

# 1. Einleitung

Kosten- und qualitätsbewusste Fertigungsingenieure beobachten mit besonderer Aufmerksamkeit, wie der Anteil der umformenden Prozesse bei der Herstellung von Serienteilen zunimmt. Außer den klassischen Vorzügen – z. B. die außergewöhnlichen Eigenschaften von Schmiedeteilen – ist es vor allem das Denken in Fertigungsfolgen und Substitutionsmöglichkeiten, das die Chancen der Umformtechnik offenbart, Fertigungsschritte der Nachbearbeitung zu beschleunigen oder einzusparen und Gestalterzeugung mit Eigenschaftsverbesserung zu verbinden.

Die Verfahren der Umformtechnik sind in der DIN 8582 zusammengefasst und nach ihrer „Beanspruchung“, d. h. den überwiegend wirksamen Spannungen, gegliedert. Unabhängig hiervon folgt dieses Buch der in der Praxis üblichen Einteilung zwischen Massiv- und Blechumformung.

Kaltmassivumformung und Schmiedetechnik ermöglichen durch die erhöhte Arbeitsgenauigkeit die Herstellung einbaufertiger Teile. Oft bietet solche Verfahrenssubstitution nicht nur Kosten- sondern auch Produktvorteile. Die günstige Gefügeausrichtung und die daraus resultierende höhere Betriebsfestigkeit der Werkstücke gestatten eine geringere Dimensionierung ohne Herabsetzung der Belastbarkeit. Im Automobilbau wird diese Entwicklung bei Achsen, Getriebewellen und Naben im Hinblick auf den Leichtbau genutzt. Die Massivumformung bietet vielfältige Möglichkeiten zur anwendungsgerechten Bauteilgestaltung. Die dazu verwendeten Verfahren der Massivumformung werden in diesem Buch anhand von Beispielen vorgestellt.

Die Basis für eine breite Anwendung der Blechumformung wurde im 18. Jahrhundert durch das Walzen von Eisen-Feinblechen geschaffen. Hohlteile, die bereits im Mittelalter von „Fingerhütern“ und „Schellenmachern“ erzeugt worden waren, wurden in zunehmendem Maß durch Ziehen mit Hilfe von Vorrichtungen hergestellt, aus denen im 19. Jahrhundert die Ziehpressen entstanden. Zusammen mit der Entwicklung des Flussstahls waren damit die Grundlagen für den großindustriellen Einsatz der Verfahren der Blechumformung insbesondere des Tiefziehens geschaffen, die in den 20er Jahren des letzten Jahrhunderts durch den steigenden Bedarf der Automobilindustrie einen entscheidenden Impuls erhielten.

Intensive Arbeiten auf dem Gebiet der Werkstofftechnik und Verfahrensentwicklung führten die Blechumformung zu einem Stand, der es ermöglicht,

Bauteile aus Blech zu fertigen, die früher nur durch Gießen, Schmieden oder mittels spanender Verfahren herstellbar waren.

Durch die Weiterentwicklung von Werkzeugen, Werkstoffen und Maschinen gelang es, die Flexibilität einiger Verfahren so weit zu steigern, dass auch mittlere und kleine Stückzahlen wirtschaftlich gefertigt werden können. Darüber hinaus konnten weitere Anwendungsgebiete erschlossen werden, die den konventionellen Verfahren aus wirtschaftlichen oder technischen Gründen bisher versagt waren. Die Blechumformung steht dabei in ständigem Wettbewerb mit anderen Technologien und Werkstoffen, insbesondere mit den Verfahren der Kunststofftechnik und ihren Produkten.

Mit der Finite Elemente Methode (FEM) steht dem Anwender ein Hilfsmittel zur Bauteil-Prozessauslegung zur Verfügung, das schon in der Phase der Produktentwicklung zu bedeutenden Kosteneinsparungen beitragen kann.

Für die Weiterentwicklung der Umformverfahren und das Auffinden neuer Einsatzgebiete ist die Kenntnis der Umformeigenschaften der zu verarbeitenden Werkstoffe von grundlegender Bedeutung. Neben den bekannten Werkstoffkenngrößen wurden hierzu in der Praxis Prüfverfahren und Kennwerte erarbeitet, die mit den gemeinsamen Grundlagen der Blech- und der Massivumformung den Auftakt dieses Buches darstellen.

---

## 2. Grundlagen

### 2.1 Einleitung

Die Verfahrensgruppe Umformen wird im Folgenden näher vorgestellt. Zu Beginn wird dabei eine Reihe grundlegender Fragestellungen der Umformtechnik behandelt, um auf dieser Grundlage die bezogenen technologischen Eigenarten verstehen, einordnen und bewerten zu können. Im Mittelpunkt stehen der umzuformende Werkstoff und sein plastisches Verhalten unter mechanischer Beanspruchung und unter Einwirkung von Temperatur. Dieses Kapitel dient dem Verständnis des Werkstoffverhaltens unter verschiedenen Beanspruchungen, wie sie innerhalb der Umformtechnik auftreten. Dazu werden die grundlegenden Erkenntnisse der Metallkunde und der Plastizitätstheorie ebenso erläutert, wie die tribologischen Verhältnisse zwischen Werkzeug und Werkstück. Des Weiteren werden die verschiedenen Ermittlungsmöglichkeiten für die Materialdaten von Werkstückwerkstoffen beschrieben und verschiedene rechnerische Lösungsmöglichkeiten für plastizitätstheoretische Probleme aufgezeigt. So sollen dem Ingenieur fertigungstechnische Gestaltungsweisen für Umformvorgänge aufgezeigt werden.

### 2.2 Metallkundliche Grundlagen zur Erfassung des Werkstoffzustands

#### 2.2.1 Aufbau der Kristalle

Die Metalle nehmen den größten Anteil bei den Werkstückwerkstoffen ein und bestehen aus Atomen, die metallisch gebunden sind. Gemeinsames Kennzeichen aller Eisenmetalle und Nichteisenmetalle ist der kristalline Aufbau, d. h. die regelmäßige, feste Anordnung der Atome. Die Metallphysik hat Modellvorstellungen der Kristallstruktur entwickelt, wie sie in **Abbildung 2.1** in atomistischer und makroskopischer Betrachtung am Beispiel der Elementarzelle des  $\alpha$ -Eisens dargestellt sind.

