

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 [Abb. 2.1](#) in atomistischer und makroskopischer Betrachtung am Beispiel der Elementarzelle des α -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 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

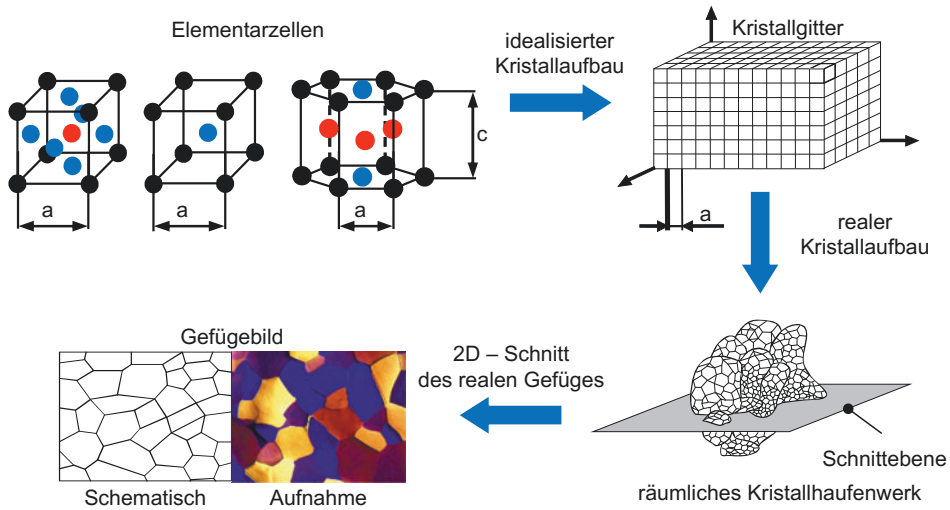


Abb. 2.1 Atomistische und makroskopische Betrachtung des Metallaufbaus; rechts unten: Gefüge schematisch und real; a , c - Gitterkonstanten

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 [Abb. 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 [Abb. 2.3](#). Die wichtigsten Versetzungen sind Stufenversetzungen und Schraubenversetzungen. In [Abb. 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 [Abb. 2.1](#) oben links. 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. [Abb. 2.1](#) (unten links) 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 [Abb. 2.2](#). Der Betrag

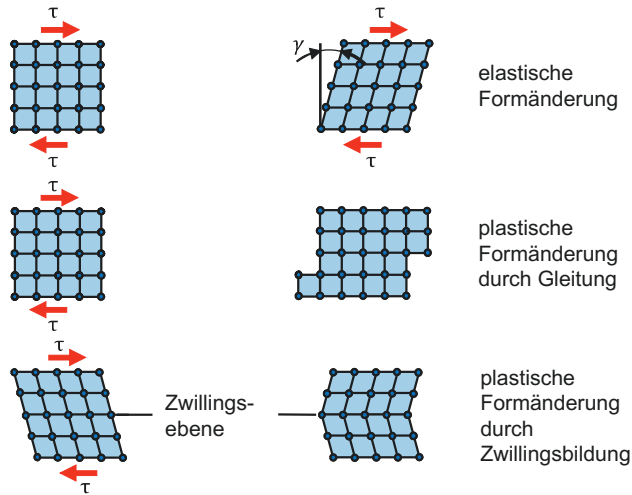


Abb. 2.2 Atomistische Darstellung der elastischen und plastischen Verformung des Kristallgitters

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 τ ergibt sich für die hervorgerufene Schiebung γ 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 [Abschn. 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 [Abb. 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 Zwillings-ebene liegen. Der Betrag der Verschiebung

ist proportional dem Abstand dieser Ebenen von der Zwillingssebene. Der Gitterbereich, der durch Zwillingsbildung deformiert ist, erscheint als Spiegelung des nicht deformierten Bereichs an der Zwillingssebene. 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 zwischenatomaren 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° 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. [Abb. 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.

Da in diesem Fall eine einzelne Atomreihe und nicht eine ganze Ebene wandert, ist die zum Einsatz der Gleitung erforderliche kritische Schubspannung gering. Der theoretisch berechnete Wert der kritischen Schubspannung stimmt mit den experimentellen Werten gut überein.

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. [Abb. 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 [Abb. 2.5](#). Die Zugfestigkeit (R_m), Dehngrenze (R_p) und

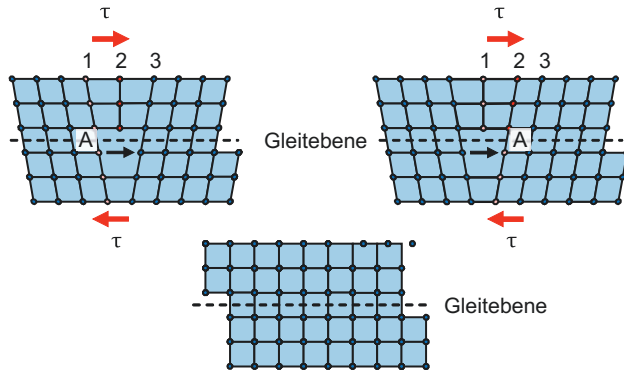


Abb. 2.3 Atomistische Darstellung plastischer Verformung als Versetzungswanderung

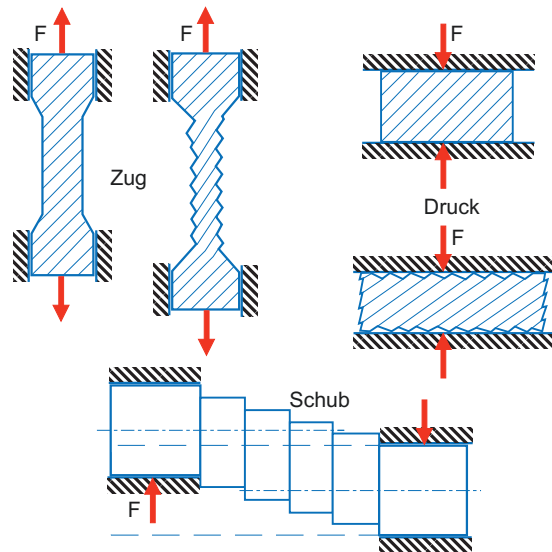


Abb. 2.4 Vereinfachte Darstellung von Gleitvorgängen am Einkristall

Härte (HB) steigen, während die Brucheinschnürung (Z) und die Gleichmaßdehnung (A_{10}) fallen.

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

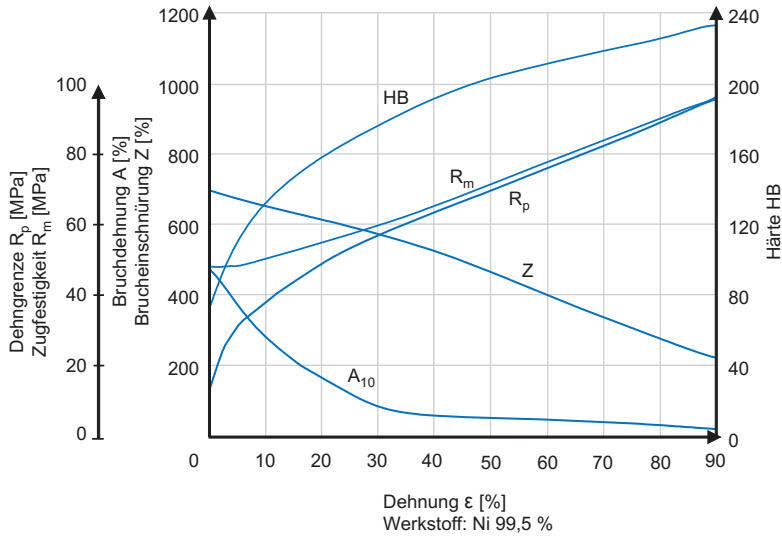


Abb. 2.5 Einfluss des Umformgrades auf Festigkeits- und Verformungskennwerte bei der Kaltumformung am Beispiel von Nickel

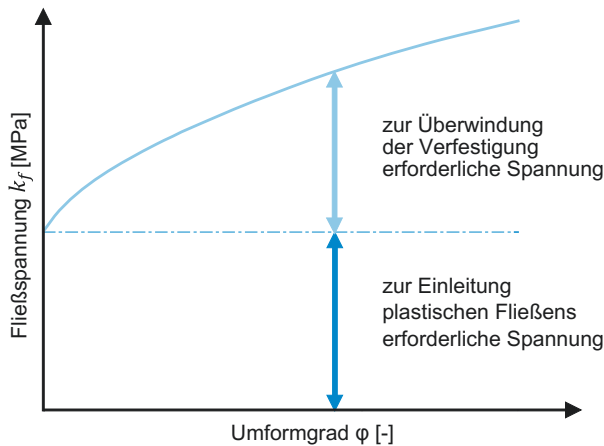


Abb. 2.6 Schematischer Verlauf der Fließkurve eines Einkristalls

Fließens und zur Überwindung der Verfestigung aufgebracht werden muss, siehe [Abb. 2.6](#). Die Fließspannung ist neben dem Umformgrad auch von der Kristallart und Kristallorientierung ([Abb. 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

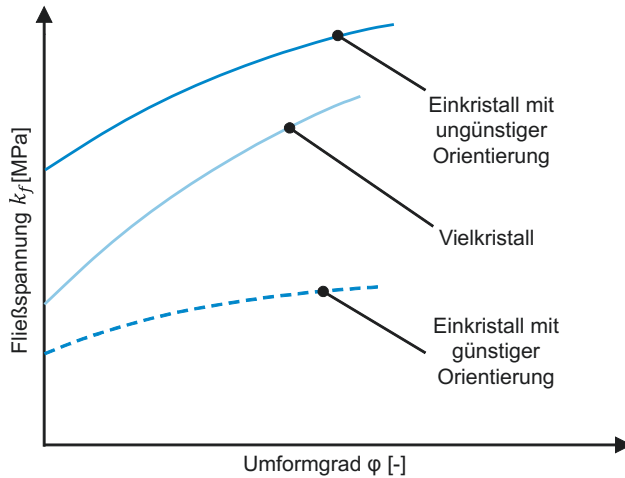


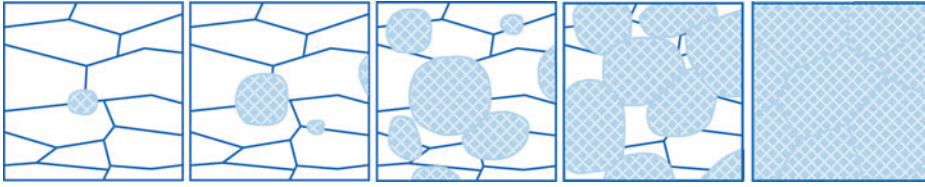
Abb. 2.7 Einfluss von Art und Orientierung der Kristalle auf das Fließverhalten

die Kaltverfestigung verstärken. Dies tritt z. B. dann auf, wenn durch die Gleitvorgänge Umformmartensit entsteht.

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 [Abb. 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



Schematischer Ablauf der Rekristallisation kaltverformten Gefüges

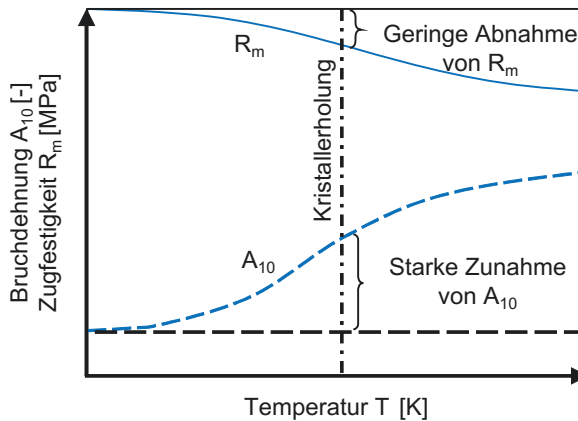


Abb. 2.8 Auswirkung von Kristallerholung und Rekristallisation auf Zugfestigkeit und Dehnung eines kaltverformten Werkstoffs

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 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 Subkorn Grenzen. Die regellos verteilten Versetzungen ordnen sich in Reihen an, so entstehen innerhalb der Körner Kleinwinkelkorn Grenzen. 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 [Abb. 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

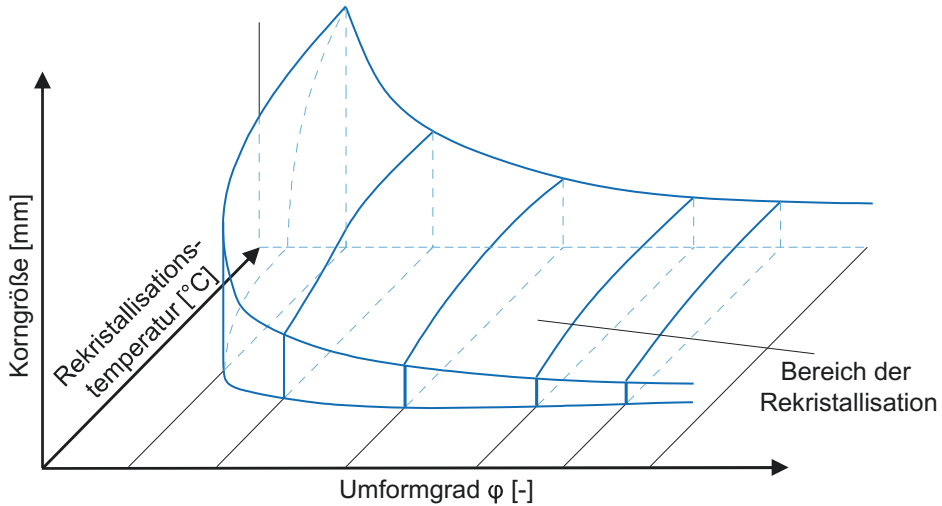


Abb. 2.9 Einfluss von Umformgrad und Temperatur auf die Korngröße bei Rekristallisation [EISE66]

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 Abb. 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 Abb. 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.

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 [Abb. 2.10](#). Prinzipiell ist der Wechsel von Kaltumformung und Rekristallisation beliebig oft wiederholbar.

Wichtig ist bei der Wärmebehandlung allerdings eine genaue Kontrolle der Bedingungen. Wie aus der schematischen Darstellung in [Abb. 2.9](#) ersichtlich ist, wird das rekristallisierte Gefüge bei *kritischen* Kombinationen von Temperatur und Umformgrad

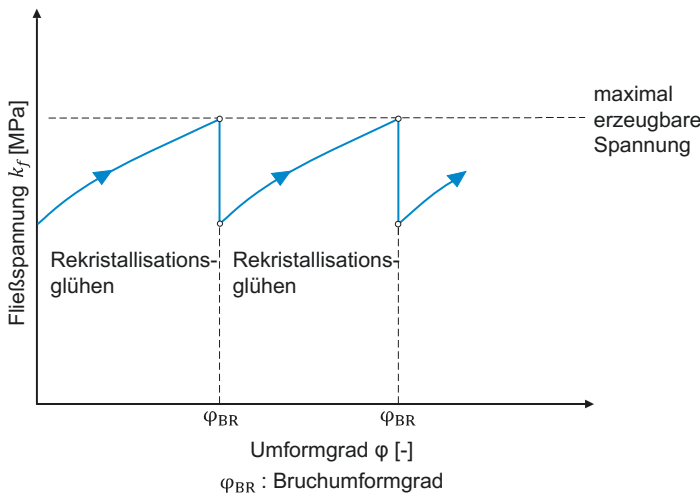


Abb. 2.10 Spannungsbedarf bei Kaltumformung mit zwischengeschaltetem Rekristallisationsglühen

sehr grobkörnig, was sich nachteilig auf die späteren Bauteileigenschaften auswirkt. Die Neigung zur Grobkornbildung 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 °C ($T_R \approx (1536 \text{ K} + 273 \text{ K}) \cdot 0,4 = 723 \text{ K}$). Blei hat einen Schmelzpunkt von $T_S = 327 \text{ °C}$, damit liegt die Rekristallisationstemperatur von Blei bei etwa 3 °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 [Abb. 2.11](#). 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 [Abb. 2.11](#). 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 [Abschn. 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 Korngrenzengleiten 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

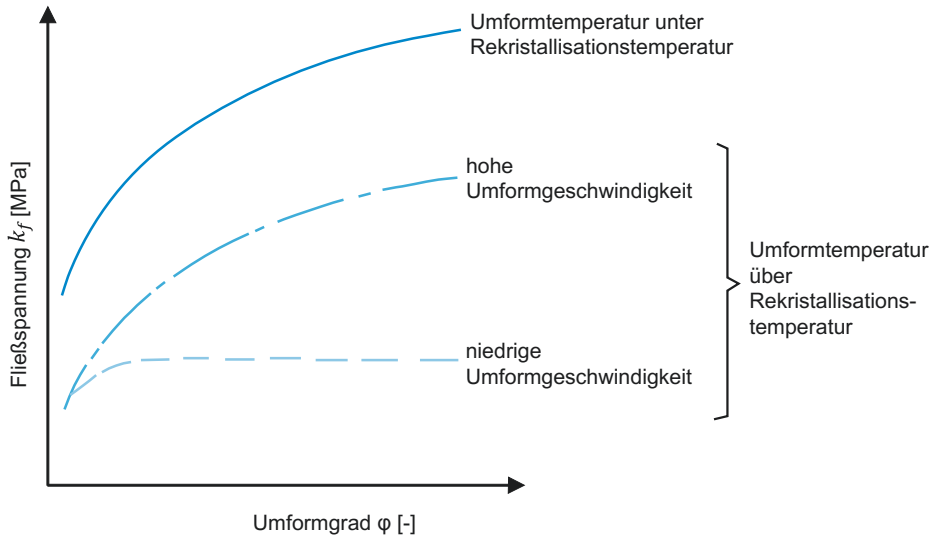


Abb. 2.11 Einfluss von Umformtemperatur und -geschwindigkeit auf den Verlauf der Fließkurve

Temperaturführung und niedrige Umformgeschwindigkeiten, siehe auch [Abschn. 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 Werkstoffes 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

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

bekannt sein. Während sich bei Drehung des Koordinatensystems die Komponenten des Spannungstensors ändern, bleibt die Summe der Normalspannungen konstant. Damit gilt:

$$\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z = \text{const.} \quad (2.4)$$

Die Summe der Normalspannungen ist eine Invariante und entspricht dem dreifachen Wert der mittleren Hauptnormalspannung σ_m , so dass gilt:

$$3\sigma_m = \sigma_x + \sigma_y + \sigma_z. \quad (2.5)$$

Häufig wird σ_m auch durch den hydrostatischen Druck p_m

$$\sigma_m = -p_m \quad (2.6)$$

beschrieben.

Mit [Gleichung 2.5](#) ist damit auch der hydrostatische Druck gegen Drehung des Koordinatensystems invariant. Er wirkt also in allen Richtungen des Kontinuums gleich stark.

In jedem mit äußeren Kräften belasteten Körper können drei senkrecht aufeinander stehende Ebenen definiert werden, in denen die Schubspannungskomponenten des Spannungstensors zu Null werden und in denen nur noch die Normalspannungen σ_1, σ_2 , und σ_3 wirken. Diese Spannungen nennt man Hauptnormalspannungen, die Ebenen heißen Hauptspannungsebenen.

Für die Bezeichnung der Hauptnormalspannungen gilt definitionsgemäß

$$\sigma_1 \geq \sigma_2 \geq \sigma_3 .$$

In vielen Fällen lässt sich die Lage der Hauptspannungsebenen aus der Art der äußeren Belastung des Körpers abschätzen.

In [Abb. 2.12](#), oben, kann bei Reibungsfreiheit vereinfachend angenommen werden, dass in allen Ebenen des Vierkantstabes, die parallel zu den Druckplatten liegen, die durch die Kraft F_3 verursachte Hauptnormalspannung σ_3 wirkt. Der Spannungszustand ist einachsig. Ist der Vierkantstab auch von der Seite her von einem zweiten Stempel-paar mit der Druckkraft F_2 belastet, wird der Spannungszustand zweiachsig, denn außer σ_3 wirkt nun in allen Ebenen, die senkrecht zu F_2 liegen, eine zweite Hauptnormalspannung σ_2 . Schließlich erzeugt man einen dreiachsigen Spannungszustand, wenn ein drittes Stempelpaar die Kraft F_1 auf die noch freien Seiten des Vierkantstabes ausübt und die Hauptnormalspannung σ_1 erzeugt. Die Ebenen, in denen σ_1 wirkt, stehen sowohl senkrecht auf den Wirkebenen von σ_2 als auch auf denen von σ_3 .

Der rechte Teil von [Abb. 2.12](#) enthält die zu den Spannungszuständen gehörenden Mohr'schen Kreise. Mit ihnen können die Komponenten des Spannungstensors für jedes beliebige kartesische Koordinatensystem ermittelt werden.

Ein Sonderfall des allgemeinen Spannungszustandes ist der hydrostatische Spannungszustand. Bei ihm sind die drei Hauptnormalspannungen gleich groß, so dass die Mohr'schen Kreise in einen Punkt zusammenfallen.

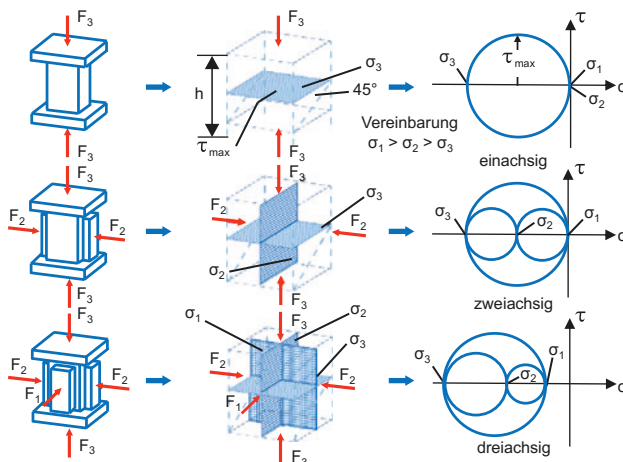


Abb. 2.12 Spannungszustände mit den jeweiligen Mohr'schen Spannungskreisen

Jeder Spannungszustand kann in einen deviatorischen und einen hydrostatischen Anteil zerlegt werden.

	deviatorischer Anteil		hydrostatischer Anteil
$\sigma_1 =$	σ_1'	+	σ_m
$\sigma_2 =$	σ_2'	+	σ_m
$\sigma_3 =$	σ_3'	+	σ_m

Der deviatorische Anteil ist für die Umformung relevant. Die maximalen Schubspannungen und die Lage der Schubspannungen können direkt aus den Mohr'schen Spannungskreisen abgelesen werden. Der hydrostatische Anteil legt die Lage der Mohr'schen Spannungskreise auf der Normalspannungsachse fest. Bei den in [Abb. 2.12](#) gewählten Bedingungen sind ausschließlich Druckspannungszustände berücksichtigt. Wenn Zugspannungen auftreten, verschieben sich die Kreise nach rechts.

2.3.3 Fließbedingung

Die Fließbedingung beantwortet die Frage, wie ein Spannungszustand beschaffen sein muss, damit plastisches Fließen auftritt. Über die Fließbedingung wird ein funktionaler Zusammenhang zwischen der Fließspannung k_f und dem Spannungszustand hergestellt. Dazu wird nachfolgend ein idealisiertes, gedankliches Experiment durchgeführt.

[Abb. 2.13](#) zeigt wieder einen Vierkantstab, der von drei Stempelpaaren allseitig auf Druck belastet werden kann. Die Hauptspannungen im Innern des Probestabes sollen sich unabhängig voneinander aufbauen, so dass F_3 σ_3 , F_2 σ_2 und F_1 σ_1 erzeugt. Der Fließbeginn wird durch eine bleibende Formänderung des Werkstücks angezeigt.

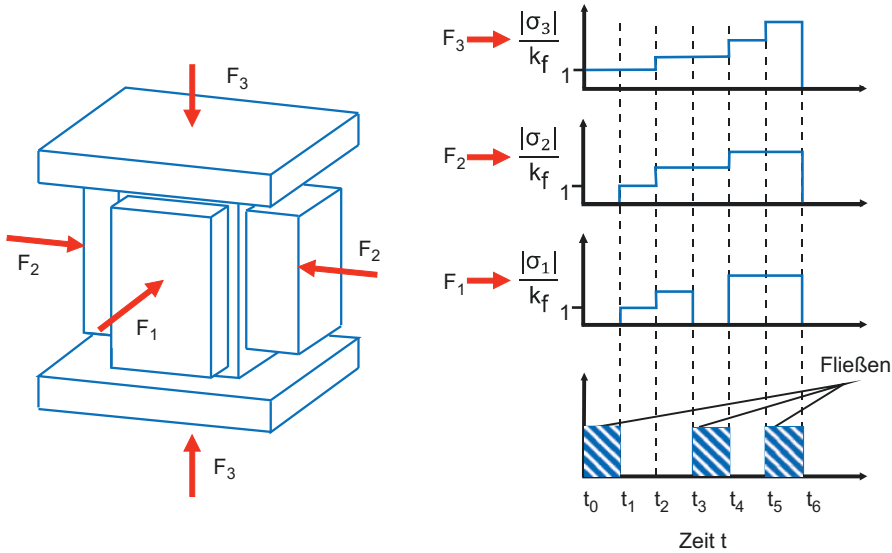


Abb. 2.13 Fließbeginn

Zunächst wird F_3 aufgebracht und so lange gesteigert, bis sich plastisches Fließen einstellt (t_0 bis t_1). Der Spannungszustand ist einachsig und die einzige vorhandene Hauptnormalspannung σ_3 entspricht der Fließspannung

$$\sigma_3 = -k_f. \quad (2.7)$$

Nun werden durch die seitlichen Stempelkräfte F_2 und F_1 die Spannungen $\sigma_2 = -k_f$ und $\sigma_1 = -k_f$ erzeugt und es wird beobachtet, dass das Fließen unterbrochen wird (t_1 bis t_2). Auch wenn während der Zeit t_2 bis t_3 alle Stempelkräfte gleichmäßig verdoppelt werden, setzt das Fließen nicht wieder ein. Nimmt man dagegen zwischen t_3 und t_4 eine einzelne Stempelkraft, etwa F_1 , weg, so setzt das Fließen wieder ein, wenn die verbleibenden Stempelkräfte zwischen t_3 und t_4 konstant bleiben. Erneutes Fließen wäre auch dann nicht zu beobachten, wenn zwischen t_4 und t_5 alle Kräfte gleichmäßig gesteigert würden. Erst wenn zwischen t_5 und t_6 eine der Kräfte alleine weiter erhöht wird, setzt das Fließen wieder ein. Ganz ähnlich hinsichtlich des Fließbeginns würde der Versuch ablaufen, wenn die Stempel an den Seiten des Vierkantstabes ziehen und damit Zugspannungen erzeugen könnten. Zusammenfassend legt das beschriebene Experiment folgende Schlüsse nahe, siehe [Abb. 2.13](#):

- Der Fließbeginn ist eine Funktion aller Hauptnormalspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 ;
- er ist *keine* Funktion der mittleren Hauptnormalspannung σ_m ,

$$\sigma_m = \frac{1}{3} (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$$

und muss damit

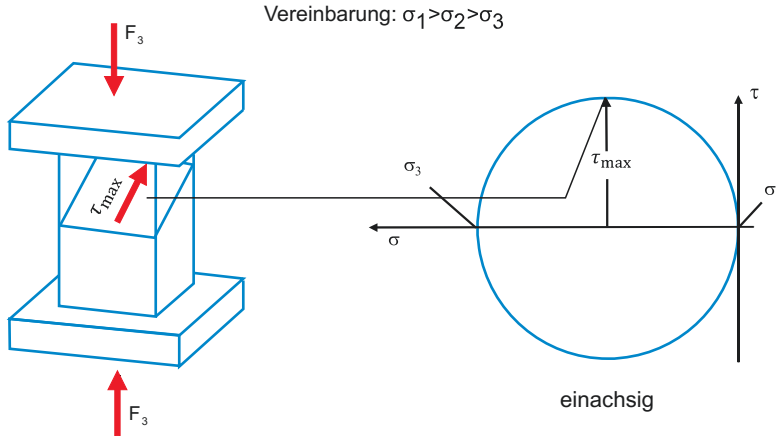


Abb. 2.14 Fließbedingung nach Tresca

- eine Funktion des deviatorischen Anteils des Spannungstensors, also eine Funktion der absoluten Beträge der Differenzen der Hauptnormalspannung sein:

$$g(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_1 - \sigma_3|, |\sigma_2 - \sigma_3|) = 0. \quad (2.8)$$

Die in der Regel verwendeten formelmäßigen Beziehungen für g sind mit unterschiedlichem physikalischen und mathematischen Hintergrund von Tresca (1864) [TRES64] und später von v. Mises (1913) [MISE13] angegeben worden.

Nach der Schubspannungshypothese von Tresca ist das plastische Fließen nur abhängig von den Schubspannungen und setzt ein, wenn die größte Schubspannung den Wert $\tau_{max} = k$ erreicht, siehe Abb. 2.14.

Die größte Schubspannung kann man am Mohr'schen Kreis ablesen. Sie entspricht dem Radius des größten Spannungskreises bzw. der Hälfte der größten Hauptspannungsdifferenz, so dass man die Fließbedingung nach Tresca auch so formulieren kann:

$$\max \{ |\sigma_i - \sigma_j| \} = k_f = 2k, \quad (2.9)$$

(i und j laufen von 1 bis 3, $i \neq j$)

Für den in Abb. 2.14 gezeigten Fall gilt:

$$k_f = |\sigma_1 - \sigma_3| = 2\tau_{max}.$$

Der Fließbedingung nach v. Mises liegt ein energetischer Ansatz zugrunde. Bevor in einem Volumenelement des Werkstücks plastisches Fließen auftritt, muss ihm mechanische Energie w zugeführt werden.

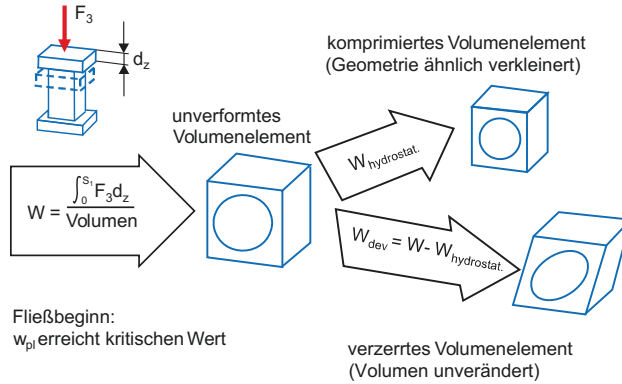


Abb. 2.15 Fließbedingung nach v. Mises

Die Energie w teilt sich auf in einen Anteil w_m , der lediglich das Volumen verändert, und in einen Anteil w_{pl} , der bei konstantem Volumen die Gestalt des Körpers verzerrt. Da metallische Werkstoffe, von Gitterumwandlungen und Ausscheidungen abgesehen, ihr Volumen nicht bleibend, also plastisch verändern, kann w_m nur elastisch gespeichert werden und nicht zum plastischen Fließen beitragen. Spaltet man w_m von w ab, dann bleibt der Anteil w_{pl} übrig, der bestrebt ist, das Volumenelement zu verzerren und plastisches Fließen herbeizuführen, siehe [Abb. 2.15](#).

Mit Hilfe des Hooke'schen Gesetzes kann man w_{pl} als Funktion der Hauptspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 sowie des Schubmoduls G formulieren:

$$w_{pl} = \frac{1}{12G} \left\{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right\}. \quad (2.10)$$

Die Fließbedingung kann nun folgendermaßen ausgesprochen werden: In einem Volumenelement des Werkstücks tritt dann plastisches Fließen auf, wenn w_{pl} einen kritischen Wert erreicht. Da dieser kritische Wert nicht von der Art des Spannungszustandes abhängig ist, kann er beispielsweise im Zugversuch ($\sigma_1 = k_f, \sigma_2 = \sigma_3 = 0$) oder im Stauchversuch ($\sigma_3 = -k_f, \sigma_2 = \sigma_1 = 0$) ermittelt werden.

Setzt man

$$(w_{pl})_{\text{Zug-/Stauchversuch}} = (w_{pl})_{\text{allgemein}}$$

dann liefert [Gleichung 2.10](#)

$$\frac{1}{12G} \cdot 2 \cdot k_f^2 = \frac{1}{12G} \cdot \left\{ (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right\} \quad (2.11)$$

die Fließbedingung nach v. Mises:

$$(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 = 2k_f^2 \quad (2.12)$$

oder

$$(\sigma_1 - \sigma_m)^2 + (\sigma_2 - \sigma_m)^2 + (\sigma_3 - \sigma_m)^2 = \frac{2}{3} k_f^2. \quad (2.13)$$

Die Fließbedingungen von Tresca und v. Mises weichen je nach Spannungszustand nur wenig voneinander ab. Bei reinem Zug- oder Druckspannungszustand liefern sie gleiche Ergebnisse; bei reiner Torsion beträgt der maximale Unterschied 15 %. Versuche haben gezeigt, dass das Fließverhalten technischer Werkstückwerkstoffe durch die Fließbedingung nach v. Mises etwas besser beschrieben wird als durch die Fließbedingung nach Tresca [LANG90a].

Bei umformtechnischen Berechnungen entscheiden meist arithmetische Gründe darüber, mit welcher Fließbedingung gerechnet wird. So kann die Fließbedingung nach Tresca vorteilhaft sein, weil sie die Hauptspannungen nur als lineare Terme enthält; allerdings muss man vor der Rechnung ermitteln, welche Hauptspannungsdifferenz maximal wird. Dieser Nachteil tritt bei der Fließbedingung nach v. Mises nicht auf; sie ist eine stetig differenzierbare Funktion aller Hauptspannungen. Nachteilig können sich dabei die quadratischen Hauptspannungsterme auswirken.

2.3.4 Kinematik des Kontinuums

Erfüllt der Spannungszustand die Fließbedingung, tritt also im Innern des Werkstücks plastisches Fließen auf, dann möchte man wissen, wie sich die Geometrie des Werkstücks während des plastischen Fließens verändert. In klassischen Spannungs-Dehnungs-Diagrammen, bei denen im einachsigen Zugversuch wichtige Festigkeits- und Duktilitätskenngrößen aufgenommen werden, werden die Dehnungen und die Spannungen im Allgemeinen auf die Ausgangsgrößen bezogen, siehe auch S. 114. Die Spannung σ ist gleich dem Verhältnis F/A_0 und die Dehnung ε entspricht dem Verhältnis $\Delta l/l_0$. Die Bezugsgrößen sind hierbei die Querschnittsfläche A_0 und die Ausgangslänge l_0 . Für Festigkeitsberechnungen in der Konstruktion sind diese Kennwerte im Allgemeinen ausreichend, weil die Bauteile festigkeitsmäßig im elastischen Bereich ausgelegt werden. Hier sind die Dehnungen und auch die Querschnittsänderungen gering. Das Verhalten der Werkstoffe oberhalb der Fließgrenze interessiert in diesem Fall insoweit, als hieraus Informationen abgeleitet werden können, ob der Werkstoff außerhalb des elastischen Bereiches eher spröde oder duktil reagiert.

In der Umformtechnik steht dagegen die Plastizität der Werkstoffe im Vordergrund. Hier wird deshalb mit wahren Spannungs- und wahren Dehnungskennwerten gearbeitet. Bei der wahren Spannung wird die Umformkraft auf die tatsächliche (wahre) Fläche bezogen. Die wahre Spannung wird meist als Formänderungsfestigkeit oder Fließspannung k_f bezeichnet. Ebenso werden die Dehnungen auf den tatsächlichen, sich mit der Verformung ändernden Bezugswert (den wahren Wert) bezogen. In der deutschen Literatur wird die wahre Dehnung mit dem Buchstaben φ gekennzeichnet. Für die bezogene Dehnung wird üblicher Weise der Buchstabe ε verwendet. In der englischsprachigen Literatur wird diese

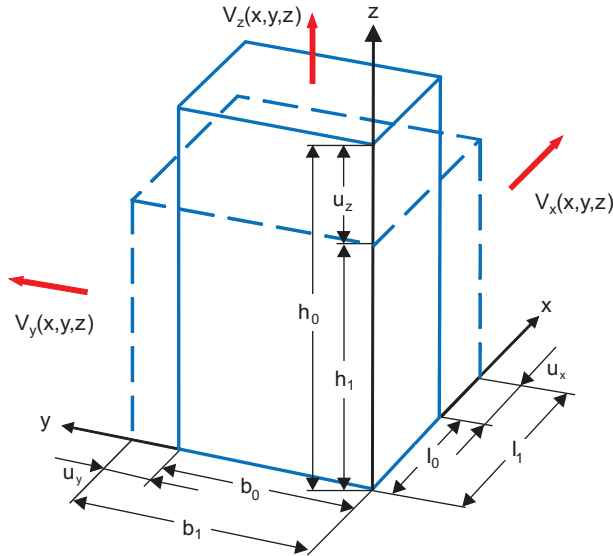


Abb. 2.16 Kinematik eines idealisierten Stauchprozesses

Unterscheidung nicht vorgenommen. Hier wird sowohl für die bezogene Dehnung (Nenndehnung) als auch für die wahre Dehnung (Umformgrad) die Bezeichnung ε verwendet. Welche Größe gemeint ist, wird dabei häufig erst aus dem Kontext ersichtlich.

Das folgende Beispiel zeigt, weshalb die Nenndehnungen zur Beschreibung plastischer Formänderungen nicht geeignet sind.

Es sei zunächst angenommen, dass die Stempelverschiebung u_z in [Abb. 2.16](#) klein gegenüber der Höhe h_0 des Vierkantstabes ist. Dann gilt für die Hauptdehnung ε_3

$$\varepsilon_3 = \frac{h_1 - h_0}{h_0} = -\frac{u_z}{h_0}. \quad (2.14)$$

Würde man durch Stauchen eine Höhenreduktion um 50 % vornehmen, so wäre

$$\varepsilon_3 = \frac{(0,5h_0 - h_0)}{h_0} = -0,5.$$

Bei einer weiteren Höhenreduktion um 50 % erfährt der Werkstückwerkstoff wieder eine Dehnung von $\varepsilon_3 = -0,5$. Errechnet man die Dehnung aber mit der Ausgangshöhe h_0 , so ergibt sich

$$\varepsilon_3 = \frac{(0,25h_0 - 0,5h_0)}{h_0} = -0,25.$$

Diese Überlegung verdeutlicht, dass bei großen Dehnungen, wie sie in der Umformtechnik auftreten, eine feste Bezugsgröße zur Berechnung der Dehnung nicht verwendet werden darf.

Eine geeignete Größe ist dagegen die wahre Dehnung, für die der griechische Buchstabe φ eingeführt wird. Ihr liegt als Bezugsgröße die momentane geometrische Konfiguration des Kontinuums zugrunde. Für eine kleine Stempelschiebung du_z in Abb. 2.16 beträgt der Zuwachs an Dehnung

$$d\varphi_3 = \frac{du_z}{h} \quad (2.15)$$

Wird der Vierkantstab von der Höhe h_0 auf die Höhe h_1 gestaucht, gilt:

$$\varphi_3 = \int_{h_0}^{h_1} \frac{du_z}{h} = \int_{h_0}^{h_1} \frac{dh}{h} = \ln \frac{h_1}{h_0} . \quad (2.16)$$

Diese Größe heißt Umformgrad, logarithmische Dehnung oder wahre Dehnung. Der Umformgrad ist positiv, wenn eine Strecke gedehnt wird und negativ, wenn eine Strecke gestaucht wird. Wie in z-Richtung, so lassen sich für die x- und y-Richtung zwei weitere Umformgrade

$$\varphi_1 = \int_{l_0}^{l_1} \frac{dl}{l} = \ln \frac{l_1}{l_0}$$

und

$$\varphi_2 = \int_{b_0}^{b_1} \frac{db}{b} = \ln \frac{b_1}{b_0} \quad (2.17)$$

eingeführen.

Bezug nehmend auf das Beispiel in Abb. 2.16 ergibt sich unter Verwendung des Umformgrades zur Beschreibung des abgebildeten Stauchvorgangs für die erste Höhenreduktion von h_0 auf h_1 :

$$\varphi_3 = \ln \frac{h_1}{h_0} = \ln \frac{0,5h_0}{h_0} = \ln 0,5 \approx -0,69 .$$

Für die zweite Höhenreduktion von h_1 auf h_2 ergibt sich:

$$\varphi_3 = \ln \frac{h_2}{h_1} = \ln \frac{0,25h_0}{0,5h_0} = \ln 0,5 \approx -0,69 .$$

Im Unterschied zu den Nenndehnungen sind die Umformgrade für beide Höhenreduktionen gleich.

Bei vielen umformtechnischen Problemen liegen die Verhältnisse nicht so einfach wie in dem in [Abb. 2.16](#) beschriebenen, idealisierten Stauchprozess, bei dem eine homogene, d. h. in allen Punkten des Kontinuums gleich verteilte Umformung angenommen wird. Die Bestimmung der Umformgrade bereitet dann je nach Problemstellung große Schwierigkeiten, und es kann sich als vorteilhaft erweisen, mit Umformgeschwindigkeiten zu rechnen. Die Umformgeschwindigkeiten ergeben sich durch Differenzieren des Geschwindigkeitsfeldes $v_x(x, y, z)$, $v_y(x, y, z)$, $v_z(x, y, z)$:

$$\begin{aligned}\dot{\varphi}_1 &= \frac{\partial v_x}{\partial x} , \\ \dot{\varphi}_2 &= \frac{\partial v_y}{\partial y} \text{ und} \\ \dot{\varphi}_3 &= \frac{\partial v_z}{\partial z} .\end{aligned}\tag{2.18}$$

Dehnung und Dehnungsgeschwindigkeiten sind Tensoren zweiter Stufe. Während für den Sonderfall in [Abb. 2.16](#) die über die Gleichung 2.16 und 2.17 definierten Umformgrade den Hauptdehnungen entsprechen, sind die über [Gleichung 2.18](#) definierten Umformgeschwindigkeiten die Hauptdehnungsgeschwindigkeiten.

Bei einer allgemeinen Lage des Koordinatensystems lauten die Koordinaten des Dehnungstensors

$$\begin{aligned}\varphi_x, \varphi_y, \varphi_z, \\ \varphi_{xy} = \varphi_{yx}, \varphi_{yz} = \varphi_{zy}, \varphi_{zx} = \varphi_{xz}\end{aligned}\tag{2.19}$$

und die des Tensors der Dehnungsgeschwindigkeiten

$$\begin{aligned}\dot{\varphi}_1 &= \frac{\partial v_x}{\partial x} , \quad \dot{\varphi}_2 = \frac{\partial v_y}{\partial y} , \quad \dot{\varphi}_3 = \frac{\partial v_z}{\partial z} , \\ \dot{\varphi}_{xy} &= \dot{\varphi}_{yx} = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x} \right\} , \\ \dot{\varphi}_{yz} &= \dot{\varphi}_{zy} = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y} \right\} \text{ und} \\ \dot{\varphi}_{xz} &= \dot{\varphi}_{zx} = \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_x}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial x} \right\} .\end{aligned}\tag{2.20}$$

Aus [Gleichung 2.19](#) und 2.20 geht hervor, dass der Dehnungstensor und der Tensor der Dehnungsgeschwindigkeiten ähnlich aufgebaut sind wie der Spannungstensor. Vor allem lassen sich beide in ihre deviatorischen und hydrostatischen Anteile zerlegen. Der deviatorische Anteil ist ein Maß für die Verzerrung (Dehnungstensor) bzw.

Verzerrungsgeschwindigkeit des Kontinuums (Dehnungsgeschwindigkeitstensor). Der hydrostatische Anteil entspricht der Volumenänderung bzw. der Volumenänderungsgeschwindigkeit des Kontinuums.

2.3.5 Volumenkonstanz

Bei plastischen Fließvorgängen bleibt das Volumen des Kontinuums so gut wie unverändert. Aus diesem Grunde werden die durch den hydrostatischen Spannungsanteil beschriebenen Dehnungen und Dehnungsgeschwindigkeiten gleich null. Zum Beweis zeigt [Abb. 2.17](#) wieder den Vierkantstab mit den Kantenlängen h_0 , b_0 , l_0 vor dem Stauchen und h_1 , b_1 , l_1 nach dem Stauchen.

