter Verzerrung (bewirken nur Formänderungen, sind nicht mit Volumenänderungen verbunden) versteht man die Abweichung γ vom ursprünglichen rechten Winkel eines Bauteils infolge äußerer Kräfte.

5.2 Plastische Formänderung

Plastische Formänderungen sind dadurch gekennzeichnet, daß nach Wegnahme der äußeren Belastung ein Teil der Formänderungen erhalten bleibt.

5.2.1 Idealer Gitteraufbau

Plastische Formänderungen werden nicht durch Normalspannungen, sondern durch Schubspannungen bewirkt. Sie müssen einen kritischen Wert überschreiten, um in den zugehörigen Gleitebenen ein Abgleiten der Gitterbereiche auszulösen. Im einaxialen Zugversuch vollzieht sich die Schubverformung vorzugsweise unter einem Winkel von 45°. Der Vorgang der Gittertranslation ist nicht der einzige Gleitprozeß. Bei einer Reihe von Metallen tritt auch eine homogene Scherung des Gitters durch "mechanische Zwillingbildung" auf. Hierbei bewegen sich die Atome eines Kristallbereiches kooperativ in der Weise, daß der verformte Kristallteil symmetrisch zu dem unverformten Bereich liegt. Die Symmetrieebene zwischen den Teilen wird als Zwillingsebene bezeichnet.

5.2.2 Realer Gitteraufbau

Die um 100 – 1000-fachen Abweichungen der kritischen Schubspannungswerte für ideale und reale Raumgitter können eindeutig auf linienförmige Gitterfehler (Versetzungen) zurückgeführt werden. Unter der Wirkung äußerer Kräfte werden die in den Gleitebenen auftretenden Versetzungen in Gleitrichtung bewegt. Der Gleitmechanismus setzt eine ausreichende Zahl von Versetzungen im Gefüge voraus. Bei fehlerfreiem Gitteraufbau ist eine Schubspannung erforderlich, die zu einer

Translation des Gesamtgitters benötigt wird. Hohe Festigkeitseigenschaften werden mit Metallen ohne Gitterfehler (Einkristalle) erreicht.

5.3 Festigkeitseigenschaften polykristalliner Werkstoffe

Festigkeitssteigernde Maßnahmen lassen sich auf vier Grundmechanismen zurückführen: Mischkristallhärtung, Kaltverfestigung

(Versetzungshärtung), Korngrenzenhärtung, Ausscheidungshärtung. Mit Ausnahme der Korngrenzenhärtung führen alle festigkeitssteigernden Maßnahmen zu mehr oder weniger starkem Verlust der Zähigkeit (Versprödung). Höchste Festigkeit eines polykristallinen Werkstoffs lässt sich nur durch die Kombination mehrerer Grundmechanismen erreichen. Durch geeignete Kombination lassen sich höchste Festigkeiten ohne wesentlichen Duktilitätsverlust erreichen.

5.4 Anisotropie und Textur

Die mechanischen und physikalischen Eigenschaften eines Kristalls sind von dessen Orientierung abhängig. Einkristalle besitzen anisotrope Eigenschaften. Polykristalline Werkstoffe bestehen aus einer Vielzahl regellos gerichteter Kristallkörner, wobei keine Richtung bevorzugt ist. Der Werkstoff verhält sich quasiisotrop. Einige Verarbeitungsverfahren erzeugen gewollt oder ungewollt Kristalle, die überwiegend in eine Richtung gewachsen sind, oder in die Vorzugsrichtung ausgerichtet wurden. Diese Erscheinung heißt Textur. Textur (Kristallachsenausrichtung) führt zu anisotrope Verhalten der Werkstoffe. Sie entstehen beim Gießen, Umformen, Rekristallisieren.

Walztextur: Beim Walzen werden durch die Verformung die Körner und Schlackeeinschlüsse ausgerichtet.

Gußtextur: Beim Gießen könne infolge unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten Kristall in eine bevorzugte Richtung wachsen.

Schmiedefasern: Schlackeeinschlüssen werden beim Schmieden gestreckt und liegen dann als dünne Fasern vor. Diese wirken beim Rekristallisieren als Keime und bilden Zeilengefüge.

Verformungstextur: In verschiedenen Kaltumformverfahren wird durch verfahrensbedingte Verformungsrichtungen die zunächst regellose Winkellage der Raumgitter in eine Vorzugsorientierung (Verformungstextur) überführt, wodurch eine ausgeprägte Anisotropie der Formänderungseigenschaften eintreten kann. Ein typisches Beispiel derartiger Verformungstexturen stellt die Zipfelbildung beim Tiefziehen von Blechen dar.

6. Eisen und Stahlerzeugung

Ausgangsprodukte für die Roheisengewinnung sind Eisenerze (Magnet Eisenstein, Roteisenstein, Spateisenstein, Brauneisenstein), Zuschlagstoffe (ungebrannter Kalk), Brennstoffe als Reduktionsmittel: Hüttenkoks (600-700 kg/Tonne Eisen)

6.1 Hochofenprozess

Unter Hochofenprozess versteht man die Gewinnung von Roheisen als Ausgangsprodukt für Gusseisen ($C > 2,06\%$), Stahlguss, Stahl. Eisen wird durch Reduktion gewonnen. Indirekte Reduktion ($T < 400^\circ\text{C}$, exothermer Prozess), direkte Reduktion ($T > 750^\circ\text{C}$, endothermer Prozess). Schwefel kann nicht reduziert werden. Die Entschwefelung des Eisens erfolgt über Zuschlagstoffe.

Endprodukte: Roheisen, Gichtgase, Schlacke

6.2 Stahlerzeugung

Stahl ist durch folgende Eigenschaften gekennzeichnet: C-Gehalt kleiner als 1,7%, ohne Nachbehandlung schmiedbar. Die Schmiedbarkeit erfordert das Fehlen von Schlacken aus Verbindungen der Eisenbegleitelemente wie Schwefel, Phosphor und Sauerstoffverbindungen. Anforderungen an das Stahlgewinnungsverfahren: Absenken des C-Gehaltes, Entfernen von Phosphor u. Schwefel so weit wie möglich, Erhitzen der Schmelze auf 1600°C . Die Eisenbegleiter P und S haben größere Affinität zu Sauerstoff als Fe. Sie können durch Sauerstoffzufuhr aus dem

flüssigen Roheisen herausgebrannt werden. Je nach Art der Sauerstoffzufuhr können die verschiedenen Verfahren zur Stahlerschmelzung eingeteilt werden: Windfrischverfahren, Herdfrischverfahren, Sauerstoff-Aufblas-Verfahren, Durchblas-Verfahren. Die Windfrischverfahren sind weitgehend durch die Sauerstoffblasverfahren verdrängt worden. Die Lichtbogenverfahren werden zur Herstellung von Qualitätsstählen höchster Reinheit verwendet.