Die meisten Metalle liegen im kubischen oder im hexagonalen Kristallsystem vor. Bei dem kubischen Kristallsystem wird zwischen einem raum- und einem flächenzentrierten Gitteraufbau unterschieden. Beispiele für kubisch

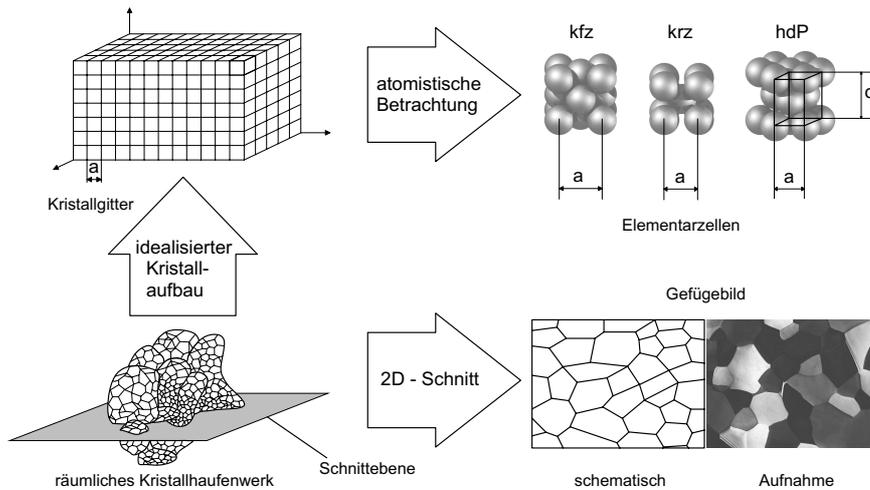


Abbildung 2.1: Atomistische und makroskopische Betrachtung des Metallaufbaus; rechts unten: Gefüge schematisch und real

raumzentrierte (krz) Gitter sind ferritischer Stahl, Chrom (Cr), Wolfram (W), Molybdän (Mo), Vanadium (V), Niob (Nb) und Tantal (Ta). Austenitischer Stahl, Aluminium (Al), Kupfer (Cu), Nickel (Ni), Silber (Ag), Platin (Pt), Gold (Au) und Blei (Pb) sind Beispiele für eine kubisch flächenzentrierte (kfz) Kristallstruktur. Magnesium (Mg), Zink (Zn) und Beryllium (Be) sind hexagonal (hdP) aufgebaut. Manche Metalle können verschiedene Gitterstrukturen aufweisen. So ist Titan (Ti) unterhalb 1155 K hexagonal orientiert und oberhalb dieser Temperatur wandelt es sich in eine kubisch raumzentrierte Struktur um. Ähnlich verhält es sich mit Eisen (Fe). Bei Raumtemperatur besitzt Eisen eine krz-Gitterstruktur, bei 1184 K (911 °C) wandelt sich diese in eine kfz-Gitterstruktur um. Oberhalb von 1665 K (1392 °C) weist Eisen wieder eine kubisch raumzentrierte Kristallstruktur auf.

Die Elementarzelle ist die kleinste geometrisch zusammenhängende Einheit eines Kristallgitters. Die Gitterkonstanten liegen für eine große Anzahl von Metallen im Bereich von 0,2 bis 0,5 nm. Setzt man gedanklich in allen drei Raumkoordinaten Elementarzellen aneinander, entsteht ein Kristallgitter, siehe Abbildung 2.1 oben links. Grundsätzlich sind in der Elementarzelle die wichtigsten Gesetzmäßigkeiten und Eigenschaften des gesamten Kristalls bereits enthalten. Durch das geometrische Aneinanderreihen von Elementarzellen entstehen Idealkristalle, d. h. fehlerfreie Kristalle, die in der Praxis nicht auftreten. Die realen Raumgitter der Metalle weisen eine Vielzahl von Abweichungen (Gitterfehler) auf. Grundsätzlich unterscheidet man drei Arten von Gitterfehlern:

- Nulldimensionale Gitterfehler (punktförmige Gitterfehler): Sind Atome auf Zwischengitterplätzen eingelagert, spricht man von Zwischengitteratomen. Werden Atomplätze von Fremdatomen besetzt, spricht man von Austausch- oder Substitutionsatomen. Befinden sich Fremdatome auf Zwischengitterplätzen werden sie Einlagerungsatome genannt. Plätze, die nicht mit Atomen besetzt sind, bezeichnet man als Leerstellen. Die Leerstellen, bzw. die Leerstellendichte, sind insbesondere für thermisch aktivierte Vorgänge, wie z. B. die Diffusion, von Bedeutung.
- Eindimensionale Gitterfehler: Eindimensionale Gitterfehler sind linienförmige Strukturfehler (Versetzungen), siehe **Abbildung 2.3**. Die wichtigsten Versetzungen sind Stufenversetzungen und Schraubenversetzungen. In **Abbildung 2.3** ist schematisch eine Stufenversetzung gezeigt. Versetzungen ermöglichen die plastische Formgebung und sind daher von besonderer Bedeutung.
- Zweidimensionale Gitterfehler: Zweidimensionale Gitterfehler resultieren aus Oberflächeneffekten. Die wichtigsten zweidimensionalen Gitterfehler sind Korngrenzen und Phasengrenzflächen. Die Kristallisation aus dem flüssigen Zustand beginnt im Allgemeinen an vielen verschiedenen Stellen. Ausgehend von Keimen wachsen die Kristalle aufeinander zu. Trifft ein Kristall in der Wachstumsphase auf einen zweiten Kristall (entweder aus dem flüssigen Zustand oder auch bei der Rekristallisation), bilden die Gitterebenen im Allgemeinen einen größeren Winkel zueinander. Es entstehen Großwinkelkorngrenzen, oder im Allgemeinen Sprachgebrauch: Korngrenzen.

Aufgrund der Gitterfehler unterscheiden sich Realkristalle und Idealkristalle erheblich. So liegt die Zugfestigkeit des Eisens z. B. mehr als zwei Zehnerpotenzen unter der theoretisch für den Idealkristall möglichen Festigkeit. Eine Erklärung für diese Zusammenhänge wurde erst möglich, als die Wirkung der Gitterbaufehler grundsätzlich verstanden wurde, so dass entsprechende Modellvorstellungen aufgestellt werden konnten, auf die im folgenden Kapitel genauer eingegangen wird.