Die Volumenkonstanz fordert dann

$$h_1 \cdot b_1 \cdot l_1 = h_0 \cdot b_0 \cdot l_0.$$

Dividiert man bei der zuletzt angegebenen Gleichung die linke Seite durch die rechte Seite und logarithmiert dann, so erhält man

$$\ln \left(\frac{h_1}{h_0} \cdot \frac{b_1}{b_0} \cdot \frac{l_1}{l_0} \right) = \ln 1 = 0$$

und damit

$$\ln \frac{h_1}{h_0} + \ln \frac{b_1}{b_0} + \ln \frac{l_1}{l_0} = \varphi_1 + \varphi_2 + \varphi_3 = 0. \quad (2.21)$$

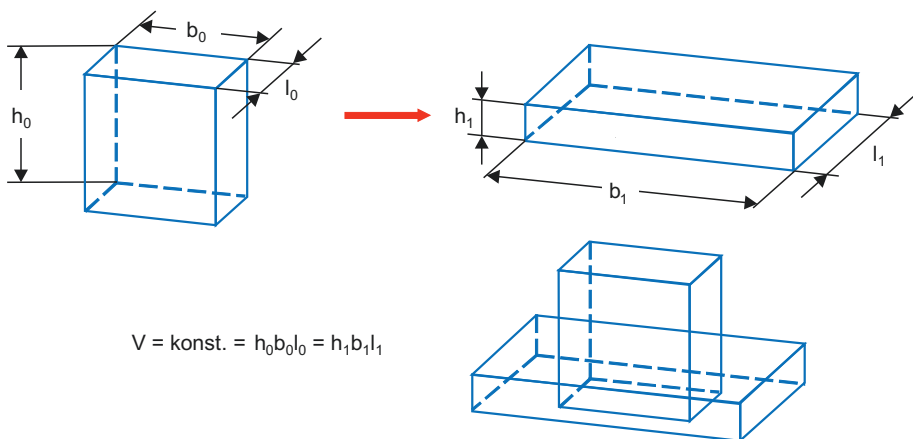


Abb. 2.17 Volumenkonstanz bei Umformvorgängen [[LANG90a](#)]

Da sich ähnliche Überlegungen auch für die Umformgeschwindigkeiten anstellen lassen, gilt ebenfalls

$$\dot{\varphi}_1 + \dot{\varphi}_2 + \dot{\varphi}_3 = 0 . \quad (2.22)$$

2.3.6 Fließgesetz

Wurden Spannungen und Verformungen bisher getrennt behandelt, so benötigt man für plastomechanische Berechnungen ein Gesetz, mit dem der Zusammenhang zwischen Spannungen und Dehnungen mathematisch beschrieben wird.

Dazu sei wieder das Stauchen des Vierkantstabes betrachtet. Beim Aufbringen der Stauchkraft treten zunächst elastische Dehnungen auf, die wegen des Hooke'schen Gesetzes den Spannungen proportional sind. Nach Erreichen der Fließgrenze bleibt die Spannung $\sigma_3 = -k_f$ in etwa konstant, während bei weiterem Stauchen die Beträge der Dehnungen $\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$ monoton anwachsen. Es kann also im plastischen Bereich ein ähnlich einfacher Zusammenhang wie das Hooke'sche Gesetz nicht angegeben werden. Außerdem muss bei realen Umformprozessen auch davon ausgegangen werden, dass die Hauptachsen des Spannungstensors ihre Richtungen ändern, so dass Spannungs- und Dehnungstensor nicht mehr die gleichen Hauptrichtungen aufweisen.

Um diese Schwierigkeit zu überwinden, zerlegt man den Umformvorgang in kleine Schritte und betrachtet den Tensor des Dehnungszuwachses; er hat die Hauptwerte

$$d\varphi_1, d\varphi_2, d\varphi_3.$$

Da die Hauptachsen dieses Tensors nun bei jedem Umformschritt mit den Hauptachsen des Spannungstensors zusammenfallen, kann eine Proportionalität zwischen beiden Tensoren angesetzt werden. Allerdings ist zu beachten, dass aufgrund von [Gleichung 2.21](#) auch die Spur des Tensors des Dehnungszuwachses verschwinden muss, so dass für die Proportionalität nur der deviatorische Anteil des Spannungstensors in Betracht kommt:

$$\begin{aligned} d\varphi_1 &= d\lambda (\sigma_1 - \sigma_m) , \\ d\varphi_2 &= d\lambda (\sigma_2 - \sigma_m) \text{ und} \\ d\varphi_3 &= d\lambda (\sigma_3 - \sigma_m) . \end{aligned} \quad (2.23)$$

Durch Division mit dt lässt sich [Gleichung 2.23](#) auch in die Form

$$\begin{aligned} \dot{\varphi}_1 &= \dot{\lambda} (\sigma_1 - \sigma_m) , \\ \dot{\varphi}_2 &= \dot{\lambda} (\sigma_2 - \sigma_m) \text{ und} \\ \dot{\varphi}_3 &= \dot{\lambda} (\sigma_3 - \sigma_m) \end{aligned} \quad (2.24)$$

bringen. Bei allgemeiner Lage des Koordinatensystems geht [Gleichung 2.24](#) über in

$$\begin{aligned}
\dot{\varphi}_x &= \frac{\partial v_x}{\partial x} = \dot{\lambda} \{ \sigma_x - \sigma_m \} , \\
\dot{\varphi}_y &= \frac{\partial v_y}{\partial y} = \dot{\lambda} \{ \sigma_y - \sigma_m \} , \\
\dot{\varphi}_z &= \frac{\partial v_z}{\partial z} = \dot{\lambda} \{ \sigma_z - \sigma_m \} , \\
\dot{\varphi}_{xy} &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_x}{\partial y} + \frac{\partial v_y}{\partial x} \right\} = \dot{\lambda} \tau_{xy} , \\
\dot{\varphi}_{yz} &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_y}{\partial z} + \frac{\partial v_z}{\partial y} \right\} = \dot{\lambda} \tau_{yz} \text{ und} \\
\dot{\varphi}_{zx} &= \frac{1}{2} \left\{ \frac{\partial v_z}{\partial x} + \frac{\partial v_x}{\partial z} \right\} = \dot{\lambda} \tau_{zx} .
\end{aligned} \tag{2.25}$$

Die [Gleichungen 2.23](#) bis [2.25](#) heissen Fließgesetz oder Fließregel . Das Fließgesetz beschreibt gemeinsam mit der Fließbedingung das Stoffverhalten des Werkstückwerkstoffs im Zustand plastischen Fließens.

Dabei sind $d\lambda$ bzw. $\dot{\lambda}$ skalare Größen, aber keine Konstanten; denn sonst würde eine Verdoppelung etwa der Dehnungsgeschwindigkeit auch zu einer Verdoppelung der Spannung führen.

Für die Herleitung eines funktionalen Zusammenhangs für $\dot{\lambda}$ wird [Gleichung 2.24](#) Zeile für Zeile quadriert und anschließend summiert:

$$\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + \dot{\varphi}_3^2 = \dot{\lambda}^2 \left\{ (\sigma_1 - \sigma_m)^2 + (\sigma_2 - \sigma_m)^2 + (\sigma_3 - \sigma_m)^2 \right\} \tag{2.26}$$

Auch während des plastischen Fließens muss der Spannungszustand ständig die Fließbedingung erfüllen. Daher kann mit [Gleichung 2.13](#) die rechte Seite von [Gleichung 2.26](#) durch die Fließbedingung nach v. Mises ersetzt werden,

$$\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + \dot{\varphi}_3^2 = \dot{\lambda}^2 \frac{2}{3} k_f^2 \tag{2.27}$$

so dass für $\dot{\lambda}$

$$\dot{\lambda} = \frac{\sqrt{\frac{3}{2} (\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + \dot{\varphi}_3^2)}}{k_f} \tag{2.28}$$

oder mit Dehnungsinkrementen für $d\lambda$

$$d\lambda = \frac{\sqrt{\frac{3}{2} (d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + d\varphi_3^2)}}{k_f} \tag{2.29}$$

gilt.

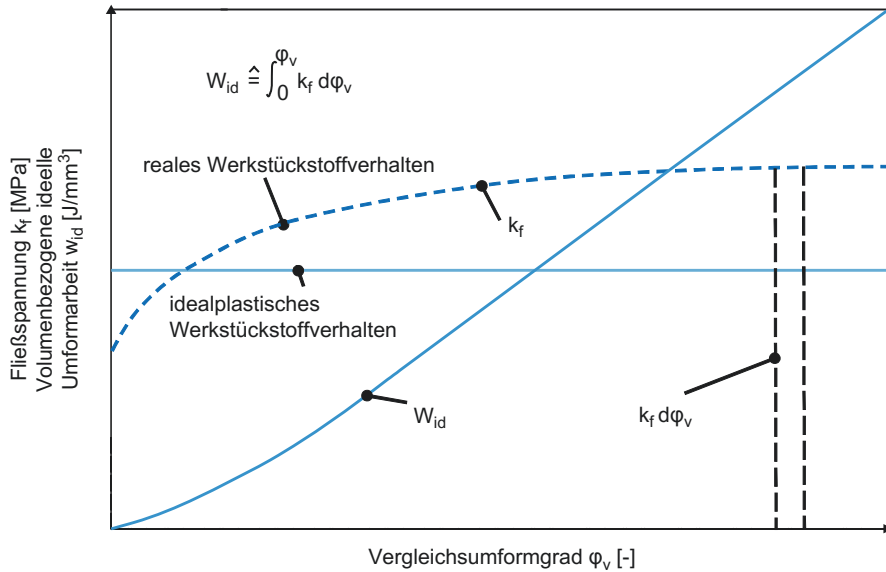


Abb. 2.18 Schematische Darstellung einer Fließkurve

Ist in [Gleichung 2.28](#) und [2.29](#) die Fließspannung k_f konstant, so liegt ideal plastisches Werkstoffverhalten vor. Die Fließkurve in [Abb. 2.18](#) hat dann einen horizontalen Verlauf. Zur Berücksichtigung realen Werkstückwerkstoffverhaltens wird k_f als Funktion des Umformgrades, der Umformgeschwindigkeit und auch der Temperatur ermittelt. Dazu werden Fließkurven experimentell ermittelt. Dies geschieht in einachsigen Versuchen, siehe S. [113](#). Daher muss man zwischen dem allgemeinen Formänderungszustand des betrachteten Umformvorgangs und dem speziellen einachsigen Umformvorgang, mit dem die Fließkurve ermittelt wurde, eine rechnerische Verbindung herstellen.

Es sei dazu angenommen, dass die Fließkurve eines Werkstückwerkstoffs mit dem bereits beschriebenen idealisierten Stauchversuch aufgenommen wurde. Die einzige von Null verschiedene Hauptspannung ist während des Stauchens $\sigma_3 = -k_f$. Mit [Gleichung 2.23](#) und [2.29](#) kann für den Dehnungszuwachs $d\varphi_3$ in Stauchrichtung geschrieben werden:

$$d\varphi_3 = -\frac{\sqrt{\frac{3}{2} (d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + d\varphi_3^2)}}{k_f} \left(k_f - \frac{1}{3} k_f \right) \quad (2.30)$$

$$d\varphi_3 = -\sqrt{\frac{2}{3} (d\varphi_1^2 + d\varphi_2^2 + d\varphi_3^2)}$$

Aus [Gleichung 2.30](#) kann folgende Aussage abgeleitet werden: Wird ein Volumenelement in der Zeit dt durch einen allgemeinen Umformvorgang um $d\varphi_1$, $d\varphi_2$, $d\varphi_3$ umgeformt,

so entspricht diese Dehnung bei gleichem Werkstückwerkstoffverhalten dem Dehnungszuwachs $d\varphi_3$ in Zug- oder Stauchrichtung eines einachsigen Zug- oder Stauchversuchs.

Durch Integration gelangt man zu einer Größe

$$\varphi_v = \sqrt{\frac{2}{3} (\varphi_1^2 + \varphi_2^2 + \varphi_3^2)}, \quad (2.31)$$

die Vergleichsdehnung oder Vergleichsumformgrad heißt.

Ganz ähnlich lässt sich mit [Gleichung 2.24](#) und [2.28](#) die Vergleichsdehnungsgeschwindigkeit bzw. die Vergleichsumformgeschwindigkeit einführen:

$$\dot{\varphi}_v = \sqrt{\frac{2}{3} (\dot{\varphi}_1^2 + \dot{\varphi}_2^2 + \dot{\varphi}_3^2)} \quad (2.32)$$

Mit [Gleichung 2.31](#) und [2.32](#) kann die Aussage einer Fließkurve auf allgemeine Umformprozesse übertragen werden. Beide Gleichungen bilden damit eine wichtige Grundlage für die Berechnung umformtechnischer Probleme.

2.3.7 Grenzen der plastischen Umformung

In der Literatur werden zur Beschreibung der Grenzen der plastischen Umformung das Formänderungsvermögen und die Grenzformänderung verwendet. Das Formänderungsvermögen ist eine materialspezifische Größe, die den Umformprozess einschränkt, während die Grenzformänderung eine prozessspezifische Größe ist. Diese beiden Kenngrößen werden im Folgenden näher erläutert.

2.3.7.1 Formänderungsvermögen

Das Formänderungsvermögen ist ein allgemeiner Ausdruck für die Eigenschaft eines metallischen Werkstoffs, bleibende Formänderungen ohne Schädigung (Rissbildung oder Bruch) zu ertragen [[VDI76](#)]. Als Maß für das Formänderungsvermögen des Werkstoffs wird oft der Bruchumformgrad φ_{vB} benutzt. Der Bruchumformgrad ist allerdings nicht nur vom Werkstoff abhängig, sondern viel entscheidender sind die Werkstücktemperatur und der auftretende Spannungszustand während des gesamten Umformprozesses [[KOPP99](#)]. Das werkstückseitige Versagen, welches das Formänderungsvermögen beschreibt, hängt von folgenden Größen ab:

- Werkstückwerkstoff,
- Werkstücktemperatur,
- Umformgeschwindigkeit und
- Art des Spannungszustands im Werkstück.

Werkstückwerkstoff

Der Zustand des Werkstoffs ergibt sich aus der chemischen Zusammensetzung (z. B. Legierungselemente), dem Werkstoffgefüge (z. B. Korngröße), der Wärmebehandlung (z. B. Weichglühen, Rekristallisationsglühen, Anlassen, Vergüten) sowie den Bearbeitungsschritten im Laufe der Bauteilherstellung (z. B. Gießen, Schmieden, Walzen) [GRÄF93]. Der Werkstoffzustand hat somit einen großen Einfluss auf das Formänderungsvermögen des Werkstoffs. Eine weitere Detaillierung soll hier nicht vorgenommen werden, dafür sei an dieser Stelle auf das [Abschn. 2.7.1.2](#) hingewiesen.

Werkstücktemperatur

In der Regel erhöht sich mit zunehmender Werkstücktemperatur das Formänderungsvermögen des Werkstoffs. Der Grund dafür sind die Erholungs- und Rekristallisationsvorgänge während der Umformung, siehe [Abschn. 2.2.3](#) und [2.2.4](#). Bei Kohlenstoffstählen zeigt der Blausprödigkeitsbereich zwischen 200 °C und 400 °C eine Ausnahme dieses Verhaltens, siehe [Abschn. 3.2](#). Der Temperatureinfluss eines Werkstoffs kann mit Hilfe des Kerbschlagbiegeversuchs in der Kerbschlagarbeits-Temperatur-Kurve ($W_v - T - \text{Diagramm}$) dargestellt werden. So sind die Stahleigenschaften um so besser, je höher die Kerbschlagarbeit bei niedrigen Temperaturen ist.

Umformgeschwindigkeit

Auch die Umformgeschwindigkeit hat einen maßgeblichen Einfluss auf die Formänderungsgrenze des Materials. So nimmt mit einer höheren Umformgeschwindigkeit das Formänderungsvermögen in der Regel ab [LANG90a]. In vielen Fällen geht es dabei einher mit einer erhöhten Neigung zum Spröbruch. Es muss jedoch beachtet werden, dass mit der steigenden Belastungsgeschwindigkeit eine stärkere Erwärmung des Werkstücks auftritt, da die Umformwärme nicht schnell genug abgeführt werden kann. Dieser Effekt wird dem Verspröden des Werkstoffs überlagert. So führt er bei deutlich höheren Umformgeschwindigkeiten wieder zu einem höheren Umformvermögen des Werkstoffs, da sich die erzeugte Umformwärme stärker auf das Materialverhalten auswirkt [ELMA01].

Art des Spannungszustands im Werkstück

Das Formänderungsvermögen ist sehr stark vom Dehnungs- und Spannungszustand im Werkstück abhängig. Letzterer lässt sich in einen deviatorischen und einen hydrostatischen Anteil zerlegen. Während die Deviatorspannungen für das plastische Fließen maßgeblich sind, hat der hydrostatische Anteil auf das Fließen selbst nur unwesentlichen Einfluss, bestimmt aber das Umformvermögen des Werkstoffes entscheidend. Als Maß für den Einfluss des Spannungszustands kann auch der hydrostatische Spannungsanteil σ_m bezogen auf die Fließspannung k_f als Wert herangezogen werden, siehe [Abb. 2.19](#). So ergibt sich bei einem einachsigen Zugversuch für σ_m/k_f ein Wert von 0,33, bei einem Torsionsversuch von 0 und bei einem einachsigen Stauchversuch von -0,33. Je kleiner dieser Wert ist, umso größer ist der Bruchumformgrad φ_B , unter der Voraussetzung, dass die zweite Hauptnormalspannung σ_2 konstant ist. Verschiebt sich σ_2 hin zur kleinsten Hauptnormalspannung σ_3 , so erhöht sich das Formänderungsvermögen des Werkstoffs,

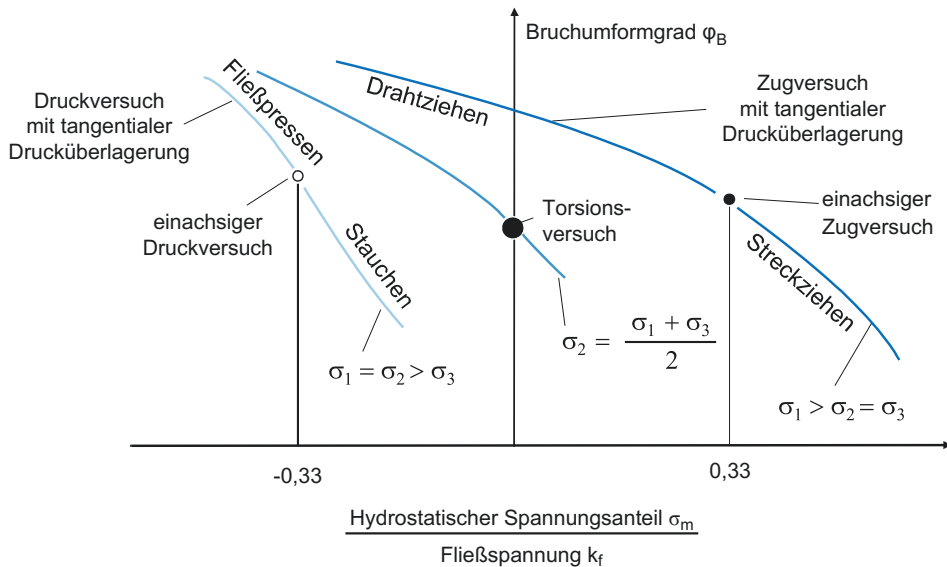


Abb. 2.19 Einfluss des Spannungszustandes auf das Umformvermögen nach Stenger[STEN65]

unter der Voraussetzung, dass der bezogene Spannungsmittelwert σ_m/k_f konstant ist. Zusammenfassend ist festzuhalten, dass sowohl σ_m als auch σ_2 Funktionen von Ort und Zeit in Abhängigkeit des Umformprozesses sind.

Weiterhin wurde nachgewiesen, dass das Formänderungsvermögen auch von der Spannungsgeschichte abhängt [PUGH70]. Dazu stauchte Pugh in einem ersten Versuch eine Probe ohne äußeren umlagerten Druck bis zum Bruch. In einem zweiten Versuch stauchte er eine Probe mit umlagertem äußerem Druck vor und stauchte dieselbe Probe anschließend ohne umlagerten Druck bis zum Bruch. Bei diesem Experiment stellte er fest, dass das Umformvermögen in dem zweiten Versuch um ein Mehrfaches höher war als in dem ersten Versuch. Physikalisch ist dieser Sachverhalt folgendermaßen zu erklären: Während der Umformung versuchen sich mikroskopisch kleine Risse im Werkstückwerkstoff zu öffnen und durch das ganze Werkstück hindurchzulaufen. Allseitige Druckspannungen sind bestrebt, diese Mikrorisse zu schließen und ihr Ausbreiten zu behindern. Aus dieser Deutung folgt sofort, dass nur mittlere Druckspannungen, also negative Werte von σ_m , die maximal erreichbaren Umformgrade steigern können. Mittlere Zugspannungen dagegen sind äußerst ungünstig, da sie die Risse öffnen und ihre Ausbreitung begünstigen.

Viele technische Umformverfahren sind so angelegt, dass im Werkstück ein hydrostatischer Druck entsteht. So wird bei den Fertigungsverfahren Feinschneiden, siehe Abschn. 5.2, hydromechanisches Tiefziehen, siehe Abschn. 4.1.2, und Walzrundbiegen mit zusätzlicher Druckwalze [MEIE01] durch zusätzliche Werkzeugelemente in der Umformzone ein Druckspannungszustand eingestellt, der das Formänderungsvermögen des

Werkstoffs deutlich erhöht. Auf diese Weise können auch hochfeste und spröde Werkstoffe plastisch verformt werden.

2.3.7.2 Schädigungsansätze

Wie bereits beschrieben, ist das Formänderungsvermögen des Werkstoffs von verschiedenen Einflussfaktoren abhängig und kann nur sehr schwer mit einer einzigen Materialkenngröße beschrieben werden. Daher sind verschiedene Bruchkriterien entwickelt worden, die das duktile Werkstoffversagen auf der Basis des eingebrachten Spannungs- und Verformungszustandes in Kombination mit Materialparametern beschreiben und in Form eines Kennwertes formulieren. Erreichen diese Kennwerte eine verfahrensspezifische Größe, so weist diese auf das Auftreten eines Risses im Werkstoff hin. Diese Bruchkriterien können in makromechanische und mikromechanische Bruchhypothesen eingeteilt werden. Bei den makromechanischen Kriterien kann eine Unterteilung in dehnungsunabhängige und dehnungsabhängige Hypothesen vorgenommen werden.

Zeitunabhängige makromechanische Bruchkriterien

Bei den makromechanischen, zeitunabhängigen Bruchkriterien erfolgt eine Festlegung der einzelnen Größen des Spannungs- oder Verformungszustands als Grenzwerte. Die Umformhistorie und damit die Entwicklung des Risses wird bei diesen Kriterien nicht berücksichtigt. Im einfachsten Fall kann z. B. die kritische Vergleichsspannung nach v. Mises σ_V als Grenzwert verwendet werden. Komplexere Kriterien berechnen anhand einer umfangreichen Spannungsbeziehung einen Grenzwert [GOSH76]. Eine Ausnahmestellung nimmt bei diesen Kriterien der Bruchumformgrad φ_B ein. Der Bruchumformgrad ist zwar eine dehnungsabhängige Größe, wird aber aufgrund der gleichen Einschränkungen, wie sie für die übrigen makromechanischen Kriterien gelten, ebenfalls dieser Klasse zugeordnet. Große Bedeutung hat diese Klasse der Bruchkriterien in der Blechumformung in Form von Grenzformänderungsschaubildern erlangt, siehe Abschn. 2.7.3.5. In der Massivumformung haben sich diese Kriterien nicht durchsetzen können, da die vorherrschenden mehrachsigen Spannungszustände in unterschiedlichster Konfiguration zum Werkstückversagen führen, und diese Kombinationen anhand der Kriterien nur ungenügend erfasst werden.

Zeitabhängige makromechanische Bruchkriterien

Im Gegensatz zu den zeitunabhängigen Bruchkriterien werden die makromechanischen zeitabhängigen Bruchkriterien auch integrale Bruchkriterien genannt. Sie basieren auf der bei der Umformung eingebrachten Arbeit, die zum einen als plastische Energie im Werkstoff gespeichert wird und zum anderen als Umformenergie in elastische Rückfederung und Wärme umgewandelt wird. Diese Klasse an Bruchkriterien ist in der Form aufgebaut:

$$D_{makro} = \int_0^{\varphi} f(\varphi, \sigma, a) d\varphi . \quad (2.33)$$

Dabei werden mit φ die Dehnungen, mit σ die Spannungen und mit a verschiedene Werkstoffkonstanten berücksichtigt. Bei der Berechnung werden somit die umformbedingten inkrementellen Spannungs- und Verformungszuwächse eines Werkstoffelementes aufsummiert. Erreicht die eingebrachte Umformenergie in dem Werkstück einen kritischen Schadenswert D_{krit} , so ist das Formänderungsvermögen des Werkstoffs in diesem Bereich erschöpft. Die integralen Bruchkriterien unterscheiden sich in der Zusammensetzung der Energieterme. Die bekanntesten Kriterien sind in den meisten FE-Codes integriert [FREU50, STEN65, COCK66, BROZ72, AYAD84].

Mikromechanische Bruchkriterien

Parallel zu den integralen Kriterien wurden auch mikromechanische Bruchkriterien entwickelt [MCCL68, RICE69, GURS77, OYAN80]. Diese versuchen das Materialverhalten und somit die Schädigung direkt zu berechnen, indem sie von einem Porenvolumen f ausgehen und eine Porenzunahme df aufgrund von Porenneubildung und Porenwachstum aufaddieren.

$$D_{mikro} = f + df_{Neubildung} + df_{Wachstum} \quad (2.34)$$

Die Berücksichtigung der geminderten Festigkeit des geschädigten Werkstoffbereiches gegenüber dem ungeschädigten erfolgt meist in Form einer speziellen Fließfunktion, die das Porenvolumen f abbildet. Erreicht das berechnete Porenvolumen f in Kombination mit der Porenzunahme df ein kritisches Maß, so ist das Formänderungsvermögen des Werkstoffs erschöpft und es tritt im Werkstück eine makroskopische Werkstofftrennung und damit ein Riss auf.

Zusammenfassung

Eine Vielzahl an mikromechanischen und makromechanischen Schädigungsansätzen sind in den meisten FE-Programmen integriert und werden zur Abschätzung des Formänderungsvermögens eines Werkstoff verwendet. Dabei können die während der Umformung höchst belasteten Umformbereiche gut ermittelt werden. Die Schwierigkeiten treten bei der Bestimmung des maximalen Schadenswertes für die einzelnen Schadenskriterien, Werkstoffe und Umformverfahren auf. So ist es bei der Ermittlung des Umformvermögens eines Werkstoffs für ein bestimmtes Umformverfahren entscheidend, ein Prüfverfahren auszuwählen, das mit seinem Umformverhalten dem Umformverfahren sehr nahe kommt, damit dessen Umformgeschichte an dem Ort der ersten Rissbildung mit der Umformgeschichte an der kritischen Stelle des Bauteils übereinstimmt bzw. dieser sehr nahe kommt.

Die Berücksichtigung verschiedener Umformgeschichten zur Bestimmung eines Werkstückversagens kompensiert in Ansätzen den Nachteil der makromechanischen und mikromechanischen Bruchkriterien, dass ein kritischer Schadenswert in Abhängigkeit von dem Umformprozess variieren kann. In der Arbeit von Zitz [ZITZ95] wird gezeigt, dass durch die Erfassung der bezogenen größten Hauptnormalspannung in Abhängigkeit von

der Vergleichsformänderung für unterschiedlichste Prüfkörpergeometrien eine Aufteilung in einen rissfreien und einen rissbehafteten Bereich erfolgen kann. Dazu wurde in Versuchsreihen mit rotationssymmetrischen Prüfkörpern unterschiedlichster Geometrie im Stauchversuch das Umformvermögen ermittelt. Anhand einer FE-Simulation konnte die Umformgeschichte der rissgefährdeten Bereiche ermittelt werden. Durch eine Verbindungslinie der Endpunkte wird der Spannungs- und Verformungsraum in einen rissfreien und einen rissbehafteten Bereich aufgeteilt. Durch die Abbildung einer Umformgeschichte eines rissgefährdeten Bereiches kann anhand des Schnittpunktes mit der Grenzkurve und dem Verlauf der Umformgeschichte ein Grenzumformgrad für diesen Prozess ermittelt werden. Weitere Untersuchungen gehen dahin, nicht nur einen Teil des Spannungs- und Verformungszustands zum Zeitpunkt der Rissentstehung zu betrachten, sondern sowohl den vollständigen Spannungs- und Verformungszustand, als auch die Variation dieses Zustands in Abhängigkeit von der Umformung in die Bruchvorhersage mit einzubeziehen [KLOC03a, KLOC04a].

2.3.7.3 Grenzformänderung

Bei der Grenzformänderung führt nicht das Werkstoffversagen zum Prozesserliegen, sondern verfahrensspezifische Größen, wie:

- Werkzeugbruch,
- nicht ausreichende Maschinenkräfte,
- unzulässige Form- und Maßabweichungen und
- unzulässige Oberflächengüten.

Nach der VDI-Richtlinie 3137 [VDI76] wird bei Erreichen dieser Prozessgrenzen der im Bauteil maximal erreichte Vergleichsumformgrad als Grenzumformgrad φ_{vG} bezeichnet. Er ist somit eine Maßzahl für die Grenzformänderung. Im Allgemeinen gilt, dass die Grenzformänderung höchstens gleich dem Formänderungsvermögen des Werkstoffs sein kann, in den meisten Fällen ist sie geringer. Dies zeigt sich besonders deutlich in der Massivumformung mit hohen Werkzeugbelastungen (z. B. Kaltfließpressen, Warmgesenkschmieden) wobei $\varphi_{vG} \leq \varphi_{vB}$ ist, während in der Blechumformung meist werkstückseitiges Versagen auftritt und somit $\varphi_{vG} = \varphi_{vB}$ ist.

2.4 Plastizitätstheoretische Lösungsmöglichkeiten für umformtechnische Probleme

In diesem Kapitel werden, aufbauend auf den in Abschn. 2.3 vermittelten Grundlagen, verschiedene Möglichkeiten zur Analyse umformtechnischer Probleme vorgestellt.

Werden die drei Komponenten v_x , v_y und v_z des Geschwindigkeitsfeldes, der Proportionalitätsfaktor $\dot{\lambda}$ und die sechs Komponenten des Spannungstensors als Unbekannte

eines plastomechanischen Randwertproblems aufgefasst, dann stehen diesen zehn Größen mit dem Stoffgesetz, also mit der Fließbedingung, siehe Gleichung 2.12, und dem Fließgesetz, siehe Gleichung 2.25, sieben Gleichungen gegenüber. Die noch fehlenden drei Gleichungen liefern die Gleichgewichtsbedingungen

$$\begin{aligned} \frac{\partial \sigma_x}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{xy}}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{xz}}{\partial z} &= 0, \\ \frac{\partial \tau_{yx}}{\partial x} + \frac{\partial \sigma_y}{\partial y} + \frac{\partial \tau_{yz}}{\partial z} &= 0 \text{ und} \\ \frac{\partial \tau_{zx}}{\partial x} + \frac{\partial \tau_{zy}}{\partial y} + \frac{\partial \sigma_z}{\partial z} &= 0, \end{aligned} \tag{2.35}$$

denn unabhängig davon, ob elastische Verformung oder plastisches Fließen vorliegt, muss der Spannungszustand so geartet sein, dass sich alle Gebiete des Werkstücks im Zustand statischen Gleichgewichts befinden. Dynamische Effekte sind in der Regel vernachlässigbar [PAWE76]. Obwohl damit prinzipiell die Lösbarkeit des plastomechanischen Randwertproblems bewiesen ist, lässt die Anzahl der partiellen Differentialgleichungen erahnen, dass eine geschlossene Lösung nur in seltenen Fällen gelingt.

Aus diesem Grund hat man eine Vielzahl von Lösungsmethoden entwickelt. Gemäß ihren Lösungsansätzen und Vorgehensweisen kann eine Einteilung getroffen werden, siehe Abb. 2.20.

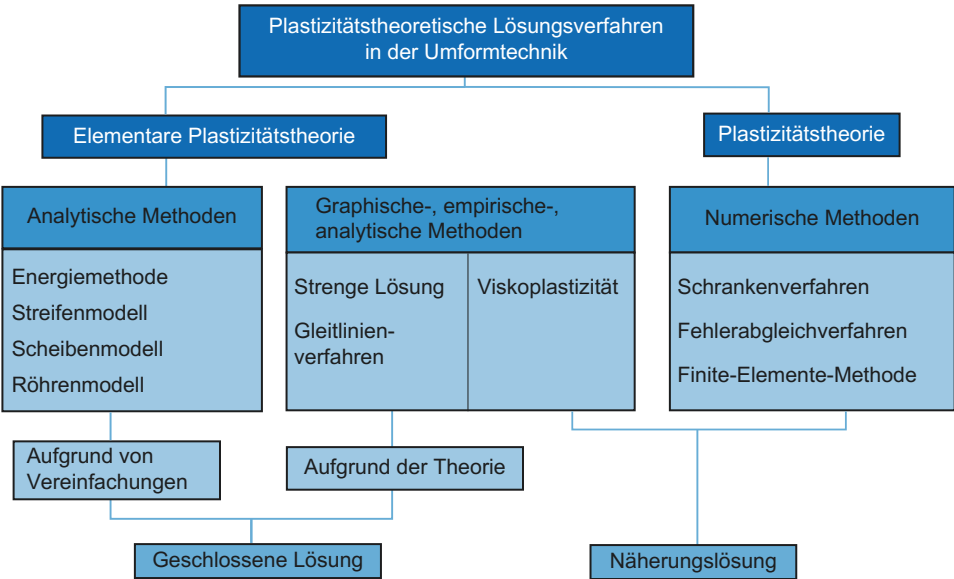


Abb. 2.20 Plastizitätstheoretische Lösungsverfahren in der Umformtechnik (nach Roll)

Die Lösungsverfahren der elementaren Plastizitätstheorie gehen von geometrischen, kinematischen und stofflichen Vereinfachungen aus und überführen das allgemeine Gleichungssystem in ein System von analytisch lösbaren Gleichungen. Durch den Einsatz leistungsfähiger Digitalrechner besteht heute auch die Möglichkeit, komplexe Probleme zu berechnen. Grundlage dafür sind numerische Berechnungsverfahren, mit denen häufig die analytischen Ansätze behandelt werden.

2.4.1 Lösungsmethoden der elementaren Plastizitätstheorie

Die grundlegende Annahme der elementaren Plastizitätstheorie ist, dass ursprünglich ebene Schnitte bei der Umformung keine Verwölbung erfahren. Ist für einen Schnitt die Geschwindigkeit in Normalrichtung bekannt, so kann über die Bedingung der Volumenkonstanz die Geschwindigkeit an anderer Stelle berechnet werden und somit eine Aussage über die dort vorliegende Umformgeschwindigkeit getroffen werden.

Aufgrund dieser Annahmen zur Kinematik des Umformprozesses erhält man einfache Gleichungen für die Umformkraft und die Spannungen. Außerdem impliziert der ebene Bewegungszustand einen homogenen Formänderungszustand im gesamten Schnitt.

Folgende Annahmen kennzeichnen die Möglichkeiten und Grenzen der elementaren Theorie:

- der Werkstoff verhält sich homogen und isotrop,
- es wird ein starr-idealplastisches Werkstoffmodell vorausgesetzt,
- es wird eine ebene Formänderungskinematik angenommen und
- das Werkstoffverhalten wird im plastischen Zustand durch das Fließkriterium und die Volumenkonstanz beschrieben.

Mit diesen Voraussetzungen wird das Problem der plastischen Deformation auf ein statisch bestimmtes System zurückgeführt.

2.4.2 Energiemethode

Den geringsten Berechnungsaufwand erfordert die Energiemethode. Mit ihr lassen sich Umformkräfte und -leistungen näherungsweise berechnen. Sie ist anwendbar, wenn die Kinematik des plastischen Fließens eines Fertigungsprozesses abgeschätzt werden kann. Ein Nachteil der Energiemethode besteht darin, dass der Spannungsverlauf nur überschlagsmäßig ermittelt werden kann.

Als Beispiel für diese Methode wird das Stauchen eines Vierkantstabes betrachtet [FINK74]. Es soll die Fließspannung k_f als Funktion des Vergleichsumformgrades φ_v , also die Fließkurve des Werkstückwerkstoffs, aufgenommen werden. Hat die Probe einen quadratischen Querschnitt, dann sind die Umformgrade φ_1 und φ_2 während des Stauchvorgangs aus Symmetriegründen einander gleich, so dass aufgrund der [Gleichung 2.21](#) und [2.31](#)

$$\varphi_v = |\varphi_3|$$

gilt.

Während eines Umformschritts $|d\varphi_3| = d\varphi_v$ verrichten die Stauchbahnen die Arbeit

$$dW_{id} = F_{St} |dh| = A \cdot k_f |dh| . \quad (2.36)$$

Nach der Division durch das Volumen der Stauchprobe ergibt sich

$$dw_{id} = \frac{A \cdot k_f |dh|}{Ah} = k_f \frac{|dh|}{h} = k_f |d\varphi_3| = k_f d\varphi_v . \quad (2.37)$$

Durch Integration von [Gleichung 2.37](#) erhält man die volumenbezogene ideelle Umformarbeit w_{id}

$$w_{id} = \int_0^{\varphi_v} k_f(\varphi_v) d\varphi_v . \quad (2.38)$$

Sie hat die Dimension einer Spannung und entspricht der Fläche unterhalb der Fließkurve, siehe [Abb. 2.18](#). Häufig enthält ein Diagramm außer der Fließgrenze $k_f(\varphi_v)$ auch den Kurvenverlauf $w_{id}(\varphi_v)$.

Die bezogene Umformarbeit eines allgemeinen Umformprozesses kann über den Vergleichsumformgrad berechnet werden, so dass die Bestimmung von Umformarbeit, Umformkraft und Werkstückfestigkeit in folgenden Schritten abläuft:

1. Aus der Werkzeugbewegung während des Umformvorgangs, den Geometrieigenschaften des Problems und der Kontinuitätsgleichung, aber auch aus Versuchen, werden Annahmen über den Stofffluss getroffen und die Umformgrade φ_1 , φ_2 und φ_3 abgeschätzt.
2. Über [Gleichung 2.31](#) wird der Vergleichsumformgrad φ_v und mit Hilfe der Fließkurve die Fließspannung $k_f(\varphi_v)$ sowie die volumenbezogene ideelle Umformarbeit $w_{id}(\varphi_v)$ bestimmt. Da k_f in etwa der Dehngrenze R_p im gleichen Werkstoffzustand entspricht, können Aussagen über die zu erwartende Werkstückfestigkeit nach der Umformoperation getroffen werden.
3. Aus

$$W_{id} = \int_V w_{id} dV \quad (2.39)$$

ergibt sich die für den Umformprozess aufzuwendende ideelle Umformarbeit.

4. Aus der Werkzeugverschiebung und der Umformarbeit wird die Umformkraft berechnet.

Es zeigt sich in der Praxis, dass für die meisten Umformprozesse eine effektive Umformarbeit W_{eff} erforderlich ist, die größer als die ideale Umformarbeit W_{id} ausfällt. Das Verhältnis

$$\frac{W_{id}}{W_{eff}} = \eta_F$$

bezeichnet man als Umformwirkungsgrad.

Ursache für die Differenz zwischen ideeller und effektiver Umformarbeit ist im Wesentlichen die bisher noch nicht berücksichtigte Reibung zwischen Werkzeug und Werkstück. Auf die Reibung bei umformtechnischen Vorgängen wird in [Abschn. 2.8.2](#) eingegangen.

2.4.3 Berechnungsverfahren mit dem Streifen-, Scheiben- und Röhrenmodell

Kennzeichnend für dieses Verfahren sind die der Rechnung zugrunde gelegten streifen-, scheiben- und röhrenförmigen Volumenelemente, siehe [Abb. 2.21](#). Die Werkzeugform bzw. der Umformvorgang bestimmt, welches Modell angewendet wird. Die Anwendung der Gleichgewichtsbedingungen führt bei allen drei Modellen zu einer linearen, inhomogenen Differentialgleichung erster Ordnung. Sie ist zumindest bereichsweise

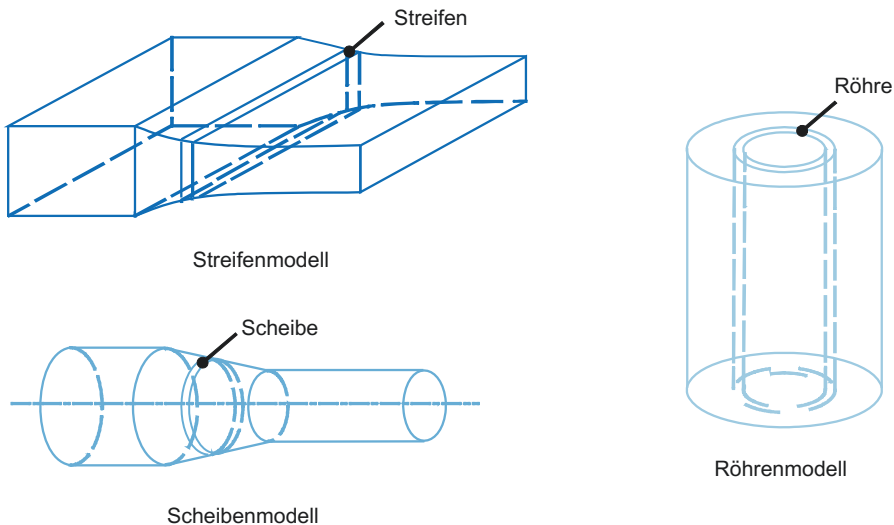


Abb. 2.21 Volumenelemente in der elementaren Plastomechanik für verschiedene Modellansätze (nach Pawelski)

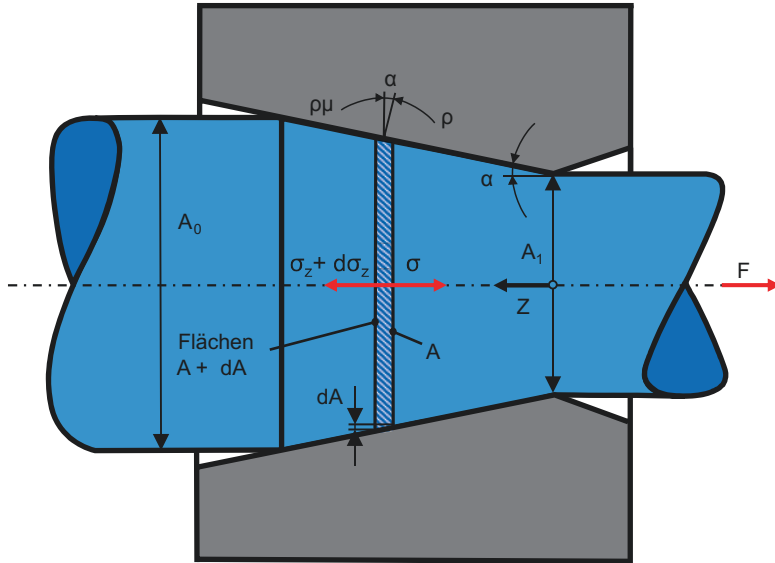


Abb. 2.22 Spannungen am scheibenförmigen Volumenelement beim Ziehen eines Drahtes oder eines Rundstabes nach Pawelski [PAWE76]

analytisch lösbar. Durch Zusammenfügen der Lösungen mehrerer Bereiche erhält man eine Gesamtlösung.

Als Beispiel wird das Ziehen von Draht oder Rundstäben betrachtet [PAWE76]. Entsprechend Abb. 2.22 ergibt die Gleichgewichtsbedingung in Ziehrichtung

$$\sigma_z + A \frac{d\sigma_z}{dA} + p(1 + \mu \cot \alpha) = 0. \quad (2.40)$$

Die Trescasche Fließbedingung lautet

$$p + \sigma_z = k_f. \quad (2.41)$$

Dabei wird sowohl p als Druckspannung als auch σ_z als Zugspannung positiv definiert. Die Querschnittsfläche A wird als unabhängige Variable gewählt.

Die Elimination von p liefert eine gewöhnliche Differentialgleichung erster Ordnung:

$$\frac{d\sigma_z}{dA} - \frac{\mu \cot \alpha}{A} \sigma_z + \frac{k_f(1 + \mu \cot \alpha)}{A} = 0. \quad (2.42)$$

Sie entspricht dem Typ von Differentialgleichungen

$$\sigma_z' + f(x) \sigma_z + g(x) = 0, \quad (2.43)$$

wie sie bei Zugrundelegen der elementaren Plastizitätstheorie immer vorliegen. Die Funktionen $f(x)$ beschreiben die Umformgeometrie und den Reibungseinfluss. Solche Differentialgleichungen sind manchmal analytisch, immer jedoch numerisch lösbar, z. B. mit dem Runge-Kutta-Verfahren. Für konstante Werte von k_f und μ führt die Lösung auf die Ziehkraftformel nach [SACH27]:

$$F_z = \sigma_z(A_1)A_1 = k_f \left(1 + \frac{1}{\mu \cot \alpha} \right) \left[1 - \left(\frac{A_1}{A_0} \right)^{\mu \cot \alpha} \right] \quad (2.44)$$

2.4.4 Strenge Lösung

Sogenannte strenge Lösungen können nur bei einfachen, überschaubaren Problemstellungen gefunden werden. Eine strenge Lösung bedeutet, dass im gesamten plastischen Gebiet Funktionen für die Spannungsverteilung und den Bewegungszustand vorliegen, die die Kontinuitätsgleichung, die Gleichgewichtsbedingungen, die Fließbedingung sowie das Stoffgesetz nach von v. Mises erfüllen. Außerdem müssen sie den Randbedingungen genügen. Meistens handelt es sich hierbei um Aufgaben, bei denen durch die Geometrie der Werkzeuge die Spannungs- und Formänderungsgrößen teilweise festgelegt sind. Dies ist oftmals beim ebenen Formänderungszustand möglich.

Beispiele für Vorgänge, die streng behandelt werden können, sind in [PRAG54] zu finden.

2.4.5 Gleitlinienverfahren

Unter Gleitlinien werden Linien verstanden, die in jedem ihrer Punkte die Richtung der maximalen Schubspannung haben.