6.3 Kennzeichnung der Werkstoffe

Werkstoffnummern, Kurzbezeichnungen.

6.3.1 Kennzeichnung durch Werkstoffnummern

Vorteilhaft für Bestellung und Lagerhaltung, insbesondere bei Benutzung von EDV-Anlagen. Jeder Werkstoff wurde durch eine fünfziffrige Zahl gekennzeichnet, die bei Bedarf um eine ein- oder zweistellige Zahl erweitert werden kann. Die so gebildete Zahl (Werkstoffnummer) wird durch Punkte nach der ersten und fünften Ziffer aufgliedert.

6.3.2 Kennzeichnung durch Kurzbezeichnung

Kurzbezeichnung für Werkstoffe bestehen aus einer Kombination von Buchstaben und Zahlen, in der alle zur eindeutigen Kennzeichnung notwendigen Informationen über den bezeichneten Werkstoff enthalten sind. Die der Kernbezeichnung vorangestellten Buchstaben (1-3) beziehen sich auf die Herstellung, die an die Kernbezeichnung anschließenden Zeichen (9–13) beinhalten Einzelheiten zum vorliegenden Behandlungszustand und Gewährleistungsumfang.

Unlegierte Stähle: Enthalten nicht mehr als 0,5% Si, 0,8% Mn, 0,1%Al, 0,1% Ti, 0,25% Cu und sind in 3 Sorten lieferbar:

Massenstähle, Qualitätsstähle, Edelmstähle

Niedrig legierte Stähle: Enthalten insgesamt bis zu 5 % an Legierungselementen und werden nach ihrer chemischen Zusammensetzung bezeichnet. Da alle Stähle Kohlenstoff enthalten, wird der Buchstabe C bei der Bezeichnung weggelassen.

1. Ziffer: C-Gehalt in Hundertstel Prozent, chem. Symbolen der Hauptlegierungselemente, verschlüsselten Kennzahlen für den jeweiligen Legierungsgehalt, d.h. die tatsächlichen Prozentgehalte sind mit Multiplikatoren vervielfacht. Multiplikatoren für niedrig legierte Stähle: 100 für die Nichteisenmetalle C, N, P, S und Ce, 4 für die wichtigsten Legierungselemente W, Si, Mn, Cr, Co, Ni, 10 für alle anderen Elemente (Al, Cu, Mo, Ti, V).

Hochlegierte Stähle: Enthalten insgesamt mehr als 5% an Legierungselementen und werden wie die niedriglegierten nach ihrer chemischen Zusammensetzung benannt. Zur Unterscheidung wird den hochlegierten Stählen ein X vorangesetzt und für alle Legierungselemente der Multiplikator 1 (nur für C bleibt der Multiplikator 100) angewendet.

7. Eisenwerkstoffe

Als Eisenwerkstoffe werden alle Legierungen des Eisens mit anderen Elementen bezeichnet, wobei Kohlenstoff das wichtigste Legierungselement darstellt. Bereits geringe Unterschiede im C-Gehalt bewirken eine große Änderung der Eigenschaften. Eisenwerkstoffe lassen sich grob nach ihrem C-Gehalt einteilen: C > 2%: Gusseisen (nur umformbar), C < 2%: Stahl (Kalt- und Warmumformbar). Stähle mit C-Gehalten zwischen 0,35 und 1% können durch Wärmebehandlung gehärtet bzw. vergütet werden, wodurch eine stufenlose Veränderung der Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften erreicht wird. Je nach Erschmelzungsverfahren weisen alle Stähle als Verunreinigungen unterschiedliche Mengenanteile an P und S auf, die insbesondere die Warmumformbarkeit sowie die Zähigkeitseigenschaften in Quer- und Dickenrichtung beeinflussen. Als weitere Begleitelemente sind Mn und Si zu nennen, die allein oder in Verbindung mit gesondert zugegebenen Legierungselementen die Werkstoffeigenschaften zusätzlich verändern können.

7.1 Reines Eisen

Reines Eisen hat einen Schmelzpunkt von 1536°C. Es erstarrt als krz δ -Eisen und kann bei 1493°C max 0,1 % C lösen. Bei 1392°C kommt es zu einer Gitterumwandlung in das krz γ -Eisen, welches bei 1147°C max. 2,06% C lösen kann. Unterhalb von 911°C bildet sich das krz α -Eisen, das gegenüber dem γ -Eisen eine nur geringe Löslichkeit für C besitzt. Bei 723°C können max 0,02% und bei RT 10⁻⁴% C gelöst werden. Oberhalb der Curie-Temperatur ist Eisen unmagnetisierbar (paramagnetisch).

7.2 Eisen-Kohlenstoff-Zustandsdiagramm

Das Element Kohlenstoff kommt in sämtlichen Eisenlegierungen in zwei Zustandsformen vor: Je nach den Zustandsformen des Kohlenstoffes (in Form von elementarem Kohlenstoff (Graphit, Temperkohle), in Form der chemischen Verbindung Fe₃C (Zementit, Eisenkarbid)) liegen für die Eisen-Kohlenstoff-Legierungen zwei Zustandsschaubilder vor: das Eisen-Graphit-System (Fe-C, binäres, stabiles System) das Eisen-Zementit-System (Fe-Fe₃C, binäres, metastabiles System). Für die Anwendung ist das metastabile System von größerer Bedeutung, da bei Stahl (C < 2%) das metastabile System vorliegt. Beide Zustandsdiagramme unterscheiden sich nur wenig und werden daher oftmals gemeinsam in ein Doppelschaubild eingetragen.

7.2.1 Metastabiles Eisen-Kohlenstoff-System

Da die technischen Eisenlegierungen Kohlenstoffgehalte von max. 5% haben, beschränkt sich das Eisen-Kohlenstoff-Diagramm auf der eisenreiche Seite bis 6,67%C, was einem Anteil von 100% Fe₃C entspricht. Das Diagramm setzt sich im wesentlichen aus den eutektischen (2 % < C < 6,67% → Gusseisen) und den eutektoiden (C < 2% → Stahl) Teildiagrammen zusammen.