In den Elementarzellen sind die Abstände der Atome untereinander in verschiedenen Richtungen unterschiedlich, siehe **Abbildung 2.1** oben rechts. Hieraus kann bereits abgeleitet werden, dass auch bestimmte Eigenschaften der Metalle richtungsabhängig sind. Weiterhin können durch bestimmte Herstellverfahren, z. B. durch eine gerichtete Erstarrung beim Abkühlen oder auch durch Walzverfahren, Kristallite in bestimmte Richtungen orientiert werden. Dies bezeichnet man als Textur. Die Folge von Texturen ist, dass die Werkstoffeigenschaften richtungsabhängig sind. Diese Richtungsabhängigkeit bezeichnet man als Anisotropie. Eiseneinkristalle besitzen je nach Orientierung Elastizitätsmodule zwischen 130 GPa und 290 GPa. In vielkristallinen Werkstoffen sind die Kristallite häufig statistisch regellos verteilt. Nach außen erscheint der Werkstoff dann im Allgemeinen isotrop (quasiisotrop).

Beim Erstarren technischer Schmelzen werden Verunreinigungen größtenteils vor der Erstarrungsfront hergeschoben und sammeln sich an den Korngrenzen. Abbildung 2.1 (unten rechts) zeigt ein Gefüge schematisch und ein reales Gefüge, so wie es nach einem metallografischen Schliff im Lichtmikroskop zu erkennen ist. Zu sehen sind Form, Größe und Anordnung der Kristalle, nicht jedoch deren innere Struktur.

### 2.2.2 Elastische und plastische Formänderung der Kristalle

Die Formänderung eines Körpers geschieht durch äußere Kräfte, die an dem Körper angreifen. Hierbei wird die Formänderung in eine elastische und eine plastische Dehnung unterteilt.

Bildet sich der deformierte Körper nach Aufhebung der äußeren Belastung vollständig zur Ausgangsform und -abmessung zurück, so handelt es sich um eine elastische Dehnung. Diese ergibt sich aus einer Verschiebung der Atome aus ihrer stabilen Gleichgewichtslage, indem sie ein Minimum an potenzieller Energie aufweisen, siehe **Abbildung 2.2**. Der Betrag der jeweiligen Verschiebung ist kleiner als ein Atomabstand. Aus der Festigkeitslehre ist zur funktionalen Beschreibung dieses Vorgangs das Hooke'sche Gesetz für eine Zug- und Druckbelastung bekannt.

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (2.1)$$

Bei Einwirkung einer Schubspannung  $\tau$  ergibt sich für die hervorgerufene Schiebung  $\gamma$  folgender linearer Zusammenhang:

$$\tau = G \cdot \gamma . \quad (2.2)$$

In der Umformtechnik ist die elastische Formänderung gegenüber der plastischen Formänderung im Allgemeinen sehr gering. Die elastische Formänderung kann deshalb häufig vernachlässigt werden. Eine unerwünschte Eigenschaft des elastischen Verhaltens beim Umformen ist als Rückfederung bekannt. Dieses Phänomen tritt insbesondere beim Tiefziehen großflächiger Bauteile auf. Auf diese Problematiken wird im Kapitel 4.1 näher eingegangen.

Bei der plastischen Formänderung kommt es zu einer Verschiebung der Atome in eine neue Lage des stabilen Gleichgewichts. Der Betrag der Verschiebung kann bedeutend größer als ein Atomabstand sein, und die Formänderung bleibt nach Aufhebung der äußeren Kräfte erhalten. Die Metallkunde kennt im Wesentlichen zwei Mechanismen der plastischen Formänderung: Gleitung (Translation) und Zwillingsbildung, siehe Abbildung 2.2. Zur Betrachtung dieser Vorgänge geht man zunächst vom Einkristall aus, so dass unterschiedliche Orientierung und Korngrenzen unberücksichtigt bleiben.

Bei der mechanischen Zwillingsbildung handelt es sich um eine Verschiebung von Atomen, die auf Ebenen parallel zur Zwillingsene liegen. Der

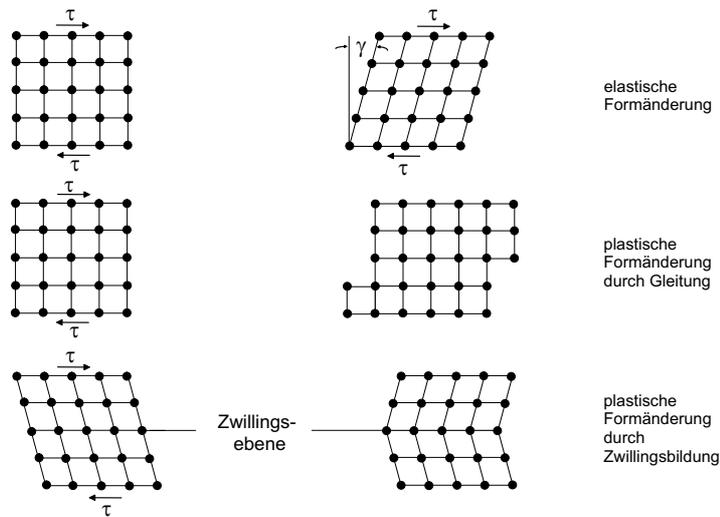


Abbildung 2.2: Atomistische Darstellung der elastischen und plastischen Verformung des Kristallgitters

Betrag der Verschiebung ist proportional dem Abstand dieser Ebenen von der Zwillings-ebene. Der Gitterbereich, der durch Zwillingsbildung deformiert ist, erscheint als Spiegelung des nicht deformierten Bereichs an der Zwillings-ebene. Im Vergleich zur Gleitung erfordert das Auslösen der Zwillingsbildung verhältnismäßig hohe äußere Spannungen. Sie wird daher seltener beobachtet. Eine Ausnahme bilden hier die hexagonalen und kubisch raumzentrierten Metalle sowie Metalle unter schlagartiger Beanspruchung.