Die Theorie des Gleitlinienverfahrens beruht auf der ebenen Betrachtung des Umformvorganges. Den drei unbekannten Spannungen σ_x , σ_z und τ_{zx} stehen die Gleichgewichtsbedingungen in x - und in z -Richtung und die Fließbedingung gegenüber. Die Aufgabe ist also statisch bestimmt. Aus diesen drei statischen Grundgleichungen erhält man ein System partieller Differentialgleichungen erster Ordnung, die zwei orthogonale Kurvenscharen repräsentieren, die den Gleitlinien entsprechen. Sie werden in α - und β -Gleitlinien eingeteilt.

Der Vorteil dieser Methode besteht in der exakten Lösung der Grundgleichungen, so dass Aussagen über den örtlichen Spannungszustand in der Umformzone möglich sind. Als Nachteile sind zu nennen, dass diese Theorie nur für eine ebene Umformung und für einen ideal-plastischen Werkstoff gilt. Auch ist die Berücksichtigung der Wandreibung am Werkzeug schwierig.

Wird die Gleitlinienmethode auf axialsymmetrische Probleme angewandt, ergeben sich Formulierungen, die bisher nur mit numerischen Iterationsverfahren gelöst werden

können. Man spricht dann vom Hauptlinienverfahren. Eine detailliertere Beschreibung des Verfahrens findet sich in [HILL50, PRAG54, DIET86].

2.4.6 Visioplastizität und Messrasterverfahren

Mit der Visioplastizitätsmethode, die auch Ist-Verzerrungsmethode genannt wird, können auf plastizitätstheoretischem Wege bessere Annäherungen an wirkliche Umformvorgänge erzielt werden als es mit der reinen Theorie möglich ist. Das umzuformende Versuchswerkstück wird in einer Symmetrieebene geteilt und auf der Teilfuge ein Liniennetz aufgebracht. So kann über die bei der Umformung eintretende Verzerrung des Netzes das Geschwindigkeitsfeld näherungsweise ermittelt werden. Mit diesen Eingangsgrößen werden dann über die Plastizitätstheorie Spannungen und Kräfte berechnet.

Dies soll nach [LANG90a] in gekürzter Form an einem axialsymmetrischen Fließpressvorgang erläutert werden, siehe Abb. 2.23.

Es wird angenommen, dass die Stempelgeschwindigkeit und damit die Geschwindigkeit des Werkstoffs im unverformten Schaft des Werkstücks den Wert v_{Wz} besitze. Dann geht eine Linie I–I im Schaft, siehe Abb. 2.23, in der Zeit

$$\Delta t = \frac{\Delta s_0}{\Delta v_{Wz}} \quad (2.45)$$

in die Linie II–II über. In der gleichen Zeit wandert der Kreuzungspunkt A des Netzes in der Umformzone nach A'. Wird die Projektion der Strecke AA' auf die r-Achse mit Δs_r und diejenige auf die z-Achse mit Δs_z bezeichnet, so besitzt man mit

$$\bar{v}_r = \frac{\Delta s_r}{\Delta t} \quad \text{und} \quad (2.46)$$

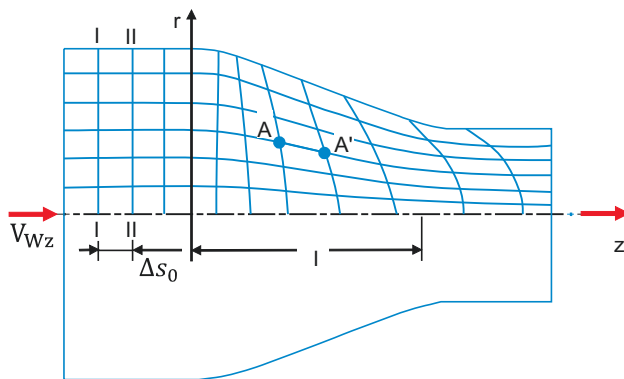


Abb. 2.23 Ermittlung des Geschwindigkeitsfeldes aus dem verzerrten Netz bei einem stationären Vorgang nach [LANG90a]

$$\bar{v}_z = \frac{\Delta s_z}{\Delta t} . \quad (2.47)$$

Näherungswerte für die Geschwindigkeitskomponenten des Punktes A , die umso genauer sind, je enger das Netz gewählt wurde.

Bei instationären Vorgängen erhält man die Geschwindigkeiten auf ähnliche Weise, wenn man die Änderung der Gitterverzerrung für zwei sehr nahe aufeinanderfolgende Schritte des Umformvorgangs feststellt.

Aus den Geschwindigkeiten v_i kann man nun die Formänderungsgeschwindigkeiten graphisch ermitteln, indem die für die einzelnen Netzknoten berechneten Geschwindigkeitskomponenten \bar{v}_r und \bar{v}_z über r und z aufgetragen und durch Kurvenzüge miteinander verbunden werden. Aus den Steigungen dieser Kurven erhält man die Formänderungsgeschwindigkeiten

$$\bar{\varepsilon}_r = \frac{\partial \bar{v}_r}{\partial r} \quad \bar{\varepsilon}_\vartheta = \frac{\bar{v}_r}{r} \quad (2.48)$$

$$\bar{\varepsilon}_z = \frac{\partial \bar{v}_z}{\partial z} \quad \bar{\varepsilon}_{rz} = \frac{1}{2} \left(\frac{\partial \bar{v}_r}{\partial z} + \frac{\partial \bar{v}_z}{\partial r} \right) \quad (2.49)$$

Dazu muss das Netz fein genug gewählt werden, damit eine Interpolation von \bar{v}_r und \bar{v}_z auf Linien $r = \text{const.}$ und $z = \text{const.}$ mit ausreichender Genauigkeit möglich ist. Aus den Formänderungsgeschwindigkeiten lassen sich jetzt auch näherungsweise die Formänderungen berechnen, indem man die Formänderungsgeschwindigkeiten, die ein Teilchen auf seinem Weg entlang einer Bahnlinie erfährt, aufintegriert. Berechnet man noch den Vergleichsumformgrad, dann kann man damit aus der Fließkurve die Fließspannung ablesen und damit über das von Mises'sche Fließgesetz Näherungswerte für die Deviatorikkomponenten des Spannungszustandes als Funktionen der Ortskoordinaten berechnen. Bei diesem Verfahren wird ein Liniennetz bestimmter Geometrie, das sog. Messraster, auf die umzuformende Blechoberfläche aufgebracht und nach der Umformung ausgewertet. Die in der Praxis gebräuchlichsten Rasternetze sind fast ausschließlich aus Kreisen aufgebaut, die jedoch auch mit Quadratrastern kombiniert werden können. Die Auswertung ist bei den Kreisrastern bedeutend einfacher, da sie durch die Umformung zu Ellipsen verzerrt werden, deren Hauptachsen sowohl die Größe als auch die Richtung der Hauptformänderungen anzeigen. Quadratraster verzerren dagegen meist zu undefinierten Rhomben, deren Auswertung sehr schwierig ist [KÜBE80]. Die Kreisraster haben je nach Größe des Ziehstücks einen Durchmesser von rund 3 bis 10 mm. Kleine Abmessungen erschweren zwar die Ausmessung, lassen jedoch eine differenziertere Beurteilung kleinerer Bereiche zu. An die Verfahren zur Aufbringung von Messrastern werden hohe Anforderungen gestellt. Um die Formänderungen genau ermitteln zu können, muss das Raster die Umformung des Blechs ohne Schäden überstehen. Dies bedingt eine gute Haftfähigkeit, wobei das Verformungsverhalten des Blechs möglichst nicht beeinflusst werden soll. Ferner muss die Genauigkeit

der Abmessungen so weit gewährleistet sein, dass sich ein Ausmessen vor der Umformung erübrigt [MÜSC69].

Das früher weit verbreitete mechanische Aufbringen von Messrastern mit Hilfe von Reißnadel bzw. Anreißzirkel ist hinsichtlich der gerätetechnischen Voraussetzung die kostengünstigste Methode, jedoch auch sehr zeitaufwendig und von geringer Genauigkeit. Zudem darf die durch das Anreißen hervorgerufene Kerbwirkung und die damit verbundene Beeinflussung der Werkstoffoberfläche gerade bei Feinblechen nicht vernachlässigt werden.

Die genauesten und hinsichtlich der Qualität der Raster besten Ergebnisse liefern das elektrochemische und das photochemische Verfahren. Allerdings ist dabei der gerätetechnische Aufwand erheblich größer. Beim elektrochemischen Aufbringen wird das Blech mit einer Schablone bedeckt und angeätzt. Beim photochemischen Verfahren wird das Raster zunächst mit einem lichtempfindlichen Lack mittels eines Rasternegativs auf das Blech aufgebracht. Anschließend erfolgt eine Ätzung der nicht durch Lack geschützten Oberfläche.

Eine einfache und wirtschaftliche Möglichkeit ein Liniennetz aufzubringen, ist das Aufdrucken mittels Gummirollstempel, das Siebdruckverfahren oder das Offsetverfahren. Aufgrund der geringen Abriebfestigkeit scheiden diese Methoden für das Tiefziehen in der Regel aus, können jedoch für Streckziehverfahren oder den Zugversuch eingesetzt werden.

Bei der Auswertung eines verformten Kreisrasters wird die Länge der beiden Achsen der entstandenen Ellipse gemessen und zur Bestimmung der Umformgrade in Längsrichtung (φ_1) und Breitenrichtung (φ_2) auf den Ausgangsdurchmesser d_0 des Kreises bezogen. Mit Hilfe der Volumenkonstanz kann aus den beiden Umformgraden die Formänderung in Dickenrichtung (φ_3) bzw. die örtliche Blechdicke errechnet werden, siehe Abb. 2.24.

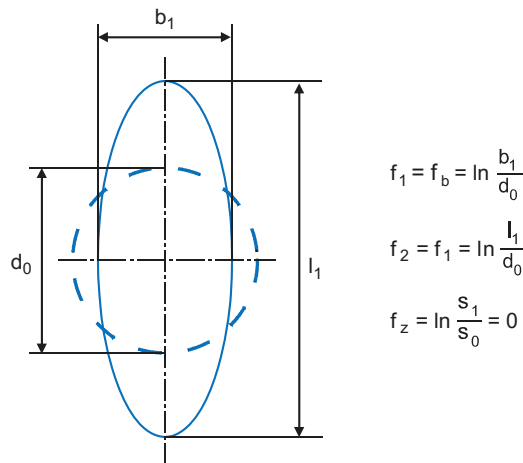


Abb. 2.24 Bestimmung der Umformgrade aus einem verformten Messraster

Bei gekrümmten Flächenbereichen ist darauf zu achten, dass die Formänderungen an der Ober- und Unterseite des Blechs annähernd identisch sind.

2.4.7 Schrankenverfahren

Für den Fall, dass für ein Umformverfahren die exakte Lösung für die Umformleistung nicht bestimmt werden kann, genügen oftmals die obere und die untere Schranke, zwischen denen die exakte Lösung liegt. Zur Bemessung der Umformmaschinen ist man dabei besonders an der oberen Schranke interessiert.

Bei der exakten Lösung erfüllt sowohl das errechnete Spannungsfeld als auch das errechnete Geschwindigkeitsfeld die Gleichgewichtsbedingungen, das Stoffgesetz, die Bedingung der Volumenkonstanz und alle Rand- und Anfangsbedingungen des Problems. Es gibt in der Regel mehrere Spannungs- und Geschwindigkeitsfelder, die unabhängig voneinander einen Teil der genannten Bedingungen erfüllen.

Bei der Berechnung der unteren Schranke für die Umformleistung wird nur ein statisch zulässiges Spannungsfeld gefordert, die Kinematik wird nicht berücksichtigt. Ein solches Feld hat nur die Gleichgewichtsbedingungen, die Fließbedingung sowie die Spannungsrandbedingungen zu erfüllen.

Bei der Berechnung der oberen Schranke wird von einem kinematisch zulässigen Geschwindigkeitsfeld ausgegangen, das die Volumenkonstanz- und Geschwindigkeitsrandbedingungen erfüllen muss [LANG90a].

2.4.8 Fehlerabgleichverfahren (FAV)

Das FAV hat seinen Ursprung in der direkten Behandlung von Aufgaben der Variationsrechnung. Es ist im Wesentlichen auf ebene und axialsymmetrische Umformvorgänge beschränkt.

In einem Gebiet eines Kontinuums wird eine Funktion (Geschwindigkeits-, Spannungsfeld) gesucht, die durch eine Differentialgleichung und eine Randbedingung bestimmt sei. Für die unbekannte Lösung wird ein Näherungsansatz, z. B. in Form einer Potenzreihe, aufgestellt. Wird diese Näherungslösung in die Differentialgleichung eingesetzt, so wird diese nicht exakt erfüllt. Der Fehler hängt von der Form des Ansatzes und der Wahl der Parameter ab. Diese Parameter sind nun so zu bestimmen, dass die Fehlerverteilung den gewünschten Anforderungen genügt. Das kann z. B. nach der Methode der kleinsten Fehlerquadrate erfolgen. Im ersten Ansatz wird dabei meist ein viskoses Werkstoffgesetz zugrunde gelegt. Danach wird dann das plastische Verhalten des betrachteten Werkstoffes berücksichtigt. Bei der praktischen Berechnung wird abwechselnd aus dem konstant gehaltenen Geschwindigkeitsfeld ein Spannungsfeld berechnet bzw. umgekehrt. Dies wird so lange wiederholt, bis die Fehler keine Verkleinerungen mehr zeigen bzw. die Geschwindigkeits- und Spannungsfelder sich nicht mehr ändern.

Mit dem Fehlerabgleichverfahren können die örtlichen Geschwindigkeitsverteilungen, Formänderungsgeschwindigkeitsverteilungen, Formänderungen bzw. Verzerrungen, Spannungsverteilungen sowie Fließspannung, Reibwert, Umformkraft und -leistung sowie Temperaturfelder berechnet werden.

Gebiete, die während der Umformung starr bleiben, können mit dem FAV nur schlecht erfasst werden. Es entstehen Fehler bezüglich der Einhaltung der Fließbedingung, die sich auch in den plastischen Bereich fortpflanzen. Die Folge davon ist eine ungenaue Berechnung der Spannungsverteilung. Die Anwendung dieses Verfahrens ist oftmals durch geometrische Gegebenheiten eingeschränkt.

Die ausführliche Beschreibung der Anwendung des FAV beim Stauchen eines zylindrischen Körpers ist in [LANG90a] nachzulesen. Weitere Beispiele werden u. a. in [ROLL81] beschrieben.

2.5 Finite-Elemente-Methode (FEM)

Sowohl in der Blech- als auch in der Massivumformung hat sich die Simulation innerhalb der letzten 20 Jahre als unverzichtbares Werkzeug in der Forschung und industriellen Praxis etabliert. Das am häufigsten eingesetzte Verfahren zur Simulation von Umformprozessen ist die Finite-Elemente-Methode (FEM). Dabei handelt es sich um ein numerisches Verfahren zur näherungsweisen Lösung kontinuierlicher Feldprobleme. Dies sind Probleme, in denen das Verhalten des Kontinuums durch partielle, orts- und zeitabhängige Differentialgleichungen beschrieben werden kann. Jede Zustandsgröße (z. B. Spannung, Temperatur) eines Kontinuums besitzt unendlich viele Werte, da sie eine Funktion jedes Punktes des Kontinuums darstellt. Das Problem besitzt folglich eine unendliche Anzahl von Unbekannten. Das Grundprinzip der FEM besteht in der Zerlegung des Kontinuums in endlich viele Teile, die finiten Elemente. Das zunächst komplexe, kontinuierliche Problem wird also in eine endliche Anzahl einfacher, voneinander abhängiger Probleme unterteilt.

Angewandt auf Prozesse aus der Umformtechnik erlaubt die FEM Aussagen über Größe und Verteilung verschiedener Zustandsgrößen in Werkstück und Werkzeugen während, bzw. nach der Umformung. Damit stellt sie ein wertvolles Hilfsmittel zur Auslegung und Analyse von Umformprozessen dar. Mittels der FEM lassen sich auch solche umformtechnischen Vorgänge untersuchen, die aufgrund ihrer Komplexität mit analytischen Verfahren nicht oder nur unter großem Aufwand zu behandeln sind.

Da die Entwicklung der grundlegenden Konzepte der FEM gleichzeitig und mit unterschiedlichen Motivationen in den Bereichen der angewandten Mathematik, der Physik und der Ingenieurwissenschaften stattfand, ist der Zeitpunkt der Entstehung der FEM nicht exakt festzulegen. Die Bezeichnung *Finite Element Method* wurde jedoch erstmals 1960 von Clough [CLOU60] verwendet. Die Geschichte der FEM unter Berücksichtigung der Entwicklungen in den drei genannten Fachgebieten ist unter anderem in [HUEB82, KNOT92] aufbereitet.

Im Folgenden werden die grundlegenden Konzepte der FEM sowie einige Anwendungsbeispiele aus der Umformtechnik vorgestellt. Ziel ist dabei nicht die Einführung in die Grundlagen der FEM, sondern die Vermittlung der grundlegenden Konzepte sowie einiger Fachbegriffe. Zur Einführung in die Grundlagen der FEM für Ingenieure sind z. B. [KNOT92, BETT03, HUEB82] geeignet. In [ROLL93, KOB89] wird die Methode unter speziellem Bezug auf die Umformtechnik erläutert. Standardwerke zur Vertiefung der Grundlagen sind [BATH96, ZIEN00, REDD93].

2.5.1 Grundlegende Konzepte der Finite-Elemente-Methode

Auch beim Einsatz umformspezifischer Programmpakete ist es für den Anwender hilfreich, die grundlegenden Konzepte der FEM zu kennen, um Fehler zu vermeiden und die Ergebnisse der Berechnung zu bewerten. Der Anwender sollte sich der durch die Software getroffenen Annahmen und ihrer möglichen Auswirkungen auf das Berechnungsergebnis bewusst sein. Die Betrachtung eines Prozesses mittels der FEM wird auch als Finite-Elemente-Analyse (FEA) bezeichnet. Die nachfolgend genannten Schritte finden in jeder FEA statt [HUEB82, ZIEN00, REDD93, ROLL93]:

1. Diskretisierung des Kontinuums,
2. Auswahl von Interpolationsfunktionen,
3. Bestimmung der Elementeigenschaften,
4. Zusammensetzen der Elementgleichungen und
5. Lösung der Systemgleichungen.

Während der Diskretisierung des Kontinuums wird die Lösungsdomäne, z. B. das Werkstück, in endlich viele Subdomänen, die finiten Elemente, unterteilt. Dabei werden Typ, Anzahl, Größe und Verteilung der Elemente festgelegt.

Die Auswahl von Interpolationsfunktionen, die oft auch als Shape-, Form- oder Ansatzfunktionen bezeichnet werden, findet in der Praxis gleichzeitig mit der Auswahl des Elementtyps statt. Die Interpolationsfunktionen dienen dazu, den Verlauf der Zustandsgrößen innerhalb eines Elementes anzunähern. Als Stützstellen für die Interpolation dienen die Elementknoten. Bei sogenannten linearen Elementen sind dies die Eckpunkte eines Elementes. Elemente höherer Ordnung verfügen über eine festgelegte Anzahl zusätzlicher Knoten auf den Elementkanten, bzw. im Innern der Elemente und liefern aufgrund ihrer höheren Knotenzahl eine genauere Lösung. Wegen ihrer Differenzierbarkeit bzw. Integrierbarkeit finden als Interpolationsfunktionen häufig Polynome Verwendung. Die Ordnung der Polynome hängt dabei von der Anzahl der Elementknoten, der Anzahl der Unbekannten eines jeden Knotens sowie den Kontinuitätsbedingungen an den Knoten ab. Da die Interpolationsfunktionen das Verhalten der Zustandsgröße im Elementinnern repräsentieren, stellen die Werte der Zustandsgröße an den Knoten die Unbekannten des diskretisierten Problems dar.

Nach der Auswahl der Elementtypen und der zugehörigen Interpolationsfunktionen werden die Elementgleichungen (Elementmatrizen) bestimmt. Diese Gleichungen beschreiben die Zusammenhänge zwischen den primären Unbekannten (z. B. Geschwindigkeit, Verschiebung, Temperatur) und den sekundären Unbekannten (z. B. Spannungen). Zur Bestimmung der Elementgleichungen kommen mehrere Ansätze in Frage. Die grundlegende Variationsformulierung für plastische Probleme lautet [ROLL93, KOBA89]:

$$\delta\pi = \int_V \sigma_V \delta\dot{\epsilon}_V dV + K \int_V \dot{\epsilon}_{ii} \delta\dot{\epsilon}_{ii} dV - \int_{S_F} F_i \delta u_i dS = 0 \quad (2.50)$$

mit:

- π : Leistung, die durch Umformung und Reibung erzeugt wird
- $\delta\pi$: Variation der Leistung mit der Variation des Geschwindigkeitsfeldes
- σ_V : Vergleichsspannungsfeld
- $\dot{\epsilon}_V$: Feld der Umformgeschwindigkeit
- V : Volumen
- K : Straffaktor (Penalty-Konstante) zur Begrenzung der Volumenänderung
- $\dot{\epsilon}_{ii}$: Volumetrische Formänderung
- S_F : Oberfläche
- F_i : Oberflächenkräfte
- u_i : Oberflächengeschwindigkeitsfeld

Nun wird mit Hilfe numerischer Methoden das Geschwindigkeitsfeld gesucht, welches [Gleichung 2.50](#) erfüllt. Dieses Geschwindigkeitsfeld minimiert den Leistungsverbrauch und damit den Energieaufwand. Der sogenannte Penalty-Term sorgt dafür, dass die volumetrische Formänderung sehr gering bleibt, die Bedingung der Volumenkonstanz also nahezu erfüllt ist. Zusätzlich muss das gesuchte Geschwindigkeitsfeld den Randbedingungen genügen.

Einer der grundsätzlichen Unterschiede zwischen der FEM und anderen numerischen Näherungsmethoden liegt darin, dass die Lösung zunächst für jedes einzelne Element formuliert wird. Um die Eigenschaften des aus den Elementen gebildeten Gesamtsystems anzunähern, werden die Elementmatrizen zur globalen Matrix des Problems zusammengesetzt (assembliert). Weiterhin werden die Randbedingungen (Einspannungen, äußere Kräfte, etc.) eingeführt. Das Zusammensetzen der Elementgleichungen führt zu den Systemgleichungen, die mit Hilfe geeigneter Verfahren gelöst werden. Die zur Integration der Elementmatrizen verwendeten numerischen Integrationsverfahren erfordern die Auswertung der Integrale an bestimmten Punkten innerhalb eines Elementes, den sogenannten Integrationspunkten. Dabei kann die Anzahl der erforderlichen Integrationspunkte bei gleichbleibender Genauigkeit durch gezielte Wahl ihrer Position reduziert werden. Ein überaus gebräuchliches Verfahren

zur numerischen Integration in der FEM ist die Gauß-Quadratur. Die Positionen der Integrationspunkte innerhalb eines Elementes sind genau festgelegt und repräsentieren die Positionen, an denen Spannungen und Dehnungen berechnet werden [KOB89, ROLL93, ZIEN00]. Auch wenn die prinzipielle Vorgehensweise aller FEM-basierten Berechnungen gleich ist, unterscheiden sich die verwendeten Programme in einigen grundlegenden Aspekten.

2.5.2 Lagrange'sche und Euler'sche Betrachtung des Kontinuums

Die Diskretisierung des Kontinuums kann aus verschiedenen Betrachtungsweisen heraus erfolgen. Die in der FEM gebräuchlichsten Betrachtungsweisen sind die Lagrange'sche und die Euler'sche [BATH96].

In der Umformtechnik dominiert der Lagrange'sche Ansatz. Dabei bewegen sich die Knoten eines Elementes mit dem Werkstoff. Ein auf einem Knoten reisender Beobachter würde die Veränderung der Zustandsgrößen eines bestimmten Partikels über den gesamten Umformprozess beobachten. Ein Nachteil des Lagrange'schen Ansatzes ist die mit großen plastischen Deformationen einhergehende Verzerrung des Netzes, die unter Umständen eine Neuvernetzung (Remeshing) erfordert. Die danach erforderliche Interpolation der Zustandsgrößen vom verzerrten auf das neu erzeugte Netz führt je nach Anzahl der Neuvernetzungszyklen zu einer unerwünschten, mehr oder weniger stark ausgeprägten Glättung der Zustandsgrößen.

Der Euler'sche Ansatz geht von der Bewegung des Kontinuums durch ein ortsfestes Netz aus. Ein Beobachter auf einem Knoten eines solchen Netzes würde die Zustände aller Partikel beobachten, die seinen raumfesten Beobachtungspunkt passieren. Dieser Ansatz ist besonders zur Untersuchung stationärer Prozesse geeignet und wird häufig in der Strömungssimulation eingesetzt. Eine zunehmende Verbreitung findet der sogenannte ALE (*Arbitrary Lagrangian Eulerian*) Ansatz, der eine Kombination der beiden vorgenannten Ansätze darstellt und dem Netz eine vom Werkstoff unabhängige Bewegung erlaubt, solange dabei die Gestalt der betrachteten Domäne erhalten bleibt [KOB89, WU03].

2.5.3 Explizite und implizite Lösungsverfahren

Die meisten in der Massivumformung verwendeten Programme verwenden sogenannte implizite Verfahren, wohingegen in der Blechumformung und für hochdynamische Anwendungen, wie z. B. Crash-Simulationen, die explizite Zeitintegration weit verbreitet ist. Explizite Verfahren betrachten den untersuchten Prozess als ein in Zeitschritte unterteiltes dynamisches Problem. Die gesuchten Größen zum Zeitpunkt $t + \Delta t$ werden allein aus zum Zeitpunkt t verfügbaren Werten bestimmt. Dies geschieht meist mittels des Differenzen-Schemas. Dieses Verfahren ist jedoch nur stabil, wenn der Zeitschritt Δt kleiner ist, als

die Zeit, die eine elastische Welle benötigt, um eine der kürzesten Elementkante entsprechende Strecke zurückzulegen. Damit wird die mögliche Zeitschrittweite abhängig von der im Werkstoff vorliegenden Schallgeschwindigkeit c . Für Festkörper gilt:

$$c = \sqrt{\frac{E}{\rho}}.$$

Die maximal mögliche Zeitschrittweite hängt also von der Dichte ρ und dem Elastizitätsmodul E des Werkstoffs ab. Da die Zeitschrittweite im Bereich von Mikrosekunden liegen kann, ist unter Umständen eine sehr hohe Anzahl von Rechenschritten erforderlich. Durch sogenanntes *Mass-Scaling*, bzw. künstliches Erhöhen der Werkstoffdichte oder durch künstliche Verkürzung der Prozesszeit wird versucht, die mögliche Zeitschrittweite zu vergrößern. Die durch solche Eingriffe bewirkten Masseneffekte müssen durch geeignete Maßnahmen kompensiert werden [ROLL93, CHUN98].

Bei Verwendung impliziter Verfahren ist diese Begrenzung nicht gegeben. Implizite Solver suchen die Lösung für jeden Zeitpunkt $t + \Delta t$ unter Berücksichtigung der Werte der gesuchten Größen sowohl zum Zeitpunkt t , als auch zum Zeitpunkt $t + \Delta t$ [HUEB82]. Wegen der enthaltenen Nichtlinearitäten erfordert dies die Lösung eines nicht linearen Gleichungssystems mittels eines Iterationsverfahrens (z. B. Newton-Raphson) [ROLL93, ZIEN00]. Dem Vorteil der bis um den Faktor 1.000 größeren möglichen Zeitschrittweite im Vergleich zum expliziten Verfahren steht also die für die iterative Gleichungslösung benötigte Rechenzeit gegenüber.

2.5.4 Thermische Kopplung

Zur Berücksichtigung thermischer Vorgänge müssen die mechanische und die thermische Berechnung gekoppelt werden. Im Fall der simultanen Kopplung erfolgt dies durch Aufstellen eines vollständig gekoppelten Gleichungssystems. Die nicht simultane Kopplung geht von einer rein mechanischen Formulierung aus, bei der die Temperatur lediglich zur Ermittlung der temperaturabhängigen Werkstoffkennwerte (z. B. der Fließkurve) dient. Die mechanische Rechnung berechnet Reibungswärme, Wärme aus der plastischen Deformation und den Wärmeaustausch mit anderen Objekten oder der Umgebung. Diese Daten dienen der thermischen Berechnung als Eingangsgrößen. Diese Kopplung kann bei jeder Iteration (iterative Kopplung), oder bei jedem Zeitinkrement (inkrementelle Kopplung) erfolgen [KOPP99].

2.5.5 Elementtypen

Grundsätzlich werden in der Umformtechnik drei verschiedene Kategorien von Elementen eingesetzt [ROLL93]:

- Volumenelemente (Kontinuumsselemente),
- Membranelemente und
- Schalelemente.

In der Massivumformung werden hauptsächlich Kontinuumsselemente verwendet. Dabei unterscheidet man in Abhängigkeit vom Formänderungszustand zwischen ebenen, axialsymmetrischen und dreidimensionalen Elementen. Kontinuumsselemente ermöglichen es, alle Normal- und Schubspannungen zu erfassen. Die vollständige Definition eines Elementtyps beinhaltet Elementform, Anzahl der Knoten, die Art der Knotenvariablen und die Interpolationsfunktionen. In der Massivumformung haben sich sogenannte isoparametrische Elemente ohne Mittelknoten etabliert [ROLL93]. Ein Element ist dann isoparametrisch, wenn es die gleiche Interpolationsfunktion sowohl für die Zustandsgrößen innerhalb des Elements, als auch für die Koordinatentransformation vom globalen in das lokale Koordinatensystem (Elementkoordinatensystem) besitzt [ZIEN00, ROLL93]. Abb. 2.25 zeigt beispielhaft einige Elementtypen, die in der Umformtechnik verwendet werden. Typische Elementformen sind Dreieck- und Viereckelemente mit drei bzw. vier Knoten sowie Tetraeder- und Hexaederelemente mit vier bzw. acht Knoten [HUEB82]. In der Blechumformung finden hauptsächlich Membran- und Schalelemente, in seltenen Fällen auch Kontinuumsselemente Anwendung. Membranelemente können keine Biegemomente übertragen, eignen sich nicht zur Erfassung der Faltenbildung und finden daher kaum noch Verwendung. Schalelemente hingegen sind in der Lage, Biegemomente zu übertragen und Faltenbildung in der Blechumformung zu berücksichtigen. Sogenannte dünne Schalelemente (nach Kirchhoff) besitzen eine endliche Biegesteifigkeit, wohingegen die Schubsteifigkeit unendlich ist. Dicke Schalelemente (nach Mindlin) besitzen eine endliche Biege- und Schubsteifigkeit [ROLL93]. Da sich dreieckige Schalen- und Membranelemente nur in ihren Knotenfreiheitsgraden unterscheiden, gilt die Darstellung in Abb. 2.25 a) für beide Elementtypen.

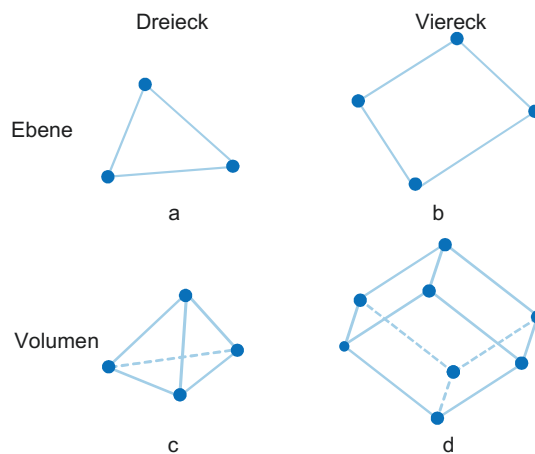


Abb. 2.25 Beispiele für in der Umformtechnik verwendete Elementformen: Dreieck (a), Viereck (b), Tetraeder (c) und Hexaeder (d)

2.5.6 Nichtlinearitäten

Unter einer linearen Analyse versteht man die Analyse eines Problems, das einen linearen Zusammenhang zwischen den aufgebrachten Lasten und der Antwort des Systems aufweist. Die lineare Analyse stellt eine Vereinfachung dar, da jedes reale physikalische System nichtlinear ist. Diese Nichtlinearitäten können jedoch in vielen Fällen vernachlässigt werden. Spricht man von nichtlinearen Problemen in der FEM, so bedeutet das, dass Nichtlinearitäten berücksichtigt werden müssen.

Grundsätzlich unterscheidet man zwischen drei verschiedenen Arten von Nichtlinearitäten:

- materielle Nichtlinearitäten,
- geometrische Nichtlinearitäten und
- Nichtlinearitäten in den Randbedingungen.

Materielle Nichtlinearitäten resultieren z. B. aus einem nichtlinearen Zusammenhang zwischen Spannung und Verschiebung, wie er bei metallischen Werkstoffen nach Verlassen des Hooke'schen Bereichs auftritt. Weitere Ursachen für materielle Nichtlinearitäten sind ein von der Umformgeschwindigkeit und/oder der Temperatur abhängiges Werkstoffverhalten sowie Werkstoffversagen.

Geometrische Nichtlinearitäten werden durch eine Veränderung der Geometrie während der Berechnung verursacht. Sobald die auftretenden Verschiebungen groß sind und daher das Verhalten des Systems beeinflussen, liegt eine Nichtlinearität vor.

Nichtlinearitäten in den Randbedingungen entstehen z. B. durch die Veränderung der äußeren Lasten bzw. durch die Neukontakt oder Kontaktverlust zwischen zwei Objekten (z. B. Werkzeug – Werkstück).

In der Regel trifft man in einer typischen umformtechnischen Prozesssimulation alle drei Arten von Nichtlinearitäten an.

2.5.7 Stoffgesetze

Die in der Simulation von Umformprozessen zur Repräsentation metallischer Werkstoffe eingesetzten Stoffgesetze lassen sich in zwei Hauptgruppen unterteilen: Solche, die die elastischen Werkstoffeigenschaften berücksichtigen, indem sie den Werkstoff zunächst elastisch und bei weiterer Deformation plastisch berücksichtigen, und solche, die den Werkstoff als starr betrachten, bis die plastische Grenze erreicht wird, siehe [Abb. 2.26](#). Die Verwendung eines starr-plastischen Stoffgesetzes beschleunigt die Berechnung und liefert für viele Anwendungen der Massivumformung zufriedenstellende Simulationsergebnisse, da der Anteil der plastischen im Vergleich zur elastischen Formänderung bedeutend größer ist [[ROLL93](#)]. Elastisch-plastische Werkstoffmodelle sind dort von Bedeutung, wo elastische Effekte, wie z. B. Rückfederung und im Bauteil verbleibende Eigenspannungen,

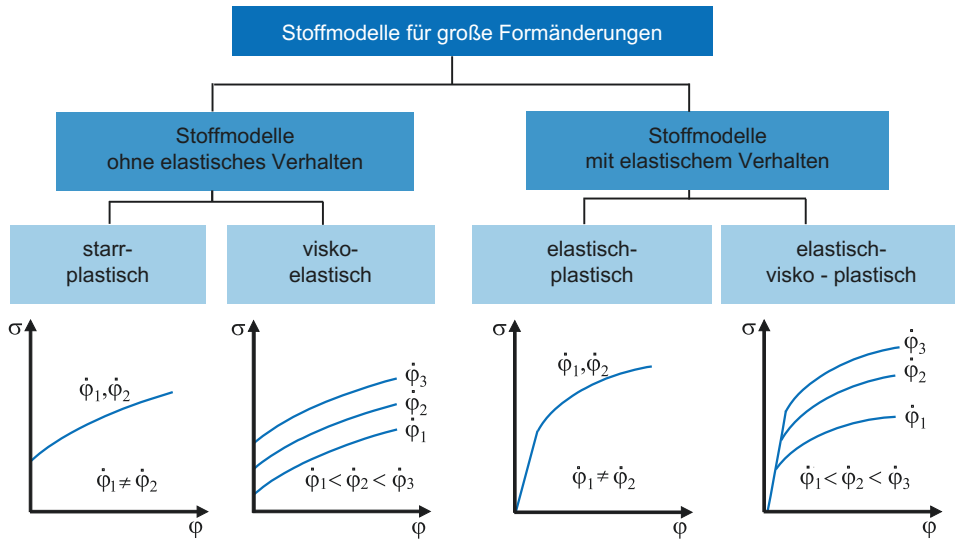


Abb. 2.26 Einteilung der Stoffmodelle für große plastische Formänderungen [ROLL93]

nicht vernachlässigbar sind. Die Geschwindigkeitsabhängigkeit des Werkstoffverhaltens, wie sie die *viskosen* Stoffgesetze berücksichtigen, spielt für Stahlwerkstoffe hauptsächlich in der Warm- und Halbwarmumformung eine Rolle. Die meisten Programme erlauben die Einbeziehung der Temperaturabhängigkeit des Werkstoffverhaltens. Die Berücksichtigung von Texturen und der damit verbundenen geometrischen Anisotropie des Werkstoffverhaltens ist besonders in der Blechumformung von Bedeutung, gewinnt aber mit den steigenden Anforderungen an die Bauteilqualität auch in der Massivumformung an Wichtigkeit. Die Beachtung der Anisotropie im Spannungsraum (Bauschinger-Effekt) gewinnt besonders in der Massivumformung an Bedeutung.

2.5.8 Software

Zur Prozesssimulation in der Umformtechnik haben sich kommerziell verfügbare und auf Umformprozesse zugeschnittene FE-Pakete etabliert. Eine Übersicht über derartige Pakete bietet z. B. [ADLO04]. Diese Programme bieten Benutzerschnittstellen, die den Bedürfnissen der Umformtechnik angepasst sind und erleichtern dem Anwender so den Aufbau und die Durchführung der Simulationen. Die vereinfachte Bedienbarkeit solcher spezialisierter Programmsysteme geht meist mit einer Einschränkung der Möglichkeiten zur Einflussnahme auf das Modell einher. Sogenannte *general purpose* Systeme dagegen sind zwar hoch flexibel und bieten auch außerhalb der Umformtechnik vielfältige Einsatzmöglichkeiten, erfordern jedoch während der Modellerstellung oft ein großes

Maß an Erfahrung und einen höheren Zeitaufwand. Je nach Anwendungsspektrum ist der Einsatz verschiedener FE-Programme innerhalb eines Unternehmens daher durchaus üblich.

Innerhalb der auf die Umformtechnik spezialisierten Programme wird zwischen Programmen für die Blechumformung und solchen für die Massivumformung unterschieden. Die Unterteilung resultiert aus den unterschiedlichen Anforderungen, die die Fertigungsprozesse an die Simulation stellen und äußert sich beispielsweise in den verwendeten Elementtypen sowie den Möglichkeiten zu Beschreibung des Werkstoffverhaltens.

Die Entscheidung, ob ein Problem zweidimensional oder räumlich untersucht werden soll, hängt von der Aufgabenstellung und dem vorherrschenden Formänderungszustand ab. Viele Problemstellungen weisen Achsen- bzw. Rotationssymmetrie auf, bzw. es kann ein ebener Dehnungs- bzw. Spannungszustand angenommen werden [ROLL93]. Durch Ausnutzung vorliegender Symmetrien kann die benötigte Rechenzeit im Vergleich zur dreidimensionalen Berechnung eines ganzen Bauteils deutlich reduziert werden.

2.5.9 Hardware

Mit der raschen Entwicklung in der Computerbranche wird Rechenleistung fortlaufend günstiger. Waren zur Durchführung von Berechnungen mittels der FEM vor einigen Jahren noch kostenintensive Rechenanlagen erforderlich, so verfügt heutzutage bereits ein Großteil der als Arbeitsplatzrechner eingesetzten Personalcomputer (PC) über die zur Durchführung einfacher Berechnungen notwendigen Voraussetzungen hinsichtlich Arbeitsspeicher und Rechenleistung. Personalcomputer zur Berechnung größerer Probleme sind bereits zu moderaten Preisen erhältlich. Als Folge der geringen Hardwarekosten im PC-Bereich ist die überwiegende Mehrheit aller kommerziellen FE-Pakete auch für die auf solchen Rechnern üblicherweise eingesetzten freien oder proprietären Betriebssysteme erhältlich. Zur Behandlung sehr anspruchsvoller Probleme mit einer großen Anzahl von Elementen bietet sich solche Hardware auch zum Betrieb in sogenannten Clustern an. Dabei werden mehrere Rechner so miteinander vernetzt, dass ein umfangreiches Problem parallel auf mehreren Computern berechnet werden kann. Voraussetzung dafür ist die Unterstützung dieser Funktionalität durch die FE Software. Die Rechenzeit für ein Problem reduziert sich dabei nicht linear mit der Anzahl der Knoten (hier: Rechner) eines Clusters. Der effektive Geschwindigkeitszuwachs hängt vielmehr von der eingesetzten Hard- und Software ab. Das Verhalten einer Software in Abhängigkeit der verfügbaren Rechenleistung bezeichnet man als Skalierbarkeit. Eine Software skaliert gut, wenn sich die für eine Aufgabe benötigte Rechenzeit bei Verdopplung der verfügbaren Rechenleistung in etwa halbiert.

2.5.10 Phasen einer Finite-Elemente-Analyse (FEA)

Eine typische Finite-Elemente-Analyse (FEA) findet aus Anwendersicht in drei Phasen statt:

- Datenaufbereitung mittels des Preprozessors,
- Berechnung und
- Auswertung der Ergebnisse mittels des Postprozessors.

Mit Hilfe des Preprozessors stellt der Anwender der Software alle zur Modellierung des Problems notwendigen Informationen zur Verfügung. Dabei muss er das Problem soweit abstrahieren, dass es mit Hilfe der Software abgebildet werden kann. Die getroffenen Vereinfachungen und die Qualität der Daten, die der Anwender dem System übergibt, haben dabei entscheidenden Einfluss auf die Qualität der Simulationsergebnisse. In der Regel beinhaltet das Preprocessing folgende Schritte:

- Geometriedefinition,
- Vernetzung,
- Eingabe der Werkstoffdaten und
- Definition der Randbedingungen.

Moderne Programme verfügen über Importfilter für gebräuchliche CAD Formate. Die Geometrien der an der Simulation beteiligten Objekte können daher oft aus in der Konstruktion bzw. dem Werkzeugbau in elektronischer Form vorhandenen 2D oder 3D CAD Datensätzen übernommen werden.

Nach der Definition aller Objektgeometrien, findet die Vernetzung der Objekte (Diskretisierung) statt. Zur Netzerzeugung stellen die meisten Softwarehersteller Werkzeuge zur Verfügung, die eine schnelle Vernetzung von Geometrien erlauben. Stoßen diese Werkzeuge an ihre Grenzen, so können separat angebotene, kommerzielle Netzgeneratoren (Mesher) eingesetzt werden. Stehen mehrere Elementtypen zur Verfügung, so liegt die Auswahl beim Anwender. Spezialisierte Softwarepakete geben jedoch häufig einen Elementtyp vor. Größe und Verteilung der Elemente werden durch den Anwender bestimmt. Der Elementtyp und die Elementdichte eines Netzes besitzen einen signifikanten Einfluss auf die Qualität des Simulationsergebnisses. Grundsätzlich gilt, dass die Verwendung einer größeren Anzahl von Elementen zu genaueren Ergebnissen führt. Zur Einsparung von Rechenzeit werden häufig adaptive Netze mit einer örtlich variierenden Dichte verwendet, so dass lokale Gradienten in den Zustandsgrößen besser aufgelöst werden können. Einige Programme bieten die Möglichkeit zur automatischen, adaptiven Neuvernetzung, bei der die Elementdichte automatisch an vorliegende Gradienten angepasst wird.

Nach der Diskretisierung erfolgt die Eingabe der mechanischen und thermophysikalischen Werkstoffdaten. Dieser Schritt erfordert die Verfügbarkeit der entsprechenden Daten unter den in der Simulation auftretenden Bedingungen. Im Anschluss werden

die Randbedingungen wie äußere Lasten, Kontaktbedingungen und Reibung zwischen verschiedenen Objekten sowie Geschwindigkeiten vorgegeben.

Nach der Berechnung werden die Ergebnisse im sogenannten Postprozessor ausgewertet. Je nach Software bietet sich hier eine Vielzahl von Möglichkeiten zur graphischen Darstellung und Weiterverarbeitung der Ergebnisse. Die Auswertung der Ergebnisse beinhaltet auch die kritische Beurteilung der Ergebnisse durch den Anwender. Ein Vergleich der Resultate mit Erfahrungswerten, überschlägigen Berechnungen oder experimentellen Ergebnissen ist unverzichtbar.

Zu den möglichen Fehlerquellen einer FE Analyse gehören:

- Diskretisierungsfehler durch Interpolation der Geometrie bei der Vernetzung und Interpolation der Zustandsgrößen,
- fehlerhafte Eingangsdaten (z. B. Werkstoffdaten, Prozessdaten, Reibverhältnisse),
- numerische Fehler (z. B. durch numerische Integrationsverfahren) und
- Rundungsfehler durch begrenzte Genauigkeit der Gleitkommadarstellung im Rechner.