Phasen treten im metastabilen System: homogene, heterogene. Je nach Kohlenstoffgehalt unterscheidet man : Untereutektoider Stahl (C < 0,83%), z.B. C 45. Eutektoider Stahl (C = 0,83%) C 80. Übereutektoider Stahl (0,83 < C < 2%), C 135 w.

7.2.2 Stabiles Eisen-Kohlenstoff-System

Beim stabilen System Eisen-Graphit verläuft die Gefügeausbildung ähnlich wie beim metastabilen, anstelle von Zementit (Fe₃C) tritt jedoch Graphit. Weiterhin sind die Umwandlungsgrenzen leicht verschoben. Das stabile System wird nur bei hohen C-Gehalten und unendlich langsamer Abkühlung erreicht. Dieser Prozess kann durch Legierungselemente (z.B. Si) zu niedrigeren C-Anteilen und praxisrelevanten Abkühlgeschwindigkeiten verschoben werden.

7.3 Härten und Vergüten

Die Existenz der α - und γ -MK mit unterschiedlichem Lösungsvermögen für Kohlenstoffe sowie die bei legierten Stählen bedeutenden Ausscheidungsvorgänge ermöglichen eine Vielzahl von Gefügeständen mit unterschiedlichen mechanischen Eigenschaften. Durch verschiedene Wärmebehandlungsverfahren und neuerdings auch durch kombinierte plastische Verformung (Austenitformhärten) können die mechanischen Eigenschaften in weiten Grenzen variiert werden. Nach DIN ist Vergüten eine Wärmebehandlung zur Erzielung hoher Zähigkeit bei bestimmter Zugfestigkeit, und zwar i.d.R. durch Härten und nachfolgendes Anlassen.

7.3.1 Austenit-Umwandlung

Bei der Abkühlung von reinem Eisen wandelt sich am sog. Ar₃-Punkt bei 906°C das Austenit in Ferrit um. Der Umgitterungsprozeß vom Kfz-Raumgitter zum krz-Gitter erfolgt kurzzeitig durch Neuorientierung der Atombindungen. Da hierbei Diffusionsvorgänge keine Rolle spielen, (die Fe-Atome wandern nur geringfügig), ist dieser Vorgang nur gering unterkühlbar und auch durch extrem große Abkühlgeschwindigkeiten ist die γ - α -Umwandlung nicht zu unterdrücken.

Im Gegensatz zur γ - α -Umwandlung ist die Perlitbildung diffusionsgesteuert. Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit werden die Diffusionswege immer kürzer. Es entsteht ein feinlamellarer Perlit. Ab seiner kritischen Abkühlgeschwindigkeit ist die Zeit für Diffusionsvorgänge zu kurz. Der im Austenit (krz γ -Fe) gelöste Kohlenstoff kann nach dem Umgitterprozeß nicht mehr ausdiffundieren. Das an Kohlenstoff übersättigte α -Fe wird stark verzerrt und kristallisiert nicht mehr kubisch, sondern als tetragonaler Martensit. Bei der Martensitbildung entstehen eine große Anzahl von Versetzungen (10¹³ 1/cm²), die sich gegenseitig blockieren (Kaltverfestigung). Darüber hinaus blockieren die zwangsgelösten C-Atome die Gitterebenen (Mischkristallverfestigung). Die Härte und Sprödigkeit von

Martensit beruht auf den festigkeitssteigernden Mechanismen: Kaltverfestigung (Versetzungshärtung), Mischkristallhärtung. Martensit kristallisiert als plattenförmige Kristalle, die im Schliffbild als Nadeln oder Spieße erscheinen. Die Austenit-Umwandlung ist abhängig von der Abkühlgeschwindigkeit und vom C-Gehalt.

Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit Mit zunehmender Abkühlgeschwindigkeit werden die Umwandlungslinien des Eisen-Kohlenstoff-Diagramms zu tieferen Temperaturen hin verschoben.

Einfluss des Kohlenstoffgehalts: Start und Ende der Martensitbildung sind vom Kohlenstoffgehalt abhängig. Für Stähle mit C > 0,6 % liegt der M_f -Punkt unterhalb der Raumtemperatur.

7.3.2 Vergüten

Unter dem Begriff Vergüten werden drei Verfahrensschritte zusammengefasst: Austenitisieren (Lösungsglügen, durch Glügen wird C in Austenit vollständig gelöst), Abschrecken (Zur Erzeugung von Martensit muss die Perlitbildung vollständig unterdrückt werden. Die krit. Abkühlgeschwindigkeit ist eine Werkstoffkenngröße. Durch Legierungselemente kann die krit. Abkühlgeschwindigkeit gesenkt werden), Anlassen (Durch Glügen bei Anlasstemperatur 1. Anlaßstufe ($T=80-150^{\circ}\text{C}$), 2. Anlasstufe ($T=150-290^{\circ}\text{C}$), 3. Anlasstufe ($T=290-400^{\circ}\text{C}$)) wird die Beweglichkeit der Atome erhöht, so dass der Kohlenstoff aus dem Martensitgitter ausdiffundieren kann. Für alle C-Stähle stehen Vergütungsschaubilder zur Verfügung, in denen die Festigkeit- und Zähigkeitseigenschaften über der Anlasstemperatur aufgetragen sind.

7.3.3 Zwischenstufenvergüten

Beim Vergüten können durch das Härten und Anlassen erhebliche innere Spannungen (Wärme- und Umwandlungseigenstressungen) entstehen, die zu Härterissen und Verzug des Bauteils führen können. Bei der Zwischenstufenvergütung wird die Abschreckung aus dem Austenitgebiet nicht bis auf Raumtemperatur vorgenommen, sondern bei Temperaturen oberhalb des Martensitpunktes gehalten. Es entsteht ein feinlamellarer Bainit (Zwischenstufengefüge), der ähnliche Festigkeitseigenschaften aufweist wie ein angelassenes Gefüge bei verbesserten Zähigkeitseigenschaften und verminderter Härteriss- und Verzugsgefahr (Isotherme Umwandlung in die Bainitstufe). Die Umwandlungsvorgänge können in sog. Zeit-Temperatur-Umwandlungsschaubilder (isotherme, kontinuierliche ZTU-Diagramme) dargestellt werden.