Dagegen ist der Mechanismus der Gleitung in der Umformtechnik von größerer Bedeutung. Die atomistische Deutung dieses Vorgangs besagt, dass ganze Gitterbereiche entlang einer Gleitebene gegeneinander verschoben werden. Der Betrag der Verschiebung beträgt ein u. U. großes ganzzahliges Vielfaches des Atomabstands. Hierzu muss eine Schubspannung aufgebracht werden, die ausreicht, die elastischen Rückstellkräfte zu überwinden.

Die zwischen-atomaren Bindungskräfte sind in den am dichtesten besetzten Gitterebenen am geringsten. Gleitung wird also bei gegebener äußerer Kraft dort zuerst einsetzen, wo die resultierende Schubspannung am größten ist (im einachsigen Zugversuch z. B. unter  $45^\circ$  zur Zugrichtung) und gleichzeitig günstig orientierte, dicht besetzte Gleitebenen vorhanden sind.

Anzahl und Orientierung der möglichen Gleitebenen sind in den verschiedenen Kristallsystemen unterschiedlich. So weist ein hexagonales Gitter nur eine Gleitebene, eine kubisch flächenzentrierte Gitterstruktur vier nicht parallele Gleitebenen auf. Gleitebenen und Gleitrichtungen bilden zusammen das Gleitsystem (kfz: 12; krz: 12; hdp: 3). So ist z. B. zu erklären, dass Eisen, Kupfer und Aluminium, d. h. Metalle mit einem kubischen Kristallaufbau,

besser verformbar sind als Zink und Magnesium, die einen hexagonalen Gitteraufbau aufweisen.

Als elementarer Mechanismus der Gleitung wird in der Metallphysik die Versetzungswanderung angenommen. Abbildung 2.3 zeigt links als Beispiel eine Stufenversetzung im Schnitt, die dadurch gekennzeichnet ist, dass die Atomreihe „2“ zusätzlich in die sonst regelmäßige kubische Gitterstruktur eingeschoben ist. Es genügt nun bereits eine geringe Schubspannung, um das Atom „A“ mit den darunter liegenden Atomen in die Reihe „2“ zu verschieben. Die Fehlstelle ist damit nach links gerückt. Dieser Vorgang wiederholt sich mehrmals, bis die Fehlstelle den betrachteten Gitterbereich verlassen hat und alle Atome der Gleitebene einen Platzwechsel vorgenommen haben.

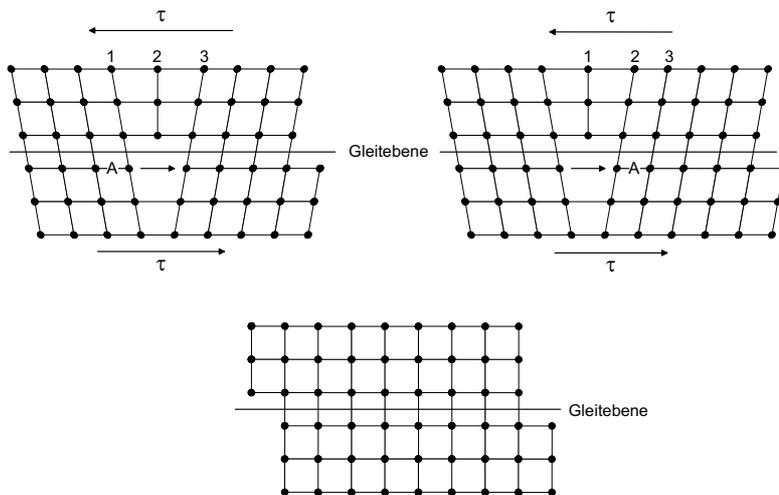


Abbildung 2.3: Atomistische Darstellung plastischer Verformung als Versetzungswanderung

Da in diesem Fall eine einzelne Atomreihe und nicht eine ganze Ebene wandert, ist die zum Einsatz der Gleitung erforderliche kritische Schubspannung gering, deren theoretisch berechneter Wert gut mit experimentellen Ergebnissen übereinstimmt.

Für die Belange der Umformtechnik ist oft eine anschaulichere Vorstellung nützlich, in der das Werkstoffvolumen als ein Kartenstapel aus Gitterschichten und dazwischenliegenden Gleitebenen verstanden wird. **Abbildung 2.4** stellt für diese Modellvorstellung das Werkstoffverhalten unter Zug, Druck und Scherung dar.

Mit fortschreitender Kaltumformung wird bei Metallen eine Veränderung der Festigkeitswerte beobachtet, siehe **Abbildung 2.5**. Die Zugfestig-

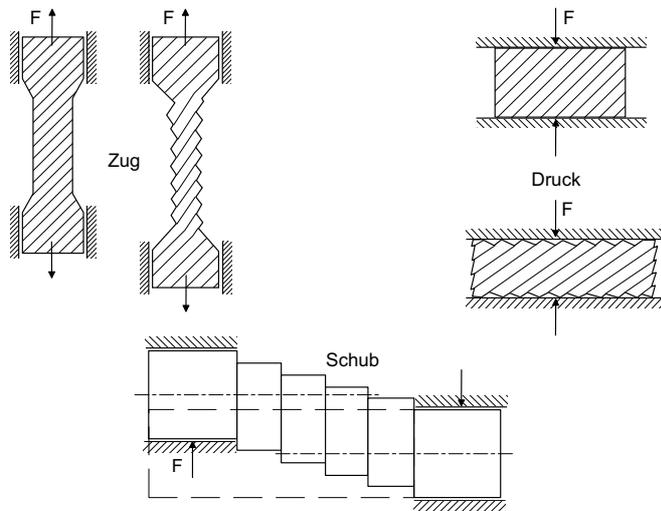


Abbildung 2.4: Vereinfachte Darstellung von Gleitvorgängen am Einkristall

keit ( $R_m$ ), Dehngrenze ( $R_p$ ) und Härte ( $HB$ ) steigen, während die Bruchdehnung ( $Z$ ) und die Gleichmaßdehnung ( $A_{10}$ ) fallen.