2.5.11 Einsatz der FEM in der Umformtechnik

Aufgrund der unterschiedlichen Prozesskinematiken und der verschiedenen Schwerpunkte bei der Prozessbetrachtung ist ein Großteil der FE-Programme auf spezielle Verfahren der Massivumformung und der Blechumformung zugeschnitten. Nur wenige Programme eignen sich für beide Bereiche. Die Geometrie der Bauteile und die auftretenden Verformungszustände führen dazu, dass in der Massivumformung überwiegend mit Volumenelementen und in der Blechumformung mit Schalenelementen gearbeitet wird. Auch der Fokus der Ergebnisauswertung ist deutlich unterschiedlich. Wird in der Massivumformung der Materialfluss und damit das Formfüllungsverhalten und das Formänderungsvermögen sowie die Werkzeugbelastung untersucht, liegen in der Blechumformung schwerpunktmäßig das Formänderungsvermögen (Ausdünnung und Risswahrscheinlichkeit), die Faltenbildung und die Rückfederung des Bauteils im Fokus der Betrachtung.

2.5.11.1 Massivumformung

Hand in Hand mit der steigenden Rechnerleistung führten feinere und detailliertere Modelle in den 90er Jahren zu einer drastischen Verbesserung der Massivumformsimulation. Kommerzielle FE-Systeme erlauben die Berechnung des 3D-Werkstoffflusses einer Umformstufe mit einer hohen Genauigkeit in wenigen Stunden. Der Fokus wird bei der Simulation von Massivumformprozessen werkstückseitig meist auf den Werkstofffluss, die Formfüllung, den späteren Faserverlauf, die Werkstoffverfestigung, die Gefügeausbildung und das Formänderungsvermögen des Werkstoffs gelegt. Auf der Werkzeugseite werden die mechanischen, thermischen und tribologischen Werkzeugbelastungen und die Werkzeugnachgiebigkeit bestimmt. In den letzten Jahren haben sich so für

den industriellen Einsatz mehrere praxistaugliche Programme für die Massivumformung etabliert [ADLO04]. Der Nutzen einer FE-Simulation und das mögliche Einsparpotenzial ist laut [FELD01] nicht mehr zu vernachlässigen.

Werkzeugauslegung

Mechanische Werkzeugbelastungen

Zur Berechnung von Werkzeugbelastungen müssen die elastischen Materialeigenschaften bekannt sein. In Abb. 2.27 sind die auftretenden Matrizenbelastungen dargestellt, die infolge einer Querfließpressoperation zur Herstellung einer Schrägverzahnung auftreten. Eine Betrachtung der in die Matrize induzierten Spannungen zeigt, dass die maximalen Hauptnormalspannungen σ_1 durch eine Vorspannung der Matrize deutlich reduziert werden können. So treten in der nicht vorgespannten Matrize im Bereich des Zahnfußes die maximalen Zugspannungen auf. Der Zahnfuß wirkt auf die Matrize als Kerbe und kann in Kombination mit den hohen Zugspannungen zur Rissbildung in diesem Bereich der Matrize führen. Eine nicht vorgespannte Matrize zeigt nach kurzer Einsatzzeit in nahezu jedem Zahnfuß Haarrisse, die radial nach außen wachsen. Mit Hilfe einer Matrizenvorspannung kann die Rissbildung unterbunden werden. Dazu darf bei maximaler Belastung durch den Umformvorgang die erste Hauptnormalspannung im Zahnfuß der Matrize nicht im positiven Bereich (Zugspannungsbereich) liegen.

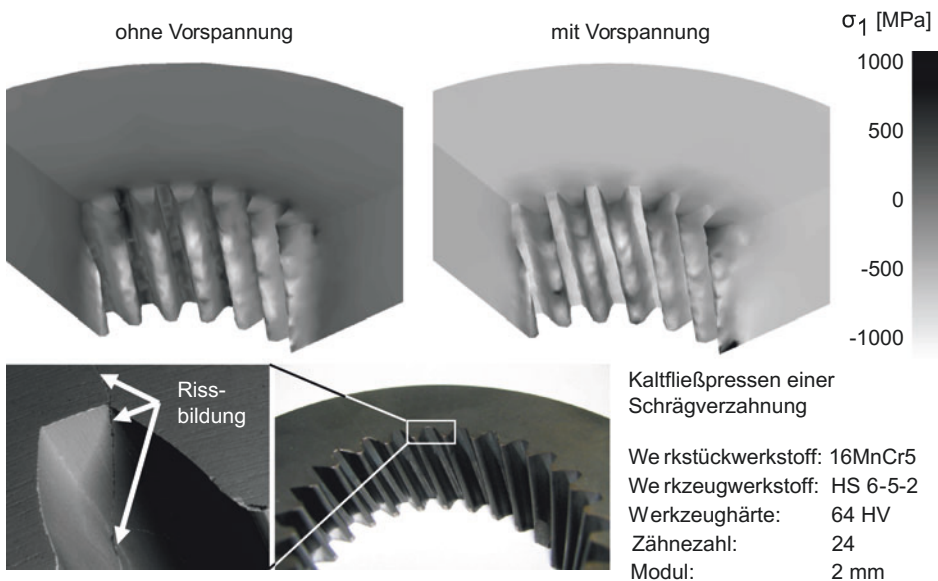


Abb. 2.27 3D-Simulation der Belastungen einer Werkzeugmatrize zum Querfließpressen einer Schrägverzahnung

Tribologische und thermische Werkzeugbelastungen

Am Beispiel des Feinschneidprozesses soll gezeigt werden, wie die FE-Simulation dazu genutzt werden kann, die tribologischen Bedingungen, wie z. B. die Kontaktspannungsverteilung, die Relativgeschwindigkeiten der Kontaktpartner und die Temperaturverteilung zu ermitteln. Analytische Betrachtungen können hier nur grobe Anhaltswerte über die Größenordnung der zu erwartenden Kontaktnormalspannungen geben. Die thermischen Vorgänge sind sehr transient, so dass elementare Betrachtungen keine genügende Genauigkeit aufweisen, um zur Korrelation mit Verschleißvorgängen herangezogen werden zu können. Weiterhin lassen sich beim Feinschneiden die entstehenden Temperaturen nur unter sehr hohem Aufwand messtechnisch erfassen, wobei die Messergebnisse insgesamt nicht zufriedenstellend ausfallen. Der interessierende Bereich, in dem die Gefahr der Adhäsionsbildung am größten ist, ist der Bereich direkt über der Stempelkante. Es ist nahezu unmöglich, diesen Bereich mit Thermoelementen zu erreichen. Des Weiteren ist der durch die hohe Temperatur betroffene Bereich sehr klein, so dass nach Öffnen des Werkzeugs schon ein so großer Temperaturabfall stattgefunden hat, dass eine pyrometrische (optische) Messung zu diesem Zeitpunkt keinen Sinn mehr macht. Aus diesem Grund bietet sich auch hier eine FE-Simulation des Vorgangs an. Für das in [Abb. 2.28](#) dargestellte Beispiel ist das Temperaturfeld einmal mit und einmal ohne Reibung berechnet. Für das Reibmodell wurde ein freies Reibgesetz verwendet, das einen trockenen Kontakt der Reibpartner charakterisiert und in [Abschn. 2.8.2.3](#) näher beschrieben wird. Für die in [Abb. 2.28](#) angegebenen Parameter sind die berechneten Maximaltemperaturen für beide Fälle gleich

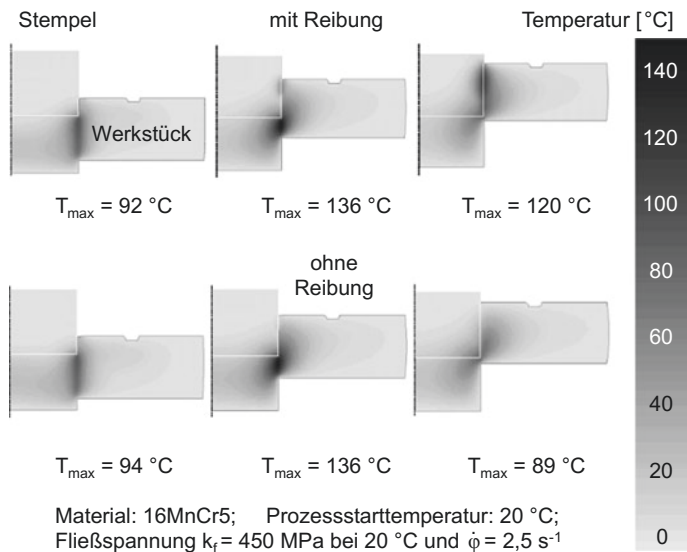


Abb. 2.28 2D-Simulation des Temperaturfeldes während des Feinschneidvorgangs [[RAED02](#)]

hoch. Zu Beginn des Einschneidvorgangs unterscheiden sich die Kontaktzonentemperaturen nicht signifikant, am Ende werden für den reibungsbehafteten Fall deutlich höhere Temperaturen berechnet. Aus diesen Ergebnissen kann man für den hier vorliegenden Fall auch ableiten, dass der durch den Umformvorgang erzeugte Wärmeanteil wesentlich größer als der Reibwärmeanteil ist. Dieses ist aber nicht grundsätzlich so, sondern gilt beispielhaft nur für die in [Abb. 2.28](#) gezeigten Bedingungen.

Werkstückauslegung

Bestimmung von Werkstückgeometrien

Das Feinschneiden gehört zur Gruppe der blechtrennenden Fertigungsverfahren, die in der Formgebungszone ablaufenden Umformvorgänge entsprechen allerdings denen der Massivumformung. Deshalb werden Feinschneidvorgänge im Allgemeinen mit den Methoden der Massivumformung beurteilt. Bis zum Zeitpunkt der endgültigen Abtrennung des Werkstoffs handelt es sich beim Feinschneiden um eine reine Werkstoffumformung, die durch eine starke Scherung charakterisiert ist. Durch die stark lokalisierte Scherung und Oberflächenneugenerierung ergeben sich simulationstechnisch besondere Randbedingungen: Insbesondere die Elemente an den Oberflächen und in der oberflächennahen Randzone können sehr schnell stark verzerrt werden. Um die Simulation dennoch stabil weiterführen zu können, müssen die Netze häufig neu generiert werden, wobei die berechneten Knoteninformationen auf das neue Netz übertragen werden müssen. Dies erfolgt im Allgemeinen automatisch.

Ein ganz besonderes Problem tritt beim Feinschneiden feiner Konturen, z. B. von Verzahnungen, auf. Hier wird das Material zu Beginn des Feinschneidvorgangs besonders stark an den Kanten in Schnittrichtung eingezogen. Man nennt dieses Phänomen Kanteneinzug. Kanteneinzüge sind unerwünscht, weil sie die nutzbaren Funktionsflächen verkleinern. Es ist deshalb zur Auslegung der Aktivelemente eines Feinschneidwerkzeuges, dies sind Schneid- und Gegenstempel sowie Matrize und Ringzacke (Niederhalter), von besonderer Bedeutung, den zu erwartenden Kanteneinzug vorher zu bestimmen, um ggf. über die Werkzeugauslegung und die Prozessführung Gegenmaßnahmen einzuleiten. [Abb. 2.29](#) zeigt den Aufbau einer 3D-Simulation für das Feinschneiden eines Zahnrades und die Ausbildung des Einzugs an der Blechoberfläche. Durch Ausnutzung der ebenen Symmetrie des Zahnrades reicht es für den Modellaufbau aus, eine halbe Zahnbreite abzubilden. Die vier beteiligten Werkzeugelemente wurden starr abgebildet, für das Werkstück wurde ein elastisch-plastisches Materialverhalten (Stoffgesetz) zugrunde gelegt. Die Berechnungsergebnisse zeigen, dass der Kanteneinzug am Kopf sehr stark ist, da beim Einleiten des Schneidvorganges an der Blechoberfläche im Bereich der Scherzone die Spannungen nicht ausreichend sind, damit sich plastisches Fließen einstellt. Das Material wird im Bereich des Zahnkopfes aufgrund der Relativbewegung zwischen Stempel und Matrize gebogen, so dass eine plastische Verformung des Zahnkopfes in Zahnbreitenrichtung auftritt. Zusammenfassend kann gesagt werden, dass die Simulation des Feinschneidens mit der Simulation eines Kaltumformprozesses verglichen werden kann.

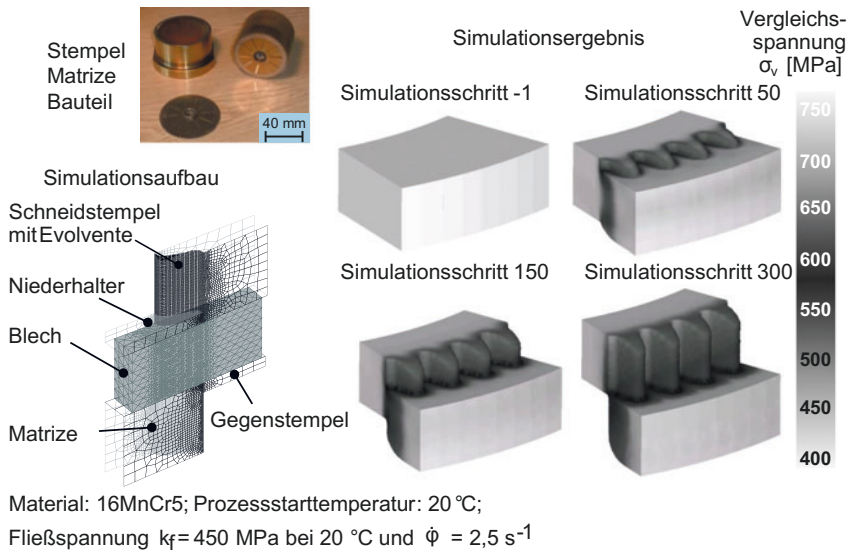


Abb. 2.29 3D-Simulation eines Feinschneidvorgangs im Hinblick auf die Bildung eines Kanten-einzugs an der Blechoberfläche[KLOC02a]

Als Beispiel für die Warmumformung soll das Taumelschmieden einer Radnabe aus C55E betrachtet werden. Abb. 2.30 zeigt die Simulation des Taumel-schmiedeprozesses mit Hilfe der FEM. Es handelt sich hierbei um ein inkrementell arbeitendes Umform-verfahren, bei dem die Kontaktfläche zwischen Obergesenk und Werkstück klein im Verhältnis zur Gesamtfläche ist und mit fortschreitender Umformung um die Werkstückachse rotiert. Durch das partielle Umformen kann die Umformkraft im Gegensatz zum Massivumformen deutlich reduziert werden. Abb. 2.30 zeigt das feststehende Untergesenk und ein Obergesenk, welches eine lineare Vorschubbewegung ausführt, der eine taumeln-de Vorschubbewegung überlagert wird. Aufgrund der komplexen Prozesskinematik muss die Berechnung dreidimensional durchgeführt werden, auch wenn das erzeugte Bauteil rotationssymmetrisch ist.

Der Schnitt durch das Hauptteil zeigt, dass die Vergleichsspannungen im Bereich des unteren Zapfens die Fließspannung k_f des Werkstoffs kaum übersteigt. Dies ist in den Flanschbereichen nicht so. Der Flansch wird gut ausgeformt. Aufgrund der vollständigen Formfüllung kommt der Werkstofffluss im Flanschbereich zum Erliegen. Trotz erhöhter Stempelkräfte kann die Fließbedingung im Bereich des Zapfens nicht aufrecht erhalten werden. Eine vollständige Formfüllung des Zapfens ist mit den gezeigten Parametern nicht möglich.

Bestimmung einer Stadienfolge

In der Stadienfolge werden die wichtigsten Arbeitsschritte der Umformprozesskette bis zum Erreichen der Endkontur festgelegt. Als Beispiel soll hier das Schmieden

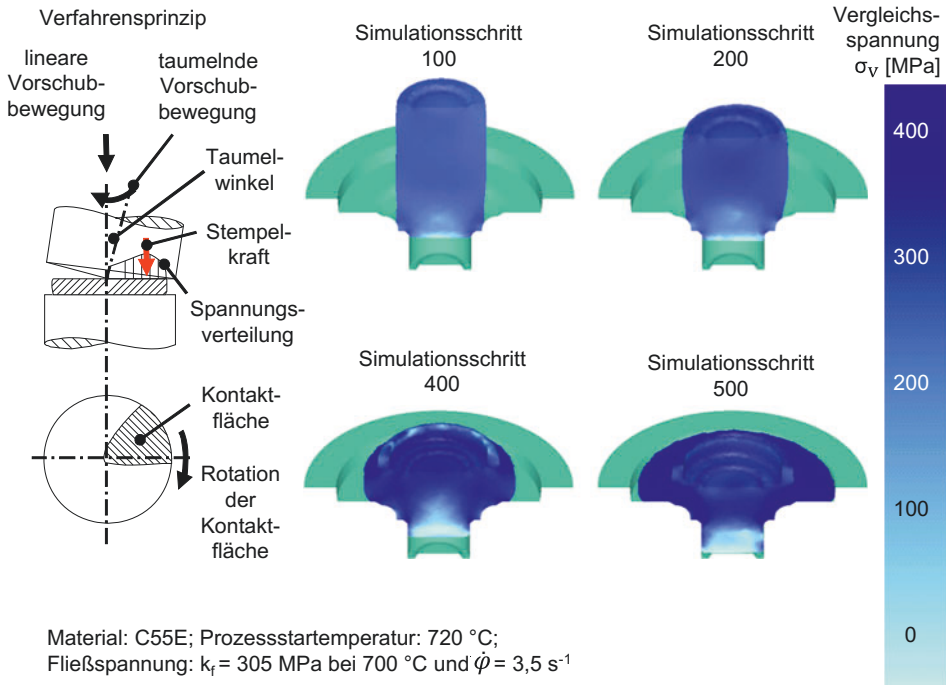


Abb. 2.30 3D-Simulation des Taumelschmiedens

einer Exzenterwelle für eine vollvariable Ventilsteuerung dienen. [Abb. 2.31](#) zeigt die Stoffflusssimulation dieses komplexen Schmiedeteils. Eine Darstellung des realen Bauteils und der einzelnen Zwischenstufen zeigt [Abb. 3.55](#). Mittels Induktion wird der zylindrische Ausgangsrohling (Abschnitt) auf die Prozessstarttemperatur von 1.250 °C erwärmt. Da das Zahnsegment in der Mitte der Exzenterwelle eine stark inhomogene Werkstoffverteilung über die Länge des Schmiedeteils erfordert, wird in einer ersten Umformstufe mittels Vorstauchen in diesem Bereich eine Materialanhäufung eingebracht. Im Anschluss folgt eine Vorformstufe und abschließend die Fertigstufe. In der Fertigstufe wird weitgehend die Endkontur der Exzenterwelle mit Schmiedeaufmaß erreicht. Da die fast vollständige Formfüllung schon in der Vorstufe erzielt wird, dient die Fertigstufe in erster Linie dazu, die Toleranzbreite nochmals zu reduzieren und eventuell auftretende Maßabweichungen infolge eines Werkzeugverschleißes in der Vorstufe auszugleichen. Der Vergleich der Simulationsergebnisse mit dem Realbauteil in [Abb. 3.55](#) zeigt, dass die Simulation den Prozess gut abbildet, was sich auch deutlich in der geringen Gratausbildung zeigt. Mit Hilfe der Simulation konnte so eine Stadienfolge mit einer optimalen Werkstoffausnutzung realisiert werden.

Ebenfalls konnte mit Hilfe der FE-Simulation die erreichbare Bauteilqualität eines querfließgepressten geradzahnten Stirnrades, bei dem beide Verfahrensprinzipien radiales Querfließpressen und *divided flow* zum Einsatz kommen, berechnet werden.

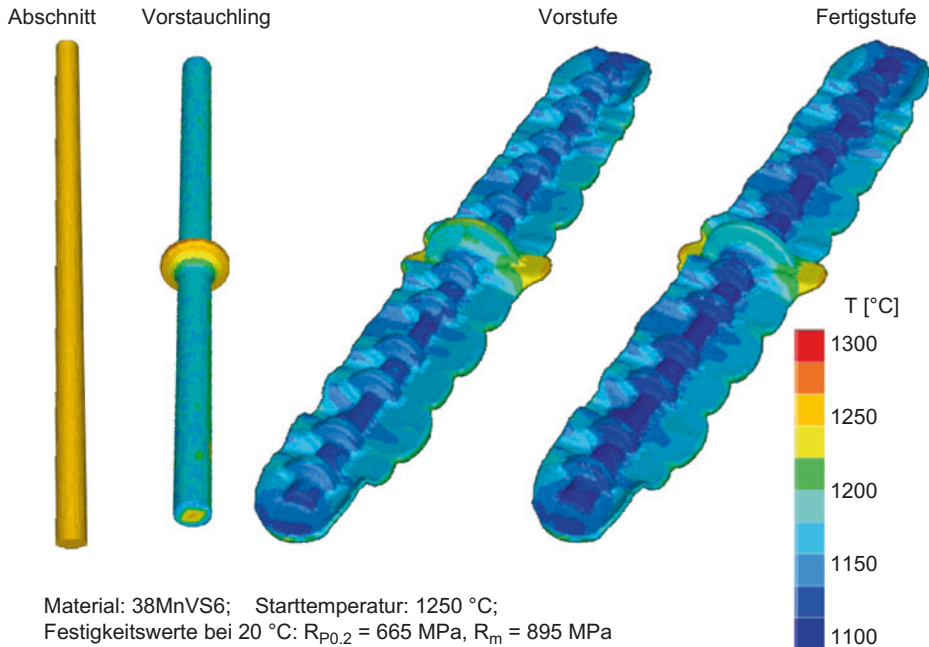


Abb. 2.31 3D-FE-Stoffflussimulation beim Schmieden einer Exzenterwelle in drei Stufen (Quelle: Hirschvogel Umformtechnik GmbH)

[Abb. 2.32](#) zeigt in der oberen Bildreihe die erste Umformstufe, bei der ein ringförmiger Stempel ein *geteiltes Fließen* (*divided flow*) sowohl in axialer als auch radialer Richtung einleitet. Im inneren Bauteilbereich findet ein Materialfluss in axialer Richtung und im äußeren Bauteilbereich in radialer Richtung nach außen statt. In der ersten Umformstufe reicht der radiale Materialfluss nicht aus, um eine vollständige Materialfüllung der Zähne zu erzielen. Daher wird in der zweiten Umformstufe durch ein Stauchen des äußeren Zahnradbereiches in axialer Richtung das Material radial nach außen in die Zahnform und radial nach innen gepresst. Somit wird über die komplette Zahnbreite die Zahnform ausgebildet.

Diese beiden Beispiele zeigen, dass die FE-Simulation ein wichtiges Hilfsmittel bei der Auslegung einzelner Umformstufen in der Massivumformung ist. Erkennt der Konstrukteur in der Simulationsrechnung Probleme, so kann er auf unterschiedlichste Art eingreifen. Zum einen kann er durch Variation der Einlegeposition in die Gravur das Endergebnis positiv beeinflussen, zum anderen kann eine Änderung der Werkzeuggeometrie der entsprechenden Umformstufe notwendig sein. Eine Änderung der vorgelagerten Umformstufe wäre mit einem deutlich höheren Aufwand verbunden und ist keineswegs wünschenswert. Daher gibt es Bestrebungen, ausgehend von der Fertigteilgeometrie durch Rückwärtssimulation des Materialflusses die einzelnen Umformstufen zu ermitteln. Dabei ist die sichere Vorhersage des Werkstoffflusses unabdingbar, da sonst eine genaue Ermittlung der einzelnen Umformstufen nicht möglich ist [[BEHR04a](#)].

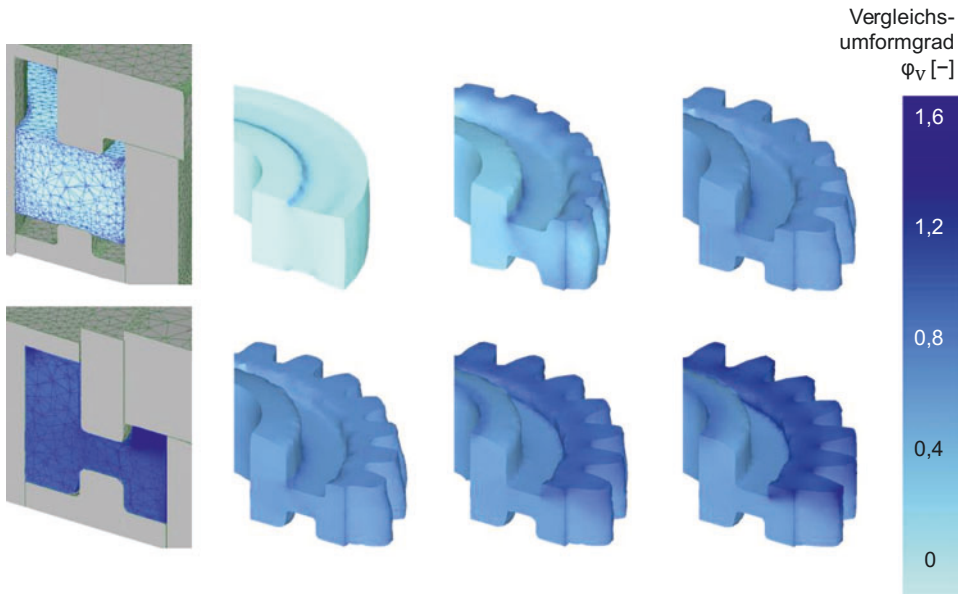


Abb. 2.32 3D-Simulation des Querfließpressen schrägverzählter Stirnräder in zwei Stufen mit dem Verfahrensprinzip *divided flow*

Modellierung von Wärmebehandlungsvorgängen

Bei der Wärmebehandlung laufen viele thermische, umwandlungsbedingte und mechanische Vorgänge gleichzeitig ab, die sich gegenseitig beeinflussen. Daraus ergeben sich die Anforderung an die Eingangsdaten, die für die Simulation der Wärmebehandlung benötigt werden. So müssen neben dem temperaturabhängigen elastischen und plastischen Materialverhalten auch Angaben zur Gefügeumwandlung (z. B. ZTU- und ZTA-Diagramme), Diffusionskoeffizienten, Kohlenstoffverteilung sowie Aufkohlungs- und Diffusionszeiten bekannt sein. Viele dieser Größen sind nur schwer zu bestimmen oder mit einer großen Ungenauigkeit behaftet. Dies gilt besonders, wenn die gegenseitige Abhängigkeit der Vorgänge voneinander berücksichtigt werden soll. Daher ist die Ermittlung dieser Materialdaten meist sehr aufwendig und kostenintensiv, so dass solche Berechnungen bisher meist nur bei besonders anspruchsvollen Bauteilen eingesetzt werden. [Abb. 2.33](#) zeigt auf der linken Seite die Martensitbildung an den Zahnflanken eines Kegelrades aus Kohlenstoff-Manganstahl, die sich beim Abkühlen von einer Austenitisierungstemperatur von 850 °C bis auf Raumtemperatur einstellt. Als Abkühlmedium wird Öl verwendet.

Die rechte Seite in [Abb. 2.33](#) zeigt eine sich unter Kenntnis des Rekristallisationsverhaltens des Werkstoffes einstellende Korngrößenverteilung beim Hammerschmieden einer Niederdruckverdichterscheibe aus Inconel 718. In thermisch und mechanisch hoch

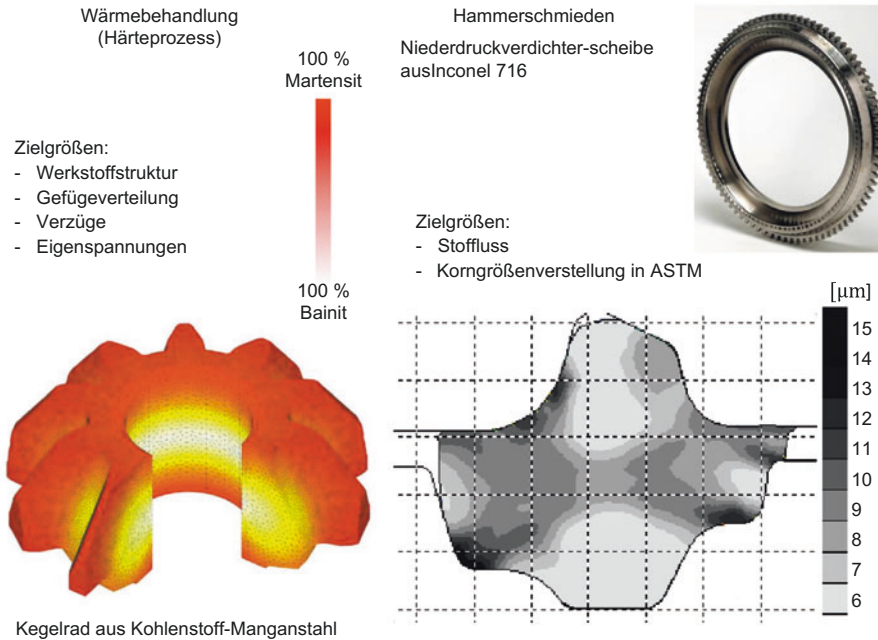


Abb. 2.33 Modellierung von Wärmebehandlungsvorgängen – links: Berechnung der Martensitbildung beim Kegelrad aufgrund einer Wärmebehandlung (Quelle: SFTC); rechts: Berechnung der Korngrößenverteilung beim Hammerschmieden einer Niederdruckverdichterscheibe (Quelle: MTU Aero Engines und Thyssen Umformtechnik GmbH)

belasteten Bauteilen spielt die Korngröße eine wichtige Rolle, wobei eine gegenläufige Tendenz zu erkennen ist. Mit sinkender Korngröße steigt die Festigkeit des Werkstoffes an, aber die Kriechfestigkeit fällt ab [GOTT98]. In Turbinenbauteilen wird versucht, in unterschiedlichen Bauteilbereichen unterschiedliche Korngrößen einzustellen. Dies ist durch eine gezielte, über den Bauteilquerschnitt inhomogene thermomechanische Führung des Umformprozesses erreichbar.

2.5.11.2 Blechumformung

Der Entwicklungsfokus der FEM im Bereich der Blechumformung liegt in der Machbarkeitsanalyse einzelner Umformoperationen. Zusätzlich wird seit Ende der 80er Jahre des 20sten Jahrhunderts das Crashverhalten von Automobilen analysiert. Hierbei liegt das Hauptaugenmerk auf der Verformung der Karosserieteile, die fast ausschließlich Blechumformteile sind. In Abb. 2.34 ist eine solche FE-Crashsimulation exemplarisch dargestellt.

Aufgrund des Wandels der Automobilindustrie, die den größten Anwender der FE-Simulation im Bereich der Blechumformung darstellt, wurden auch die Anforderungen an die moderne Simulationstechnik angepasst. Mit Hilfe der FEM können die erdachten

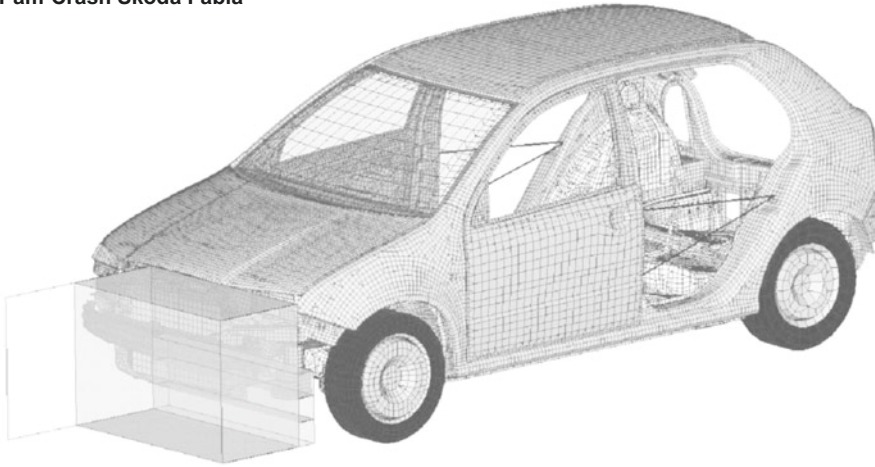
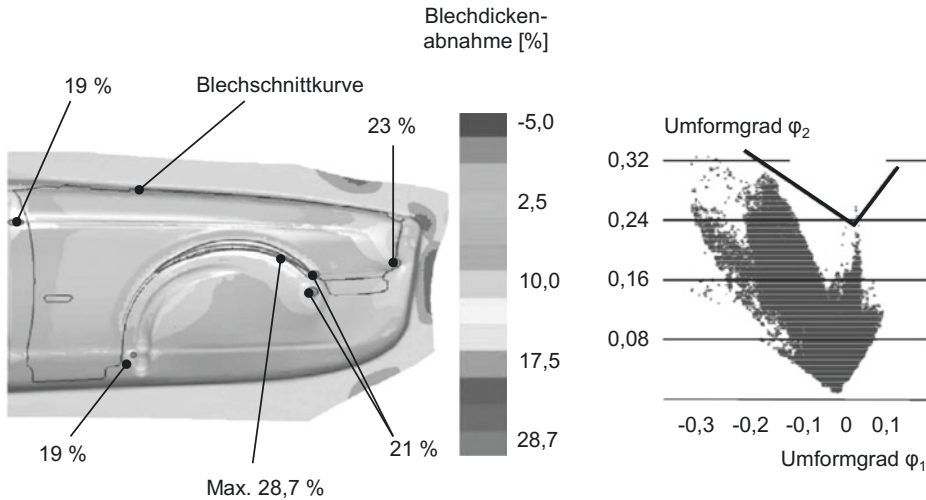
Pam-Crash Skoda Fabia

Abb. 2.34 Aufbau einer Crashesimulation mit dem Programm Pam-Crash der Fa. ESI GmbH

Konzepte bereits in einer sehr frühen Phase der Entwicklung auf deren Machbarkeit im Produktionsprozess überprüft werden. Dies führt zu insgesamt kürzeren Produktzyklen mit entsprechend kurzen Entwicklungszeiten.

Gleichzeitig hat sich im Zuge eines gewachsenen Umweltbewusstseins die Automobilindustrie kraftstoffsparende Fahrzeuge auf der Basis von Leichtbaukonzepten zum Ziel gesetzt. Leicht und sicher zugleich sollen Fahrzeuge sein. Im Hinblick auf dieses Ziel wurden neue Werkstoffe für Bauteile, Karosserie aber auch für die Innenausstattung entwickelt. Aluminiumlegierungen und neue Stahlsorten wie DP-, CP- und TRIP-Stahl, deren Leistungsfähigkeit über den Grenzbereich früherer Stahlsorten weit hinausreichen, werden eingesetzt, siehe [Abschn. 2.7.1.1](#). Bauteile aus diesen Werkstoffen lassen sich nur mit einem höheren Grad an Präzision in der Umformsimulation umsetzen.

Die Anwendungen heutiger FE-Simulationen im Bereich der Blechumformung konzentrieren sich auf den Bereich der Verformungsvorhersage. Mit Hilfe der gebräuchlichen Software-Tools wird überwiegend eine Machbarkeitsanalyse unterschiedlicher Blechgeometrien vollzogen. Von besonderer Bedeutung ist hierbei das Erkennen und die Vorhersage einer Materialausdünnung. Solche Effekte während des Tiefziehprozesses führen zu Schwachstellen im Bauteil, von denen eine erhöhte Versagensgefahr ausgeht. Neben der Ausdünnung tritt häufig auch eine Materialanhäufung über der Bauteilgeometrie auf. Durch eine geeignete Prozessauslegung kann erreicht werden, dass die Bereiche, in denen es zu Ausdünnungen kommt, mit ausreichend nachfließendem Material versorgt werden und in den Bereichen, in denen Anhäufungen auftreten, das Material effektiver ausgenutzt werden kann [[FRIE02](#)]. In [Abb. 2.35](#) ist eine beispielhafte Simulation der Blechdickenänderung an einem PKW-Kotflügel dargestellt.



Simulationsziele:

- Rissbildung
- Oberflächenqualität
- Platinenzuschnittermittlung
- Faltenbildung
- Anhaukanten
- Ziehsickenlagerermittlung

Abb. 2.35 Simulation eines Kotflügels mit Berechnung der Blehdickenänderung und der lokalen Umformgrade im Hinblick auf Rissbildung (Quelle: Thyssen Nothelfer GmbH)

Eine Steuerung des Materialflusses erfolgt in der Blechumformung überwiegend mit Hilfe von Ziehsicken, siehe [Abschn. 4.1.2.1](#). Diese Sicken können mit Hilfe der FEM für den jeweils vorliegenden Belastungsfall ausgelegt und konstruktiv angepasst werden. Ohne geometrische Veränderungen des Bauteiles dabei in Betracht zu ziehen, kann so bereits eine Optimierung des Blechumformprozesses vorgenommen werden.

Eine wichtige Einflussgröße bei Blechumformoperationen ist die Faltenbildung im Prozess. Im Besonderen bei Außenhautteilen für Karosserien ist es wichtig, dass keine Faltenbildung auftritt, da diese auch nach einer Lackierung sichtbar bliebe. Außerdem kann die Faltenbildung auch Schwachstellen im Bauteil hervorrufen, die im Belastungsfall zum Versagen führen. Aus diesen Gründen muss eine Faltenbildung vermieden werden. Weiterführende Ausführungen hierzu werden in [Abschn. 2.7.1.1](#) gegeben.

In den meisten Fällen wird in der Blechumformung mit Schalelementen simuliert. Eine Variation der Materialdicke während des Prozesses wird bei Verwendung von Schalelementen über spezielle Algorithmen berechnet. Nutzt man Volumenelemente, kann die tatsächliche Blehdickenänderung realitätsnäher berechnet werden. Problematisch ist jedoch, dass ein Volumenelement mehr Freiheitsgrade als ein Schalelement besitzt, was zu einer Erhöhung der Berechnungszeit führt. In den letzten Jahren hat die zunehmende Weiterentwicklung der Computertechnologie dazu geführt, dass die verwendeten Elementzahlen oder Elementinformationen weiter gesteigert werden können, ohne eine

Verlangsamung der Simulation zu verursachen. Dadurch ist die Verwendung von Volumenelementen auf dem Vormarsch [WU00]. In der Blechumformung reicht in den meisten Fällen jedoch die Verwendung von Schalenelementen aus, da eine Blechdickenänderung nur in wenigen Prozessen gewollt ist [KUBL95].

Eines der größten Probleme stellt die Berechnung der Rückfederung nach einem Umformprozess dar. Sie wird im Wesentlichen durch freie Biegung hervorgerufen und kann nur schwer vorausberechnet werden. An der Lösung dieses Problems wird zur Zeit noch gearbeitet.

Neben vollständigen Berechnungsansätzen werden in der Blechumformung auch Teilansätze angewandt, um bestimmte Einzelfragen zu beantworten:

1. Querschnittssimulation

Bei der Querschnittssimulation wird nicht das komplette Bauteil betrachtet, sondern lediglich der vermutete gefährdete Querschnitt. Durch die Betrachtung nur eines Teiles des gesamten Werkstücks wird die Simulationsdauer drastisch reduziert.

Ein weiterer Vorteil bei der Betrachtung nur eines Querschnittes ist die Möglichkeit einer Reduzierung der notwendigen Eingangsdaten. Lediglich die im betrachteten Querschnitt benötigten Daten und nicht die exakte Definition des gesamten Bauteils sind zum Erhalt einer lauffähigen Simulation notwendig.

Nachteilig ist, dass der zu betrachtende Querschnitt so gewählt werden muss, dass er die Effekte, die analysiert werden sollen, auch abbildet. Die korrekte Wahl des Querschnitts ist hierbei nicht trivial, und es besteht die Gefahr, dass in dem gewählten Querschnitt die zu analysierenden Effekte nicht auftreten. Ebenfalls geht die Betrachtung nur eines kleinen Ausschnittes des gesamten Umformproblems mit einer hohen Vereinfachung einher. Diese Vereinfachung führt deshalb dazu, dass die ermittelten Ergebnisse lediglich qualitative, selten nur quantitative Aussagen ermöglichen.

2. Einschnitt-Simulation

Die Einschnitt-Simulation wird dazu genutzt, eine Geometrieüberprüfung vorzunehmen. Mit Hilfe dieser Simulation wird eine Machbarkeitsanalyse schnell und effizient durchgeführt, ohne dass lange Rechenzeiten benötigt werden. Ausschlaggebend für die ermittelten Ergebnisse ist lediglich die Geometrieänderung von der Platine zum Bauteil. Rückwärts kann mit dieser Methode der für die Umformoperation notwendige Blechzuschnitt ermittelt werden. In einer Vorwärtsbetrachtung kann aufgrund der Geometrieänderung der Umformgrad abgeschätzt werden. Eine Beanspruchung des Werkstückes jenseits des Formänderungsvermögens kann damit in einem frühen Stadium der Entwicklung ermittelt und vermieden werden.

Durch die Berechnung des zu untersuchenden Sachverhaltes in lediglich einem Simulationsschritt wird die Rechenzeit wesentlich herabgesetzt. Auch in diesem Fall sind normalerweise die Anforderungen an die Eingangsdaten nicht so hoch wie bei einer ganzheitlichen Simulation. Es ist somit möglich, schnell wertvolle Ergebnisse zu erzielen. Mit dieser Vorgehensweise werden z. B. in der Produktentstehung erste

Abschätzungen zur Umsetzbarkeit vorgenommen. Eine detailgenaue Betrachtung des Gesamtprozesses ist mit diesem Ansatz jedoch nicht möglich.

2.6 Metallographie und Analyse

2.6.1 Einführung

Die Metallographie umfasst die Untersuchung des Gefüges mit dem Ziel einer qualitativen und quantitativen Beschreibung. Die Gefügeuntersuchung lässt Rückschlüsse auf die physikalischen, chemischen und mechanischen Eigenschaften eines Werkstoffes zu. Die dazu erforderlichen mikroskopischen Untersuchungsverfahren werden in der Entwicklung und laufenden Qualitätskontrolle bei der Herstellung von Umformteilen sowie bei der Klärung von Schadensfällen an Umformwerkzeugen und umgeformten Bauteilen angewandt.

Das Gefüge ist gekennzeichnet durch Größe, Form, Verteilung und Volumenanteil der Phasen. Die qualitative oder quantitative Gefügebeurteilung gibt Aufschluss über Phasengrenzen, Ausscheidungen, Entmischungen, Korngrößenverteilung, Gitterfehler, Verformungsstrukturen und deren Erholung und Rekristallisation sowie über Risse, Poren und andere Unregelmäßigkeiten.

Die wichtigsten Methoden und Geräte der Metallographie werden innerhalb dieses Kapitels aus der Sicht des Fertigungstechnikers in kurzer Form beschrieben. Anhand von Beispielen soll aufgezeigt werden, welche Möglichkeiten die Metallographie innerhalb der Fertigungstechnik im Allgemeinen und der Umformtechnik im Speziellen eröffnet. Zur vertiefenden Studie der Grundlagen wird an den entsprechenden Stellen auf die einschlägige Literatur verwiesen. Eine ausführliche Darstellung der Thematik mit hohem Praxisbezug ist in [SCHU04b] gegeben.

2.6.2 Lichtmikroskopie

Für die metallographische Untersuchung ist das sichtbare Licht mit einer Wellenlänge zwischen 350 und 780 nm am wichtigsten. Die Wellenlänge stellt hierbei den limitierenden Faktor für die maximale Auflösung in Lichtmikroskopen dar. Die erzielbare Tiefenschärfe beträgt bei einer Vergrößerung von 1.000 in Abhängigkeit von der Apertur des Linsensystems weniger als ein μm [DOMK86, SCHU04a].

Für die metallkundliche Lichtmikroskopie werden nur Auflichtmikroskope verwendet. Im Gegensatz zum Durchstrahlungsmikroskop (Medizin) gelangen nur die reflektierten Lichtbündel in den Tubus und können vom menschlichen Auge bzw. von Kameras oder optischen Sensoren (Digitalkameras) erfasst werden. Beispiele für Gefügaufnahmen, die mit einem Auflichtmikroskop bei relativ geringen Vergrößerungen angefertigt wurden, zeigt Abb. 2.36.

Mikroskopische Untersuchung und Mikrohärtemessung am Querschliff durch eine geschmiedete und induktionsgehärtete Nocke

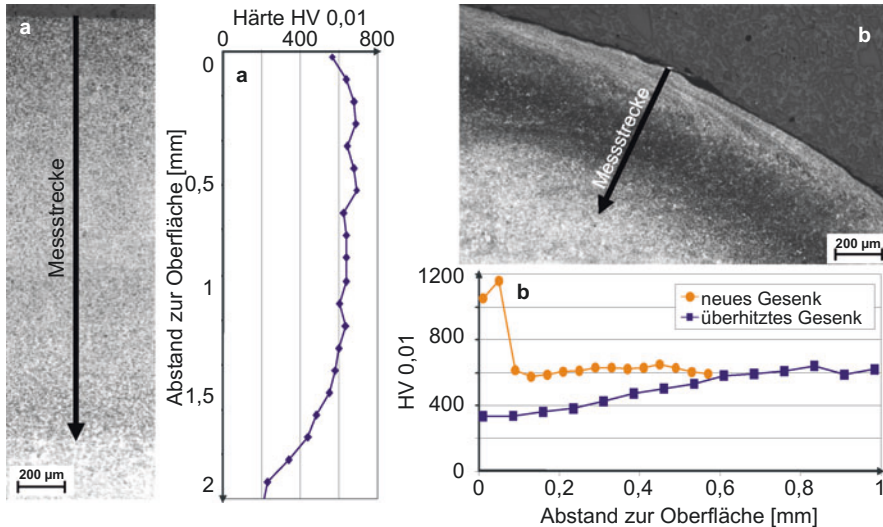


Abb. 2.36 Beispiele für lichtmikroskopische Aufnahmen geätzter Gefügeschliffe und zugehörige Tiefenverläufe der Mikrohärt nach Vickers; **(a)** Probe entnommen aus der Oberfläche eines geschmiedeten, induktionsgehärteten und geschliffenen Bauteils aus 100 Cr 6, 100-fache Vergrößerung; **(b)** Probe aus dem Übergang zwischen Gravur und Gratbahn eines deutlich überhitzten und plastisch verformten Schmiedegesenks aus plasmanitriertem Warmarbeitsstahl X 38 CrMoV 5-1, 50-fache Vergrößerung

Der Kontrast zwischen unterschiedlichen Gefügebestandteilen entsteht dabei durch das unterschiedliche Reflexionsvermögen einzelner Gefügebestandteile (Lichtabsorption, Brechungsindex, Rauigkeit bzw. Reflexionswinkel [DOMK86, SCHU04a]). Da das Brechungs- bzw. Reflexionsvermögen der Metalle sehr ähnlich ist, müssen in den meisten Fällen verschiedene Maßnahmen zur Steigerung des Kontrastes herangezogen werden, wie z. B. Ätzen, Mehrfachreflexion durch Aufdampfschichten, etc. [DOMK86, PETZ94, SCHU04a]. Die einzelnen Methoden werden in Abschn. 2.6.5 genauer behandelt.