7.3.4 Thermomechanische Verfahren (TM)

Bei den thermomechanischen Verfahren erfolgt während des Vergütens eine mechanische Umformung (Austenitformhärten). Austenitformhärten, Umwandlung in die Zwischenstufe, Umwandlung in die Perlitstufe. Vorteile der TM: Energieeinsparung durch Ausnutzung der Wärme aus der Warmumformung, Erzeugung von besonders feinkörnigen Gefügen, Verbesserte Zähigkeits- und Festigkeitseigenschaften.

7.4 Glühbehandlungen

Durch Glühbehandlungen können mittels bestimmter Zeit-Temperatur-Folgen die Verarbeitungs- und Anwendungseigenschaften von Bauteilen verändert oder verbessert werden.

7.4.1 Diffusionsglühen

Örtliche Konzentrationsunterschiede infolge des Erstarrungsvorganges (Seigerungen) können durch Diffusion ausgeglichen werden. Hierzu ist es notwendig den Werkstoff mehrere Stunden ca. 100°C unterhalb der Soliduslinie (Schmelztemp.) unter Schutzgas oder Vakuum zu Glühen.

7.4.2 Hochglühen (Grobkornglühen)

Durch Glühen mit ca. 100°C oberhalb A_3 und langsamer Abkühlung bis auf A_1 bildet sich bei untereutektoiden Stählen ein grobes Korn, welches günstige Eigenschaften für die spanende Bearbeitung aufweist.

7.4.3 Normalglühen

Das Normalglühen bei untereutektoiden Stählen besteht aus einer Erwärmung dicht oberhalb A_3 mit nachfolgender Abkühlung an ruhender Luft. Zur Vermeidung von Grobkornbildung ist die Haltezeit zu

minimieren. Eine Verfeinerung des Kornes wird durch mehrmaliges Durchlaufen der γ - α -Umwandlung (Pendelglühen um A_1) erreicht. Durch Normalglühen werden alle Gefüge und Eigenschaftsänderungen infolge Härten, Vergüten, Glühen, Schweißen, Kalt- und Warmumformung rückgängig gemacht. Bei übereutektoiden Stählen tritt an die Stelle des Normalglühen das Weichglühen, da bei Temperaturen oberhalb der Linie ES ein zu grobes Korn mit stabilem Carbidnetz und schlechten Festigkeitseigenschaften entsteht.

7.4.4 Weichglühen

Durch Weichglühen wird der Zementit in eine globulare Form umgewandelt. Durch Weichglühen wird die Kaltumformbarkeit von Stählen verbessert. Bei untereutektoiden Stählen erfolgt eine Glühung dicht unterhalb A_1 , um die Zementitlamellen des Perlits umzuformen. Bei übereutektoiden Stählen wird zur Auflösung des Zementitnetzes oberhalb oder pendelnd um A_1 geblüht.

7.4.5 Rekristallisationsglühen

Durch Glühen unterhalb A_1 wird durch Rekristallisation Gefügeänderung infolge Kaltverfestigung (Versetzungshärten) rückgängig gemacht. Insbesondere erhält der Stahl seine ursprüngliche Zähigkeit, so dass ein Rekristallationsglühen zwischen Umformvorgängen ein unbegrenztes Kaltumformvermögen ermöglicht.

7.4.6 Spannungsarmglühen

Im Temperaturbereich der Kristallerholungstemperatur können durch Spannungsarmglühen Eigenspannungen abgebaut werden, ohne dass es bereits zu einer Kristallneubildung kommt. Der Spannungsabbau erfolgt i.w. durch örtliches Überschreiten der Dehngrenze (Plastifizieren).

7.5 Oberflächenhärtung

Viele Bauteile sollen neben einer hohen Zugfestigkeit und Schwingfestigkeit auch einen ausreichenden Verschleißwiderstand aufweisen. Diese Doppelfunktion: Grundwerkstofffestigkeit/Oberflächenhärte lässt sich durch alleiniges Härten und Vergüten nicht erreichen. Durch eine Reihe von Oberflächenhärteverfahren lassen sich die Oberflächeneigenschaften unabhängig von den Grundwerkstoffeigenschaften einstellen.

7.5.1 Randschichthärten

Beim Randschichthärten wird nur eine Randzone auf Härtetemperatur erwärmt und anschließend durch Abschrecken gehärtet. Um eine ausreichende Härte zu erreichen, muss der Kohlenstoffgehalt des Stahls $> 0,35\%$ sein. Zur Einstellung der Grundwerkstoffeigenschaften mit definierten Festigkeits- und Zähigkeitseigenschaften werden die Bauteile vor der Randschichthärtung vergütet. Man unterscheidet folgende Verfahrensarten: Flammhärtung, Induktionshärtung, Einsatzhärten (Bei nichthärzbaren Stählen mit einem C-Gehalt unter $0,2\%$ wird durch Diffusion in der Randschicht ein erhöhter C-Gehalt eingestellt. Die Tiefenwirkung wird somit durch ein definiertes Profil des C-Gehaltes eingestellt. 2 Stufen: Einsetzen (Zementieren), Härten und Anlassen).

7.5.2 Nitrierhärten

Beim Nitrierhärten erfolgt die Oberflächenhärtung durch Eindiffusion von Stickstoff bei $500-800^\circ\text{C}$. Bei Überschreitung der Löslichkeitsgrenze werden nadelartige Eisennitride Fe_4N ausgeschieden, die eine martensitähnliche Struktur mit vergleichbaren Festigkeitseigenschaften besitzen. Ähnlich dem Einsatzhärten kann die Tiefenwirkung durch die Stickstoffverteilung gesteuert werden. Da die Härtesteigerung ohne Abschrecken erreicht wird, ist die Härteriss- und Verzugsfahr geringer als beim Randschichthärten. Als weiterer Vorteil gegenüber dem Einsatzhärten ist die erhöhte Korrosionsbeständigkeit der nitrierten Oberfläche hervorzuheben. Gasnitrieren, Badnitrieren, Plasmanitrieren. In allen Oberflächenhärteverfahren ist die Steigung der Schwingfestigkeitseigenschaften im Vergleich zu vergüteten Bauteilen zurückzuführen auf eine Erhöhung der Randfestigkeit und die Ausbildung von Druckeigenspannungen. Hierdurch wird die Dauerbruch-Anrissbildung verzögert.