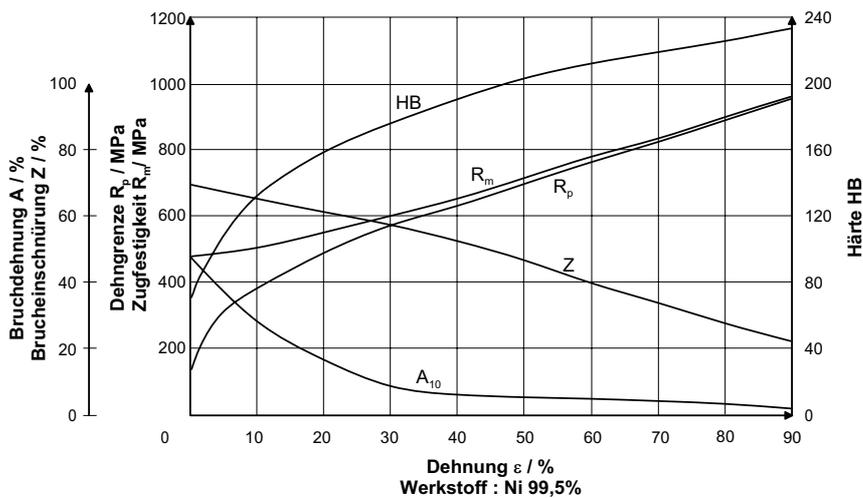


Abbildung 2.5: Einfluss des Umformgrades auf Festigkeits- und Verformungskennwerte bei der Kaltumformung am Beispiel von Nickel

Dieses Verhalten nennt man Kaltverfestigung. Die durch das Gitter wandernden Versetzungen behindern sich gegenseitig oder stauen sich an Korngrenzen und Phasengrenzflächen auf. Außerdem erhöht sich die Versetzungsdichte mit fortschreitender Umformung. Um das plastische Fließen dennoch aufrecht zu erhalten, müssen auch ungünstigere Gleitsysteme aktiviert werden. Der Kraftbedarf steigt, die Gleitmöglichkeiten (Duktilität) nehmen ab. Beim Erreichen von Versagensgrenzen des Werkstückwerkstoffs treten Risse auf oder es kommt zum Bruch. Das Metall ist versprödet. Die Abhängigkeit der zum Fließen erforderlichen Spannung  $k_f$  vom Umformgrad wird durch Fließkurven dargestellt. Die Fließspannung ist diejenige Spannung, die zur Einleitung des plastischen Fließens und zur Überwindung der Verfestigung aufgebracht werden muss, siehe **Abbildung 2.6**. Die Fließspannung ist neben dem Umformgrad auch von der Kristallart und Kristallorientierung (**Abbildung 2.7**) sowie von der Umformgeschwindigkeit und der Umformtemperatur abhängig. Auf den Einfluss von Umformgeschwindigkeiten und Umformtemperaturen wird in späteren Kapiteln detailliert eingegangen. Die Steigung der Fließkurven über dem Umformgrad ist ein Maß für die Verfestigung. Sie hängt auch vom Gittertyp ab und wird wesentlich durch Legierungselemente beeinflusst. Bei bestimmten Werkstoffen können auch durch den Umformvorgang Änderungen im Kristallgitter initiiert werden, die die Kaltverfestigung verstärken. Dies tritt z. B. dann auf, wenn durch die Gleitvorgänge Umformmartensit entsteht.

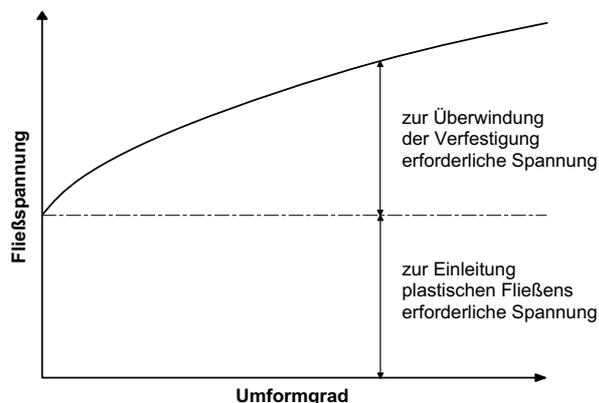


Abbildung 2.6: Schematischer Verlauf der Fließkurve eines Einkristalls

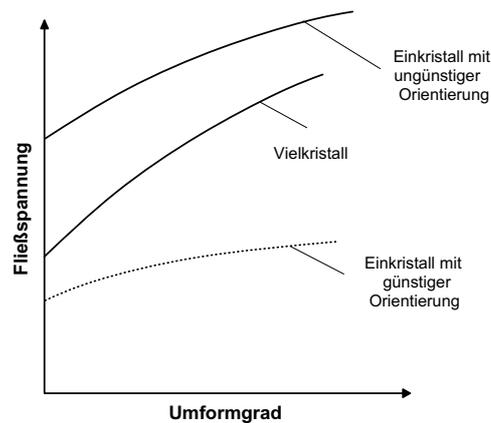
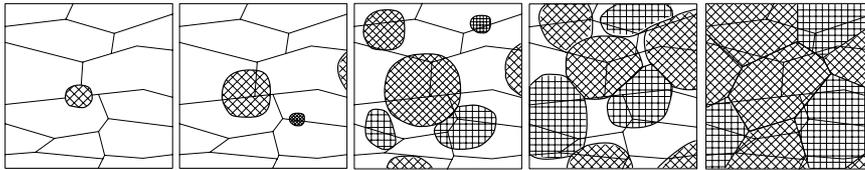


Abbildung 2.7: Einfluss von Art und Orientierung der Kristalle auf das Fließverhalten

### 2.2.3 Rekristallisation

Unter technischen Gesichtspunkten wird ein Umformvorgang durch die Fließfähigkeit, das Formänderungsvermögen des Werkstoffs und die hierfür aufzubringenden Energien beschrieben. Um die technologischen Kenngrößen des Umformens richtig bewerten zu können, müssen auch die wichtigsten Werkstoffvorgänge auf atomarer Ebene verstanden werden. Hier spielen insbesondere thermisch aktivierte Prozesse und Veränderungen im Metallgitter bei höheren Temperaturen eine wichtige Rolle. Im Gleichgewicht ändert sich ein Stoffsystem nicht mehr. Durch eine plastische Umformung wird der Energieinhalt des Werkstoffs deutlich erhöht. Es sind hauptsächlich die Versetzungen, die elastische Verzerrungen des Gitters hervorrufen. Mit zunehmender Umformung, d. h. mit Erhöhung der Versetzungsdichte, wird ein steigender Ungleichgewichtszustand erzeugt. Bei Erwärmung streben die Atome wieder den Gleichgewichtszustand an, je höher die Temperatur, umso schneller läuft dieser Vorgang ab. Grundsätzlich sind zwei Vorgänge zu unterscheiden: die Kristallerholung und Rekristallisation, siehe **Abbildung 2.8**. Bei beiden Vorgängen handelt es sich um thermisch aktivierte Platzwechselprozesse im Gitter. Um die Vorgänge zu initiieren, muss eine bestimmte Energieschwelle überwunden werden, die als Aktivierungsenergie bezeichnet wird.