Zur genauen Charakterisierung von metallischen Werkstoffen werden Methoden der quantitativen Gefügeanalyse eingesetzt [EXNE86, SCHU04b]. Ermittelt werden GefügeKennzahlen, die u. a. Volumenanteil, Größe, Abstand und Orientierung einzelner Phasen und Gefügebestandteile beschreiben, wobei diverse Zähl- und Messverfahren sowie Vergleichsverfahren mit Richtreihen zum Einsatz kommen können.

2.6.3 Mikrohärtprüfung

Neben den konventionellen Härteprüfverfahren nach Rockwell, Brinell, Knoop und Vickers, welche bei relativ großen Prüfkraften durchgeführt werden, sind Prüfverfahren mit extrem kleinen Prüfkraften dazu geeignet, Untersuchungen an Gefügeschliffen

vorzunehmen. Die Vickers-Prüfung nach DIN EN ISO 6507-1 unterscheidet daher zwischen Vickers-Härteprüfung, Vickers-Kleinkrafthärteprüfung und Vickers-Mikrohärteprüfung [ISO04a]. Letztere ist für den Einsatz in der Metallographie geeignet [SCHU04b]. Die Prüfkraften liegen hier zwischen 0,09807 und 1,961 N (0,001 bis 0,2 kp). Die Bezeichnung des ermittelten Wertes richtet sich nach der Prüfkraft (Bsp.: HV 0,2 entspricht einer Prüfkraft von 1,961 N). Wenn die Anwendung eine besonders geringe Eindringtiefe des Indenters erfordert, wird zudem häufig eine Knoop-Pyramide anstelle der Vickers-Pyramide verwendet [SCHU04b].

Mit Hilfe der Mikrohärtemessung können neben Messungen an feinstrukturierten Oberflächen oder dünnen Schichten auch hochauflösende Härteverläufe über den Querschliff metallischer Proben ermittelt werden. In Abhängigkeit von der Korngröße der zu untersuchenden Gefügeprobe können zudem Härteunterschiede zwischen einzelnen Körnern ermittelt werden. Bei Beschichtungen ist dies zudem das einzige Verfahren, mit dem Härte und E-Modul ermittelt werden können, siehe Abschn. 2.8.5.3.

In vielen Anwendungen wird die Mikrohärteprüfung zur Untersuchung des Härtegradienten in der Randzone von Bauteilen eingesetzt. Abb. 2.36 zeigt zwei typische Beispiele. Links in Abb. 2.36 ist der geätzte Querschliff durch den oberflächennahen Bereich eines geschmiedeten und induktionsgehärteten Bauteils aus 100 Cr 6 abgebildet. Nach der Aufnahme des geätzten Schliffs, auf welchem die Einhärtetiefe deutlich zu erkennen ist (farbliche Veränderung), wurde die Probe erneut poliert und es wurden zahlreiche Mikrohärteeindrücke mit einer Prüfkraft von 1.000 mN eingebracht (entspricht HV 0,1). Auf diese Weise kann die Härte der Randschicht zu Zwecken der Qualitätskontrolle quantifiziert werden, siehe linkes Diagramm in Abb. 2.36.

Das zweite Beispiel zeigt den Verlust an Härte in der Randzone einer Probe aus dem Übergang zwischen Gravur und Gratbahn eines überhitzten und plastisch verformten Schmiedegesenks, siehe REM-Aufnahme rechts oben in Abb. 2.36. Hier wurde die Härtemessung zur Schadensanalyse genutzt. Bei dem Gesenk handelte es sich um ein Schmiedegesenk aus plasmanitriertem Warmarbeitsstahl X 38 CrMoV 5-1. Die Härte der Nitrierschicht, die nach der Beschädigung vollständig abgetragen ist, ist im Diagramm rechts in Abb. 2.36 deutlich zu erkennen (im Schliffbild in Abb. 2.36 nicht mehr zu erkennen).

2.6.4 Elektronenmikroskopie (EM)

Im Gegensatz zur Lichtmikroskopie, die mit sichtbarem Licht arbeitet, werden in der Elektronenmikroskopie Elektronen im Hochvakuum ($< 10^{-3}$ mbar) durch bzw. auf das Präparat gesendet und unterschiedlich abgelenkt. Detektoren nehmen die durch verschiedene Wechselwirkungen erzeugten Elektronen auf und verwandeln diese in elektrische Spannung. Verstärkt und moduliert wird ein sichtbarer Lichtpunkt auf einem Bildschirm erzeugt. Der Elektronenstrahl tastet dabei nach und nach den abzubildenden Oberflächenbereich des Präparats ab.

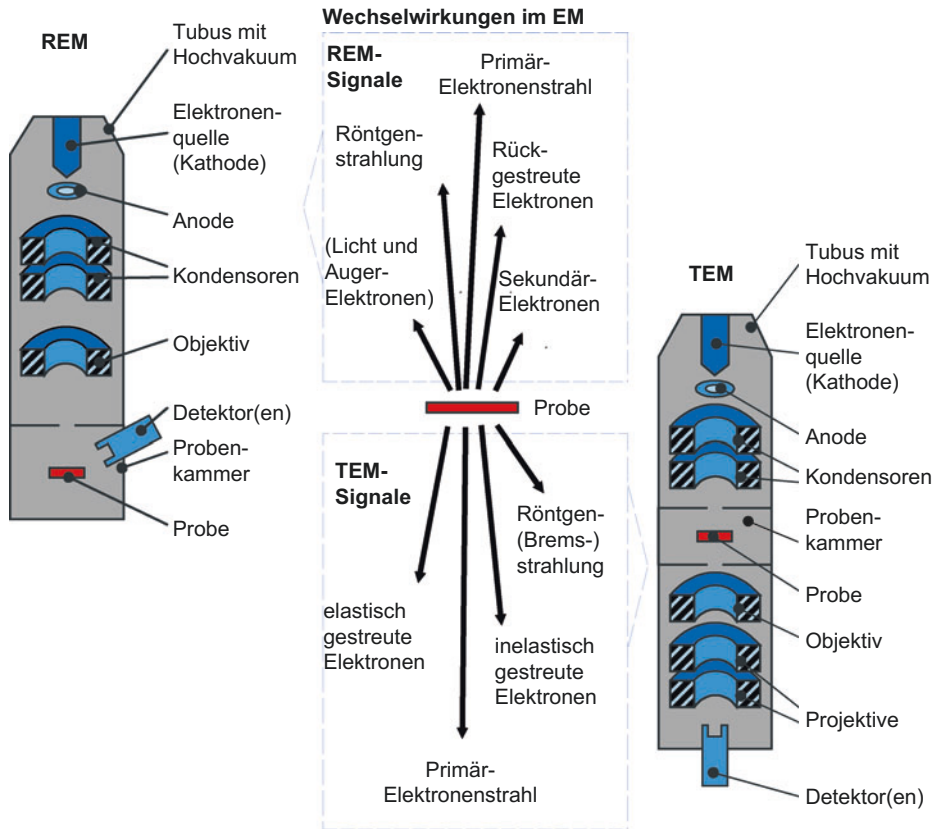


Abb. 2.37 Vereinfachter, schematischer Aufbau von REM und TEM sowie Wechselwirkungen zwischen Elektronenstrahl und Probe

Das zu untersuchende Objekt muss einer angepassten Präparationstechnik unterzogen werden und völlig wasserfrei sein. Je nachdem, ob die Elektronen die Oberfläche eines Präparates abtasten oder diese durchdringen, unterscheidet man zwischen Rasterelektronenmikroskopie (REM) und Transmissionselektronenmikroskopie (TEM), siehe [Abb. 2.37](#).

Zur Bilderzeugung werden Signale genutzt, die bei der Wechselwirkung zwischen Elektronenstrahl und Präparat entstehen. Der mittlere Teil in [Abb. 2.37](#) zeigt die einzelnen Signale, wobei der Abbildungsteil über der Probe Signale repräsentiert, welche für die REM bedeutsam sind. Der Abbildungsteil unterhalb der Probe zeigt hingegen diejenigen Signale, die für die TEM genutzt werden.

2.6.4.1 Rasterelektronenmikroskopie (REM)

Einführung

Mit dem Rasterelektronenmikroskop ist es möglich, eine Oberfläche mittels eines Elektronenstrahls, der sehr fein gebündelt wird, abzutasten. Im Gegensatz zur Vergrößerung

Raster-Elektronen-mikroskopische Untersuchung und Röntgenanalyse am Querschliff durch einen Abstreckziehring aus Hartmetall zur Dosenherstellung

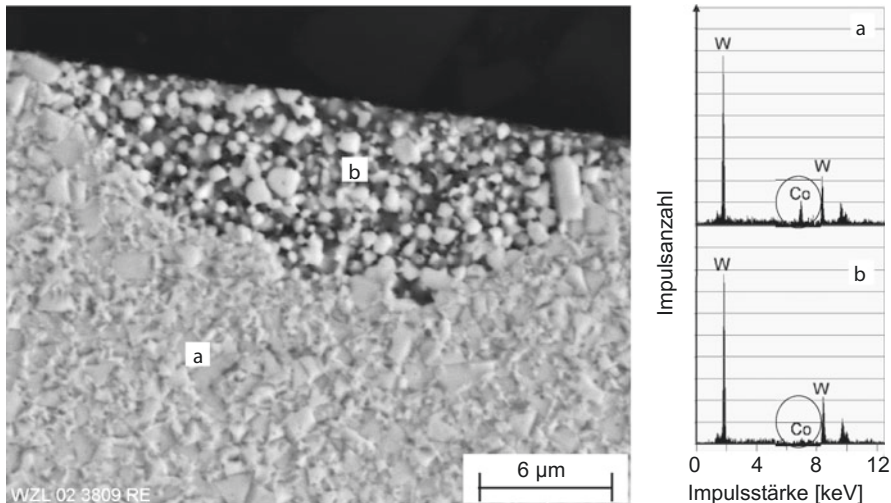


Abb. 2.38 Rasterelektronenmikroskopische Aufnahme und EDX-Messschriebe eines Gefügeschliffs senkrecht zur Oberfläche eines beschädigten Umformwerkzeugs aus Hartmetall; (a) unbeschädigtes Grundgefüge; (b) Gefüge der Schadstelle (Kobaltauswaschung)

eines Lichtmikroskops (maximal ca. 1.000-fach) kann mit Hilfe des Rasterelektronenmikroskops ein sehr großer Vergrößerungsbereich zwischen 10 und 150.000 erreicht werden. Die Auflösung liegt bei einigen nm, also im Bereich großer Moleküle. Da die Abbildung ohne Linsen auskommt, werden die damit verbundenen Unzulänglichkeiten (stark eingeschränkter Tiefenschärfebereich und Verzeichnungsfehler) vermieden. So entstehen sehr plastisch wirkende Bilder der geometrischen Oberflächengestalt der Probe, die sowohl die Darstellung grober, schluchtenartiger Strukturen als auch die Aufzeichnung feinsten Details bis in den Nanometerbereich erlaubt. [Abb. 2.38](#) zeigt eine beispielhafte Aufnahme eines Hartmetallgefüges im Querschliff durch die Oberfläche eines Umformwerkzeugs. Hier wird eine Auswaschung der Kobaltbindephase sichtbar, die in der Folge zu Ausbrüchen führen kann.

Das REM eignet sich zur Darstellung der Oberflächengestalt vom Millimeter- bis zum Nanometerbereich, für die Suche nach Strukturanomalien und Beschädigungen an Bauteiloberflächen und -querschliffen wie Korrosionsinseln, Verschleiß etc. Ferner dient es als idealer Such-Monitor für EDX-Analysen, siehe [Abschn. 2.6.4.3](#) und [Abb. 2.38](#) rechts.

Aufbau

Das Rasterelektronenmikroskop ist wie folgt aufgebaut, siehe [Abb. 2.37](#) links [[SCHM94](#)]:

- Strahlerzeugungssystem, bestehend aus einer Wolfram-Glühkathode, aus der Elektronen abgegeben werden, einem Steuerzylinder (Wehnelt- Zylinder) und einer

Anode. Die Elektronen werden durch die elektrische Spannung zwischen Kathode und Anode beschleunigt.

- XY-Ablenkensystem zur Erzeugung eines Zeilenrasters.
- Elektromagnetisches Linsensystem, bestehend aus zwei Kondensorlinsen und einer Endlinse (Objektivlinse), die der feinen Bündelung des primären Elektronenstrahls dienen, sowie mehreren Sprayblenden.
- Sekundärelektronendetektor, der die Sekundärelektronen registriert, die beim Auftreffen des Elektronenstrahls aus der Probe herausgeschleudert werden. Außerdem gibt es noch weitere Detektoren: RE-Detektoren registrieren Rückstreuелеktronen, EDX-Detektoren registrieren Röntgenstrahlen, siehe [Abschn. 2.6.4.3](#). Je nach Anwendungsmethode werden die verschiedenen Detektoren verwendet.
- Ein oder mehrere Monitorschirme zur Anzeige des Beobachtungsbereiches.
- Elektronische Signalverarbeitung, welche die Helligkeit des korrespondierenden Leuchtpunktes auf dem Monitorschirm steuert.
- Rastergenerator, welcher das XY-Ablenkensystem des REM-Tubus und des Monitors synchronisiert.
- Probenkammer, in die das Präparat eingeschleust werden kann.
- Vakuumpumpen, welche für ein Hochvakuum ($< 10^{-3}$ mbar bis 10^{-8} mbar) im EM-Tubus sorgt.

Der Elektronenmikroskoptubus und der Monitor arbeiten analog und korrespondierend, sind aber zwei getrennte Einheiten.

Funktionsweise

Der komplette Vorgang des Mikroskopierens findet in der Regel im Hochvakuum statt, um Wechselwirkungen mit Atomen und Molekülen in der Luft zu vermeiden. Die Elektronen werden mit einer Wolfram-Glühkathode im Wehnelt-Zylinder erzeugt und zu einer gesättigten Elektronenwolke konzentriert.

Durch Anlegen einer Hochspannung (1 bis 30 kV) zwischen Kathode und Anode werden die Elektronen als Strahl aus der Elektronenwolke herausgesogen. Der so entstandene Elektronenstrahl wird anschließend mit Hilfe von Magnetspulen abgelenkt und gebündelt. Diese Magnetspulen dienen als Linsen (2 Kondensorlinsen, 1 Objektivlinse), d. h. der Elektronenstrahl wird durch sie gebündelt. Die Endlinse des mehrstufigen Kondensorlinsensystems, welche aus einem Stigmator und einem mehrstufigen Ablenkspulensystem besteht, wird häufig als *Objektiv* bezeichnet. Außer der Bündelung des Strahls findet hier eine XY-Ablenkung mit Hilfe von Ablenkspulen statt, mit deren Hilfe das Objekt abgerastert wird. Die Ablenkung wird über einen Rastergenerator gesteuert und findet synchron sowohl im EM-Tubus als auch auf dem Monitor statt.

Trifft der Elektronenstrahl auf die Probenoberfläche, so werden die Elektronen abgebremst. Sie geben kinetische Energie an die Probe ab. Dadurch werden Sekundärelektronen aus der Probenfläche abgelöst, siehe [Abb. 2.37](#). Durch ihre Analyse wird insbesondere die Topographie der betrachteten Oberfläche sichtbar (Topographiekontrast). Weiterhin

können Rückstreuelektronen analysiert werden, welche durch die Anziehung der positiven Atomkerne umgelenkt und zurückgeschleudert werden. Dadurch nehmen sie eine für das Material des Atomkerns charakteristische Energie auf, weshalb das entsprechende Bild unterschiedliche Materialien unterschiedlich hell erscheinen lässt (Materialkontrast). Während leichte Materialien dunkel wirken, leuchten schwere Materialien hell auf. Weitere Signale sind Röntgenstrahlen, Lichtimpulse und sogenannte Auger-Elektronen, siehe [Abschn. 2.6.4.3](#).

2.6.4.2 Transmissionselektronenmikroskopie (TEM)

Anders als beim deutlich häufiger verwendeten REM, welches vom Aufbau einem Auflichtmikroskop gleicht, können Festkörper mit Hilfe des Transmissionselektronenmikroskops (TEM) mit Elektronen durchstrahlt werden [[SCHU04b](#)]. Besonders geeignet ist diese Methode für die Abbildung von Kristallfehlern und feinsten Strukturen im Nanometerbereich. An Stahl werden insbesondere Ausscheidungs- und Rekristallisationsvorgänge charakterisiert. Die Vergrößerungen reichen bis zum 800.000-fachen der normalen Größe. Es können Details von wenigen Zehntel Nanometern aufgelöst werden. Beispiele für Aufnahmen mit einem TEM zeigt [Abb. 2.39](#).

Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung und Röntgenanalyse am Querschliff durch einen Abstreckziehring aus Hartmetall zur Dosenherstellung

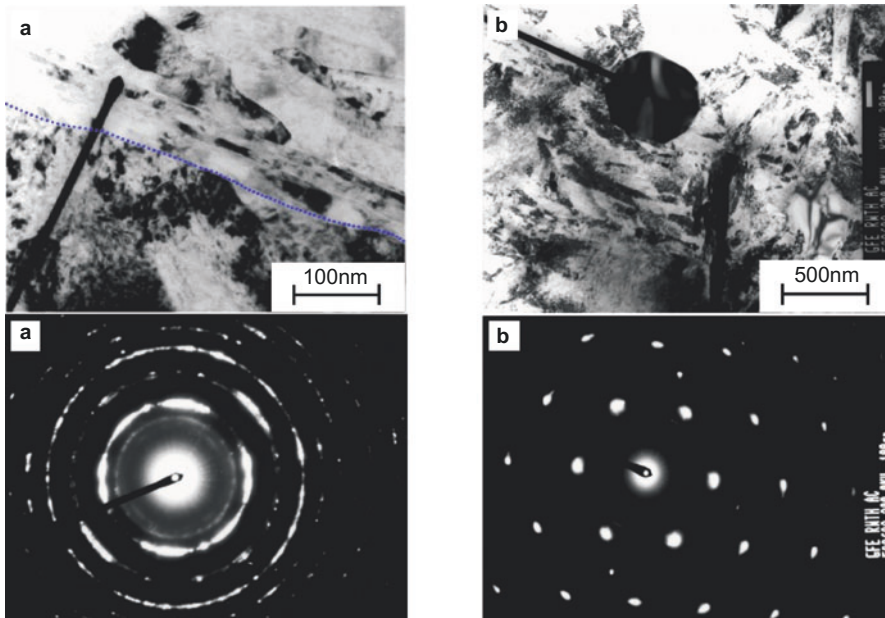


Abb. 2.39 Beispiele für transmissionselektronenmikroskopische (TEM-) Aufnahmen und zugehörige TEM-Beugungsbilder; **(a)** aufgeschmierter Werkstückwerkstoff 16 MnCr 5 auf Umformwerkzeug aus pulvermetallurgischem HS-PM 6-5-3; **(b)** deutlich einkristallines Karbid in der Matrix des HS-PM 6-5-3 [[RAED02](#)]

Vom Aufbau her ähnelt das TEM stark dem REM, wobei zusätzliche Projektivlinsen und eine Objektivlinse unterhalb der zu untersuchenden Probe benötigt werden, siehe [Abb. 2.37](#). Weiterhin verfügt das TEM in der Regel über eine weitaus stärkere Strahlenquelle als das REM, weshalb die Beschleunigungsenergie der erzeugten Elektronenstrahlen mehrere 100 keV beträgt.

Auch wenn der größte Teil der auf die Probe einfallenden Elektronen unbeeinflusst durch diese hindurch wandert, treten zahlreiche Wechselwirkungen zwischen den Primärstrahlelektronen und den Probenatomen auf, die zur Erzeugung des TEM-Bildes beitragen, siehe [Abb. 2.37](#) rechts. Elastisch gestreute Elektronen sind diejenigen, die mit den Atomkernen der Probe wechselwirken. Diese Elektronen werden unter einem großen Winkel gestreut und weisen keinerlei Energieverlust auf. Unelastisch gestreute Elektronen wechselwirken mit den Elektronen der Probenatome und weisen einen Energieverlust auf, werden aber unter kleinen Winkeln gestreut.

Das TEM erzeugt ein Durchlicht-Elektronenbild einer sehr dünnen Probe. Es sind ultradünne Schnitte mit Dicken < 100 nm erforderlich. Dazu ist eine sehr aufwendige hochpräzise Technik notwendig, siehe [Abschn. 2.6.5.1](#). Bei einer standardmäßigen Hellfeld-Abbildung müssen möglichst viele Elektronen des Elektronenstrahls die Probe durchdringen können. Die Bildqualität hängt nicht nur von dem Mikroskopieverfahren und der Strahlqualität ab, sondern vor allem auch von der Qualität der Probenpräparation. Die Bilderfassung erfolgt heutzutage fast ausschließlich digital.

In jedem Transmissionselektronenmikroskop können neben der Gefügedarstellung auch sogenannte Beugungsbilder hergestellt werden, die Informationen über die Gitterstruktur und Gitterkonstanten des Probenmaterials enthalten. Treffen Elektronen auf einen Kristall, so kommt es zur Bragg'schen Beugung [[SCHU04b](#)]. Ausgehend von den Beugungsbildern können Rückschlüsse auf die vorliegenden Kristallstrukturen gezogen werden. Handelt es sich um eine polykristalline Substanz, so wird der Elektronenstrahl, der auf das Präparat auftrifft, je nach Struktur und Orientierung der einzelnen Kristalle in unterschiedliche Richtungen gebeugt. Es entstehen sogenannte Debye-Scherrer-Ringe. Beschränkt man den Durchmesser des primären Strahls mit einer Blende auf einen kleinen Teilbereich der Probe, so werden die Elektronen nur an wenigen Einkristallen gebeugt. Folglich reduzieren sich die Punkte der Beugungsringe den unterschiedlichen Kristallorientierungen entsprechend, siehe [Abb. 2.39](#) unten links. Im Falle eines Einkristalls sind dann nur noch einzelne, scharf abgegrenzte Punkte zu erkennen, wie [Abb. 2.39](#) (unten rechts) am Beispiel eines deutlich einkristallinen Karbides zeigt [[RAED02](#)].

Zusammenfassend eignet sich das TEM besonders für folgende Problemstellungen:

- Nachweis, Abbildung und Analyse von Ausscheidungen (> 5 nm), siehe [Abb. 2.39](#) oben rechts.
- Abbildung und Analyse von Kristallfehlern wie Versetzungen, Stapelfehler, Korn- und Subkorgrenzen sowie Grenzflächen im Allgemeinen, siehe [Abb. 2.39](#) oben links.
- Chemische Zusammensetzung von Ausscheidungen und Phasen (> 5 nm) mit Hilfe der EDX-Analyse, siehe [Abschn. 2.6.4.3](#) und/oder Elektronen-Feinbereichsbeugung, siehe [Abb. 2.39](#) unten.

2.6.4.3 Röntgenmikroanalyse

Bei der chemischen Analyse mittels Röntgenmikroanalyse wird die Probe mit einem sehr fein gebündelten Strahl energiereicher Elektronen beschossen, wie er z. B. in REM- oder TEM-Geräten zur Abbildung verwendet wird [HANT94]. Diese Elektronen dringen z. T. tief in die Probe ein und können mit den Hüllen-Elektronen von Atomen der Probe in Wechselwirkung treten, wodurch viele unterschiedliche Prozesse ausgelöst werden können.

So lösen die Elektronen u. a. Röntgenstrahlung aus, siehe Abb. 2.37. Dabei unterscheidet man die Röntgen-Bremsstrahlung und die charakteristische Röntgenstrahlung. Bei letzterer ist die Energie der Strahlung charakteristisch für das Atom, aus dem das Röntgen-Quant emittiert wurde. Die charakteristische Strahlung kann sowohl im REM als auch im TEM mit einem Halbleiterdetektor analysiert werden. Man spricht von energie-dispersiver Röntgenanalyse (Energy Dispersive X-Ray, EDX) [HANT94, SCHU04b]. Weniger verbreitet ist die Verwendung von Kristallgitterspektrometern, die eine andere Art der Auswertung verwenden, welche man wellenlängen-dispersive Röntgenanalyse nennt (Wavelength Dispersive X-Ray, WDX).

Bei der EDX werden die Röntgenstrahlen mit einem Energie-Spektrometer (Vielkanal-Analysator) nach Energien aufgegliedert. Die jeweilige Strahlungsenergie ist dabei das Indiz für die Atomart, während die Anzahl der ausgewerteten Impulse je chemischem Element ein Maß für dessen Konzentration darstellt, siehe Abb. 2.38. Bei der Analyse im REM ist zu berücksichtigen, dass der Ort der Messung von der Oberfläche ins Probeninnere reicht und je nach Material einen Bereich von 1 bis 10 μm Tiefe abdeckt. Außerdem muss beachtet werden, dass die energetische Auflösung im Vergleich zu anderen Methoden vergleichsweise niedrig ist. Daher überschneiden sich die Signale einzelner Elemente, was zu Verwechslungen führen kann. Der Nachweis von leichten Elementen (Kohlenstoff, Sauerstoff) ist schwierig und quantitativ unsicher. Zusammenfassend erhält man bei der EDX- bzw. WDX-Analyse:

- Qualitativ: Art der Elemente und lateral aufgelöste Verteilung in der Probe. Je nach Wunsch sind Punkt-, Linien- und Flächenscans möglich. Eine eindeutige Elementidentifizierung ist manchmal schwierig.
- Quantitativ: Konzentration der Elemente (bei entsprechender statistischer Auswertung der detektierten Energieimpulse).

2.6.5 Präparationsmethoden

2.6.5.1 Probenentnahme und -einbettung

Die Entnahme und Aufbereitung metallographischer Proben soll möglichst dem Untersuchungszweck angepasst sein [SCHU04b] (Quer- oder Längsschliff etc.) und soll so erfolgen, dass keine Gefügeveränderungen infolge starker Erwärmung oder Verformung auftreten [PETZ94, SCHU04b].

Zum Heraustrennen einer Probe aus einem metallischen Bauteil sind prinzipiell alle Trennverfahren denkbar [PETZ94]. In der Regel erfolgt die Probenentnahme jedoch mittels spezieller Trennschleifgeräte, die nach dem Einstechschleifprinzip arbeiten. Dabei wird das zu trennende Bauteil fixiert und von einer schnell rotierenden Scheibe durchtrennt. Das Scheibenmaterial richtet sich dabei nach dem zu trennenden Material. Für genaue Schnitte eignet sich zudem das funkenerosive Schneiden, auch Drahterosion genannt (Electro Discharge Machining, EDM), siehe Band 3 *Abtragen, Hybride Prozesse* dieser Buchreihe.

Zur besseren Handhabung der entnommenen Proben werden diese je nach Probengröße und Anwendungsfall verklammert oder in Kunststoff warm oder kalt eingebettet [PETZ94]. Zum Kalteinbetten werden zwei Substanzen, ein unvernetztes Polymer und ein Katalysator, zu einer Flüssigkeit oder einer Paste angerührt und über die in einer Einbettform liegenden Probe gegossen, wo das Einbettmittel polymerisiert und aushärtet. Der Vorteil kalter Einbettmittel liegt in der schnelleren Anwendbarkeit und in geringen Kosten. Beim Warmeinpressen in speziellen Einbettpressen wird die Probe unter hohem Druck und bei erhöhter Temperatur vollständig von einem unter der Wärmeeinwirkung aufschmelzenden Kunststoffgranulat umschlossen. Hier liegt der Vorteil in der besseren Verbindung zwischen Probe und Einbettmittel. In beiden Fällen entsteht eine zylindrische, leicht handhabbare Probe, die im Folgenden an der Stirnseite weiter präpariert werden kann.

Eine Besonderheit stellt die Probenentnahme für TEM-Untersuchungen dar. Da die Proben fürs TEM extrem dünn sein müssen (< 100 nm), sind spezielle Techniken notwendig, die eine starke Ausdünnung des Materials gestatten. In jüngerer Zeit setzt sich hier die FIB-Methode (Focussed Ion Beam) durch, bei welcher die Probe mit einem stark fokussierten Ionenstrahl zerschnitten wird, so dass dünne Lamellen entstehen [ENGE02, GIAN99].

2.6.5.2 Schleifen und Polieren

Zur Sichtbarmachung des Gefüges ist eine extrem glatte, in der Regel polierte Oberfläche Voraussetzung. Durch schrittweises Schleifen wird die Tiefe der gestörten Oberflächenschicht (durch Probenentnahme z. B. wärmebeeinflusst oder plastisch verformt) zunächst so weit reduziert, dass das tatsächliche Gefüge erkennbar gemacht werden kann [DOMK86, PETZ94, SCHU04b].

Das Schleifen erfolgt mit Korund-Schleifpapier (Al_2O_3), das auf rotierenden Scheiben aufliegt. Die Schleifpapierfolge ist üblicherweise 180, 240, 320, 400, 600, 800, 1.000. Die Größe der Nummer steht dabei für die Kornfeinheit und nicht die Korngöße. Sie ist definiert über die Anzahl der Maschen je Quadratzoll Siebfläche beim Sieben des Schleifmaterials.

Nach jedem Schleifprozess wird die Probe gereinigt, um 90° gedreht und in gleicher Schleifrichtung weitergeschliffen. Somit werden die Schleifriefen von dem vorher benutzten Papier beseitigt. In modernen, metallographischen Schleifgeräten werden die Proben nicht manuell auf das Papier gedrückt, sondern in spezielle Vorrichtungen eingespannt, die auch die Probendrehung übernehmen. Teilweise werden sogar voll- oder halbautomatische

Schleifautomaten eingesetzt, welche sämtliche Schleif-, Polier- und Reinigungsschritte selbstständig ausführen können.

Durch Polieren werden die vom Schleifprozess zurückbleibenden Schleifriefen beseitigt. Auf Samt- oder Wolltücher aufgetragene Diamantpaste oder Diamantsuspension (mit Körnung von 15, 7, 3, 1 μm) dient als Poliermittel [DOMK86, PETZ94]. Früher wurden darüber hinaus geschlämmte Tonerde (Al_2O_3), Poliergrün (Chromoxid) (Cr_2O_3) und andere abrasive Substanzen verwendet.

2.6.5.3 Kontrastierung

Im polierten Zustand lassen sich unter dem Mikroskop bereits Poren, Risse, Lunker u. dgl. erkennen. Ebenfalls gut zu erkennen sind viele nichtmetallische Einschlüsse, da diese i. d. R. ein anderes Reflexionsvermögen aufweisen als die Metalle, so z. B. Graphit im Gusseisen oder Ausscheidungen in Al-Si-Legierungen [SCHU04b]. Um Unterschiede im Mikrogefüge sichtbar zu machen, bedarf es jedoch dem Anwendungsfall angepasster Kontrastiermethoden. Dazu existieren eine Vielzahl von Präparations- und Ätzrezepten für metallische und keramische Werkstoffe sowie für Kunststoffe [PETZ94].

Man unterscheidet zwischen der Kontrastierung ohne Veränderung der Schlißfläche (optische Kontrastierverfahren) und Kontrastierung mit Veränderung der Schlißfläche (chemische und physikalische Kontrastierverfahren) [PETZ94, SCHU04b]. Die optischen Verfahren nutzen dabei die Wechselwirkung des auffallenden Lichts mit der metallischen Schlißfläche. Hierzu Bedarf es speziell aufgerüsteter Auflichtmikroskope. Bei den elektrochemischen und physikalischen Methoden wird die polierte Fläche weiterbehandelt. Man spricht hier auch vom Ätzen. Gemein haben beide Verfahren, dass sie den Unterschied im Reflexionsverhalten unterschiedlicher Gefügebestandteile verstärken. Dies geschieht entweder durch Erzeugung unterschiedlich starker Oxidbildung und/oder durch Zurücksetzen einzelner Gefügebestandteile (Reliefbildung), so dass diese unter dem Mikroskop sichtbar werden.

Das *klassische* Ätzen ist das Tauchätzen. Es bedient sich rein chemisch wirkender Ätzmittel, welche einzelne Gefügebestandteile unterschiedlich stark angreifen.

Man unterscheidet zwischen Makro- und Mikroätzung. Die Makroätzung soll einen Gesamtüberblick über Seigerungen und Primärstruktur vermitteln, siehe Abb. 2.40. Die dafür anfallenden Vergrößerungen bei der Beurteilung liegen im Bereich von 1:1 bis 30:1. Bei der Untersuchung von mikrogeätzten Schlißen werden Vergrößerungen von 50:1 bis 1.000:1 angewandt. Der Einsatzzweck der Mikroätzung ist die Entwicklung der Mikrogefügestruktur.

Im Folgenden seien einige Details zur Makroätzung beschrieben, da diese typischerweise in der Umformtechnik zum Einsatz kommt. Das bekannteste Makroätzverfahren ist die sogenannte *Oberhofer-Ätzung*, bei der die Probe bei Raumtemperatur für ein bis drei Minuten in ein Ätzmittel aus destilliertem Wasser, Ethanol (96-prozentig), Salzsäure (32-prozentig), Kupfer(II)-chlorid, Eisen(III)-chlorid und Zinn(II)-chlorid gehalten wird [PETZ94]. Bei diesem Ätzverfahren erscheinen seigerungsfreie Stellen dunkel, während Seigerungsstellen nicht angegriffen werden. Dadurch wird der *Faserverlauf* eines Bauteils recht gut sichtbar, was diese Ätzung für die Umformtechnik interessant macht.

Schliff durch einen Teil einer Getriebewelle aus Einsatzstahl
(Edelstahlqualität), Ätzmittel: lauwarmer bis kochender Salzsäure

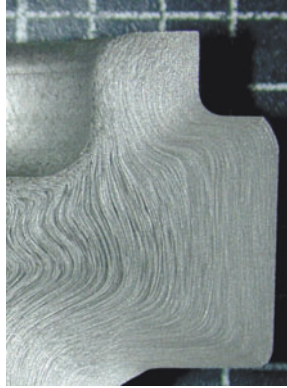


Abb. 2.40 Schliff durch einen Teil einer kaltumgeformten Getriebewelle aus Einsatzstahl 16MnCr 5, Ätzmittel: lauwarmer bis kochender Salzsäure (Quelle: Hirschvogel Umformtechnik GmbH)

Umgeformte Bauteile (wie z. B. Kurbelwellen, Schrauben, etc.) weisen einen durchgehenden Faserverlauf auf und sind deshalb höher belastbar als Bauteile, die durch zerspanende Formgebung (unterbrochener Faserverlauf) gefertigt wurden. [Abb. 2.40](#) zeigt beispielhaft einen makrogeätzten Schliff durch einen Teil einer kaltumgeformten Getriebewelle aus Einsatzstahl 16 MnCr 5. Der Faserverlauf der Probe wird in diesem Fall durch Spülen mit lauwarmer bis kochender Salzsäure sichtbar.

2.6.5.4 Beschichten

Da in der Rasterelektronenmikroskopie nur leitende Oberflächen dargestellt werden können, müssen nichtleitende Proben (z. B. Keramiken, teilweise auch keramische Beschichtungen) speziell präpariert werden [[GÖCK94](#)]. Durch Aufdampfen eines Metallfilmes (z. B. Gold) werden die Oberflächen der Objekte leitend gemacht. Dabei ist darauf zu achten, dass die Schicht nicht zu dick aufgedampft wird, da sonst die feinen Strukturen des Objekts abgedeckt werden. Da die Abtastung mit dem Elektronenstrahl im Hochvakuum stattfindet, müssen die Objekte außerdem vor dem Bedampfen so präpariert werden, dass das Objekt absolut wasserfrei ist.

2.7 Werkstoffe in der Umformtechnik

2.7.1 Werkstückwerkstoffe

2.7.1.1 Blech

Die modernen Blechwerkstoffe, wie sie in der Blechverarbeitung eingesetzt werden, folgen dem Wunsch nach einem immer weiter fortschreitenden Leichtbau. Ausgehen von den

klassischen weichen Tiefziehgüten geht die Entwicklung in den letzten Jahren zu Stählen mit immer höheren Festigkeiten.

Nach wie vor gibt es keine genaue Definition, wann man von einem weichen Stahl spricht oder wann von einem hochfesten Material. Nach der Werkstoffentwicklung bietet sich folgende Unterteilung an:

- weicher Stahl: Zugfestigkeit < 300 MPa
- höherfester Stahl: Zugfestigkeit > 300 MPa
- hochfester Stahl: Zugfestigkeit > 500 MPa
- höchstfester Stahl: Zugfestigkeit > 950 MPa

Welche Nomenklatur letztendlich Anwendung findet, ist hierbei nicht entscheidend. Es sind bereits Steigerungsformen wie *ultrahochfest* oder auch *megahochfest* gebräuchlich. Generell sollte zu einer eindeutigen Unterscheidung der Blechqualitäten die erreichbare Zugfestigkeit angesetzt werden. In Abb. 2.41 ist die Entwicklung der Blechwerkstoffe mit unterschiedlichen Güte- und Festigkeitseigenschaften dargestellt. Nachfolgend soll auf die einzelnen Stahlwerkstoffe und deren Wirkmechanismen näher eingegangen werden.

Bereits in den 70er Jahren des 20sten Jahrhunderts wurde die Entwicklung der Stahlwerkstoffe zu hochfesten Blechwerkstoffen voran getrieben. So wurden zunächst die mikro- und phosphorlegierte Stähle entwickelt. Bei mikrolegierten Stählen (Legierungsgehalte bis etwa 0,1 %) bilden sich im Gefüge fein verteilte Karbide und Karbonitride,

Entwicklung höherfester Stähle

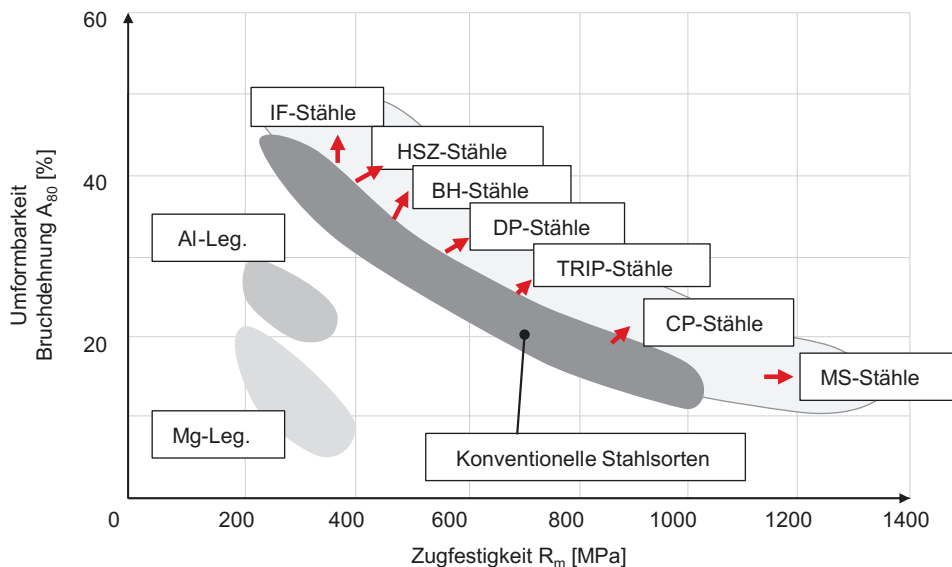


Abb. 2.41 Entwicklung von Blechwerkstoffe mit unterschiedlichen Güte- und Festigkeitseigenschaften [THY01]

die kornfeinend und auch aushärtend wirken. Die Kornfeinung wird dadurch bewirkt, dass bei der Warmumformung fein ausgeschiedene Teilchen das Kornwachstum behindern und bei der Umwandlung von Austenit in Ferrit als Keime zur Verfügung stehen.

Als Vertreter der mikrolegierten Stählen gelten die IF-Stähle (Interstitial Free). Ein IF-Stahl ist ein Stahl ohne interstitiell eingelagerte Legierungsbestandteile, d. h. es sind im Metallgitter keine Eisenatome durch Kohlenstoff- oder Stickstoffatome substituiert. Die C- und N-Atome sind in dieser Stahlsorte durch Titan oder Niob abgebunden, die hierzu in überstöchiometrischen Mengen vorliegen müssen. Hierdurch erhalten IF-Stähle ein ferritisches Gefüge ohne Perlit oder Zementit. Das garantiert eine gute Kaltumformbarkeit, insbesondere eine gute Tiefzieheignung. Durch das Fehlen der interstitiellen Atome sind diese Stahlsorten frei von Alterungserscheinungen.

Bei den phosphorlegierten Stählen wird das Element Phosphor zugegeben. Dieses Element sorgt für eine Verfestigung der Mischkristallphase.

In den 80er Jahren wurden die sogenannten Dual-Phasen Stähle (DP) entwickelt. Auch hier findet eine Verfestigung durch die zweite Phase statt, vergleichbar mit den mikrolegierten Stählen. Bei den DP-Stählen bedient man sich der Tatsache, dass die martensitischen Bestandteile durch die Zwangslösung von Kohlenstoff in ihren Kristallstrukturen an Härte gewinnen. Wie hoch der erreichbare Festigkeitsanstieg ist, wird von der Menge, der Härte und der Verteilung der Martensit- und Bainitinseln in der weicheren ferritischen Matrix bestimmt. Durch die Prozessbedingungen bei der Herstellung kann die Gefügeausbildung gesteuert werden.

Die Besonderheit der Bake-Hardening Stähle (BH, *beim Backen härtend*) liegt daran, dass sie zum einen sehr gut kalt umformbar sind und zum anderen bei einer anschließenden Wärmebehandlung, wie z. B. dem Einbrennen der Karosserielackierung, einen hohen Festigkeitszuwachs erhalten. Dies gelingt durch die Diffusion von interstitiellem Kohlenstoff und Stickstoff zu Versetzungen innerhalb der Kristallstruktur.

Eine Weiterentwicklung der IF-Stähle und damit eine Steigerung der Festigkeit zu einer höherfesten Stahlgüte wird durch ein Hinzulegieren mischkristallverfestigender Elemente erreicht. Diese sind für gewöhnlich nicht so stark wie die Elemente Kohlenstoff oder Stickstoff, belegen jedoch andere Plätze der Kristallstruktur. Somit stellen diese Fremdatome, analog zu den mikrolegierten Stählen, Hindernisse bei den Versetzungsbebewegungen dar, ohne dass eine Ungleichmäßigkeit in den Spannungs-Dehnungs-Verlauf eingebracht wird.

Ohne dass ein wesentlicher Zuwachs an Festigkeit erreicht werden sollte, wurden in den 90er Jahren die isotropen Stahlbleche entwickelt. Da die Anisotropie einen entscheidenden Einfluss auf die benötigte Größe des Blechzuschnitts und auf die Qualität des zu erzeugenden Bauteiles hat, wurde versucht, durch Beigabe geeigneter Legierungselemente einen isotropen Stahl zu erzeugen. Man fand heraus, dass durch legieren mit Titan und dessen Ausscheidungen eine Isotropie erreicht werden konnte. Somit ist es heutzutage möglich, die anisotropiebedingte Zipfelbildung und Fließfiguren weitestgehend zu vermeiden.

Ab der Jahrtausendwende wurde die Entwicklung der Blechwerkstoffe weiter vorangetrieben, mit dem Ziel eine immer größere Steigerung der Festigkeitskennwerte zu erhalten. Es handelt sich dabei im Wesentlichen um eine Weiterentwicklung der DP-Stähle. Weitere Mehrphasenstähle, wie Complex-Phasen Stähle (CP) und auch TRIP-Stähle (*Transformation Induced Plasticity* = umwandlungsinduzierte Plastizität), gehören zu dieser Entwicklung. Bei den TRIP-Stählen, die in den Bereich der Restaustenitstähle (RA) fallen, kommt es zu einer dehnungsinduzierten Umwandlung des metastabilen Restaustenits in Martensit, wodurch eine wesentliche Festigkeitssteigerung erreicht wird. Auch zukünftig wird der Leichtbau und somit die Entwicklung zu immer weiter hochfesten Materialien vorangetrieben. Eine Weiterentwicklung der TRIP-Stähle stellen die L-IP-Stähle (*Lightweight steels with Induced Plasticity*) dar, bei denen durch Beigabe weiterer Legierungselemente die Dichte bei gleichbleibender Festigkeit im Vergleich zu den TRIP-Stählen reduziert werden kann.