7.6 Legierungselemente

Man unterscheidet zwischen Legierungselementen (Ni, Cr, Mo, ...), die gezielt zu Verbesserungen der Eigenschaften zulegiert werden, und Begleitelementen, die aus dem Herstellungsprozess resultieren (Mn, Si, C, P, S), die teils schädigende Eigenschaften besitzen (P, S, N₂, O₂, H₂)

7.6.1 Wirkung von Legierungselementen

Grundsätzlich beeinflussen sich Legierungselemente gegenseitig in ihrer Wirkung (Verstärkung oder Abschwächung), so dass allein aus dem Gehalt an Legierungselementen die Eigenschaften nur beschränkt ableitbar sind. Trotzdem lassen sich grundsätzlich Aussagen über die Eigenschaften einer Legierung bei Anwesenheit bestimmter Legierungselemente treffen:

Verschiebung der Haltepunkte: Die Umwandlungslinie A₁ wird durch Cr, Si, Mn, Ni, nach oben, durch V, W, Mo nach unten verschoben.

Kohlenstoffsättigung: Die Sättigungsgrenze für C im Austenit wird durch alle Legierungselemente außer Co nach links verschoben.

Ausweitung des γ -Gebietes: Ni, Co, Mn erweitern das γ -Feld, so dass dieses bis RT stabil bleibt (offenes γ -Gebiet). Eigenschaften von austenitischem Stahl: niedrige Streckgrenze, große Zähigkeit, hohe Warm- und Kaltverfestigung, Tieftemperaturbeständig, nicht umwandlungshärtbar, nicht magnetisierbar, korrosionsbeständig.

Einschnürung des γ -Gebietes: Cr, Al, Ti, Si, V, Mo bewirken ein abgeschlossenes γ -Gebiet, so dass beim Erwärmen keine Umwandlung so stattfindet. Eigenschaften von ferritischem Stahl: Warmfest, Nicht umwandlungshärtbar, magnetisierbar.

Krit. Abkühlgeschwindigkeit: Mn, Mo, Cr, Si und Ni setzen die Diffusionsgeschwindigkeit des Kohlenstoffs herab, so dass sich die krit. Abkühlgeschwindigkeit vermindert. Wird die Perlitbildung schon bei Abkühlung an ruhender Luft unterdrückt, liegt martensitischer Stahl vor. Durch Absenkung der krit. Abkühlgeschwindigkeit wird die Durchhärbarkeit erhöht.

Zwischenstufengefüge: Alle Legierungselemente bewirken eine mehr oder minder große Trennung der Zwischenstufe von der Ferrit bzw. Perlitbildung → Kontinuierliche Abkühlung bei Zwischenstufenvergüten möglich.

Korrosionsbeständigkeit: Die Korrosionsbeständigkeit von Stählen wird erhöht durch Cr, Ni (Passivschicht-Bildner), Cu, Si (Verbesserung des Mischkristalls). Rostfreie Stähle besitzen mind. 12 % Cr. Die Zunderbeständigkeit wird durch Cr, Al, Si erhöht.

Mechanische Eigenschaften: Ni und Cr verbessern die mechanischen Eigenschaften (Streckgrenze, Zugfestigkeit, Zähigkeit) bei erhöhten Temperaturen. Si erhöht stark die Streckgrenze (Federstahl).

7.6.2 Wirkung von Begleitelementen

Mn, Si, C können die Eigenschaften verbessern und werden teilweise zulegiert. P, S, N, O, H sind i. d. R. schädigende Elemente, deren Anteil begrenzt werden muss.

Seigerungen: P und S führen zu Seigerungen, die nur schwer auszugleichen sind. S führt durch Bildung von FeS zur Rotbruchgefahr.

Zähigkeit: Alle schädigenden Begleitelemente vermindern die Zähigkeit in besonderem Maße (Kalt- und Heißbrüchigkeit).

Korrosionsbeständigkeit: P erhöht die Korrosionsbeständigkeit N bewirkt eine Anfälligkeit für Spannungsrisskorrosion.

8. Werkstoffbeanspruchung

Aus der äußeren Belastung und der Bauteilgeometrie können wirksame Spannungen berechnet werden nach Art (Zug, Druck, Biegung, Torsion), Größe, Richtung und zeitlichem Verlauf (statisch, dynamisch). Bei mehrachsigen Beanspruchungen wird aus den Spannungskomponenten eine

Vergleichsspannung σ_v für verschiedene Versagenskriterien (Fließbeginn, Bruch, Ermüdung) formuliert. Festlegung einer für das Bauteil zulässigen Spannung σ_{zul} , die aus einem Werkstoff- oder Bauteilkennwert K und einem Sicherheitsbeiwert S gebildet wird. Vergleich der aus der mechanischen Beanspruchung errechneten Vergleichsspannung mit der zulässigen Spannung in der Festigkeitsbedingung. Die Festlegung des Sicherheitsbeiwertes S stellt die eigentliche Problemstellung einer Festigkeitsberechnung dar, da die Bauteil-Vergleichsspannungen häufig mit Probestab- oder Werkstoffkennwerten verglichen werden. Je nach Berechnungsvorschriften liegen die Sicherheitsbeiwerte unter Verwendung von Werkstoffkennwerten für die Versagensbedingung "Fließen" bei $S_F = 1.2-2$, für die Versagensbedingung "Bruch" bei $S_B = 2-4$. Wird die Festigkeitsbedingung auf einen Bauteilkennwert bezogen, kann der Sicherheitsbeiwert erheblich niedriger angesetzt werden (Grenzfall $S = 1$). Bei mechanisch-thermischer Langzeitbeanspruchung muss der Werkstoffkennwert mit dem Temperatur- und Zeitparameter gekoppelt werden (z.B. $R_{p0.01/10000/500^\circ}$, $R_{m/10000/500^\circ}$).

8.1 Spannungszustände

Der durch äußere Belastungen hervorgerufene Spannungszustand in einem Körperelement lässt sich durch 3 Normalspannungs-Komponenten ($\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$) und 6 Schubspannungskomponenten ($\tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yx}, \tau_{yz}, \tau_{zx}, \tau_{zy}$) darstellen (Spannungstensor). Infolge der Schubspannungsgleichheit $\tau_{xy} = \tau_{yx}, \tau_{xz} = \tau_{zx}$ und $\tau_{yz} = \tau_{zy}$ reduziert sich die Zahl der verschiedenen Komponenten auf 6 (Spannungsvektor). Die Größe der Normal- und Schubspannungen hängt von der Lage der Schnittgröße ab. Für drei ausgezeichnete Schnittebenen, die senkrecht aufeinander stehen, werden die Schubspannungen Null, die Normalspannungen erreichen ihre Maximalwerte (Hauptspannungen). Der Zusammenhang zwischen Koordinatenspannungen und Hauptspannungen lässt sich durch den Mohr'schen Spannungskreis darstellen.