Die bei der plastischen Formgebung aufgewandte Energie wird zum großen Teil in Wärme umgewandelt. Der Rest bleibt im Gitter als innere Energie, als elastische Verzerrungsenergie des Gitters, gespeichert. Für die Umformung von Bedeutung sind Zwillinge und Versetzungen sowie Leerstellen und Zwischengitteratome. Der größte Anteil der elastischen Verzerrungsenergie geht auf die Versetzungen zurück, deren Anzahl sich bei der Kaltumformung deutlich erhöht. Mit Überschreiten der Aktivierungsenergie kommt es



Schematischer Ablauf der Rekristallisation kaltverformten Gefüges

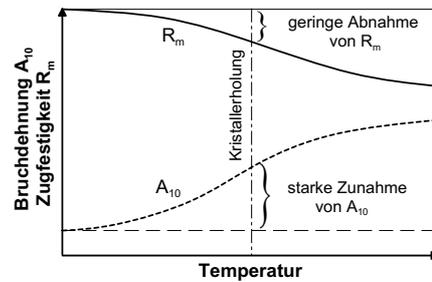


Abbildung 2.8: Auswirkung von Kristallerholung und Rekristallisation auf Zugfestigkeit und Dehnung eines kaltverformten Werkstoffs

zu einem Ausheilen und Umordnen der Gitterdefekte. Die Gitterfehler reagieren auch miteinander, indem sich z. B. entgegengesetzte Versetzungen in einer Gleitebene aufheben können. Gleichgerichtete Versetzungen wandern in energieärmere Positionen und bilden Subkorngrenzen. Die regellos verteilten Versetzungen ordnen sich in Reihen an, so entstehen innerhalb der Körner Kleinwinkelkorngrenzen. Dieser Vorgang wird auch als Polygonisation bezeichnet. Für die technische Anwendung wichtig ist, dass diese Vorgänge zwar ausschließlich auf atomarer Ebene ablaufen, aber dennoch bereits Veränderungen in wichtigen makroskopischen Eigenschaften des Werkstoffs bewirken, siehe Abbildung 2.8. Innere Spannungen werden abgebaut und die Bruchdehnung und Zugfestigkeit sinken leicht, allerdings bleibt das Verformungsgefüge bei der Kristallerholung grundsätzlich erhalten. Die Ausprägung der Kristallerholung ist neben dem Vorhandensein von Fremdatomen wesentlich vom Umformgrad, der Versetzungsdichte (Kaltverfestigung) und der Temperatur abhängig. Mit Erhöhung der Temperatur schreiten die Erholungsprozesse weiter fort, weil Versetzungen nun auch durch Einsetzen von Diffusion kletterfähig werden. Während die mechanischen Eigenschaften bei der Kristallerholung nur relativ gering verändert werden, erreichen andere Werkstoffeigenschaften, wie die elektrische Leitfähigkeit und der elektrische Widerstand, bereits in der Erholungsphase praktisch wieder ihre Ursprungswerte. Außerdem werden Eigenspannungen durch Kristallerholung deutlich abgebaut.

Bei einer weiteren Temperaturerhöhung dienen diese Bereiche als Keime einer vollständigen Neuordnung des Gefüges. Jetzt werden neue Kornbereiche

sichtbar, die alten Körner und das Umformgefüge werden vollständig aufgezehrt, siehe Abbildung 2.8. Es entsteht ein völlig neues, entspanntes und verzerrungsarmes Ausgangsgefüge. Die von verschiedenen Stellen aufeinander zuwachsenden Kristallisationsfronten bilden neue Korngrenzen, Korngrößen und Kornformen. Der wichtigste Vorgang hierbei ist die Bewegung der Korngrenzen. Die Korngröße ist eine Funktion des Umformgrades und der Rekristallisationstemperatur, siehe **Abbildung 2.9**. Aus diesem Diagramm können für das Umformen und die Rekristallisation folgende grundsätzliche Aussagen abgeleitet werden:

- Der Umformgrad muss einen gewissen Mindestwert überschreiten.
- Bei sonst gleichen Bedingungen führen geringe Umformgrade zu größeren Korngrößen; durch hohe Umformgrade entstehen feinkörnige Gefüge.
- Die Rekristallisationstemperatur muss einen gewissen Mindestwert überschreiten.
- Bei höheren Umformgraden setzt die Rekristallisation bei niedrigeren Temperaturen ein.

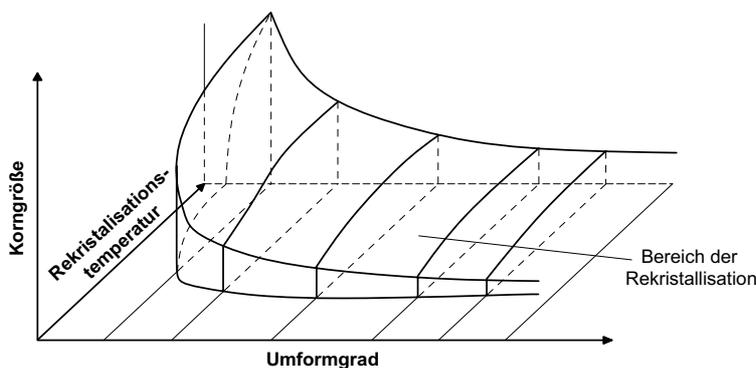


Abbildung 2.9: Einfluss von Umformgrad und Temperatur auf die Korngröße bei Rekristallisation [EISE66]

Diese zusammenfassenden Aussagen machen deutlich, dass die Rekristallisationstemperatur  $T_R$  keine feste Werkstoffkenngröße ist. Dennoch kann man als Anhaltswert von folgendem Zusammenhang ausgehen [GOTT98]:

$$T_R \approx 0,4 \cdot T_S, \quad (2.3)$$

hierin ist die Schmelztemperatur  $T_S$  des Metalls in Kelvin einzusetzen.