In Abb. 2.41 ist die Gruppe der rostfreien Stähle nicht explizit angegeben. Diese Werkstoffgruppe liegt oberhalb der gezeigten Werkstoffentwicklungen. Die Besonderheit dieser Werkstoffgruppe liegt in ihrem hohen Widerstand gegenüber Korrosion. Dies erreichen sie aufgrund ihrer hohen Legierungsbestandteile Chrom ($> 12\%$) und Nickel, wodurch sie auch als Chrom-Nickel-Stähle bezeichnet werden. Dieser Vorteil wird überall dort ausgenutzt, wo Bauteile ohne zusätzlichen Korrosionsschutz, wie z. B. eine Lackierung, Zink und Eloxal, Verwendung finden sollen. Die rostfreien Stähle verfügen über einen relativ hohen Restaustenitanteil, was dazu führt, dass sie stark adhäsiv in der Verarbeitung sind. Zusätzlich kann sich Verformungsmartensit bilden, indem es zu einer Umwandlung des Austenits zu Martensit während der Umformung kommen.

Anisotropiewert r

Bei vielen Verfahren der Blechumformung ist zu berücksichtigen, dass ein Werkstoff nicht in allen Richtungen über die gleichen Eigenschaften verfügt, sondern sich anisotrop verhält. Die Anisotropie eines vielkristallinen Werkstoffs ist dadurch gekennzeichnet, dass die Atomgitter der Körner nicht statistisch regellos orientiert, sondern bevorzugt nach bestimmten Ebenen und Richtungen ausgerichtet sind. Eine solche Vorzugsorientierung, die auch als Textur bezeichnet wird, kann sowohl bei der Herstellung (z. B. Gießen) als auch bei der Weiterverarbeitung (Walzen, Umformung, Wärmebehandlung) entstehen. So führen die zur Blechherstellung erforderlichen plastischen Verformungen als Folge der Abgleitprozesse in den Körnern zu Orientierungsänderungen und damit zur Ausbildung typischer Walztexturen [MACH81]. Bedingt hierdurch sind u. a. die Zugfestigkeit und die plastischen Eigenschaften richtungsabhängig.

Zur Erfassung der Anisotropie der plastischen Eigenschaften von Blechen wird im Zugversuch die senkrechte Anisotropie, der sogenannte r -Wert, ermittelt. Er ist definiert als das Verhältnis der Umformgrade in Breiten- und Dickenrichtung einer Zugprobe, siehe Abb. 2.42,

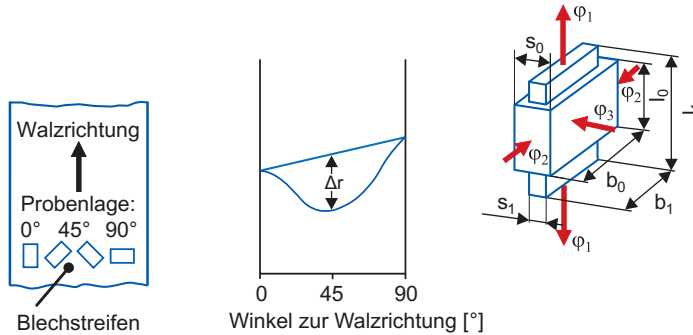


Abb. 2.42 Definition der Anisotropiewerte

$$r = \frac{\varphi_2}{\varphi_3} = \frac{\varphi_b}{\varphi_s} . \quad (2.51)$$

Für $r = 1$ gilt, dass der Werkstoff sich isotrop verhält und gleiche Formänderungen in Breiten- und Dickenrichtung erfolgen. Bei Werten von $r > 1$ setzt das Blech unter Zugbeanspruchung Dickenänderungen einen größeren Widerstand entgegen und verformt sich mehr in der Breite, während für $r < 1$ die Formänderung bevorzugt in Dickenrichtung stattfindet.

Der r -Wert ist im Allgemeinen in der Blechebene nicht konstant, sondern nimmt abhängig von der Lage der Probe relativ zur Walzrichtung unterschiedliche Werte an. Aus diesem Grund wird der Mittelwert definiert, der sich aus Werten zusammensetzt, die unter bestimmten Winkeln (0° , 45° , 90°) zur Walzrichtung gemessen werden:

$$\bar{r} = \frac{r_{0^\circ} + 2 \cdot r_{45^\circ} + r_{90^\circ}}{4} . \quad (2.52)$$

Die Richtungsabhängigkeit des r -Wertes nennt man ebene Anisotropie und definiert:

$$\Delta r = \frac{r_{0^\circ} + r_{90^\circ}}{2} - r_{45^\circ} . \quad (2.53)$$

Die experimentelle Bestimmung der Anisotropiekennwerte ist in der DIN EN 10130 [EN04] genormt. Dabei wird die senkrechte Anisotropie nach Durchführung eines Zugversuchs bis zu einer Formänderung von 20 % aus der Änderung von Länge und Breite der Probe ermittelt. Es wird empfohlen, anstatt einer Dickenänderung die Längenänderung (L, L_0) aufzunehmen und über die Volumenkonstanz kann dann die senkrechten Anisotropie nach folgender Formel ermittelt werden:

$$r = \frac{\ln \frac{b_0}{b}}{\ln \frac{L \cdot b}{L_0 \cdot b_0}} . \quad (2.54)$$

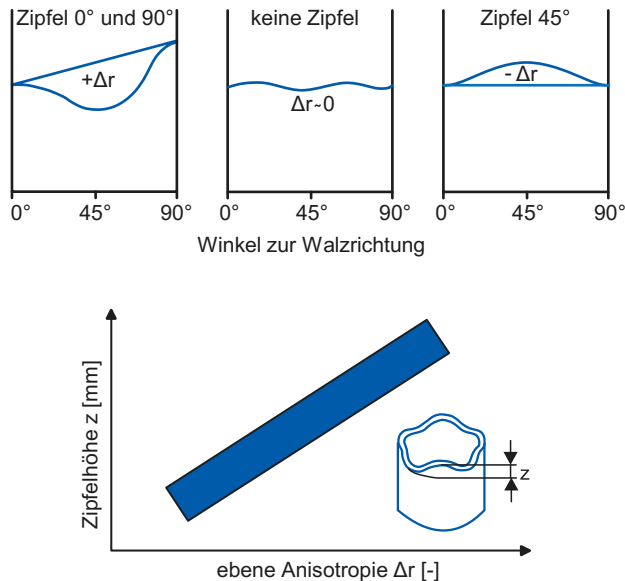


Abb. 2.43 Abhängigkeit der Zipfelbildung von der ebenen Anisotropie

Auswirkung der Anisotropie beim Tiefziehen

Ein durch Tiefziehen hergestellter Napf weist trotz symmetrischer Beanspruchung häufig eine Zarge mit unterschiedlicher Höhe und Dicke auf. Diese Erscheinung wird als Zipfelbildung bezeichnet und ist auf eine ausgeprägte ebene Anisotropie des Blechwerkstoffes zurückzuführen, siehe [Abb. 2.43](#).

Im Bereich höherer Werte der senkrechten Anisotropie neigt das Blechmaterial dazu, in der Breite bzw. Umfangsrichtung einzuschnüren. Blechdickenänderungen wird ein großer Widerstand entgegengesetzt. Das Material fließt aus den Nachbargebieten nach. Bedingt hierdurch treten dort sowohl die Zipfel als auch die größeren Wanddicken (relativ über dem Umfang) auf. An den Stellen minimaler r -Werte zeigen sich dagegen die Täler. Die Zipfelhöhe wird umso größer, je höher der Wert der ebenen Anisotropie Δr ist. Bei einem positiven Wert ergeben sich die Zipfelberge unter 0° und 90°; bei einem negativen Wert unter 45° zur Walzrichtung. Da meist aus technischen und optischen Gründen ein glatter Rand erforderlich ist, bedürfen die Näpfe einer Nachbearbeitung, die mit zusätzlichen Kosten und einer Verkleinerung der nutzbaren Napfhöhe verbunden ist.

Große Werte der senkrechten Anisotropie wirken sich zum Teil auch positiv aus. So steigt das Grenzziehverhältnis mit zunehmenden r -Werten an, siehe [Abb. 2.44](#). Dieser Sachverhalt kann mit Hilfe der Fließortkurven für unterschiedliche r -Werte nach Hill [[HILL50](#)] erläutert werden, siehe [Abb. 2.45](#). Fließortkurven beschreiben den geometrischen Ort für den Fließbeginn im Spannungsraum. Diese Kurven gelten unter der Annahme eines ebenen Spannungszustandes für Werkstoffe, die nur eine senkrechte, jedoch keine ebene Anisotropie aufweisen [[PÖHL84](#)].

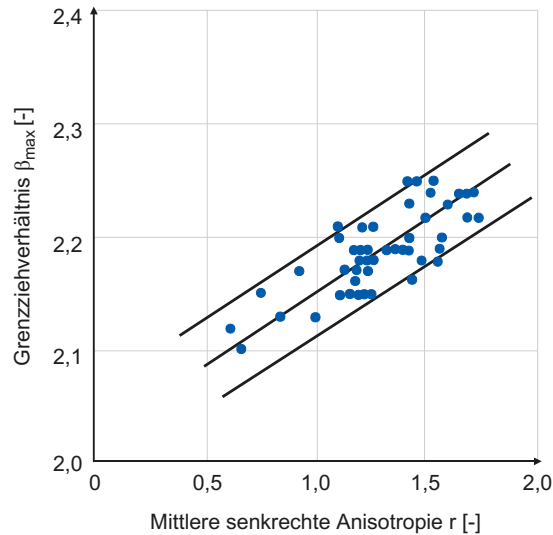


Abb. 2.44 Grenzziehverhältnis in Abhängigkeit von der mittleren senkrechten Anisotropie (nach Whiteley)

Die Fließortkurve ist geschlossen (in [Abb. 2.45](#) ist lediglich der Bereich zwischen idealem Streckziehen (Zug-Zug) und idealem Tiefziehen (Zug-Druck) dargestellt), konvex und im allgemeinen Fall nicht durch eine analytische Funktion zu beschreiben. Um die dargestellten Fließortkurven experimentell bestimmen zu können, ist es notwendig, den Fließbeginn für zweiachsige Spannungszustände zu bestimmen [[PÖHL84](#)].

Eine experimentelle Bestimmung der Fließortkurven kann z. B. mit Hilfe von Zug- oder Stauchversuchen erfolgen. Hierbei müssen die einzelnen Proben eine unterschiedliche Orientierung zur Walzrichtung aufweisen. Die Versuche werden analog zu der Versuchsdurchführung bei isotropem Material durchgeführt, und aus den Messdaten wird eine Aussage über die Fließortkurve abgeleitet [[PÖHL84](#)].

Es ist zu erkennen, dass bei zweiachsiger Zugbeanspruchung, wie sie in der Zarge eines Napfes während des Tiefziehens herrscht, der für plastisches Fließen erforderliche Spannungszustand mit steigenden r -Werten zunimmt. Bei einem Zug-Druck-Spannungszustand, wie er im Flansch herrscht, ist dagegen eine Abnahme der zum Fließen erforderlichen Spannungen festzustellen. Übertragen auf die Verhältnisse des Napfziehens folgt hieraus, dass mit steigenden Werten der senkrechten Anisotropie die Umformkraft im Flanschbereich sinkt, während die in der Zarge übertragbare Kraft wächst, so dass größere Grenzziehverhältnisse erreicht werden können.

2.7.1.2 Kaltmassivumformung

Für alle Werkstückwerkstoffe, die zur Fertigung von Fließpressteilen in Betracht kommen, sind folgende Forderungen wünschenswert:

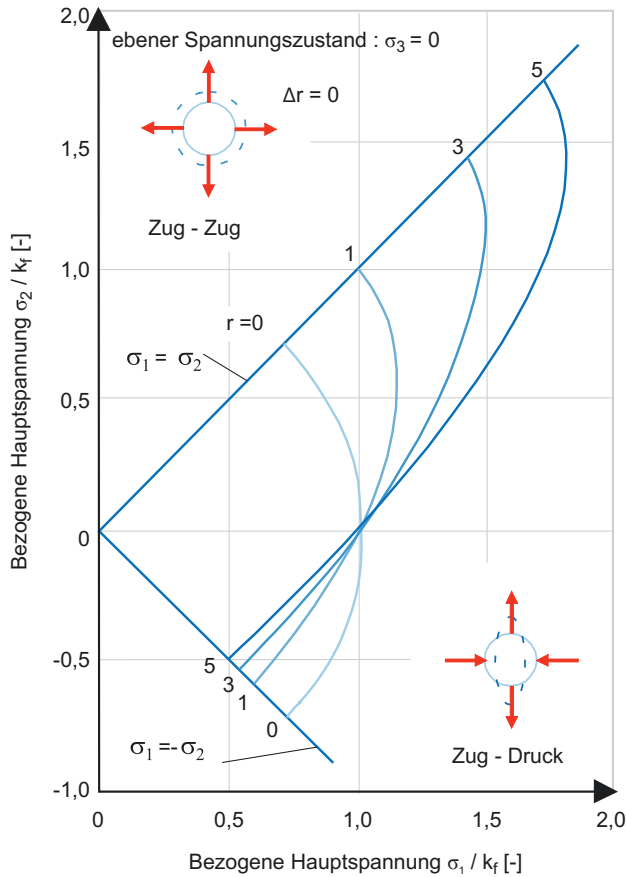


Abb. 2.45 Fließortkurven von Blechstoffen in Abhängigkeit vom r -Wert (nach Hill/Pankin)

- möglichst geringe Fließspannung k_f ,
- geringe Neigung zur Kaltverfestigung,
- homogenes Gefüge über den gesamten Ausgangsquerschnitt und
- hohes Umformvermögen.

Zum Einleiten des Fließens ist für jeden Werkstoff eine ganz bestimmte Spannung notwendig. Diese kann als Merkmal für die Einordnung von Fließpresswerkstoffen herangezogen werden. Mit steigender Fließspannung ergibt sich die nachstehende Rangfolge:

- Blei und Bleilegierungen,
- Zinn und Zinnlegierungen,
- Aluminium und Aluminiumlegierungen,
- Zink und Zinklegierungen,

- Kupfer und Kupferlegierungen,
- unlegierte und legierte Stähle bis etwa 0,45 % C im geglühten Zustand,
- korrosionsbeständige ferritische und martensitische Cr-Stähle,
- austenitische CrNi-Stähle,
- Nickel und Nickellegierungen in lösungsgeglühtem Zustand und
- Titan und Titanlegierungen.

Von den angegebenen Nichteisenmetallen haben Blei- und Zinnlegierungen eine vergleichsweise geringe Bedeutung, obwohl sie am leichtesten umformbar sind. Diese Legierungen finden vor allem für dünnwandige Teile, wie Becher, Hülsen und Tuben, breitere Anwendung.

Aluminium und Aluminiumlegierungen

Wesentlich größere Bedeutung haben Aluminiumwerkstoffe. Sie lassen sich grob einteilen in

- Reinst- und Reinaluminium,
- nicht aushärtbare Legierungen und
- aushärtbare Legierungen.

Reinstaluminiumsorten enthalten mehr als 99,98 % Aluminium. Der Aluminiumgehalt bei den Reinaluminiumsorten liegt zwischen 99 % und 99,9 %. Hauptlegierungselement ist Magnesium, das bis zu 0,5 % zulässig ist.

Reinst- und Reinaluminiumsorten haben eine niedrige Festigkeit, siehe [Tab. 2.1](#). Sie können bereits mit geringen Drücken kalt umgeformt werden. Dabei sind große bis sehr große Formänderungen möglich. Dies gilt uneingeschränkt allerdings nur für den weichen Zustand. Im halbharten und im harten Zustand ist die Festigkeit höher und damit auch der erforderliche Druck größer. Das Umformvermögen nimmt entsprechend ab. Der halbharte oder harte Zustand liegt bei Reinst- und Reinaluminium immer nach vorangegangener Kaltumformung vor. Er lässt sich durch Rekristallisationsglühen wieder beseitigen.

Legierte Aluminiumwerkstoffe enthalten als Legierungselemente hauptsächlich Kupfer, Magnesium, Mangan, Zink und Silizium. Sie werden in nicht aushärtbare und aushärtbare Legierungen unterteilt.

Zu den nicht aushärtbaren gehören hauptsächlich die Gruppen AlMg, AlMn und einige Varianten davon. Sie erhalten ihre gegenüber den Reinst- und Reinaluminiumsorten höhere Festigkeit durch die Wirkung der Legierungselemente und durch Kaltverformung. Deshalb werden sie vielfach auch als Knetlegierungen bezeichnet. Die Verfestigungsneigung begrenzt das Umformvermögen dieser Werkstoffe.

Aushärtbare Legierungen sind z. B. solche der Gruppen AlMgSi, AlZnMg, AlCuMg und AlZnMgCu. Bei Ihnen werden durch Kalt- oder Warmauslagern festigkeitssteigernde Phasen ausgeschieden. Durch Kaltumformen erhöht sich diese Festigkeit weiter. Die Umformung ausgehärteter Legierungen ist im Vergleich zu den anderen Legierungsarten

Tab. 2.1 NE-Metalle für das Kaltumformen

Werkstoff Bezeichnung / Nummer	Dehngrenze R_p MPa	Zugfestigkeit R_m MPa	Bruchdehnung A %	Härte HB	Bemerkungen
Al9,5 ENAW1050A	20	70	23	20	Elektroteile, Hülsen, Rohre
AlMg5 ENAW5019	110	240	17	55	naturhart, Behälter- und Fahrzeugbau
AlCuMg1 ENAW2017A	260	400	10–15	100	aushärtbar, Fahrzeug- und Maschinenteile
Zn99,95 2.2035	–	120–140	52–60	32–34	Pressteile, Profile, Armaturen
ZnAl4 2.2140	200–230	250–300	3–6	70–90	
ZnAl4Cu1 2.2141	220–250	280–350	2–5	85–105	
E Cu57 Cu-ETP	120	200–290	38	45–70	Halbzeuge für die Elektrotechnik
CuSn2-	150	260–280	35–50	60	Rohre, Federn, Schrauben
CuZn37 CW508L	180–250	300–380	45–50	70–75	Hauptlegierung für die Kaltumformung, universell anwendbar
CuZn33 CW506L	150–180	270–370	46–50	65–70	gut kaltumformbar, Schrauben, Niete, Formteile
CuZn28 CW504L	(150)	280	44	70	sehr gut kaltumformbar, vielseitige Anwendung
Ti99,7 3.7035	250–350	400–550	22	150	Flugzeugbau, Triebwerksteile, chem. Apparatebau, Reaktorbau
Ti6Al4V 3.7165	820–940	880–1.130	8	260–310	Flugzeug- und Triebwerksbau

schwieriger. Eine qualitative Übersicht über die Kaltumformbarkeit von Aluminiumwerkstoffen gibt [Tab. 2.2 \[BILL73\]](#).

Zink und Zinklegierungen

Zink und Zinklegierungen finden nur sehr begrenzt Anwendung für Kaltformteile. Hauptursache dafür ist, dass Zink bereits bei geringer Belastung zu kriechen beginnt. Dieser Nachteil lässt sich durch Beigeben von Aluminium und Kupfer zwar in Grenzen unterdrücken, aber dann nimmt die Bruchdehnung sehr deutlich ab, siehe [Tab. 2.1](#).

Das Werkstückspektrum, das aus Zinkwerkstoffen gefertigt wird, umfasst Niete und bolzenförmige Teile, Profile, Armaturen und Pressteile.

Tab. 2.2 Einordnung einiger Aluminiumwerkstoffe nach ihrer Kaltumformbarkeit [BILL73]

Gute Umformbarkeit	Mittlere Umformbarkeit	Geringere Umformbarkeit
Reinstaluminium Reinaluminium weich AlMn weich	AlMgSi weich AlMg3 weich AlCuMg weich AlMgSi kalt ausgehärtet	AlMgSi warm ausgehärtet AlMgMn halbhart AlMg5 halbhart
Reinaluminium halbhart AlMn halbhart	AlMg5 weich AlMgMn weich	AlCuMg ausgehärtet AlMg7 halbhart AlCuMg ausgehärtet
	Reinaluminium hart AlMg3 halbhart AlMg7 weich AlCuMg weich	AlMn hart AlMgMn hart AlZnMg1 AlZnMgCu1.5

Kupfer und Kupferlegierungen

Kupfer und Kupferlegierungen haben als Werkstoffe für Kaltformteile große Bedeutung erlangt. Dies ist in den vielfältigen Verwendungsmöglichkeiten dieser Werkstoffgruppe und, bei entsprechender Legierungszusammensetzung, in der sehr guten Verformbarkeit im kalten Zustand begründet.

Die höchsten Umformgrade lassen sich mit Reinkupfersorten erreichen. Bei diesen Werkstoffen liegt der Kupfergehalt zwischen 99,50 % und 99,90 %. Sie weisen geringe Mengen an Rückständen von Desoxidationsmitteln, z. B. Phosphor oder Arsen, auf. Bestimmte Sorten (Elektrolytkupfer) enthalten bis zu 0,04 % Sauerstoff. Die Veränderung der mechanischen Kennwerte R_m , R_p und A von E-Kupfer bei der Kaltumformung veranschaulicht [Abb. 2.46](#).

Die Kaltumformung von Reinkupferwerkstoffen findet vorwiegend zur Herstellung von Halbzeugen wie Voll- und Hohlprofilen verschiedenster Querschnitte Anwendung. Diese werden überwiegend in der Elektroindustrie weiterverwendet. Reinkupfer in Form von Blechen und Rohren dient als Werkstoff, wenn die Forderung nach hoher thermischer oder elektrischer Leitfähigkeit besteht [[INST01](#), [KUPF86](#)].

Von den legierten Kupferwerkstoffen sind die Kupfer-Zinklegierungen, umgangssprachlich auch Messing genannt, mit einem Produktionsanteil von ca. 70 % der Kupferlegierungen die wichtigsten [[INST03](#)]. Ihre Eigenschaften und damit ihre Verformbarkeit im kalten Zustand hängen vom Zinkgehalt ab. Liegt er unter 37,5 %, so besteht die Legierung im festen Zustand ausschließlich aus α -Mischkristallen (α -Messing). Dazu gehören u. a. die Legierungen CuZn20, CuZn28, CuZn37. Legierungen, die nur α -Mischkristalle enthalten, sind sehr gut umformbar, siehe [Abb. 2.47](#). Sie weisen eine hohe Bruchdehnung auf, wodurch Umformoperationen mit hohen Umformgraden möglich werden.

Bei Zinkgehalten von mehr als 37,5 % bildet sich außer dem α - Mischkristall eine zweite Phase, der β -Mischkristall. Beide Kristallarten treten bei Zinkgehalten bis 46 % nebeneinander auf. Die (α + β)-Legierungen sind besonders deshalb interessant, weil sich die Phasengrenzen in Abhängigkeit von der Temperatur verschieben, also die

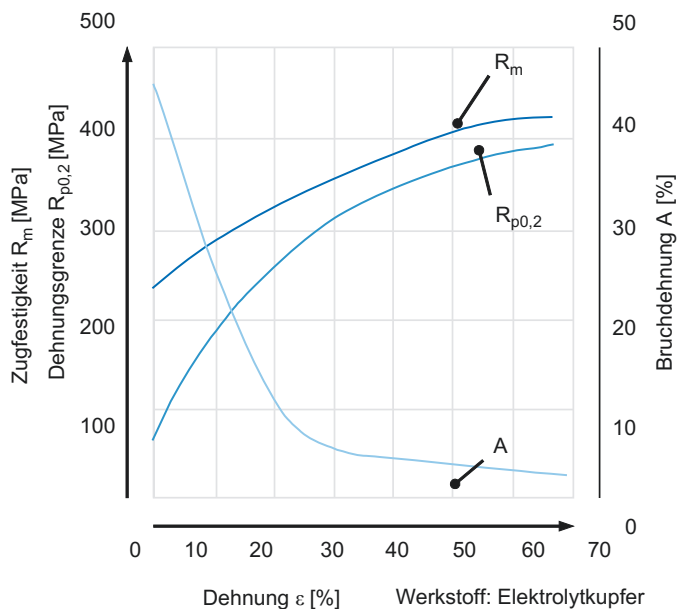


Abb. 2.46 Einfluss der Kaltverformung bei Elektrolytkupfer auf die mechanischen Kennwerte [KUPF86, INST01]

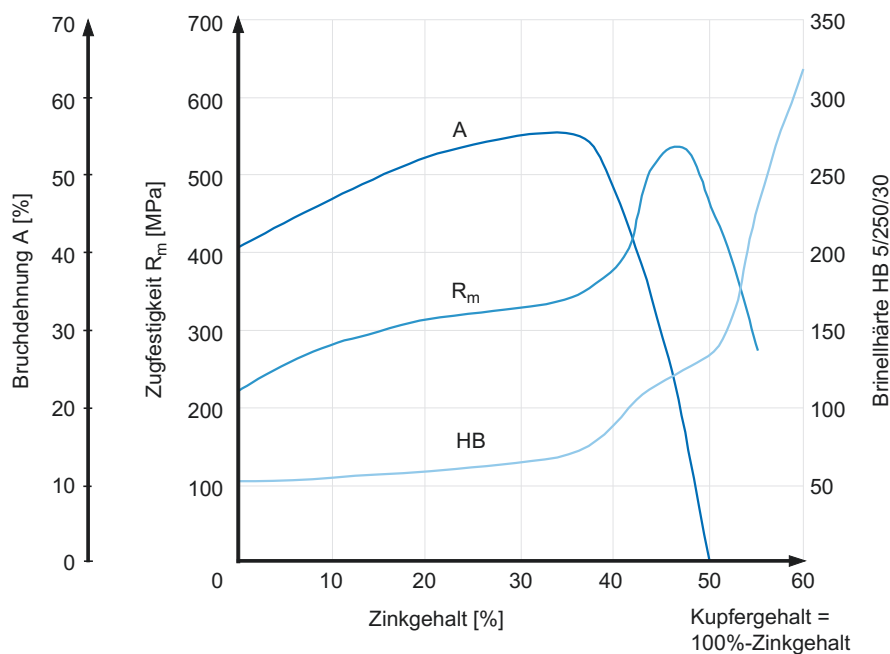


Abb. 2.47 Mechanische Kennwerte von Kupfer-Zinklegierungen in Abhängigkeit vom Zinkgehalt [NN81]

Eigenschaften dieser Werkstoffe durch Wärmebehandlung beeinflusst werden können. Zur ($\alpha + \beta$)-Legierungsgruppe gehören unter anderem CuZn40 und CuZn40Pb2. Bei der Legierung CuZn40Pb2 liegt der β -Anteil im Bereich von 30 % bis 50 % [NN81].

Das Auftreten der zweiten Phase hat einen beträchtlichen Einfluss auf die Kaltumformbarkeit. Sie ist bei ($\alpha + \beta$)-Werkstoffen schlechter als bei reinen α -Legierungen. Steigender Zinkgehalt führt zu größerem β -Anteil im Gefüge und damit zu zunehmend schlechterer Umformbarkeit im kalten Zustand. Diese Legierungen sind dagegen gut zum Warmumformen geeignet.

Enthalten Kupfer-Zinklegierungen noch weitere Elemente, dann werden sie als Sondermessing bezeichnet. Diese Werkstoffe bestehen zu 56 % bis 79 % aus Kupfer. Der verbleibende Anteil setzt sich aus Zink und einem oder mehreren anderen Elementen zusammen. Insgesamt liegt der Gehalt an solchen Zusatzelementen üblicherweise bei höchstens 4 % [NN81]. Zulegiert werden Aluminium, Eisen, Magnesium, Mangan, Nickel, Silizium oder Zinn. Ihre Wirkung auf die mechanischen Eigenschaften ist unterschiedlich. Im Hinblick auf das Verhalten der Sondermessingsorten bei der Kaltumformung kann sie unter dem Gesichtspunkt der Verschiebung der Phasengrenzen betrachtet werden. So wirkt Nickel ebenso wie Kupfer auf die Erhöhung des α -Anteils. Die übrigen Zusatzelemente wirken ähnlich wie Zink, d. h. der β -Anteil im Gefüge nimmt zu. Damit wird die Umformbarkeit im kalten Zustand im Allgemeinen schwieriger. Die Formgebung geschieht stets im weichgeglühten Zustand. Einige häufig verwendete Sondermessingsorten sind zusammen mit einer Einordnung in Bezug auf die Kaltumformbarkeit in Tab. 2.3 angegeben.

Die übrigen Zwei- und Mehrstofflegierungen auf Kupferbasis haben als Werkstoffe für kaltgeformte Teile im Vergleich zu den Kupfer-Zinklegierungen nur geringe Bedeutung. Alle Knetlegierungen lassen sich zwar auch zu Konstruktionsteilen umformen, der Hauptanwendungsbereich liegt jedoch bei der Herstellung von Halbzeugen, wie Blechen, Bändern, Stangen, Rohren und Profilen aller Art.

Ein weiterer Bereich von legierten Kupferwerkstoffen sind die Kupfer-Zinnlegierungen, umgangssprachlich auch Bronze genannt. Sie nehmen in Deutschland einen Produktionsanteil von ca. 14 % der Kupferlegierungen ein [INST03]. Kupfer-Zinn-Legierungen lassen sich durch die Verfahren wie Walzen, Ziehen, Bördeln, Biegen, Kanten und Tiefziehen gut kaltumformen. Die hohe Kaltverfestigung dieser Werkstoffe

Tab. 2.3 Relative Kaltumformbarkeit von Kupfer-Zinkknetlegierungen [NN81]

Gute Umformbarkeit	Mittlere Umformbarkeit	Geringere Umformbarkeit
CuZn20	CuZn20Al2	–
CuZn28	CuZn28Sn1	–
CuZn31Si1	–	–
CuZn35	CuZn35Ni2	–
–	CuZn39Pb0,5	CuZn39Pb2
–	CuZn40Mn2	CuZn40Mn1Pb

ist der Grund für die verbreitete Verwendung als Werkstoff für federnde Kontaktelemente in der Elektroindustrie [INST04].

Hochwarmfeste NE-Metalle

Hochwarmfeste und chemisch beständige NE-Metalle, wie Nickel und Titan, sowie bestimmte Legierungen werden, wenn auch nur in Sonderfällen, ebenfalls mittels Kaltumformung zu Konstruktionsteilen verarbeitet.

Von den Nickelwerkstoffen lassen sich die technischen Reinnickelsorten am leichtesten kaltverformen. Sie enthalten 99,5 % oder mehr Nickel, außerdem etwas Kohlenstoff, Mangan, Eisen, Silizium und Kupfer. Mit diesen Werkstoffen sind hohe Umformgrade erreichbar, siehe Abb. 2.5, so dass Zwischenglühungen zur Wiederherstellung des Umformvermögens nur bei extremen Formänderungen erforderlich werden. Durch die Kaltumformung steigen die Festigkeit und die Härte an. Die Bruchdehnung hingegen nimmt bereits bei kleinen Umformgraden stark ab. Reinnickelwerkstoffe verhalten sich im Bereich vergleichbarer Umformgrade ähnlich wie Stahl mit 0,2 % bis 0,25 % Kohlenstoff [WIG75], siehe Abb. 2.48.

Nickelknetlegierungen weisen je nach Zusammensetzung wesentlich höhere mechanische Kennwerte auf als Reinnickelsorten. In Bezug auf die Verformbarkeit im kalten Zustand verhalten sie sich hinsichtlich der möglichen Umformgrade und der Tendenz zur Verfestigung ähnlich. Die höhere Festigkeit im unverformten Zustand wird mit steigendem Umformgrad weiter angehoben, siehe Abb. 2.48. Damit steigen auch die Anforderungen an Maschinen und Werkzeuge.

Das Kaltumformen von Nickellegierungen ist aus Gründen der Werkstoffeinsparung von großem wirtschaftlichem Interesse. Ferner auch deswegen, weil sich diese Werkstoffe nur unter Schwierigkeiten spanend bearbeiten lassen [BILL73, LANG90a].

Titan und Titanlegierungen

Metallische Titan und Titanlegierungen sind aufgrund ihrer günstigen Relation von Dichte ($\rho \approx 4,5 \text{ g/cm}^3$) zu Festigkeit als Konstruktionswerkstoffe dann von Interesse, wenn möglichst geringes Bauteilgewicht und große Belastbarkeit eine maßgebliche Rolle spielen. Da diese Werkstoffe auch eine gute Beständigkeit gegen viele Chemikalien aufweisen, sind sie für den Bau von chemischen Apparaten und Anlagen von Bedeutung. Titan ist ein sehr teures Metall, das sich teilweise nur schwierig spanend bearbeiten lässt. Aus diesen Gründen erscheint die Möglichkeit des Kaltumformens interessant. Dem steht jedoch die hohe Festigkeit des Titans entgegen. Dadurch werden große Umformkräfte notwendig. Die erreichbaren Umformgrade sind nur bei Reintitan etwa denen höherfester Stähle vergleichbar. Technische Reintitansorten weisen Zugfestigkeiten im Bereich von $R_m = 300$ bis 700 MPa , Dehngrenzen von $R_{p0,2} = 200$ bis 600 MPa und Bruchdehnungen von $A_5 = 20 \%$ bis 35% auf. Mit dem Grad der Kaltverformung ändern sich diese Größen beträchtlich, wie dies am Beispiel des Kaltwalzens von Reintitan, siehe Abb. 2.49, deutlich wird.

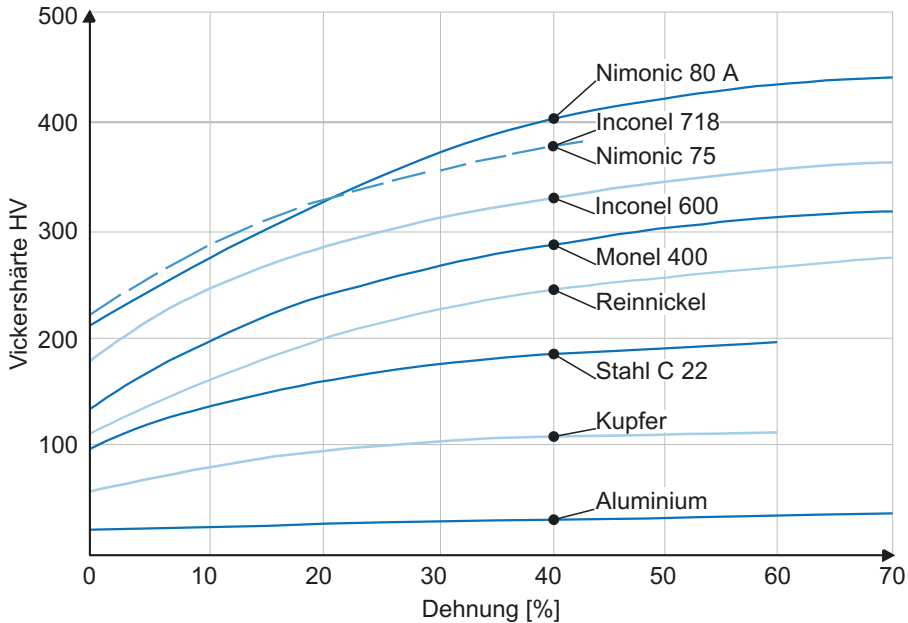


Abb. 2.48 Härtezunahme durch Kaltverformung [WIG75]

Titanlegierungen lassen sich mit steigendem Gehalt an Legierungselementen zunehmend schwerer kalt umformen. Ursache dafür ist aber nicht alleine der Gehalt an Zusatzelementen, sondern ihre Wirkungsweise im Hinblick auf die Phasen, die sie bilden. Die technischen Titanwerkstoffe werden in α -, β - und $(\alpha + \beta)$ -Legierungen eingeteilt. Die α -Phase weist hexagonale Gitterstruktur auf, die β -Phase ist kubisch-raumzentriert. Die β -Legierungen sind in Bezug auf ihre Verformbarkeit im kalten Zustand hinter den Reintitansorten, aber vor den α - und $(\alpha + \beta)$ -Legierungen einzuordnen. Sie enthalten als Hauptlegierungselement Vanadium, Chrom, Molybdän, Niob, Tantal oder Mangan. Zu dieser Gruppe gehören unter anderem die technischen Legierungen TiV13Cr11Al3, TiV8Fe5Al1 sowie TiV16Al2,5.

Hauptlegierungselemente der α -Legierungen sind Aluminium, Zinn oder Zirkon. Die Werkstoffe aus dieser Gruppe lassen sich nur sehr viel schwerer als die β -Legierungen kalt verformen. TiAl5, TiAl5Sn2,5 sowie TiAl8Mo1V1 seien als Beispiele für die technischen α -Legierungen genannt. Eine der verbreitetsten Titanwerkstoffe ist die $(\alpha + \beta)$ -Legierung TiAl6V4, die als schwer umformbar gilt (Tab. 2.1).

Wenn Titanlegierungen kalt zu Formteilen verarbeitet werden, dann geschieht dies für sehr spezielle Anwendungsfälle im chemischen Apparatebau, im Reaktorbau sowie in der Luft- und Raumfahrtindustrie.

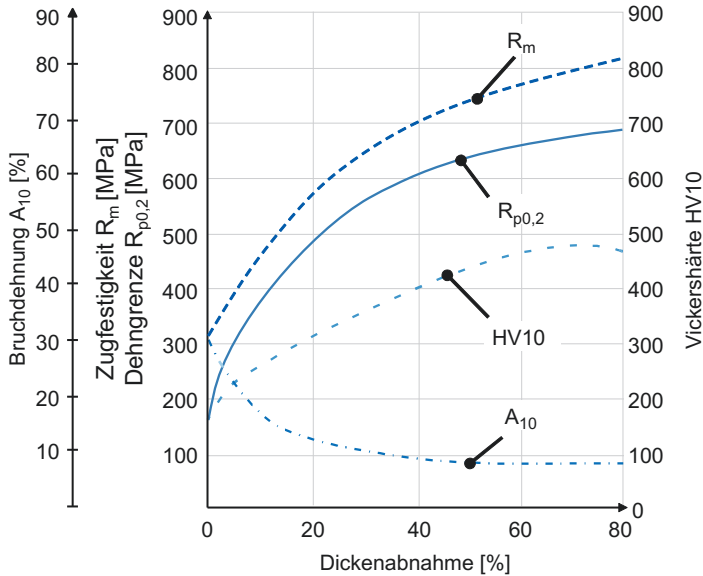


Abb. 2.49 Einfluss der Höhenabnahme beim Walzen von Titan auf Festigkeitskennwerte [ZWIC74]

Stahl und Stahllegierungen

Stahl ist heute der am meisten verwendete Werkstoff für Kaltfließpressteile. Aufgrund seiner im Vergleich zu den meisten NE-Metallen hohen Festigkeit muss Stahl besondere Anforderungen hinsichtlich der Homogenität, der Gefügeausbildung und der mechanischen Eigenschaften erfüllen, damit er überhaupt wirtschaftlich kalt umformbar ist. Dies gilt vor allem für höherfeste legierte Stähle, deren Einsatzgebiet sich kontinuierlich erweitert.

Die Umformbarkeit der Eisenwerkstoffe hängt wesentlich von der Art und von dem Gehalt der Legierungselemente ab. Die Umformbarkeit unlegierter Kohlenstoffstähle ist um so besser, je weniger Kohlenstoff sie enthalten, d. h. je höher der Anteil an voreutektoidem Ferrit im Gefüge ist. Ferrit (α -Eisen) ist ein kohlenstoffarmer Eisenmischkristall, der sich sehr gut kalt umformen lässt. Mit zunehmendem Kohlenstoffgehalt tritt ein weiterer Gefügebestandteil auf, der Perlit. Dies ist ein lamellar strukturiertes Gemisch aus Ferrit und Eisenkarbid (Fe_3C , Zementit). Karbide sind überaus hart ($> 1.000 \text{ HV}$), spröde und fast nicht verformbar. Steigender Kohlenstoffgehalt führt über einen höheren Perlitanteil im Gefüge zu einer höheren Festigkeit und einer verminderten Umformbarkeit, die zudem noch einen höheren Kraftaufwand erfordert. Dieses Verhalten der Kohlenstoffstähle lässt sich in Grenzen durch eine geeignete Wärmebehandlung beeinflussen. Dabei wird angestrebt, die lamellar ausgebildeten Karbide im Perlit globular einzuformen. In dieser Form behindern die Karbide die Fließvorgänge beim Umformen in geringerem Maße. Das Werkstoffverhalten wird insgesamt homogener, und die Duktilität nimmt zu. Das globulare Einförmigen der Karbide erfolgt durch Glühen auf kugeligem Zementit (GKZ). Häufig

genügt auch das Weichglühen. Da aber die langen Glühzeiten vielfach aus wirtschaftlichen Gründen nicht realisierbar sind, besitzen umzuformende Rohteile oft Mischgefüge, die noch Anteile von Perlit mit lamellaren Karbiden enthalten.

Unter den Aspekten Homogenität und Fließen lässt sich die Wirkung harter und spröder nichtmetallischer Einschlüsse im gleichen Sinn bewerten wie die des Zementits. Wesentlicher Unterschied ist jedoch, dass die Form solcher Einschlüsse durch eine Wärmebehandlung nicht beeinflussbar ist. Daraus folgt, dass an Fließpressstähle besonders hohe Anforderungen in Bezug auf den Reinheitsgrad zu stellen sind.

Unlegierte, speziell zum Fließpressen hergestellte Stähle enthalten in ihrer Bezeichnung den Buchstaben *C* in Großschreibung als Anhang an den Kohlenstoffgehalt. Als Beispiele für diese Gruppe seien die Stähle C15C und C45C genannt. In derartigen Werkstoffen sind die Begleitelemente Phosphor und Schwefel unerwünscht, weil sie bereits bei der Stahlherstellung Gefügeinhomogenitäten verursachen und die Verformbarkeit der Stähle herabsetzen. In Sonderfällen werden jedoch auch höher schwefelhaltige Stähle kalt verarbeitet, und zwar dann, wenn es sich um einfache Umformvorgänge mit geringen Umformgraden handelt, wenn keine besonderen Anforderungen an die Endfestigkeit der Werkstücke gestellt werden und wenn an den Werkstücken schwierige spanende Fertigbearbeitungsoperationen vorzunehmen sind.

Der Einsatz des Fließpressens ist vor allem aus Kostengründen auch für höher belastete Konstruktions- und Maschinenteile von Interesse. Deshalb werden zunehmend legierte Einsatz- und Vergütungsstähle verarbeitet. Sie lassen sich im weichgeglühten Zustand noch verhältnismäßig gut kalt umformen. Vielfach wird die Festigkeitssteigerung, die mit der Kaltumformung verbunden ist, gezielt ausgenutzt, siehe [Tab. 2.4](#), und bereits bei der Dimensionierung der Werkstücke mit berücksichtigt.

Zunehmend werden auch nichtrostende Stähle kalt umgeformt. Die Kosteneinsparung durch geringeren Materialeinsatz kommt wegen der höheren Preise dieser Stähle stärker zum Tragen als bei den Baustählen. Zudem ist die spanende Bearbeitung dieser Werkstoffe aufgrund eines erhöhten Werkzeugverschleißes und ungünstiger Spanformen vielfach nur unter Schwierigkeiten ausführbar.

Die Einteilung nichtrostender Stähle erfolgt im Allgemeinen in die Gruppen

- austenitische CrNi- und CrNiMo-Stähle,
- ferritische Cr-Stähle und
- martensitische Cr-Stähle.

Entsprechend der Gehalte an Legierungselementen und der Gefügeausbildung ist das Verhalten von Stählen verschiedener Gruppen beim Kaltumformen sehr unterschiedlich. Die Gegenüberstellung des Fließverhaltens von drei Stählen (darunter ein nichtrostender austenitischer Stahl) in [Abb. 2.50](#) veranschaulicht dies. Der unterschiedliche Verfestigungsexponent n bei ferritischen und austenitischen Stählen ist deutlich zu erkennen. Die große

Tab. 2.4 Stähle für das Kaltumformen [LANG90c]

Werkstoff- bezeichnung	vor / nach Umformung	Dehngrenze	Zugfestigkeit	Bruch- dehnung	Anwendungsbeispiele
		R_p MPa	R_m MPa	A %	
C15	vorher	280	400–450	20	Schrauben, Muttern, Stangen, Hebel, Druckstücke, Wellen, kleine Maschinenteile
	nachher	500	600–700	8	
C15C	vorher	280	400–450	20	
	nachher	500	600–700	8	
C35E	vorher	320	420–500	18	
	nachher	600	700–800	6	
C45C	vorher	340	500–600	16	
	nachher	650	750–850	6	
16MnCr5	vorher	340	420–500	18	Zahnräder
	nachher	500	650–750	8	
41Cr4	vorher	400	600–750	18	Zahnräder, Schrauben
	nachher	650	750–850	8	
42CrMo4	vorher	500	650–750	14	Lenkhebel
	nachher	750	900–1.000	8	
100Cr6	vorher	450	600–750	12	Verschleißteile
	nachher	650	800–900	6	
X10Cr13	vorher	450	600	18	korrosionsbest. Teile
	nachher	600	750	10	
X5CrNi18-9	vorher	220	550–700	50	säurebest. Teile
	nachher	600	800–900	6	

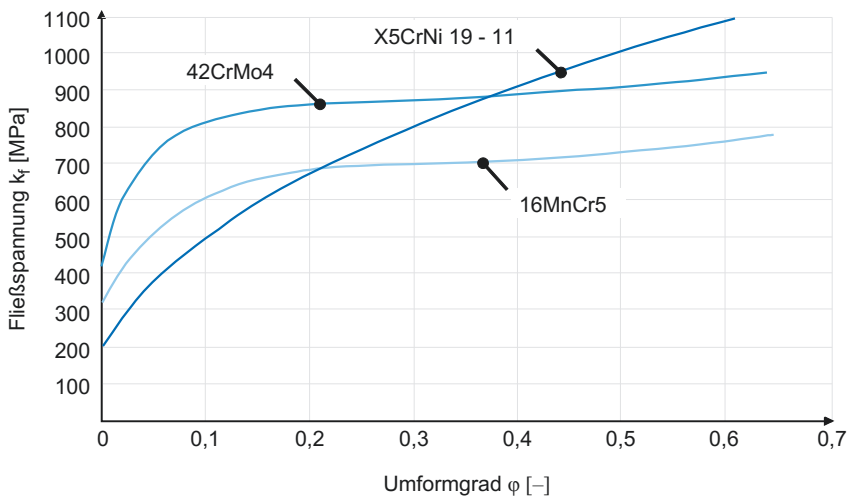


Abb. 2.50 Verlauf der Formänderungsfestigkeit für verschiedenartige Stähle

Verfestigungsneigung der austenitischen nichtrostenden Stähle macht eine sorgfältige Abstimmung der Rohteile im Hinblick auf die im Verlauf des Umformens auftretenden Formänderungen notwendig.