8.1.1 Einachsiger Spannungszustand ($s_2 = s_3 = 0$)

Der Mohr'sche Spannungskreis geht durch den Ursprung. Für $\varphi = 45^\circ$ folgt $\tau_{xy} = \tau_{max} = \sigma_1/2$. Die maximale Schubspannung tritt unter einem Winkel von 45° zur Hauptspannung auf.

8.1.2 Zweiachsiger Spannungszustand ($s_3 = 0, s_1 > s_2$)

Der Mohr'sche Spannungskreis gibt den zweiachsigen Spannungszustand für die Schnittebenen unter dem Winkel φ und λ wieder. Für jede Schnittebene ergeben sich unterschiedliche Schubspannungsmaxima. Die größte Schubspannung stellt sich unter $\varphi_{13} = 45^\circ$ ein ($\sigma_3 = 0$).

8.1.3 Dreiachsiger Spannungszustand ($s_1 > s_2 > s_3$)

Der dreiachsige Spannungszustand unterscheidet sich vom zweiachsigen Zustand nur dadurch, dass die dritte Hauptspannung $s_3 \neq 0$ ist. Alle anderen Aussagen des zweiachsigen Spannungszustandes gelten auch für den dreiachsigen Zustand.

8.2 Formänderungsvermögen

Das Formänderungsvermögen hängt von einer Vielzahl von Einflussgrößen ab, wobei hier nur die wichtigsten in zusammengefasster Form abgehandelt werden können.

8.2.1 Einfluss des Werkstoffes

Die Eigenschaften eines Werkstoffes beeinflussen im wesentlichen das Formänderungsvermögen.

Gitteraufbau: Je größer die Anzahl der Gleitmöglichkeiten (Gleitebenen x Gleitrichtungen), umso besser ist das Formänderungsvermögen. Kubische Raumgitter besitzen gegenüber hexagonalen Gittern ein besseres Formänderungsvermögen.

Gefüge: Homogene Gefüge (z.B. Mischkristalle) weisen i. d. R. ein besseres Formänderungsvermögen gegenüber heterogenen Gefügen (z.B. ferritisch-perlitisches Gefüge) auf.

Korngröße: Mit abnehmender Korngröße nimmt das Formänderungsvermögen zu. Bestimmte eutektische Legierungen (Al-Cu) können aufgrund ihrer Feinkörnigkeit Bruchdehnungen von mehr als 1000% erreichen (Superplastizität).

8.2.2 Beanspruchungszustand

Die Art der Beanspruchung beeinflusst ebenfalls das Formänderungsvermögen.

Temperatur: Mit steigender Temperatur wird das Formänderungsvermögen verbessert. Bei Überschreiten der Rekristallisationstemperatur liegt jedoch keine Kaltumformung mehr vor.

Beanspruchungsgeschwindigkeit: Mit zunehmender Deformationsgeschwindigkeit nimmt i.a. das Formänderungsvermögen ab.

8.2.3 Spannungszustand

Das Formänderungsvermögen unter mehrachsialen Spannungszuständen weicht erheblich von dem unter einachsialer Zugspannung ermittelten Werkstoffkennwerten ab. Zur Beschreibung des Formänderungsvermögens werden zwei Definitionen herangezogen: Plastische Dehnung (Die plastische Dehnung ist die auf die Ausgangslänge l_0 bezogene Formänderung, die zugehörige, auf die Ausgangsfläche A_0 bezogene Spannung wird als Fließspannung σ_F bezeichnet), Logarithmische Formänderung (Die log. Formänderung ist der auf die laufende Länge l bezogene Umformgrad, die zugehörige, auf die laufende Fläche A bezogene Spannung, wird als Formänderungsfestigkeit oder log. Fließspannung bezeichnet). Zwischen dem Umformgrad und Formänderungsfestigkeit existiert bei duktilen Werkstoffen im log. Maßstab ein linearer Zusammenhang. Bei Überschreiten der Fließgrenze k_{f0} verformt sich ein duktiler Werkstoff plastisch. Wird die Trennfestigkeit erreicht, treten erste Risse auf, das Formänderungsvermögen ist erschöpft. Bei duktilen Werkstoffen wird durch Überlagerung von Querkraften die Formänderungsfestigkeit k_f in etwas um den Betrag der zugehörigen Hauptspannungen erhöht (Zug) oder erniedrigt (Druck). Mit zunehmenden Werten für die Hauptspannungen σ_2 geht das plastische Formänderungsvermögen zurück. Es kommt zu einer Spannungsversprödung. Gleichsinnige, mehrachsige Zugspannungszustände führen zu einer Erhöhung der Fließgrenzen und verkleinern das Formänderungsvermögen.

8.3 Verformungsbegünstigende Spannungszustände

In fast allen Fertigungsverfahren der Umformtechnik vollziehen sich plastische Formänderungen unter ein- oder mehrachsialen Druckspannungszuständen. Drahtziehen, Vorwärtsfließpressen, Rückwärtsfließpressen. Hierbei nimmt das plastische Formänderungsvermögen des Werkstoffs in dem Maße zu, wie die mittlere Hauptnormalspannung in das Druckgebiet verschoben wird. Unter Anwendung von Umformverfahren mit dreiachsigen Druckspannungen lassen sich auch Werkstoffe mit spröden Stoffeigenschaften in beschränktem Maße umformen. Hierbei werden jedoch hohe Umformkräfte in Kauf genommen, die zu geringen Standzeiten der Werkzeuge führen. Das Formänderungsvermögen unter mehrachsialer Beanspruchung lässt sich im Zugversuch mit überlagertem hydrostatischem Druck ermitteln.

8.4 Verformungsbehindernde Spannungszustände

Bauteile mit konstruktiv bedingten Kerben z.B. Bohrungen, Querschnittsübergänge, Krafteinleitungsstellen weisen unter Zugbelastung an diesen kritischen Stellen Spannungskonzentrationen auf, die die auf den Kerbquerschnitt bezogene Nennspannung $\sigma_N = F/A$ weit überschreiten. Dieser Effekt kann an einem Gummimodell anschaulich dargestellt werden. Die Spannungserholung an Kerben lässt sich dadurch erklären, dass durch die nicht im Kraftfluss liegenden Werkstoffbereiche infolge ihrer geringeren elastischen Verformung gegenüber den belasteten Werkstoffbereichen Reaktionskräfte hervorgerufen werden, die zu einer Spannungserholung führen.