Häufig sind nach der Rekristallisation vorherige Verformungstexturen aufgelöst. Unter bestimmten Verformungsbedingungen und bei bestimmten

Werkstoffen kann es allerdings auch sein, dass die Verformungstextur auch nach dem Rekristallisieren noch erhalten ist. Man spricht dann von Rekristallisationstexturen. Im Allgemeinen sind Texturen unerwünscht, weil sie anisotrope Eigenschaften nach sich ziehen. Bei einem praktischen Anwendungsfall aus dem Motorenbereich sind sie allerdings von großer Bedeutung. So werden in FeSi-Magnetblechen durch das Glühen Texturen erzeugt, bei denen später geringere Ummagnetisierungsverluste auftreten.

In der Umformtechnik ist die Rekristallisation von zentraler Bedeutung. Vielfach kann nicht bis zu dem durch die Fertigungsaufgabe vorgegebenen Grad umgeformt werden, weil entweder die zur Verfügung stehende Pressenkraft nicht ausreicht, um auch bei fortschreitender Kaltverfestigung noch plastisches Fließen aufrechtzuerhalten, oder weil das Umformvermögen des Werkstoffs erschöpft ist und erste Risse auftreten.

Es ist dann möglich, durch Rekristallisationsglühen das ursprüngliche, unverformte Gefüge wieder herzustellen und in einer zweiten Stufe den Umformvorgang am duktilen Werkstoff mit geringer Pressenkraft fortzuführen. Für die Fließkurve bedeutet dies eine Verschiebung auf der Abszisse, siehe **Abbildung 2.10**. Prinzipiell ist der Wechsel von Kaltumformung und Rekristallisation beliebig oft wiederholbar.

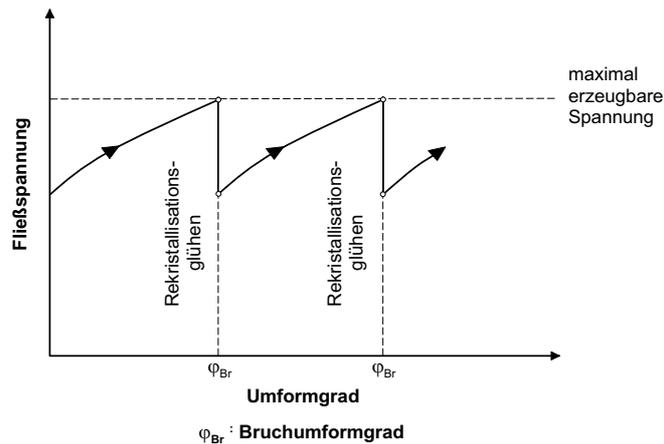


Abbildung 2.10: Spannungsbedarf bei Kaltumformung mit zwischengeschaltetem Rekristallisationsglühen

Wichtig ist bei der Wärmebehandlung allerdings eine genaue Kontrolle der Bedingungen. Wie aus der schematischen Darstellung in Abbildung 2.9 ersichtlich ist, wird das rekristallisierte Gefüge bei „kritischen“ Kombinationen von Temperatur und Umformgrad sehr grobkörnig, was sich nachteilig auf die späteren Bauteileigenschaften auswirkt. Die Neigung zur Grobkorn-

bildung wird ebenfalls durch den Gehalt an Kohlenstoff und sonstigen Legierungselementen beeinflusst. Mit steigendem  $C$ -Gehalt flacht das Maximum der Korngröße jedoch schnell ab, so dass oberhalb eines  $C$ -Gehalt von 0,3 % extremes Grobkorn nicht mehr entsteht [EISE66].

#### 2.2.4 Abgrenzung zwischen Kalt- und Warmumformung

Eine in der Praxis häufig angewandte Definition für Kalt- und Warmumformung ist folgende:

Bei der Warmumformung liegt die Umformtemperatur oberhalb der Rekristallisationstemperatur; bei der Kaltumformung liegt die Umformtemperatur unterhalb der Rekristallisationstemperatur. Da Metalle sehr unterschiedliche Rekristallisationstemperaturen haben, führt diese Definition häufig zu Missverständnissen. Mit Gleichung 2.3 ergibt sich für reines Eisen z. B. eine Rekristallisationstemperatur von ca.  $450^\circ\text{C}$  ( $T_R \approx (1536\text{ K} + 273\text{ K}) \cdot 0,4 = 723\text{ K}$ ). Blei hat einen Schmelzpunkt von  $T_S = 327^\circ\text{C}$ , damit liegt die Rekristallisationstemperatur von Blei bei etwa  $3^\circ\text{C}$ . Ein Umformen bei Raumtemperatur bedeutet für Blei bereits eine Warmumformung.

Eine genauere Definition der Warmumformung berücksichtigt die Rekristallisationsgeschwindigkeit und die Umformgeschwindigkeit. Sie besagt, dass Warmumformung dann vorliegt, wenn die Rekristallisationsgeschwindigkeit größer als die Umformgeschwindigkeit ist. In diesem Fall wird das Gefüge ständig neu gebildet und es tritt keine Kaltverfestigung auf. Bei niedrigen Umformgeschwindigkeiten würde die Fließspannung dann vom Umformgrad unabhängig sein, siehe **Abbildung 2.11** unten. Bei sehr großen Umformgeschwindigkeiten oberhalb der Rekristallisationstemperatur kann allerdings die zur Rekristallisation notwendige Zeit nicht ausreichend sein, um die durch Umformung hervorgerufenen Kaltverfestigungsvorgänge rückgängig zu machen. In diesem Fall steigt die Fließspannung über dem Umformgrad, obwohl oberhalb von  $T_R$  umgeformt wird, siehe **Abbildung 2.11** mitte. Dieses Verhalten kann dann wichtig werden, wenn bei Temperaturen um  $T_R$  mit hohen Umformgeschwindigkeiten (Beschleunigungen) gearbeitet wird, wie es z. B. bei bestimmten Schmiedeprozessen in der Halbwarmumformung (siehe auch Kapitel 3.2) auftreten kann.