2.7.1.3 Warmmassivumformung

Die Warmumformung kommt immer dann zum Einsatz, wenn die Fließspannungen reduziert und das Umformvermögen des Werkstoffs gesteigert werden soll. Hierzu eignen sich grundsätzlich alle umformbaren Metalle. Vor allem haben heute unlegierte und legierte Stähle, des Weiteren Magnesium, Aluminium, Titan, Kupfer, Nickel bzw. ihre Legierungen und außerdem in bisher sehr begrenztem Umfang hochwarmfeste Werkstoffe, wie Niob, Tantal, Molybdän, Wolfram und deren Legierungen eine technische Bedeutung.

Der wichtigste Werkstoff für die Warmumformung ist Stahl, der sich durch Legierungszusätze und Wärmebehandlung unterschiedlichen Anforderungen an Härte, Streckgrenze, Zugfestigkeit, Bruchdehnung, Zähigkeit, Dauerschwingfestigkeit, Warmfestigkeit, Zerspanbarkeit und Korrosionsbeständigkeit in weiten Grenzen anpassen lässt.

Einen Überblick über die beim Schmieden verwendeten Stahlsorten geben die [Tab. 2.5](#) bis [Tab. 2.7](#).

Hiervon wurden speziell für die Warmumformung die ausscheidungshärtenden ferritisch-perlitischen Stähle entwickelt und in der DIN EN 10267 dokumentiert. Im Sprachgebrauch werden als AFP-Stähle bezeichnet. Sie erhalten durch eine gezielte Abkühlung aus der Umformwärme ein ferritisch-perlitisches Grundgefüge. Aufgrund gleichzeitig stattfindender Ausscheidungsvorgänge erfolgt eine Dispersionshärtung im Ferrit, wodurch die hohe Festigkeit erzielt wird. Die erzielbaren Festigkeitskennwerte sind mit denen von Vergütungsstählen vergleichbar. Die Kostenvorteile erwirken diese Stähle durch ihren niedrigen Preis sowie durch den Wegfall von Härte-, Anlass- und Richtkosten.

Das Umformverhalten metallischer Werkstoffe ist abhängig von Temperatur, Umformgrad, Umformgeschwindigkeit und Umformvermögen [[BARG83](#)]. Die obere Temperaturgrenze wird bei der Warmumformung durch die Solidustemperatur, durch Phasenumwandlungen oder chemische Reaktionen (Oxidationsvorgänge) und Grobkornbildung bestimmt. Da in stark gesteigerten Legierungen Bereiche mit eutektischer Zusammensetzung vorliegen können, muss in solchen Fällen die Höchsttemperatur kleiner als die eutektische Temperatur sein. Die untere Temperaturgrenze ist theoretisch die Temperaturgrenze der Rekristallisation, unterhalb derer das Formänderungsvermögen aufgrund der einsetzenden Verfestigung verringert bzw. der Umformwiderstand erhöht wird.

Im Zusammenhang mit der Rekristallisation ist auch die Umformgeschwindigkeit zu sehen, die bei einer bestimmten Temperatur nicht größer als die Rekristallisationsgeschwindigkeit sein darf, damit keine Verfestigung eintritt.

Neben der durch die Rekristallisation gegebenen Mindesttemperatur ist eine Umformtemperatur zu wählen, für die entsprechend dem Zustandsschaubild homogene Mischkristalle zu erwarten sind. Unterschiedliche Verformungseigenschaften mehrerer Gefügebestandteile können dadurch vermieden und insbesondere sekundäre Phasen auf den Korngrenzen wieder gelöst werden. Existieren Phasen unterschiedlichen Gittertypes,

Tab. 2.5 Stähle für die Warmumformung I

Bezeichnung (DIN/Stahl-Eisen- WSbl.)	Anwendungsmerkmale	Anwendungsbeispiele	Zugfestigkeit) MPa	Umformtem- peratur *) °C
Allg. Baustähle (DIN EN 10025)	Verwendung im geschmiedeten Zustand	Flansche, Naben, Hebel Büchsen, Gehäuse, Ringe	300–800	850–1.150
Vergütungsstähle (DIN EN 10083)	Durch Wärmebehandlung (Härten und Anlassen) weitestgehende Beeinflussbarkeit der mech. Eigenschaften: hohe Zähigkeit bei bestimmter Festigkeit	Antriebs- und Getriebeteile: Wellenförmige Bauteile zur Kraft- bzw. Drehmomentübertragung (z. B. Kurbelwellen); Zahnräder; Radnaben, Achsschenkel, Pleuelstangen etc.	500–1.500	850–1.100
Einsatzstähle (DIN EN 10084)	Hohe Härte der einsatzgehärteten Randschicht bei hoher Kernzähigkeit → Verschleißteile	Nocken-, Steuerwellen, Zahnräder, Messzeuge, Naben, Hebel, Getriebe-, Lenkwellen	500–1.500	850–1.150
Nitrierstähle (DIN EN 10085)	Hohe Oberflächenhärte, guter Verschleißwiderstand, gute Dauerfestigkeit, Rosttragfähigkeit	Verschleißteile hoher Oberflächenhärte: schwere Maschinenteile großer Abmessungen	800–1.600	850–1.100
Stähle für das Flamm- und Induktionshärten (DIN 17212)	Härtbarkeit der Randzone ohne Beeinflussung der Kerneigenschaften	Getriebewellen, Zahnräder, Ritzel, Kurbel-, Nockenwellen, Kolbenbolzen	500–1.300	850–1.100
Warmfeste Stähle (DIN EN 10269) (DIN EN 10273)	Beanspruchungstemperatur bis 540 °C	Schmiedestücke für Turbinen-, Dampfkessel- und ehem. Anlagenbau: Flansche, Schrauben, Muttern, Hochdruckrohre	450–1.000	850–1.100
APP-Stähle (DIN EN 10267)	Härtung durch gezielte Abkühlung aus der Umformwärme	dynamisch hoch beanspruchte Bauteile wie Pleuel, Achsschenkel, Querlenker	700–900	900–1.100

*) nach: Stahlschlüssel

Tab. 2.6 Stähle für die Warmumformung II

Bezeichnung (DIN/Stahl-Eisen- WSbl.)	Anwendungsmerkmale	Anwendungsbeispiele	Zugfestig- keit *) MPa	Umformtem- peratur *) °C
Hochwarmfeste Stähle (W 670-69)	Beanspruchungstemperatur bis 800 °C; zusätzliche Forderungen an Zähigkeit, Dauerfestigkeit und Korrosionsbeständigkeit	Teile für Behälter- und Apparatebau für Wärmekeftanlagen und Reaktoren: Armaturen, Ventile, Rohre, Druckbehälter, Turbinenschaufeln etc.	500–1.250	850–1.250
Rost- und säurebeständige Stähle	Hohe Korrosionsbeständigkeit	Konstruktions- und Apparatebauteile für chem. Industrie, Nahrungsmittelindustrie (Armaturen, Wellen, Schrauben, Bolzen, Büchsen)	450–900	750–1.150
Wälzlagerstahl (W 350-53)	Hohe Oberflächenhärte hochfestes martensitisch-karbidisches Gefüge (→ hohe Zug-Druck-Wechselbeanspruchung und Verschleiß)	Wälzlagering durch partielles Schmieden (Vorforn)	(nur Härte- angaben) 60–66 HRC	800–1.100
Werkzeugstähle - unlegierte Werkzeugstähle (W 150-63)	Schalenhärter (geringe Einhärtetiefe)	Handwerkzeuge, einf. Stanzwerkzeuge	58–65 HRC	800–1.100
- Kaltarbeitsstahl*) (W 200-69)	bis 200 °C Oberflächentemperatur	Stanz- und Kaltumformwerkzeuge	55–67 HRC	800–1.100
- Warmarbeitsstahl*) (W 250-63)	Dauertemperatur über 200 °C; hohe Warmfestigkeit, guter Warmverschleißwiderstand	Umformwerkzeuge (Warmumformung) Kunststoffumformwerkzeuge	900–2.000	800–1.150
- Schnellarbeitsstahl*) (W 320-69)	Hohe Anlassbeständigkeit u. Warmhärte bis ca. 600 °C, Warmverschleißbeständigkeit	Große Werkzeuge der spanlosen Formgebung	64–67 HRC	900–1150

*) nach: Stahlschlüssel

Tab. 2.7 NE-Metalle und Hartlegierungen für die Warmumformung

Bezeichnung	Anwendungsmerkmale	Anwendungsbeispiele	Zugfestigkeit *) MPa	Umformtemperatur *) °C
Rein-Aluminium und Al-Legierungen	Niedriges Bauteilgewicht bei hoher Dauerbeanspruchung; hohe Korrosionsbeständigkeit	Schmiedestücke für Flugzeug-, Fahrzeug-, Schiffsbau; Druckbehälter, Elektrotechnik	bis 400	350–550
Magnesiumlegierungen	Geringste Dichte aller metall. Werkstoffe bei mittleren Festigkeitseigenschaften; gute Zerspanbarkeit; hohe Warmfestigkeit (Mg-Zr-Leg.) Problem: hohe chem. Reaktionsfähigkeit	Gesenkschmiedestücke: Maschinenbauteile mittlerer bis hoher mechanischer und thermischer Beanspruchung (Zr-Lg.); Gehäuse im Turbinenbau	bis 260	370–400
Titanlegierungen	Hohe Festigkeit bei geringer Dichte und ausgezeichnete Korrosionsbeständigkeit	Flugzeug- und Triebwerksbau (Verdichter, Turbinenschaufeln), Armaturen, chem. Apparate	300–750	700–1.000
Kupferlegierungen	Hohe elektr. und Wärmeleitfähigkeit, gute Festigkeitseigenschaften; korrosionsbeständig	Elektrotechnik, Fahrzeugbau. Feinmechanik. Apparatebau (Armaturen)	bis 600	700–900
Hartlegierungen auf Nickel-Kobalt- und Wolframbasis	Sehr große Warmfestigkeit	Strahltriebwerksteile: Turbinenschaufeln und -Scheiben		1.050–1.250

so wird der jeweils besser umformbare Gittertyp, z. B. der kubisch flächenzentrierte, bei der plastischen Deformation bevorzugt.

Da das Formänderungsvermögen des Werkstoffs während des Umformvorgangs aufrechterhalten werden muss, aufgrund der Temperaturdifferenz zwischen Werkstück und Werkzeug eine Abkühlung jedoch unvermeidbar ist, wird der Umformvorgang mit der jeweils höchstzulässigen Temperatur begonnen. Eine gleichmäßige Temperaturverteilung über dem Werkstückquerschnitt ist bei größeren Querschnitten und bei Werkstoffen mit geringerer Wärmeleitfähigkeit bei gleichzeitig höherer Warmfestigkeit nur durch eine lange Aufwärmphase zu erreichen. Bei großen Freifomschmiedestücken kann ein gleichmäßiges Durchwärmen bis in den Kern mehrere Tage dauern. Ungleichmäßige Erwärmung mit Temperaturgradienten vom Randbereich zum Kern kann bei der Umformung zu Wärmespannungen und damit zu Schädigungen führen.

Das Kriterium zur Beurteilung des Schwierigkeitsgrades beim Schmieden ist die sogenannte *Schmiedbarkeit* eines Werkstoffes, ein qualitatives Vergleichsmaß hinsichtlich der Umformbarkeit bzw. des Formänderungsvermögens.

Nach Lange [LANG90b] lässt sich bezüglich der Warmumformung qualitativ folgende Reihenfolge der Werkstoffgruppen darstellen:

1. Aluminium-Legierungen
2. Magnesium-Legierungen
3. Kupfer-Legierungen
4. Kohlenstoff-Stähle, legierte Stähle
5. Martensitahärtende Stähle
6. Austenitische, nichtrostende Stähle
7. Nickel-Legierungen
8. Titan-Legierungen
9. Super-Legierungen auf Eisen-Basis
10. Super-Legierungen auf Kobalt-Basis
11. Molybdän-Legierungen
12. Super-Legierungen auf Nickel-Basis
13. Wolfram-Legierungen
14. Beryllium

2.7.2 Werkzeugwerkstoffe

2.7.2.1 Gusswerkstoffe

Gusseisen

Als Gusseisen werden Eisenlegierungen mit hohem Kohlenstoffanteil von etwa 2,7 % bis 3,8 % und einem Siliziumanteil von 0,8 % bis 3 % sowie weiteren Bestandteilen wie Mangan, Chrom oder Nickel bezeichnet. Der Kohlenstoff liegt bei Gusseisen überwiegend als Graphit vor und führt bei der Umformung sofort zur Rissbildung. Deshalb

wird der Werkstoff in Formen vergossen und dann durch spanende oder abtragende Fertigungsverfahren zu Werkzeugen weiterverarbeitet. Neben den Nachteilen einer geringeren Verformbarkeit und Zähigkeit im Vergleich zu Stahl, weist er deutliche Kostenvorteile, eine gute Zerspanbarkeit sowie günstige Gleiteigenschaften, die durch den Graphitanteil hervorgerufen werden, auf. Für den Bau von Umformwerkzeugen sind vor allem das Gusseisen mit Lamellengraphit sowie mit Kugelgraphit von besonderem Interesse.

Gusseisen mit Lamellengraphit

In dieser Gusseisensorte liegt der als Graphit vorliegende Kohlenstoff überwiegend lamellar vor. Infolge ihrer geringen mechanischen Festigkeit beteiligen sich die Graphitlamellen nicht an der Kraftübertragung, sondern wirken wie Hohlräume, die den tragenden Querschnitt vermindern und an ihren Rändern Spannungskonzentrationen infolge Kerbwirkung hervorrufen. Deshalb ist die Verformungsfähigkeit und Schlagzähigkeit dieser Gusseisensorte besonders gering. Die mechanischen Eigenschaften werden weitgehend durch das Grundgefüge und die Graphitform bestimmt. So liegt der E-Modul für ferritischen Guss im Bereich von 90.000 MPa und steigt mit perlitischem Gussanteil bis auf etwa 150.000 MPa an [BEIT01]. Weiterhin weist der Werkstoff die Besonderheit auf, dass der E-Modul mit steigender Spannung abnimmt, also kein linearer Zusammenhang zwischen Spannung und Dehnung vorliegt, was im Rahmen der Werkzeugauslegung zu berücksichtigen ist. Die Werkzeuge sind möglichst nicht auf Zug zu belasten, da die Zugfestigkeit des Werkstoffs lediglich ein Viertel der Druckfestigkeit beträgt [MERK03]. Da die hohe, durch die Graphitlamellen bedingte, innere Kerbwirkung das Werkstoffversagen dominiert, ist eine kerbbarme Oberflächenerzeugung aus Festigkeitsgründen nicht erforderlich. Weiterhin ist die Festigkeit des Gusseisens mit Lamellengraphit abhängig von der Feinheit der Graphitverteilung, die mit steigender Abkühlgeschwindigkeit zunimmt. So lassen sich in dünnwandigen Werkstückbereichen höhere Festigkeiten erzielen, was speziell bei der Erzeugung aussteifender Rippen genutzt wird [OEHL01].

In Tab. 2.8 sind häufig verwendete Gusseisenwerkstoff mit Lamellengraphit sowie ihre mechanischen Kennwerte und Verwendungsbeispiele aufgeführt.

Gusseisen mit Kugelgraphit

Es gelingt, das Graphit nicht lamellar, sondern kugelig, sphärolitisch auszubilden, indem eine Armut an Schwefel sowie bestimmte Kohlenstoff- und Siliziumgehalte eingestellt werden. Diese Form hat den Vorteil einer reduzierten inneren Kerbwirkung, wodurch die Festigkeit des Werkstoffs deutlich gesteigert wird. Weiterhin wird eine Erhöhung des E-Moduls auf etwa 175.000 MPa erzielt [BEIT01]. Durch entsprechende Wärmebehandlungen lassen sich die Eigenschaften dieser Gusseisenart in stärkerem Mass verbessern als bei Gusseisen mit Lamellengraphit. So werden zur Erzielung höchster Schlagzähigkeit in der Regel Wärmebehandlungen vorgenommen, mit denen ein ferritisches Grundgefüge erreicht wird. Die Zerspanbarkeit ist gut. Somit stellt der Werkstoff eine preiswerte Alternative für große Werkzeuge höherer Belastung dar.

Tab. 2.8 Gusseisenwerkstoffe mit Lamellengraphit [MERK03, OEHL01]

Gussorte	Zugfestigkeit/MPa	Härte/HB	Einsatzzweck
EN-GJL-150	150–250	100–175	Gering beanspruchte Ziehstempel, Oberteile, Grundplatten für Säulengestelle für leichte Schnitt- und Stanzarbeiten
EN-GJL-200	200–300	120–195	Ziehwerkzeuge für große und flache Teile, Karosseriebau, ferner für zylindrische
EN-GJL-250	250–350	140–215	Züge bei hoher Beanspruchung und einfacher Geometrie
EN-GJL-300	300–400	165–235	Zieh- und Formwerkzeuge für hohe Verschleißfestigkeit, Grundplatten und
EN-GJL-350	350–450	185–255	Oberteile für hohe Festigkeitsbeanspruchung

Tab. 2.9 Gusseisenwerkstoffe mit Kugelgraphit [MERK03, OEHL01]

Gussorte	Zugfestigkeit/MPa	Härte/HRC	Einsatzzweck
EN-GJS-500	500	54	Zieh- und Formwerkzeuge für hohe
EN-GJS-600	600	56	Verschleißfestigkeit, Grundplatten und Oberteile für
EN-GJS-700	700	56	hohe Festigkeitsbeanspruchung

In [Tab. 2.9](#) sind häufig verwendete Gusseisenwerkstoff mit Kugelgraphit sowie ihre mechanischen Kennwerte und Verwendungsbeispiele aufgeführt.

Stahlguss

Unter Stahlguss werden Eisenwerkstoffe mit Kohlenstoffgehalten von bis zu 2 % verstanden, die in Formen vergossen werden. Hierbei entspricht die Erschmelzung und Legierung der von Walz- und Schmiedestahl. Jedoch sind seine Festigkeitseigenschaften weitgehend richtungsunabhängig, da keine ausgeprägte Textur durch nachfolgende Umformvorgänge erzeugt wird. Verglichen mit Gusseisen weist er eine höhere Festigkeit und teilweise eine höhere Zähigkeit auf und ist somit für großformatige Werkzeuge, die hohen mechanischen Belastungen ausgesetzt werden, besonders geeignet [BEIT01]. Je nach Verwendungszweck wird in Warm- und Kaltarbeitsstahlguss unterschieden. Aus der großen Anzahl möglicher Legierungen sind in [Tab. 2.10](#) einige Beispiele zusammengestellt.

Zinklegierungsguss

Zinklegierungsguss lässt sich einfach gießen. Mit ihm werden Gesenke sowie Schnitt- und Stanzwerkzeuge abgegossen, um auf einfache Weise entsprechende Werkzeugpaare zu erzeugen. Die gute Abformung der Werkzeuggeometrie erlaubt eine Reduzierung der Nacharbeit und somit der Herstellungskosten auf ein Minimum. Die Werkzeuge halten leichten Beanspruchungen, wie sie bei der Umformung weicher Leichtmetallbleche und großflächiger Stahlblechteile mit großen Radien auftreten, stand und können nach ihrer

Tab. 2.10 Stahlgusswerkstoffe [MERK03, OEHL01]

Gussorte	Zugfestigkeit/MPa	Härte/HRC	Einsatzzweck
<i>Kaltarbeitsstahlguss</i>			
G45CrNiMo4-2	1000–1030	50 ± 2	Form- und Prägewerkzeuge
GX100CrMoV5-1	800–900	60 ± 2	Präge-, Schnitt- und Ziehwerkzeuge
G45CrNiMo4-2	800–900	60 ± 2	Form- und Großwerkzeuge
<i>Warmarbeitsstahlguss</i>			
GX38CrMoV5-1	—	—	Gesenke; unempfindlich gegen Warmrissbildung
GX40CrMoV5-1	—	—	Gesenkeinsätze, Teile für Pressgesenke; sehr gute Anlassbeständigkeit
G37CrMoW5-1	—	—	Stempel, Matrizen, Gesenkeinsätze; sehr gute Anlassbeständigkeit und Warmverschleißfestigkeit

Verwendung problemlos in andere Werkzeuggeometrien umgegossen werden. Am weitesten ist die Legierung ZnAl4Cu3 mit einer Zugfestigkeit von 335 MPa für die Herstellung von Werkzeugen verbreitet [MERK03].

2.7.2.2 Aluminiumbronze-Legierungen

Legierungen aus Aluminiumbronze, die bei der Herstellung von Tiefziehwerkzeugen zum Einsatz kommen, bestehen aus etwa 80 % Kupfer, 14 % Aluminium, Eisen und teilweise Nickel. Sie weisen eine Härte von 300 bis 400 Brinell auf und zeichnen sich durch einen besonders niedrigen Reibwert aus [MERK03]. Bedingt durch diese Eigenschaften wird der Werkstoff zur Bestückung oder Panzerung hoch beanspruchter Werkzeugkanten zur Herstellung schwer umformbarer Ziehteile aus rostfreiem Stahlblechen eingesetzt. Hierbei werden die Oberflächen des Ziehguts außerordentlich geschont und die Bildung von Falten, Riefen und Kratzern weitgehend unterbunden.

2.7.2.3 Werkzeugstähle

Werkzeugstähle werden in unlegierte und legierte Kaltarbeitsstähle, Warmarbeitsstähle und Schnellarbeitsstähle unterteilt. Kaltarbeitsstähle sind für Verwendungszwecke geeignet, bei denen die Oberflächentemperatur im Einsatz im Allgemeinen unter 200 °C liegt. Warmarbeitsstähle und Schnellarbeitsstähle können dagegen bis zu Temperaturen von 600 °C eingesetzt werden. Aus Kaltarbeitsstählen und Schnellarbeitsstählen werden vor allem Werkzeuge zum Zerspanen und zum Umformen hergestellt. Aus Warmarbeitsstählen werden hauptsächlich Umformwerkzeuge wie Gesenke, Druckgießformen oder Werkzeuge zum Schmieden und Strangpressen gefertigt.

Unlegierte Kaltarbeitsstähle

Die unlegierten Kaltarbeitsstähle, die auch als Kohlenstoffstähle bezeichnet werden, erhalten bei entsprechender Wärmebehandlung ihre Härte durch die Ausbildung eines martensitischen Gefüges. Neben dem hierzu erforderlichen Kohlenstoffgehalt von bis zu 1,25 % C sind bis zu 1,5 % Cr, 1,2 % W, 0,5 % Mo und 1,2 % V enthalten. Der Verschleißwiderstand nimmt mit der Härte und mit steigendem Kohlenstoffgehalt zu. Gleichzeitig fällt aber die Zähigkeit ab und damit wird die Empfindlichkeit während der Wärmebehandlung und des Werkzeugeinsatzes größer. Alle unlegierten Werkzeugstähle sind Schalenhärter, d.h. sie härten nur an der Werkstückoberfläche und nicht über den gesamten Querschnitt. Eine Durchhärtung ist lediglich bis zu einem Durchmesser von 10 mm möglich.

Die Werkstückoberflächentemperatur soll im Betrieb 180 °C nicht überschreiten, da sonst Anlasserscheinungen auftreten, mit denen ein Härteabfall einher geht.

In [Tab. 2.11](#) sind häufig verwendete unlegierte Kaltarbeitsstähle sowie ihre Härte und typische Einsatzzwecke aufgeführt.

Legierte Kaltarbeitsstähle

Der Kohlenstoffgehalt der legierten Kaltarbeitsstähle liegt zwischen 0,18 und 2,30 % und ist somit höher als bei den unlegierten Stählen. Zusätzlich sind die Legierungselemente Cr, Mo, W und Mn enthalten, die für eine Absenkung der kritischen Abkühlgeschwindigkeit und somit für eine gute Durchhärbarkeit der Werkstoffe sowie zur Bildung von Karbiden und somit zur Steigerung der Verschleißfestigkeit beitragen [[PÖHL99](#)]. Zusätzlich erhöhen sie die Anlassbeständigkeit und die Warmfestigkeit. Auch diese Stähle können im Betrieb lediglich Oberflächentemperaturen von bis zu 200 °C ausgesetzt werden.

In [Tab. 2.12](#) sind häufig verwendete legierte Kaltarbeitsstähle sowie ihre Härte und typische Einsatzzwecke aufgeführt.

Tab. 2.11 Unlegierte Kaltarbeitsstähle [[MERK03](#)]

Stahlsorte	Härte/HRC	Einsatzzweck
C70U	57	Abgratwerkzeuge, Äxte, Schneidwaren
C80U	58	Warmgesenke, -walzen, Maschinenmesser
C105U	61	Präge-, Ziehwerkzeuge, Matrizen
C120U	62	Feilen, Fräser, Band- und Bügelsägen

Tab. 2.12 Legierte Kaltarbeitsstähle [[MERK03](#)]

Stahlsorte	Härte/HRC	Einsatzzweck
60WCrV8	58	Präge-, Fließpress- und Stanzwerkzeuge
90MnCrV8	60	Schnitt-, Biege-, Tiefzieh- und Prägeworkzeuge
X100CrMoV5	62	Kaltpilgerdorne und Schnittwerkzeuge
X153CrMoV12	61	Schnitt-, Gewindewalz-, Presswerkzeuge
45NiCrMo16	52	Präge- und Biegeworkzeuge

Warmarbeitsstähle

Die Warmarbeitsstähle sind zur spanlosen Formgebung von Stahl, Nichteisenmetallen und ihren Legierungen bei Temperaturen weit oberhalb von 300 °C, häufig im rotwarmen Zustand vorgesehen. Daher werden hohe Anforderungen hinsichtlich Warmfestigkeit, Warmverschleißwiderstand Wärmeleitfähigkeit, Zähigkeit und Anlassbeständigkeit gestellt. Die Art der Beanspruchung bedingt das gleichzeitige Vorhandensein mehrerer oder aller dieser Eigenschaften. Wesentlich für Warmarbeitsstähle ist außerdem ihre Brandrissunempfindlichkeit, die durch Überlagerung von Zähigkeit und Wärmeleitfähigkeit bestimmt wird [SCH96].

Da die Berührung mit dem zu verarbeitenden heißen Metall in den meisten Fällen eine zeitweise, in bestimmten Abständen wiederkehrende ist, ergibt sich durch den Temperaturwechsel eine zusätzliche Beanspruchung, die allmählich zur Bildung von netzförmigen Rissen, den sogenannten Brandrissen führt [SPUR84].

Um all diesen Anforderungen gerecht zu werden, sind eine Vielzahl von Legierungselementen erforderlich, die zusätzliche Wechselwirkungen untereinander hervorrufen, wodurch komplexe Stähle entstehen. Vor allem Stähle mit den Legierungsbestandteilen Cr-Mo-V und Ni-Cr-Mo-V werden diesen Anforderungen gerecht.

Eine wesentliche Eigenschaft dieser Stähle ist eine hohe Warmhärte, die durch eine Sekundärhärtung im Temperaturbereich um 500 °C hervorgerufen wird. Ursache für diesen Effekt sind zusätzliche Karbidausscheidungen, die eine plastische Verformung des Werkstoffs in diesem Temperaturbereich erschweren [MERK03].

Eine weitere wichtige Eigenschaft dieser Stähle ist ihre hohe Zähigkeit, die deutlich über der anderer Stähle liegt, die ebenfalls in diesem Temperaturbereich eingesetzt werden können. Diese Eigenschaft trägt dazu bei, dass diese Werkstoffe auch in mechanisch hoch beanspruchten Werkzeugen wie Schmiedegesenken zum Einsatz kommen. Während die Warmarbeitswerkzeuge aus Cr-Mo-V-Stählen wegen ihrer Temperaturwechselbeständigkeit für Wasserkühlung geeignet sind, werden Ni-Cr-Mo-V-Stähle wegen ihrer Zähigkeit für Werkzeuge mit schlagartiger und hoher Druckbeanspruchung verwendet.

In Tabelle Tab. 2.13 sind häufig verwendete Warmarbeitsstähle sowie ihre Härte und typische Einsatzzwecke aufgeführt.

Schnellarbeitsstähle

Schnellarbeitsstähle bieten eine gute Kombination von Warmhärte, Verschleißbeständigkeit und Zähigkeit. Besonders die beiden letzten Eigenschaften haben dazu geführt, dass sie sich weitgehend für Kaltumformwerkzeuge durchgesetzt haben. Die besonderen

Tab. 2.13 Warmarbeitsstähle [MERK03]

Stahlsorte	Härte/HRC	Einsatzzweck
55NiCrMoV7	42	Schmiedegesenke, Warmschermesser
32CrMoV12-28	46	Strangpresswerkzeuge, Gesenke
X37CrMoV5-1	48	wasserkühlbare Strangpresswerkzeuge und Gesenke
X40CrMoV5-1	50	Warschermesser, Strangpresswerkzeuge

Tab. 2.14 Schnellarbeitsstähle [MERK03]

Stahlsorte	Einsatzzweck
HS 6-5-2	Stempel, Matrizen, Feinstanzwerkzeuge
HS 6-5-3	Pressbüchse, Matrizeneinsatz
HS 10-4-3-10	Dorn

Eigenschaften dieser Stahlgruppe wird durch die starken Karbidbildner W, Mo, V und Cr verursacht [BEIT01].

Es werden schmelzmetallurgisch und kostenintensivere pulvermetallurgisch hergestellte Schnellarbeitsstähle unterschieden, die sich durch eine feinere und gleichmäßigere Verteilung der Carbide unterscheiden und völlig seigerungsfrei sind. Daraus folgt neben einer höheren Druckbelastbarkeit gleichzeitig ein gesteigertes Zähigkeitsverhalten [MERK03].

In Tab. 2.14 sind häufig verwendete Schnellarbeitsstähle sowie ihre Härte und typische Einsatzzwecke aufgeführt.

2.7.2.4 Hartmetalle

Hartmetalle sind Verbundwerkstoffe. Sie bestehen aus einer weichen metallischen Bindephase wie Kobalt oder Nickel und aus Karbiden der Übergangsmetalle W, Ti, Ta, Nb. Die Karbide liegen an der Grenze zwischen Metall und Keramik. Sie weisen z. T. noch metallähnliche Eigenschaften wie z. B. eine elektrische Leitfähigkeit auf, werden aber als sogenannte metallische Hartstoffe der nichtoxidischen Keramik zugeordnet [MERK03].

Die Hartstoffe sind die Träger der Härte und Verschleißfestigkeit, Aufgabe der Bindephase ist es, die spröden Karbide und Nitride zu einem relativ festen Körper zu verbinden.

Die Vorteile der Hartmetalle bestehen in der guten Gefügegenmäßigkeit aufgrund der pulvermetallurgischen Herstellung, der hohen Härte, Druckfestigkeit und Warmverschleißfestigkeit. Hartmetall besitzt bei 1.000 °C die gleiche Härte wie Schnellarbeitsstahl bei Raumtemperatur. Ferner besteht die Möglichkeit, Hartmetallsorten mit unterschiedlichen Eigenschaften durch gezielte Änderung des Hartstoff- und Bindemittelanteils herzustellen [BEIT01].

Die für das Umformen verwendeten Hartmetallsorten bestehen meist aus Wolframkarbid (WC) als Phase in einer Kobaltmatrix (Co). Der Kobaltgehalt liegt zwischen 6 und 30 %, wobei das Mischungsverhältnis weitgehend die Eigenschaften des Hartmetalls bestimmt. Mit steigendem WC-Anteil nehmen Härte, Druckfestigkeit und Verschleißbeständigkeit zu. Andererseits steigen Zähigkeit, Biege- und Knickfestigkeit mit steigendem Co-Gehalt an.

Typische Einsatzgebiete für Hartmetalle in der Umformtechnik sind Stanzwerkzeuge, Stempel, Pressbüchsen und Matrizen sowohl im Bereich der Kalt-, als auch der Warmumformung, die einen hohen Verschleißwiderstand und eine hohe Druckfestigkeit aufweisen müssen. Hartmetalle kommen besonders häufig für eng tolerierte Bauteile, dann auch in kleineren Serien, zum Einsatz.

2.7.2.5 Keramiken

Unter dem Werkstoff Keramik werden alle nichtmetallischen, anorganischen, temperaturbeständigen und zu mindestens 30 % kristallinen Materialien verstanden [SALM82, TIET94]. Dies schließt jedoch nicht aus, dass metallische und/oder polymere Bestandteile in einem keramischen Werkstoff als Zusätze vorhanden sein können.

Neben den Kunstkeramiken (z. B. Porzellan), die in der Metallverarbeitung keine Verwendung finden, erfolgt eine Einteilung moderner keramischer Werkstoffe in die beiden großen Gruppen *Funktionskeramik* und *Strukturkeramik* [WILL88]. Strukturkeramiken werden eingesetzt, wenn hohe mechanische Belastungen erwartet werden. Dies gilt z. B. für Wendeschneidplatten bei der Zerspanung oder auch für die Kugeln bei Hüftgelenkprothesen. Gebräuliche Strukturkeramiken sind entweder Oxide, Karbide oder Nitride. Funktionskeramiken werden aufgrund ihrer speziellen funktionellen Eigenschaften eingesetzt. Hierzu gehören z. B. eine hohe elektrische Isolierfähigkeit oder auch eine gute Wärmeleitung. Unter Hochleistungskeramiken werden die Werkstoffe verstanden, die besonders hohen Ansprüchen genügen können. Hierzu zählen eine sehr hohe Verschleißfestigkeit und Hitzebeständigkeit. Unter technischen Gesichtspunkten werden für die metallische Bearbeitung Struktur- bzw. Hochleistungskeramiken, die unter dem Oberbegriff *technische Keramik* zusammengefasst werden, eingesetzt [SALM83, WILL88].

Technische Keramiken werden in die Gruppen Silicat-, Oxid- und Nichtoxidkeramik und Titanate unterteilt. Typische Vertreter der einzelnen Keramikgruppen sind in Tab. 2.15 aufgeführt.

Von besonderer Bedeutung für die Metallverarbeitung (Umformen) sind vor allem die Oxid- und Nichtoxidkeramiken.

Keramiken werden überwiegend nach folgendem Schema hergestellt:

- 1. Formgebungsverfahren: keramisches Pulver und Bindemittel werden zu einem Grünling verpresst
- 2. Grünbearbeitung: der noch weiche Grünling wird zerspanend endkonturnah bearbeitet
- 3. Sintern: Wärmebehandlung bei 1.200 - 2.200 °C zur eigentlichen Keramik
- 4. Feinbearbeitung: mittels Hartbearbeitung (Schleifen, Läppen) wird die Keramik in die Endkontur gebracht.

Tab. 2.15 Unterteilung und Beispiele technischer Keramiken

Keramikgruppe	Beispielkeramiken		
Silicatkeramik	Steatit ($Mg_3(OH)_2(Si_4O_{10})$)	Cordierit ($Mg_2Al_4Si_5O_{18}$)	Kaolin ($Al_2O_3 \times 2SiO_2$)
Oxidkeramik	Aluminiumoxid (Al_2O_3)	Zirkonoxid(ZrO_2)	Magnesiumoxid (MgO)
Nichtoxidkeramik	Siliziumkarbid (SiC)	Siliziumnitrid (Si_3N_4)	Aluminiumnitrid (AlN)
Titanat	Calcium Titanat ($CaTiO_3$)	Barium Titanat ($BaTiO_3$)	Blei-Zirkonat-Titanat (PZT)

Für Anwendungen in der Umformtechnik sind überwiegend die Keramiken Aluminiumoxid (Al_2O_3), Zirkonoxid (ZrO_2), Siliziumkarbid (SiC) und Siliziumnitrid (Si_3N_4) relevant.

Anwendungsbeispiele

Durch die vielfältigen Vorteile, die keramische Werkzeugwerkstoffe für die Anwendung als Werkzeugwerkstoff in der Umformtechnik mit sich bringen, sind schon eine Reihe von Einsatzgebieten erschlossen worden. Es gehört z. B. zum Stand der Technik, dass bei der Drahtherstellung die Rollen einen vollkeramischen Kern besitzen. Der Nutzen keramischer Werkzeuge liegt darin, dass der hohe Verschleißwiderstand von Keramiken eine notwendige Voraussetzung für den erfolgreichen Einsatz bei diesem Fertigungsverfahren ist.

In der Drahtumformung unterliegen die eingesetzten Werkzeuge abhängig von der Zusammensetzung, dem Gefüge und der Oberflächeneigenschaften des Drahtes hohen mechanischen Belastungen und starkem Verschleiß. Bei einigen Drahtwerkstoffen wie beispielsweise Kupferlegierungen treten darüber hinaus auch Probleme durch Klebneigung zwischen Werkzeug und Draht auf [WAGE00]. Neben der hohen Härte machen die tribologischen Eigenschaften Keramiken für industrielle Anwendungen insbesondere auch für den Einsatz in Umformwerkzeugen interessant. Hier kommt ihr nichtmetallischer Bindungscharakter und damit ihre geringe Adhäsionsneigung bei Reibpaarungen zum Tragen. Daraus resultieren insgesamt geringere Reibungsverluste und eine geringere Neigung zum Kaltverschweißen bei Misch- oder Trockenreibung. Bei Ziehringen aus Siliziumnitrid hat sich dieser Vorteil im praktischen Einsatz bestätigt [WAGE99].

In unterschiedlichen Forschungsprojekten wurde und wird die Einsatztauglichkeit keramischer Werkzeuge für die Blechumformung untersucht. In einem Fall gelang es beim rotationssymmetrischen Tiefziehen, die Standmenge der Werkzeuge durch den Einsatz von Siliziumnitridkeramik im Vergleich zu dem konventionellen Werkzeugstahl um bis zu 300 % zu steigern. Eine solche Standmengenerhöhung ist vor dem Hintergrund der nach wie vor wesentlich teureren Keramiken auch notwendig, um einen sinnvollen Einsatz zu gewährleisten [KLOC03b].

Die Eigenschaften keramischer Werkstoffe wirken sich nicht nur beim Tiefziehen vorteilhaft aus, sondern sie sind auch in anderen Operationen zur Blechumformung nutzbar. Ein Beispiel hierfür ist eine Formrolle, wie sie in der Fertigung von Konservendosen zum Umformen des Dosenrandes eingesetzt wird [WAGE99].

Eine ähnliche Anwendung wurde für die Herstellung geschweißter Rohre ausgeführt. Hier sind keramische Form- bzw. Andrückrollen in der Schweißeinheit einsetzbar, da sie neben ihrer Verschleißfestigkeit auch eine hohe Temperaturbeständigkeit mitbringen und beim Induktionsschweißen nicht durch Wirbelströme aufgeheizt werden können [WAGE99].

Ein weiteres bedeutendes Feld für den Einsatz keramischer Werkzeuge ist die Massivumformung. Beim Fließpressen treten insbesondere bei höheren Querschnittsabnahmen sehr hohe Kontaktspannungen und Werkzeuginnendrucke auf. Dies verstärkt die Bildung von Verschweißungen zwischen Werkstück und Werkzeug. Auch in diesem Fall

können die Keramiken ihre Vorteile bzgl. der Verschleißfestigkeit und der geringen Adhäsionsneigung voll zur Geltung bringen. Sogar beim Schmieden von Stahl wurden schon Erfahrungen mit Keramik gesammelt. Zu den genannten Vorteilen kommt hier die Hochtemperaturbeständigkeit keramischer Werkstoffe [[WAGE00](#)].

2.7.2.6 Kunststoffe

Auch Kunststoffe kommen als Werkzeugwerkstoff in der Umformtechnik zum Einsatz. Da sie im Vergleich zu Metallen nur geringen mechanischen und thermischen Belastungen Stand halten, begrenzt sich ihre Anwendung derzeit auf das Tiefziehen von Feinblechen in kleinen bis mittleren Serien, bei denen keine hohen Druckfestigkeiten erforderlich sind [[FRAN99](#)]. Hier können sie den Vorteil eines geringeren Volumenpreises und einer preiswerteren Formgebung durch Fräsen oder Gießen gegenüber Werkzeugen aus Stahl ausspielen [[DEIL03](#)].

Zum Einsatz kommen sowohl Epoxidharze, als auch Polyurethan, deren Eigenschaften teilweise durch Füllstoffe modifiziert werden.

2.7.3 Fließkurvenermittlung und Werkstoffprüfung

Die Werkstoffprüfung dient neben der Ermittlung von Gütekennwerten und Materialdaten ebenfalls zur Eignungsprüfung von Werkstoffen für verschiedene Umformverfahren. Im Folgenden werden die Materialdatenermittlung und die Eignungsprüfung anhand genormter Prüfverfahren näher vorgestellt.

Die wichtigste Werkstoffkenngröße in der Umformtechnik ist die Fließkurve $k_f = k_f(\varphi, \dot{\varphi}, \vartheta)$ des umzuformenden Materials, da mit ihr die Spannungsverteilung, der Kraft- und Arbeitsbedarf eines Umformvorgangs sowie die Festigkeit des gefertigten Teils ermittelt werden können. Weitere Kenngrößen sind der Elastizitätsmodul E zur Beschreibung der elastischen Nachgiebigkeit, der Verfestigungsexponent n zur Darstellung der Kaltverfestigung der Materials, siehe [Abschn. 2.7.3.1](#), und der Anisotropiewert r , der die Abhängigkeit des Materialverhaltens von der Belastungsrichtung erfasst, siehe [Abschn. 2.7.1.1](#).

Damit eine bleibende Umformung des Werkstoffs eintritt, muss plastisches Fließen im Werkstoff ausgelöst und während des Prozesses aufrechterhalten werden [[SIEB62](#)]. Dabei wird die Spannung, die notwendig ist, um bei einachsigen Spannungszustand das plastische Fließen des Werkstückwerkstoffes zu bewirken, als Fließspannung bezeichnet. Wird die wirkende Kraft mit F und die tatsächliche Fläche mit A dargestellt, so ergibt sich die Fließspannung aus:

$$k_f = \frac{F}{A} . \quad (2.55)$$

Die Fließspannung wird in der Regel über dem Umformgrad aufgetragen und in Form von Fließkurven dargestellt. Die Übertragung der Fließspannung von einachsigen auf

mehrachsiges Spannungszustände ist durch die Fließbedingungen von Tresca und v. Mises möglich, siehe [Abschn. 2.3](#). Dazu wird eine Vergleichsspannung σ_v berechnet, die dann bei einem Vergleichsumformgrad φ_v mit der Fließspannung k_f verglichen wird.

Die Fließkurven der wichtigsten unlegierten und legierten Stähle und Nichtferrousmetalle für die Kaltumformung sind im Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe [\[DOEG86\]](#) zusammengestellt.

Die Ermittlung von Fließkurven erfolgt in der Regel durch einfache Materialversuche. Sie kann in Sonderfällen aber auch aus der chemischen Zusammensetzung des Werkstoffs berechnet werden [\[LEYK78\]](#). Zur Bestimmung der Fließkurve werden im Allgemeinen drei Grundversuche herangezogen: der Zugversuch, der Stauchversuch und der Torsionsversuch. Das Verfahren zur Aufnahme von Fließkurven sollte grundsätzlich so ausgewählt werden, dass Spannungs- und Dehnungsverhältnisse denen des auszulegenden Umformverfahrens möglichst nahe kommen. Da diese Forderung mit Ausnahme von wenigen Einzelfällen nur schwer realisierbar ist, bevorzugt man für die Bestimmung von Fließkurven für massiv umgeformte Werkstoffe häufig einfache Stauch- und Zugversuche an Rundproben. In der Blechumformung werden die Verfahren Zugversuch an Flachproben, Flachstauchversuch und hydraulischer Tiefungsversuch eingesetzt.