8.4.1 Spannungszahl α_K

Die rechnerische Ermittlung des Spannungsverlaufes im Bereich von Kerben ist problematisch und aufwendig (z.B. FEM). Man betrachtet daher meist nur die maximale Spannung σ_{max} . Der Quotient aus σ_{max} und der Nennspannung σ_N wird als Spannungszahl α_K bezeichnet. Die Formzahl α_K ist nur von der Beanspruchungsart (Zug, Biegung, Torsion) und der Geometrie abhängig. Mit zunehmender Kerbschärfe steigt die Formzahl α_K an. Bei spröden Werkstoffen tritt bei Erreichen der Zugfestigkeit im Kerbgrund ($\sigma_{max} = R_m$) ein Anriss auf, der zum Versagen des Bauteils führt. Zähere Werkstoffe zeigen ein anderes Verhalten. Wird die Spannung im Kerbgrund so hoch, dass die Fließgrenze R_e überschritten wird, so beginnt der Werkstoff zu fließen. Hierdurch wird einerseits die Kerbgeometrie verändert (Ausrundung der Kerbspitze), was zu einer Verringerung der Formzahl führt.

Andererseits wird durch eine Umlagerung der Spannungen in Bereiche mit Traglastreserven der Kerbspannungsbereich entlastet, so dass im Gleichgewichtszustand sich eine Begrenzung der Spannungen auf die Fließgrenze R_e einstellt.

8.4.2 Kerbzugfestigkeitsverhältnis

Vergleicht man im Zugversuch die Zugfestigkeit R_{mk} einer gekerbten Probe mit der Zugfestigkeit R_m einer glatten Probe, bezogen auf den Kerbspannungsquerschnitt, so stellt man fest, dass für zähe Werkstoffe $R_{mk} > R_m$ gilt, während für spröde Werkstoffe $R_{mk} < R_m$ zutrifft. Durch das

Kerbzugfestigkeitsverhältnis lassen sich die Werkstoffzustände Kennzeichnen. Bei zähen Werkstoffen tritt infolge des plastischen Fließens im Kerbgrund neben einer örtl. vorhandenen Kaltverfestigung eine Umlagerung der Spannungen in die weniger beanspruchten Werkstoffbereiche auf, was zu Druckeigenstressungen im Bereich des Kerbgrundes führt. Durch die Stützwirkung besitzt eine gekerbte Probe eines zähen Werkstoffes eine höhere Zugfestigkeit als ein vergleichbarer glatter Stab. Die Wirkung der Kerbverfestigung geht mit zunehmender Probengröße wieder verloren, da hier die Spannungsgradienten geringer werden und sich somit der Effekt der Spannungsumverteilung erniedrigt (Größeneinfluss). Bei spröden Werkstoffen tritt kein Abbau der Spannungsspitzen im

Kerbgrund auf. Im Grenzfall wird das Kerbzugfestigkeitsverhältnis auf den Wert $\varphi_k = \frac{R_{mk}}{R_m} = \frac{1}{\alpha_k}$ reduziert. Kerbverfestigende Stoffzustände dürfen bei Kerben nicht eingesetzt werden, da sie zum spontanen Versagen bei Überlast führen.

8.5 Vergleichsspannungen

8.5.1 Fließ- und Bruchhypothesen

Der allg. Spannungszustand $\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z, \tau_{xy}, \tau_{xz}, \tau_{yz}$ oder der Hauptspannungszustand $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ sagt nichts über den Fließbeginn oder den Bruch des Bauteils aus.

Zäher Werkstoff: Versagen tritt durch Gleiten infolge Überschreiten der Schubfließgrenze ein (Scherbruch oder Schubungsbruch). Bruchfläche = verformt, matt glänzend, in Richtung der größten Schubspannung.

Spröder Werkstoff: Versagen tritt durch Bruch infolge Überschreiten der Trennfestigkeit ein (Trennbruch). Bruchfläche: Verformungsarm, körnig glänzend, senkrecht zur größten Normalspannung.

Mischbruch: Kombination von Scher- und Trennbruch. Fließen in Richtung der größten Schubspannung, Restgewaltbruch senkrecht zur größten Normalspannung.

Die Art des Bruches ist abhängig von Werkstoffeigenschaften (zäh, spröde)-Belastungsgeschwindigkeit-Temperatur-Spannungszustand. Bei gleichen Hauptspannungen ($\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$) tritt immer reiner Trennbruch auf, da Plastifizieren vollständig behindert ist.

8.5.2 Festigkeitshypothesen

Festigkeitshypothesen fassen die bei mehrachsialen Beanspruchungen auftretenden Spannungen zu einer Vergleichsspannung zusammen, die den einachsialen Festigkeitskennwerten (Streckgrenze $R_{p0,2}$, Zugfestigkeit R_m) gegenüber gestellt wird.

Folgende Festigkeitshypothesen sind von Bedeutung: Normalspannungshypothese, Schubspannungshypothese, Gestaltänderungsenergiehypothese, Hypothese des elast. Grenzzustandes, Hypothese der größten Dehnung. Bei zähen Werkstoffen liefert die GEH oder die konservativere SH die beste Übereinstimmung mit der Wirklichkeit. Bei spröden Werkstoffen kommt die NH zur Anwendung. Die Hypothese des elast. Grenzzustandes ist eine Kombination aus NH und SH und hat sich bei Mischbrüchen bewährt.

8.5.3 Normalspannungshypothese

Der NH liegt die Annahme zugrunde, dass die betragsmäßig größte Normalspannung für das Versagen des Werkstoffs verantwortlich ist. Der Bruch erfolgt bei Erreichung der Trennfestigkeit senkrecht zur Richtung der größten Hauptspannung (verformungsloser Trennbruch). Die NH ist geeignet für spröde Werkstoffe (Glas, Keramik, GG).

8.5.4 Schubspannungshypothese SH

Die Schubspannungshypothese beschreibt das Versagen von zähen Werkstoffen als Folge von Gleitungen. Für Gleiten sind die größten auftretenden Schubspannungen maßgebend. Beim zweiachsialen Spannungszustand sind Fallunterscheidungen zu berücksichtigen.