Eine andere wichtige Werkstoffeigenschaft kann dann technisch genutzt werden, wenn zwar oberhalb der Rekristallisationstemperatur umgeformt wird, jetzt allerdings mit ausgesprochen niedrigen Umformgeschwindigkeiten. Aufgrund der hohen thermischen Beweglichkeit beteiligen sich jetzt nicht nur die im Inneren eines Kristalls vorhandenen Atome an Umordnungsvorgängen, sondern auch die wesentlich schwächer eingebundenen Atome an den Korngrenzen am Abbau der Gitterverspannungen. Es kann Korngrenzgleiten auftreten, das bei manchen metallischen Werkstoffen in einer sehr großen plastischen Formänderungsfähigkeit mündet. Man bezeichnet dieses Verhalten auch als Superplastizität. Voraussetzung hierfür sind feinkörnige Gefüge, eine geeignete Temperaturführung und niedrige Umformgeschwindigkeiten,

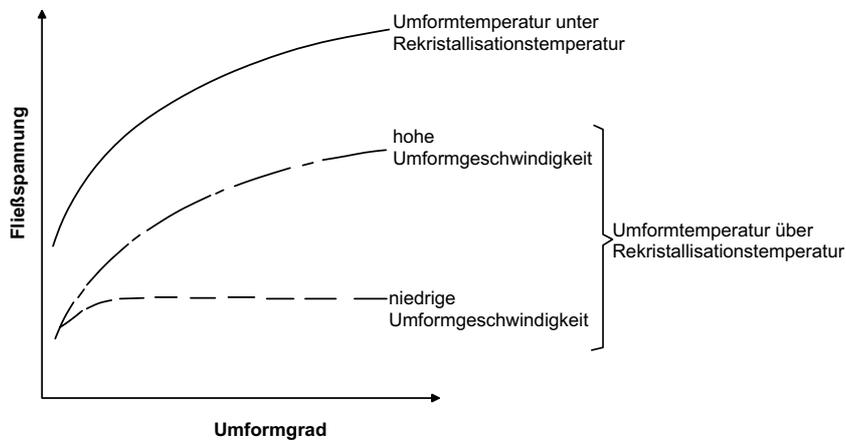


Abbildung 2.11: Einfluss von Umformtemperatur und -geschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve

siehe auch Kapitel 3.4.3 und 4.6.2. Bei superplastischen Werkstoffen kann bei geringen Umformgeschwindigkeiten der Umformgrad mehrere 100 % betragen. Eine wesentliche Grundvoraussetzung ist, dass die Ausgangskorngröße des Werkstoffes sehr klein ist und sich auch während des Umformens nicht vergrößert. Deshalb muss zur Aufrechterhaltung der Superplastizität eine zweite Phase im Werkstoff vorhanden sein. Günstig sind eutektische oder eutektoide Legierungen.

In der Praxis wird die Kaltumformung in vielen Fällen der Warmumformung vorgezogen. Als Vorteile gelten:

- kein Energieaufwand für die Erwärmung,
- geringe Werkzeugbaustoffkosten,
- geringer Einfluss der Umformgeschwindigkeit,
- keine Werkstoffverluste und Nachbehandlungen wegen Zunderbildung,
- keine Maßfehler durch Schwindung,
- bessere Oberflächengüte und
- Festigkeitssteigerung des Bauteils.

Aus den Nachteilen, wie

- größerer Kraft- und Arbeitsbedarf und
- begrenztes Umformvermögen

wird verständlich, dass in der Regel erst dann zur Warmumformung übergegangen wird, wenn zu hohe Kräfte beim Kaltumformen einen Werkzeugbruch

bzw. eine Überlastung der Maschine befürchten lassen, oder wenn die Beanspruchbarkeit des Werkstoffs die geforderte Formänderung nicht zulässt. Auch dann ist zu prüfen, ob eine stufenweise Kaltumformung mit jeweiligem Rekristallisationsglühen wirtschaftlicher ist.

## 2.3 Plastomechanische Grundlagen

### 2.3.1 Gegenüberstellung von Kristallphysik und Kontinuumsmechanik

Für die plastische Formgebung metallischer Werkstückwerkstoffe sind meist große Kräfte bzw. Drücke erforderlich, so dass man sich bei der Auslegung von Umformprozessen mit einem geeigneten Rechenverfahren davon überzeugen muss, ob der angestrebte Prozess mit den vorhandenen Maschinen und Werkzeugen überhaupt realisierbar ist und der Werkstückwerkstoff die geplante Formänderung zulässt. Außerdem möchte man in vielen Fällen wissen, wie sich die mechanischen Eigenschaften des Werkstücks durch den Umformprozess ändern. Eine Möglichkeit wäre, die kristallphysikalischen Vorgänge auf atomarer Ebene zu modellieren und zur Basis von Rechenmodellen zu machen. Dies geschieht mit molekulardynamischen Rechenansätzen [RAPA04]. Diese sind für die fertigungstechnische Praxis noch nicht ausreichend entwickelt, finden jedoch in der Forschung Anwendung. Für die praktische Anwendung wird der Werkstückwerkstoff als ein homogenes Kontinuum angenommen, in dem die physikalischen Größen durch Raum- und Zeitkoordinaten beschrieben werden und ihre Funktionen stetig und differenzierbar sind. Die mit diesen Randbedingungen auftretenden Fehler sind im Allgemeinen tolerierbar. Ohne tiefer auf die mathematischen Einzelheiten plastomechanischer Lösungsmethoden einzugehen, werden im Folgenden die physikalischen Zusammenhänge dargestellt, die für ein Verständnis umformtechnischer Vorgänge erforderlich sind.

### 2.3.2 Der Spannungszustand

Die Kraft, die das Umformwerkzeug auf das Werkstück ausübt, erzeugt im Innern des Werkstücks einen Spannungszustand. Dieser ist im Gegensatz zur vektoriellen Kraft (Tensor erster Stufe) eine doppelt gerichtete Größe, also ein Tensor zweiter Stufe. Zur allgemeinen Beschreibung des Spannungstensors müssen sechs seiner Komponenten, nämlich die Normalspannungen

$$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$$

und die Schubspannungen

$$\tau_{xy} = \tau_{yx}, \tau_{xz} = \tau_{zx}, \tau_{yz} = \tau_{zy}$$