8.5.5 Gestaltänderungsenergiehypothese GEH

Nach der GEH versagt ein Bauteil, wenn die gespeicherte Gestaltänderungsenergie einen werkstoffabhängigen Grenzwert erreicht (Gestaltänderungen werden durch Schubspannungen hervorgerufen). Die maximale Abweichung zwischen SH und GEH beträgt 15,5%, wobei die SH bei gegebenem Hauptspannungszustand stets gleiche oder größere Vergleichsspannungen als die GEH liefert. Die NH unterscheidet sich im 2. und 4. Quadranten.

8.4 Eigenspannungen

Durch Eigenspannungen wird eine mehrachsiale statische Werkstoffbeanspruchung ohne äußere Belastung hervorgerufen. Eigenspannungen überlagern sich mit Lastspannungen und können diese verstärken (gleiche Vorzeichen) oder abmindern (ungleiche Vorzeichen).

8.4.1 Definition von Eigenspannungen

Eigenspannungen werden bei polykristallinen Werkstoffen in Abhängigkeit von ihrer räumlichen Ausdehnung wie folgt eingeteilt.

Eigenspannungen I. Art: Eigenspannungen I. Art (σ_E^I) sind über größere Werkstoffbereiche nahezu konstant. Die durch Eigenspannungen I. Art hervorgerufenen Schnittgrößen stehen global über dem gesamten Körper im Gleichgewicht. Durch Eingriffe in dieses Gleichgewicht (z.B. spanende Bearbeitung) treten immer makroskopische Maßänderungen auf.

Eigenspannungen II. Art: Eigenspannungen II. Art sind über kleine Werkstoffbereiche (Korn) konstant. Die mit Eigenspannungen II. Art verbundenen Schnittgrößen stehen lokal mit benachbarten Werkstoffbereichen im GG. Bei Eingriffen in das Gleichgewicht können makroskopische Maßänderungen auftreten.

Eigenspannungen III. Art: Eigenspannungen III. Art sind auch über kleine Werkstoffbereiche inhomogen. Die zugehörigen Schnittgrößen stehen nicht über größere Werkstoffbereiche im GG, es treten keine makroskopischen Maßänderungen auf.

Eigenspannungen I. Art werden Makroeigenschaften genannt, Eigenspannungen II und III. Art werden oftmals zusammengefasst und als Makroeigenschaften bezeichnet.

8.4.2 Entstehungsursachen

Wärmeeigenspannungen (Abschreckeigenspannungen): Wärmeeigenspannungen entstehen durch unterschiedliche Abkühlbedingungen zwischen Rand und Kern eines Bauteils, wenn durch den Temperaturunterschied teilplastische Verformungen auftreten. Beim Abkühlen entstehen aufgrund der unterschiedlichen Wärmeausdehnungen in der Randzone Zugspannungen und im Kernbereich Druckspannungen. Wird die Warmstreckgrenze im Rand erreicht, kommt es zum plast. Fließen, während der Kern noch elastisch bleibt. Nach dem Temperaturengleich bleiben im Rand Druckeigenspannungen und im Kern Zugeigenspannungen zurück.

Umwandlungseigenspannungen: Bei unlegierten Stählen entstehen beim Härten in der Randzone Druckeigenspannungen infolge der Volumenzunahme des Martensits gegenüber dem perlitischen Gefüge und Zugeigenspannungen im Kern. Die Umwandlungseigenspannungen überlagern sich mit den Wärmeeigenspannungen und können in der Kernzone infolge der hohen Zugeigenspannungen Querrisse entstehen. Das gleiche gilt für alle Nitrierverfahren zur Oberflächenhärtung.

Fertigungsinduzierte Eigenspannungen: Durch bestimmte Fertigungsverfahren wie Kugelstrahlen, Oberflächendrücken, Glattwalzen, Spanende Bearbeitung und Schleifen wird in der Randzone eine partielle Kaltverformung ausgelöst, die mit einer Eigenspannungsentstehung verbunden ist. Bei der spanenden Bearbeitung und beim Schleifen können sich therm. und mech. Verursachte Eigenspannungen überlagern.

Belastungsinduzierte Eigenspannungen: Werden gekerbte Proben einer Belastung oberhalb ihrer Fließgrenze unterworfen, wird im Bereich der Kerbe eine plast. Verformung ausgelöst, die zu Druckeigenspannungen im Kerbgrund nach Entlastung führt.

8.4.3 Eigenspannungswirkungen

Überlagern mit statischen Lastspannungen: Eigenspannungen wirken wie mehrachsiale statische Beanspruchungen und haben somit einen Einfluss auf den Werkstoffzustand. Mehrachsiale Zugeigenspannungen bewirken bei zähen Werkstoffen eine spannungsbedingte Fließbehinderung (Spannungsversprödung) während Druckeigenspannungen eine verformungsbegünstigende Wirkung haben. Bei spröden Werkstoffen wird die Zugfestigkeit um den Betrag der Zugeigenspannungen erniedrigt, im Falle von Druckeigenspannungen wird die Zugfestigkeit erhöht.

Veränderung der Maßbeständigkeit: Bei unsymmetrischem Werkstoffabtrag eines eigenspannungsbehafteten Bauteils kommt es zu einer Maßänderung infolge des gestörten Gleichgewichtszustandes.

Rissbildung bei Überschreiten der Trennfestigkeit: Eigenspannungen können so groß werden, dass bereits ohne äußere Last die Trennfestigkeit erreicht wird und es zu Rissen kommt (z.B. Härtrisse, galvanische Überzüge, Trockenschleifen). Unter der Wirkung von Korrosionsmedien kann es allein unter der Wirkung von Eigenspannungen zur Spannungsrisskorrosion kommen.

Einfluss auf die Dauerfestigkeit: Eigenspannungen bewirken bei dynamischen Lasten eine Mittelspannungsverschiebung. Druckeigenspannungen im Rand können die Dauerfestigkeit eines Bauteils stark verbessern. Daher wird die Oberfläche von schwingbeanspruchten Bauteilen oft durch Festwalzen, Drücken, Kugelstrahlen u.a. bearbeitet.

8.4.4 Messverfahren

Eigenspannungen lassen sich durch mechanische Messverfahren (Aufschlitzverfahren, Abdrehverfahren, Bohrlochverfahren, Almentest) und durch Röntgenografische Verfahren bestimmen.