2.7.3.1 Fließkurvenermittlung im Zugversuch

Für den Zugversuch, siehe [Abb. 2.51](#), liegen eine Vielzahl an Normungen vor, und er ist der verbreitetste Versuch zur Ermittlung von Materialdaten. Ein Vorteil des Zugversuchs ist, dass er reibungsfrei durchgeführt werden kann. Desweiteren eignet er sich besonders zur Bestimmung des Elastizitätsmoduls E im Bereich der elastischen Dehnung. Bei einer Belastung über die Elastizitätsgrenze σ_E hinaus beginnt der Werkstoff zu fließen und zeigt nach dem Entlasten der Probe eine bleibende Verformung. Bis zum Erreichen der maximalen Zugkraft ist die Dehnung in der Zugprobe gleichmäßig verteilt und wird als Gleichmaßdehnung A_g bezeichnet. Die Gleichmaßdehnung wird im Allgemeinen als relative Dehnung oder auch Nenndehnung ($\varepsilon = \Delta l / l_0$) ausgedrückt. Ab Erreichen der maximalen Zugkraft schnürt sich die Probe bei einer weiteren Belastung ein. Bei den meisten metallischen Werkstoffen setzt diese Einschnürung schon bei relativ kleinen Umformgraden ($\varphi_g = 0,2 \dots 0,3$) ein. Da mit Beginn der Einschnürung der Spannungszustand in der Zugprobe von einem einachsigen in einen mehrachsigen wechselt, muss die Fließkurve ab diesem Zeitpunkt extrapoliert oder anhand spezieller Rechenvorschriften ermittelt werden. Der Zugversuch wird sowohl für massive als auch für flache Probenformen in den Normen DIN 50125, DIN EN 10002-1, DIN EN 10002-5 und DIN EN 10045-1 beschrieben.

Der Zugversuch an Rundproben wird in erster Linie zur Ermittlung von Materialdaten für die Massivumformung eingesetzt, da bei der Rundprobe die Einflüsse des Herstellprozesses weitestgehend eliminiert werden.

Bei der Ermittlung von Materialdaten für Blechwerkstoffe werden oft Flachzugproben eingesetzt. Der Vorteil besteht darin, dass neben der Fließkurve auch die Anisotropiekennwerte ermittelt werden können, siehe [Abschn. 2.7.1.1](#). Zudem kann man mit der im

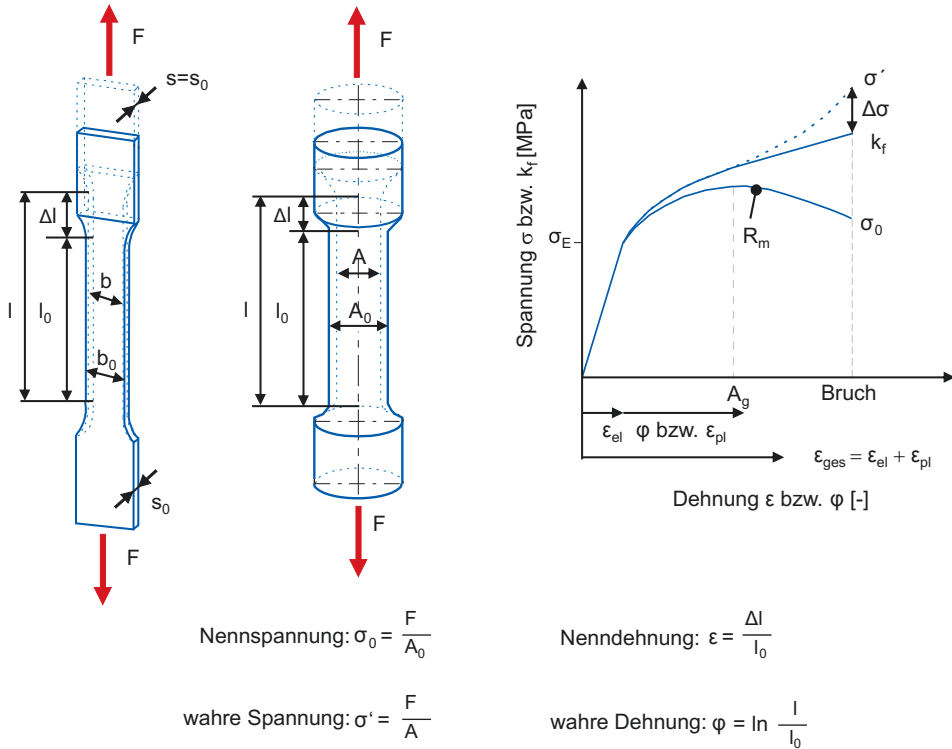


Abb. 2.51 Schematischer Spannungs-Dehnungsverlauf aus einem Zugversuch an einem Metall ohne ausgeprägte Streckgrenze

Flachzugversuch gemessenen Bruchdehnung ein Maß für das Umformvermögen eines Blechwerkstoffes gewinnen.

Nachteilig ist, dass der Flachzugversuch auf den Bereich niedriger Umformgrade beschränkt ist, da er nur die Aufnahme von Fließkurven unterhalb der Gleichmaßdehnung gestattet. Eine Auswertung im Bereich der Einschnürung ist mit üblichen Mitteln nicht möglich, zumal die Einschnürung im Allgemeinen nicht senkrecht zur Probenachse verläuft [JAHN81].

Fließkurvenermittlung anhand des Zugversuchs bei einachsigem Spannungszustand

Bei der Durchführung eines Zugversuches wird eine nach DIN 50125 [DIN04a] maßlich festgelegte Rundprobe kontinuierlich bis zum Bruch belastet, siehe Abb. 2.51. Da im Bereich der Gleichmaßdehnung eine weitgehend gleichmäßige Belastung der Probe über dem Querschnitt vorliegt, werden zur Berechnung der Fließspannung in diesem Bereich mehrere Beziehungen zu Grunde gelegt. Für die Volumenkonstanz gilt:

$$l \cdot A = l_0 \cdot A_0, \quad (2.56)$$

die sich auch darstellen lässt als:

$$\frac{l}{l_0} \cdot \frac{A_0}{A} = 1 \text{ oder } \ln \frac{l}{l_0} = \ln \frac{A_0}{A}. \quad (2.57)$$

Der Vergleichsumformgrad φ_v

$$\varphi_v = \ln \frac{A_0}{A} \quad (2.58)$$

kann auch dargestellt werden als:

$$e^{\varphi_v} = \frac{A_0}{A}. \quad (2.59)$$

Damit gilt für die Fließspannung k_f :

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \cdot e^{\varphi_v}. \quad (2.60)$$

Für die Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_v$ gilt:

$$\dot{\varphi}_v = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{1}{l} \cdot \frac{dl}{dt}. \quad (2.61)$$

Fließkurvenermittlung anhand der Zugfestigkeit und der Gleichmaßdehnung

Die Fließkurven der meisten unlegierten und niedriglegierten Stähle sowie Al-Legierungen bei Raumtemperatur können für Formänderungen $\varphi < 1,0$ in guter Näherung durch die Potenzfunktion

$$k_f = C \cdot \varphi^n \quad (2.62)$$

beschrieben werden. Diese sogenannte *Ludwik-Gleichung* [LUDW09] berücksichtigt nicht den elastischen Anteil und gilt nur unter der Voraussetzung, dass der Werkstoff nicht vorverfestigt ist.

Der Verfestigungsexponent n , der ein Maß für die beim Umformen auftretende Werkstoffverfestigung darstellt, und die Größe C sind werkstoffspezifische Konstanten.

Wird die Fließkurve in doppelt logarithmischer Darstellung aufgetragen, so stellt sie sich als Gerade dar, deren Steigung dem Verfestigungsexponenten n entspricht, siehe Abb. 2.52.

Nach Reihle [REIH61] gelten folgende Beziehungen:

$$n = \varphi_g \quad (2.63)$$

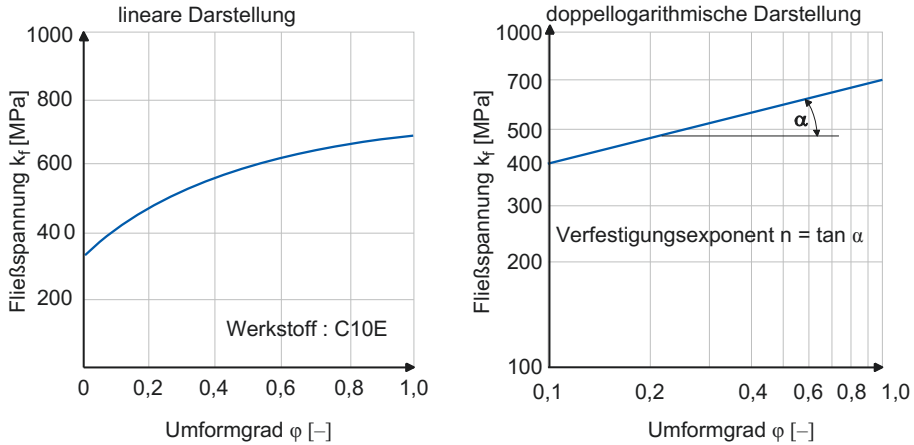


Abb. 2.52 Fließkurve und Verfestigungsexponent n

und

$$C = R_m \cdot \left(\frac{e}{n}\right)^n. \quad (2.64)$$

Dabei ist e die Basis des natürlichen Logarithmus. Zur Bestimmung der Fließkurve sind lediglich der Gleichmaßumformgrad φ_g und die Zugfestigkeit R_m zu ermitteln.

Der Gleichmaßumformgrad φ_g (wahre Dehnung) kann aus der Gleichmaßdehnung A_g (relative Dehnung) im Zugversuch wie folgt bestimmt werden:

$$A_g = \varepsilon_g = \frac{l_g - l_0}{l_0} = \frac{l_g}{l_0} - 1 \quad (2.65)$$

und

$$A_g + 1 = \frac{l_g}{l_0} \quad (2.66)$$

ergibt für φ_g :

$$\varphi_g = \ln \frac{l_g}{l_0} = \ln(1 + A_g). \quad (2.67)$$

Hierbei wirkt sich die Genauigkeit, mit der die Gleichmaßdehnung A_g ermittelt wird, unmittelbar auf die Genauigkeit der Fließkurve aus.

Die Gleichmaßdehnung kann auch näherungsweise durch die Formel

$$A_g \approx 2 \cdot A_{10} - A_5 \quad (2.68)$$

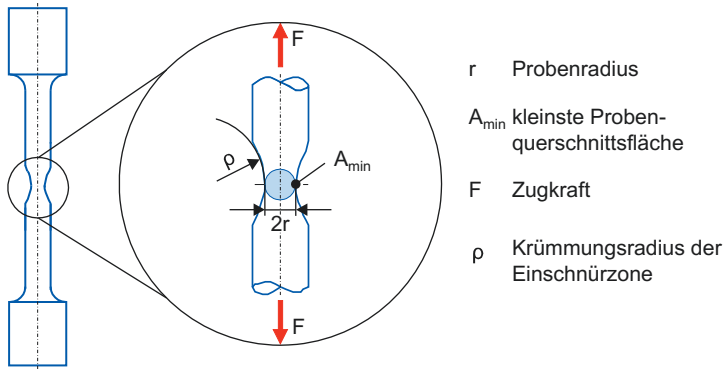


Abb. 2.53 Schematische Darstellung der Einschnürzone einer zylindrischen Zugprobe

bestimmt werden [KOST51], so dass es häufig möglich ist, bei Kenntnis der Bruchdehnung A_{10} und A_5 sowie der Zugfestigkeit R_m die Fließkurve in erster Näherung zu bestimmen. Die Genauigkeit der Fließkurve hängt somit sehr stark von der Genauigkeit der hergestellten Proben ab.

Fließkurvenermittlung anhand des Zugversuchs bei mehrachsigen Spannungszustand

Oberhalb der Gleichmaßdehnung ist der Spannungszustand nicht mehr einachsig, da die Probe sich einzuschnüren beginnt. Unter Einbeziehung der Einschnürung können Fließspannungen bis zu Umformgraden von $\varphi \approx 1$ berechnet werden, siehe Abb. 2.53. Dazu wurde von Siebel und Schwaigerer [SIEB48] bei der Einschnürung eines runden Stabes folgende Rechenvorschrift entwickelt, nach der die Fließspannung k_f berechnet wird als:

$$k_f = \frac{F}{A_{min} \cdot \left(1 + \frac{r}{4\rho}\right)} . \quad (2.69)$$

Eine weitere Möglichkeit besteht darin, die Fließspannung k_f bei der Einschnürung eines runden Stabes nach folgendem Zusammenhang zu berechnen [BRID44]:

$$k_f = \frac{F}{A_{min} \cdot \left(1 + \frac{2\rho}{r}\right) \cdot \ln\left(1 + \frac{r}{2\rho}\right)} . \quad (2.70)$$

Der Unterschied zwischen den beiden Formeln ist gering und in beiden Fällen berechnet sich der zugehörige Vergleichsumformgrad als:

$$\varphi_v = \ln \frac{A_0}{A_{min}} . \quad (2.71)$$

Die Voraussetzung bei dieser Methode ist allerdings, dass die Einschnürzone ihren kreisförmigen Querschnitt beibehält. Die größten Fehlermöglichkeiten ergeben sich bei diesem Verfahren durch die Bestimmung des Krümmungsradius ρ in der Einschnürzone und durch die Vernachlässigung des Geschwindigkeitseinflusses, da im Bereich der Einschnürung höhere Umformgeschwindigkeiten vorliegen als es in den restlichen Probenbereichen der Fall ist. Bei der Bestimmung des Krümmungsradius kann das Verhältnis r/ρ angenähert werden als:

$$\frac{r}{\rho} \approx \sqrt{\ln\left(\frac{A_0}{A_{min}}\right)} - 0,1 . \quad (2.72)$$

2.7.3.2 Fließkurvenermittlung im Stauchversuch

Im Stauchversuch werden größere Umformgrade erreicht als beim Zugversuch, da das Formänderungsvermögen von Metallen im Allgemeinen bei einer hydrostatischen Druckspannung größer ist als bei einer hydrostatischen Zugspannung. Daher eignet er sich besonders zur Ermittlung von Fließkurven in der Massivumformung mit hohen Umformgraden. Bei der Durchführung wird eine zylindrische Probe zwischen zwei ebenen parallelen Stauchbahnen kontinuierlich gestaucht, siehe [Abb. 2.54](#).

Zylinderstauchversuch bei einachsigem Spannungszustand

Beim *einachsigen* Zylinderstauchversuch wird ein einachsiger Spannungszustand und eine homogene Formänderung vorausgesetzt. Dies ist dann der Fall, wenn die Probe beim Stauchen zylindrisch bleibt. Aufgrund der Stirnflächenreibung wird der Stofffluss an den Stirnflächen allerdings behindert, so dass die Probe konvex ausbaucht. Bei einer ausgebauchten Probe ist es kaum möglich, den Umformgrad φ_v exakt zu erfassen. Die homogene Formänderung lässt sich durch eine Reduktion der Stirnflächenreibung mit Hilfe einer

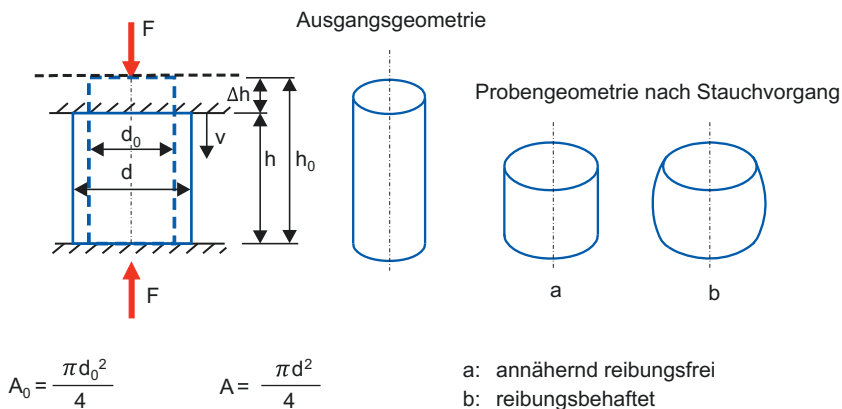


Abb. 2.54 Schematische Darstellung eines Zylinderstauchversuchs und des Reibungseinflusses auf das Stauchergebnis

geeigneten Schmierung bis zu Umformgraden von $\varphi_v \approx 0,8$ aufrechterhalten, siehe [Abb. 2.54](#). Die Probe behält bei optimaler Schmierung ihre zylindrische Form über die Umformung bei, während sie bei zu geringer Schmierung konvex ausbaucht. In diesem Fall wird der Spannungszustand mehrachsig und bei einer konvexen Probenform wird die Fließspannung k_f größer als der Umformwiderstand, da die gedrückte Fläche kleiner ist als die mittlere Fläche. Reibungsmindernde Maßnahmen können durch den Einsatz von Kunststofffolien oder durch das Eindrehen von Rillen in die Probenstirnseiten erfolgen, welche dann den Schmierstoff aufnehmen. Eine möglichst homogene Umformung kann auch durch einen diskontinuierlichen Stauchvorgang, bei dem die Probe bei einer geringen Ausbauchung durch Abdrehen wieder in ihre ursprüngliche Form gebracht wird, erreicht werden. Die Berechnung der Fließspannung erfolgt anhand folgender Gesetzmäßigkeiten:

$$k_f = \frac{F}{A} = \frac{F}{A_0} \cdot e^{\varphi_v} \quad (2.73)$$

mit

$$h \cdot A = h_0 \cdot A_0 . \quad (2.74)$$

Für den Vergleichsumformgrad φ_v gilt:

$$\varphi_v = \ln \frac{h}{h_0} = \ln \frac{A_0}{A} \quad (2.75)$$

und für die Umformgeschwindigkeit $\dot{\varphi}_v$

$$\dot{\varphi}_v = \frac{d\varphi}{dt} = \frac{1}{h} \cdot \frac{dh}{dt} . \quad (2.76)$$

Zylinderstauchversuch bei mehrachsigem Spannungszustand

Da nicht in allen Fällen eine homogene Formgebung der Stauchprobe gewährleistet werden kann, lässt sich die Fließspannung ermitteln, indem mehrere Proben mit unterschiedlichsten Verhältnissen von Durchmesser d_0 zu Höhe h_0 gestaucht und ihre Ergebnisse auf $d_0/h_0 = 0$ extrapoliert werden [[SACH24](#)]. Eine derartige Extrapolation wird vorgenommen, weil der Reibungseinfluss umso geringer wird, je kleiner das Verhältnis Durchmesser zu Höhe ist. Somit entspricht ein Verhältnis von Null einem reibungsfreien Stauchvorgang.

Eine weitere Möglichkeit, die Fließspannung unter Betrachtung der Mehrachsigkeit beim Stauchen zylindrischer Proben zu berechnen, setzt einen Schlankheitsgrad der unverformten Probe von $d/h < 1$ voraus [[REIC51](#)]. Die Berechnung der Fließspannung k_f beruht auf den Arbeiten von [[SIEB48](#)]:

$$k_f = \frac{\frac{F}{A_{max}}}{1 - \frac{r_{max}}{4 \cdot \rho_a}}. \quad (2.77)$$

Bei einem Schlankheitsgrad von $d/h \geq 1$ lautet die Formel:

$$k_f = \frac{\frac{F}{A_{max}}}{1 - \frac{r_{max}}{4 \cdot \rho_a} + \frac{\mu \cdot (d-h)}{3 \cdot h}}. \quad (2.78)$$

Der Vergleichsumformgrad φ_v berechnet sich aus den maximalen Probenstirnseiten zu

$$\varphi_v = \ln \left| \frac{A_0}{A_{max}} \right|. \quad (2.79)$$

Dazu müssen allerdings die Reibungszahl μ , siehe [Abschn. 2.8.2](#), die unverformte Probenstirnseitenflächen A_0 und die Stirnseitenflächen A_{max} der verformten Probe sowie der Radius r_{max} des größten Querschnitts nach dem Stauchen und der Krümmungsradius ρ_a der ausgebauchte Probe bekannt sein. Letzterer kann auch näherungsweise nach folgender Formel berechnet werden:

$$\rho_a \approx \frac{h^2}{8 \cdot (r_{max} - r)}. \quad (2.80)$$

Flachstauchversuch

Der Flachstauchversuch wurde dazu entwickelt, die bei Blechumformverfahren häufig erreichten hohen Umformgrade ebenfalls in einem Versuch abzubilden und so vergleichbare Fließkurven zu ermitteln. Bei diesem Versuch werden zwei gegenüberstehende, ebene Stempel in die Probe gedrückt, siehe [Abb. 2.55](#). Während des Versuches wird die Stauchkraft bei entsprechender Höhenabnahme ständig gemessen. Dabei bleibt die belastete Fläche konstant.

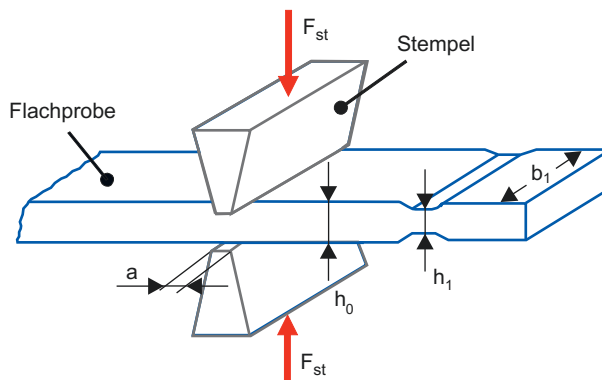


Abb. 2.55 Schematische Darstellung des Flachstauchversuchs

Das Breiten/Höhen-Verhältnis der Flachprobe muss $b/h > 6$ sein, um eine ebene Formänderung annehmen zu können. Unter dieser Voraussetzung gilt für alle Verhältnisse $h/a < 1$ mit der Fließbedingung nach Tresca [GREE51]:

$$k_f = \frac{F(\varphi_v)}{a \cdot b} \quad (2.81)$$

mit

$$\varphi_v = \ln \frac{h_1}{h_0} . \quad (2.82)$$

Die mit Gleichung 2.81 berechneten Fließspannungen liegen maximal 4 % zu hoch, was durch Versuche bestätigt wurde. Grundsätzlich lassen sich im Flachstauchversuch höhere Umformgrade erreichen als im Zugversuch. Die Blechdicke darf nicht zu klein gewählt werden, weil sonst die Höhenabnahme und somit der Umformgrad nicht hinreichend genau ermittelt werden können. Außerdem müssen die Stauchwerkzeuge sehr genau geführt werden, da ein Seitenversatz die Kontaktflächen und damit das gestauchte Volumen verringert. Im Vergleich zum Zylinderstauchversuch werden die Ergebnisse des Flachstauchversuchs bei guter Schmierung weniger durch Reibung beeinflusst [KRAU62a].

Kegelstauchversuch

Siebel und Pomp [SIEB27] entwickelten einen Stauchversuch, bei dem der Reibungseinfluss vermieden werden kann, wenn die Probenstirnflächen und die Stauchbahnen der Werkzeuge kegelig ausgebildet werden. Der Kegelwinkel muss dabei so gewählt werden, dass die entstehenden Radialschubspannungen groß genug sind, um die Reibschubspannungen aufzuheben. Diese Voraussetzung ist dann gegeben, wenn der Kegelwinkel folgende Gleichung erfüllt:

$$\alpha = \arctan(\mu) . \quad (2.83)$$

Der Kegelwinkel α beträgt beim Stauchen von Stahl bei Raumtemperatur etwa 3° bis 7° , was einem Reibwert von $\mu = 0,08 \dots 0,125$ entspricht. Da bei der Umformung somit von einer homogenen Formänderung ausgegangen wird, gelten für die Berechnung der Fließspannung dieselben Gesetzmäßigkeiten wie für einen Stauchversuch mit einachsigem Spannungszustand, siehe Gleichung 2.73 bis 2.76. Da die Probenstirnflächen kegelig sind, werden für die Höhen h und h_0 die mittleren Höhen eingesetzt. So können Umformgrade von $\varphi_v \approx 0,5$ erreicht werden, ohne dass die Probe ausbaucht und die Formgebung somit inhomogen wird. Sollen größere Umformgrade erreicht werden, so kann die Probe soweit im Durchmesser reduziert werden, bis ihr ursprüngliches Verhältnis von Durchmesser zu Höhe wieder eingestellt ist. Durch ein erneutes Stauchen können mit diesem Verfahren Umformgrade von $\varphi_v \approx 1,2$ erreicht werden.

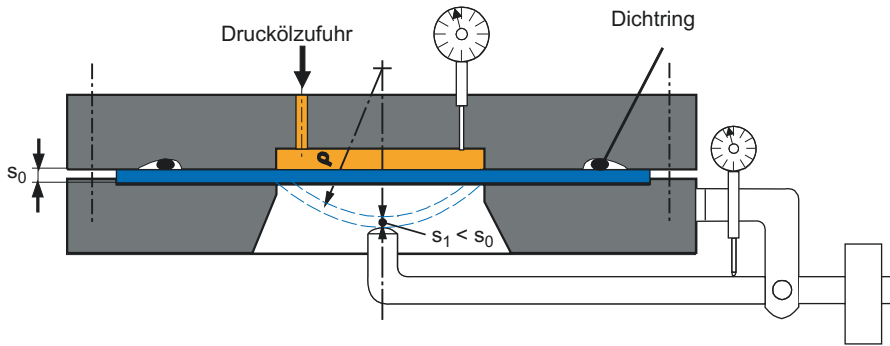


Abb. 2.56 Hydraulischer Tiefungsversuch

2.7.3.3 Fließkurvenermittlung in weiteren Versuchen

Hydraulischer Tiefungsversuch

Im hydraulischen Tiefungsversuch, der sich besonders zur Aufnahme der Fließkurve von Feinblechen eignet, wird eine am Umfang fest eingespannte Blechprobe der Dicke s_0 durch einseitig wirkenden Druck in eine meist kreisrunde Matrizenöffnung gedrückt, siehe Abb. 2.56. Dabei werden der Druck, die Tiefe der Auswölbung und die Blechdicke s_1 am Pol der getieften Probe gemessen. Als Kraftübertragungsmedium dienen Flüssigkeiten. Das Blech wird in einem reinen Streckziehvorgang umgeformt, da durch die Einspannung kein Nachfließen möglich ist. Die Ausbauchung hat somit eine Reduzierung der Blechdicke zur Folge [PANK64].

Mit Hilfe der Fließbedingung nach v. Mises lässt sich die Fließspannung k_f aus dem Krümmungsradius am Pol, der Blechdicke s_1 der getieften Probe und dem hydraulischen Druck p berechnen [GOLO77]:

$$k_f = \frac{p \cdot \rho}{2 \cdot s_0} \cdot e^\varphi \cdot s \quad (2.84)$$

mit

$$\varphi_v = -\varphi_s = \ln \frac{s_0}{s_1} . \quad (2.85)$$

Mit diesem Verfahren kann die Fließkurve bis zu einem Umformgrad von etwa 0,7 aufgenommen werden, also für einen deutlich höheren Bereich als im Zugversuch. Es wird häufig beobachtet, dass die mit dem Tiefungsversuch gewonnenen Fließkurven von den im Zugversuch ermittelten Daten abweichen. Die Ursachen liegen in den vereinfachenden Annahmen bei der Berechnung (Geometrie, Fließbedingung) und der oft starken Anisotropie der Blechproben, die bei diesen Verfahren nicht eigens berücksichtigt werden kann. Häufig wird der hydraulische Tiefungsversuch zur Untersuchung des Streckziehverhaltens von dünnen Blechen eingesetzt.

Verdrehversuch

Beim Verdrehversuch wird ein zylindrischer Vollkörper durch ein um die Längsachse wirkendes Moment tordiert. Anhand der Messdaten von Torsionsmoment und Verdrehwinkel sowie den Probenabmessungen kann die Fließspannung k_f und der Vergleichsumformgrad φ_v berechnet werden [DIET72]. Da der Versuch reibungsfrei und mit verhältnismäßig geringem Aufwand durchgeführt werden kann, eignet er sich für die Bestimmung von Fließkurven in der Kaltmassiv- und Warmmassivumformung bis zu hohen Umformgraden.

Biegeversuch

Beim Biegeversuch wird eine flache rechteckige Probe gebogen und anhand des Biegemomentes und des Biegewinkels kann die Fließkurve des Werkstoffs bestimmt werden. Für die Berechnung der Fließkurve werden Vereinfachungen angesetzt, die nur zum Teil erfüllt sind. So herrscht statt eines einachsigen ein dreiachsiger Spannungszustand in der Umformzone vor, was unter anderem bei der Berechnung der Fließkurve zu Fließspannungen führt die ca. 30 % unter den Werten aus dem Zugversuch liegen. Somit ist der Biegeversuch in den meisten Fällen nicht für die exakte Fließkurvenermittlung geeignet [DIET72].

2.7.3.4 Vergleich der Verfahren zur Fließkurvenermittlung

In den vorangegangenen Kapiteln sind die wichtigsten Verfahren zur Ermittlung von Fließkurven beschrieben worden. Beim Vergleich der Fließkurven eines Werkstoffs, die mittels verschiedener Verfahren aufgenommen wurden, weisen die Fließkurven teilweise erhebliche Abweichungen voneinander auf, siehe Abb. 2.57. Die Ursache für diese Abweichungen liegen in erster Linie an den einzelnen Verfahren, die folgende Unsicherheiten aufweisen:

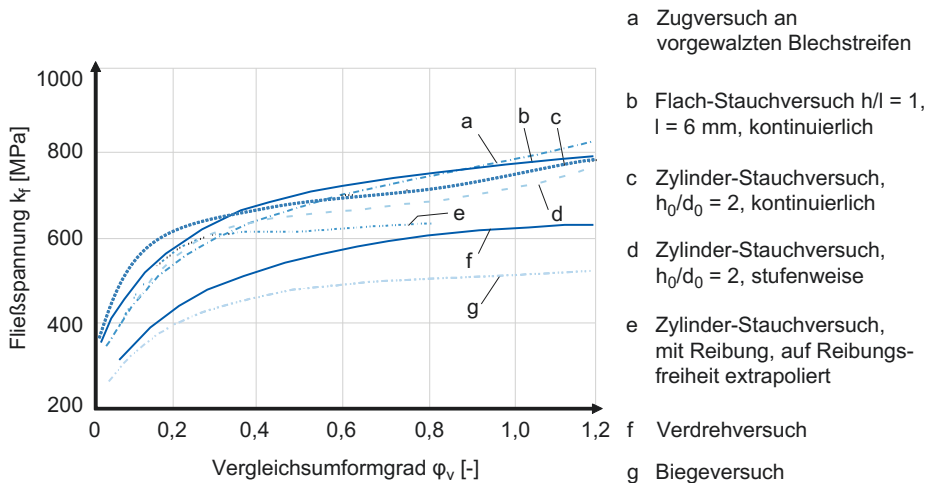


Abb. 2.57 Fließkurven des Werkstoffs C 10 E nach v. Mises anhand verschiedener Verfahren ermittelt [DIET72]

- abweichende Prüfansätze,
- fehlerbehaftete Messgrößen,
- Voraussetzungen für Versuchsdurchführung und Versuchsauswertung stimmen nicht überein,
- Ungenauigkeit des Verfahrens zur Bestimmung der Vergleichsgröße,
- unterschiedliche Temperatur und Reibungseinflüsse bei den einzelnen Prüfverfahren,
- unterschiedliche Veränderung der Prüfparameter während des Versuchs bei den einzelnen Prüfverfahren und
- elastische Nachgiebigkeit der Prüfmaschinen.

Zusätzlich können bei jedem Prüfverfahren unterschiedliche Prüfbedingungen hinsichtlich

- Anisotropieeinfluss des Werkstoffs,
- Gefügestand des Werkstoffs,
- Analysefehler des eingesetzten Werkstoffs und
- Temperatur und Reibungseinflüsse während der Versuchs

zu Abweichungen der Fließkurven führen.

Beim Vergleich der aufgenommen Fließkurven zeigt sich, dass der Zylinderstauchversuch reibungsbehaftet ist und daher eine vermehrte Arbeit aufgebracht werden muss, die sich in einer *höheren* Lage der Fließkurve widerspiegelt. Zusätzlich entsteht in der gesamten Probe aufgrund der Umformung ein deutlicher Temperaturanstieg. Dieser Nachteil tritt beim Flachstauchversuch nicht auf, da hier die entstehende Wärme über die Stauchbahnen und die unverformten Probenbereiche abgeleitet werden kann. Dem Vorteil einer reibungsfreien Versuchsdurchführung im Zugversuch steht der Nachteil gegenüber, dass bei einer Versuchsdurchführung über den Bereich der Gleichmaßdehnung hinaus die Verformung inhomogen verläuft und sich daher Fehlermöglichkeiten bei der Berechnung der Fließkurven ergeben können. Der Verdrehversuch erlaubt eine einfache Variation der Umformgeschwindigkeit und der Temperatur bei gleichzeitig reibungsfreier Versuchsdurchführung, bei der große Umformgrade erreicht werden können. Dafür ist allerdings eine aufwendige Versuchseinrichtung notwendig. Des Weiteren führt eine inhomogene Verformung zu niedrigeren Fließspannungen als sie z. B. in Stauchversuchen ermittelt werden.

2.7.3.5 Verfahren zur Blechprüfung

Zur Vorherbestimmung der Eignung eines Blechwerkstoffes für eine bestimmte Umformoperation wurden zahlreiche Modellprüfverfahren entwickelt, die z. B. die Beanspruchung einer Streckzieh-, Tiefzieh- oder Biegeumformung vom Prinzip her simulieren. Da viele Prozesse der Blechumformung in der Praxis aufgrund der Geometrievielfalt eine Kombination von Tiefzieh-, Streckzieh- und Biegevorgängen darstellen, sind allgemeingültige Aussagen mit Hilfe der einzelnen Prüfverfahren nicht möglich, weshalb in der Praxis

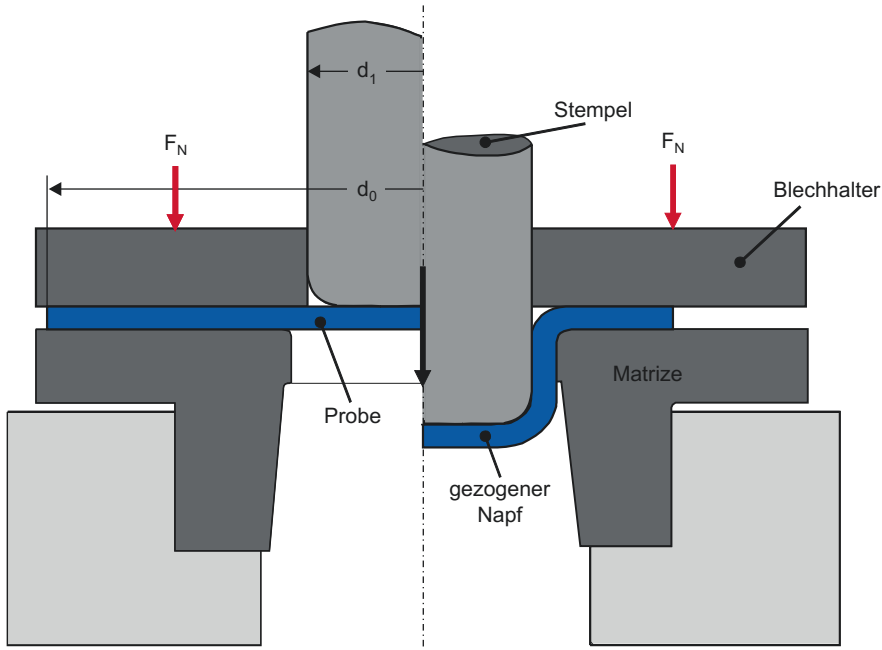


Abb. 2.58 Näpfchen-Tiefziehprüfung (nach Swift)

meist mehrere Verfahren zur Beurteilung herangezogen werden. Im Folgenden sollen die wichtigsten kurz beschrieben werden.

Tiefziehprüfung

Zur Beurteilung der Tiefzieheignung von Blechen werden häufig Näpfchen-Tiefziehprüfverfahren herangezogen. Bei der Tiefziehprüfung nach Swift werden aus Blechenden mit stufenweise vergrößertem Durchmesser bei gleichbleibendem Stempeldurchmesser zylindrische Näpfe gezogen, siehe [Abb. 2.58](#). Kennwert ist das Grenzziehverhältnis β_{max} , bei dem die Grenze der Ziehfähigkeit des Bleches durch einen gerade noch nicht eintretenden Bodenriss erreicht ist [[TÖLK70](#)]:

$$\beta_{max} = \frac{d_{0max}}{d_1} . \quad (2.86)$$

Da das Grenzziehverhältnis nur durch eine Reihe von Versuchen ausreichend genau ermittelt werden kann, ist die Prüfung mit einem relativ großen Aufwand verbunden. Hinzu kommt, dass die Ergebnisse aus der Tiefziehprüfung nicht ohne Weiteres auf das Tiefziehen mit Großwerkzeugen übertragen werden können, da das im Versuch erreichte Grenzziehverhältnis im Allgemeinen größer ist als das bei der betrieblichen

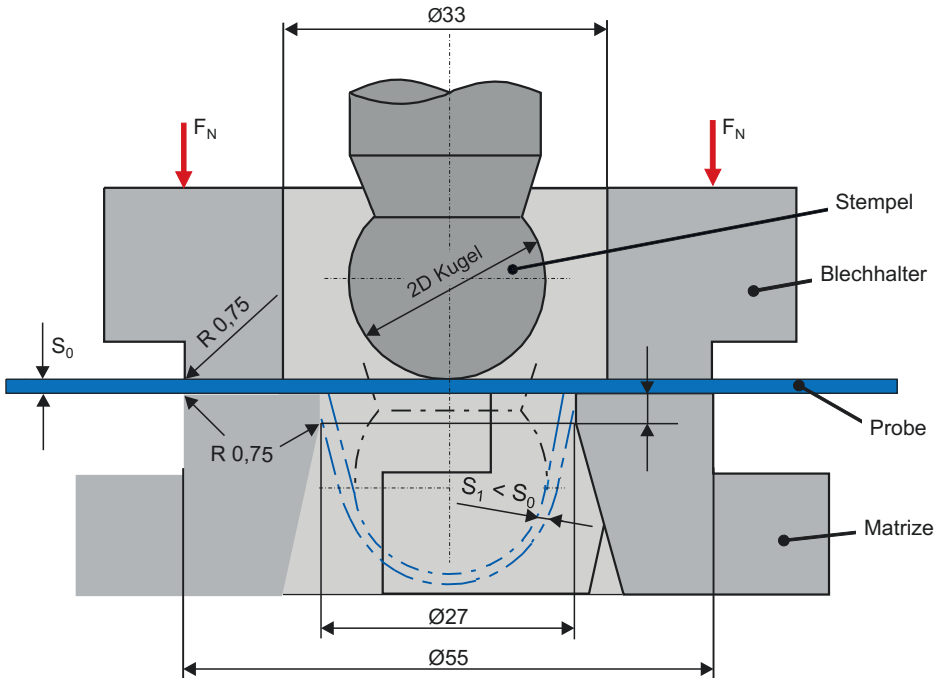


Abb. 2.59 Werkzeug für den Erichsen-Tiefungsversuch (nach DIN EN ISO 20482 [ISO03])

Umformung. Dies liegt daran, dass sich bei großen Werkzeugen in zunehmendem Maße Reibungseinflüsse im Bereich des Niederhalters bemerkbar machen.

Streckziehprüfung

Große Bedeutung für die Prüfung der Eignung eines Blechwerkstoffes für das Streckziehen hat als genormtes Verfahren der Tiefungsversuch nach Erichsen [HESS91]. Hierbei wird eine fest eingespannte Blechprobe bis zum eintretenden Bruch ausgebeult, siehe Abb. 2.59. Der Erichsen-Tiefungswert gibt als Kennwert die Tiefe an, bis zu der der Stempel ohne das Auftreten von Rissen das Blech verformen kann. Bei diesem Verfahren wird die Tiefung im zweiachsigen Zugspannungszustand ermittelt. Somit ist sie ein Maß für die Umformbarkeit von Blechen durch Streckziehen. Eine Korrelation zwischen Grenzziehverhältnis und Tiefungswert besteht nicht, so dass dieser Prüfungsversuch für das Tiefziehen wenig Aussagekraft besitzt.

Biegeprüfung

Das Biegen zählt zu den häufigsten Umformvorgängen, da außer den bekannten Biegeverfahren (z.B. Gesenkbiegen, Walzprofilieren) viele andere Verfahren wie z.B. das Tiefziehen mit Biegevorgängen verbunden sind.

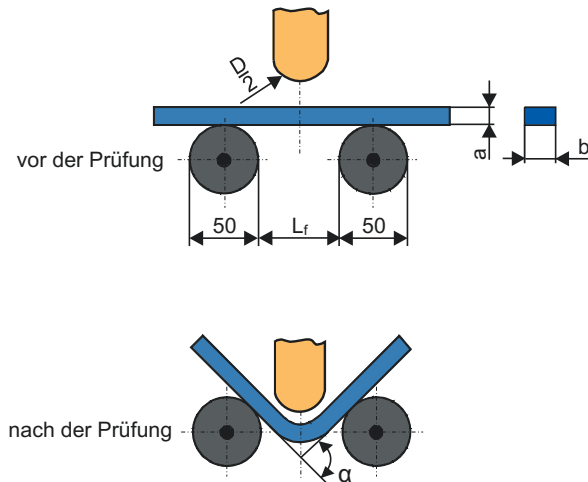


Abb. 2.60 Biegeversuch (nach DIN EN ISO 7438 [ISO04b])

Zu den spezifischen Prüfungen der Biegefähigkeit von Blechen zählen der Kaltversuch (Biegeversuch) [KAEH92, ISO04b, EN01b] und für Nenndicken von 0,3 bis 3 mm der Hin- und Herbiegeversuch [PERE92a, ISO00]. Wie in Abb. 2.60 dargestellt, wird im Biegeversuch der Probenkörper auf zwei drehbare Rollen in vorgeschriebenem Abstand frei aufgelegt und mit einem in seinen Abmessungen ebenfalls genau definierten Dorn durchgebogen. Das Maß für die Biegefähigkeit des Bleches ist der Biegewinkel, der maximal erreichbar ist, ohne dass Risse an der Zugseite der Probe auftreten. Die erreichten Dehnungswerte sind hierbei im Vergleich zum Zugversuch größer, was auf die Stützwirkung der tieferliegenden Fasern zurückzuführen ist.

Beim Hin- und Herbiegeversuch wird die Probe einseitig zwischen Spannbacken eingespannt und vom Mitnehmer des Biegehebels abwechselnd nach links und rechts in die Waagerechte gebogen, siehe Abb. 2.61. Die Anzahl der Biegungen, die das Blech bis zum Auftreten von Rissen oder bis zum Bruch erträgt, ist als Biegezahl N_b definiert und gilt als Maß für die Biegefähigkeit. Als eine Biegung gilt hierbei das Umlegen der Probe in die Waagerechte und das Zurückbiegen in die Senkrechte.

Ermittlung von Grenzformänderungsschaubildern

Die Formänderungen beim Ziehen unregelmäßiger Blechteile können hinsichtlich ihrer Größe und Art für verschiedene Stellen des gleichen Ziehteils sehr unterschiedlich sein. Aus diesem Grund ist es nicht möglich, die Verfahrensgrenzen durch eine allgemeingültige Kenngröße, wie z. B. das Grenzziehverhältnis beim Tiefziehen symmetrischer Teile, zu beschreiben [DANN83].

Eine Möglichkeit zur Darstellung der Verfahrensgrenzen eines Ziehverfahrens mit ebenem Spannungszustand bietet das Grenzformänderungsschaubild, siehe Abb. 2.62. Das Grenzformänderungsschaubild dient zur Beurteilung der Umformeigenschaften von

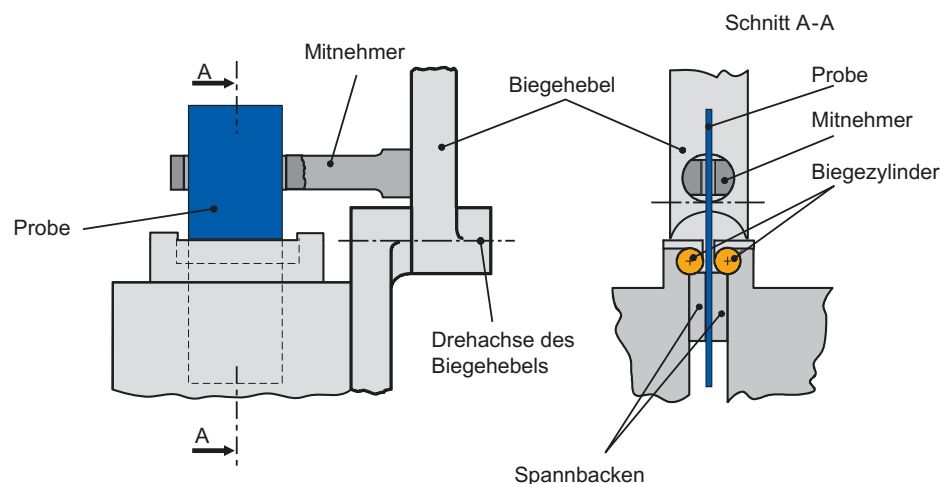


Abb. 2.61 Hin- und Herbiegegerät für Bleche, Bänder und Streifen (nach DIN EN ISO 7799 [ISO00])

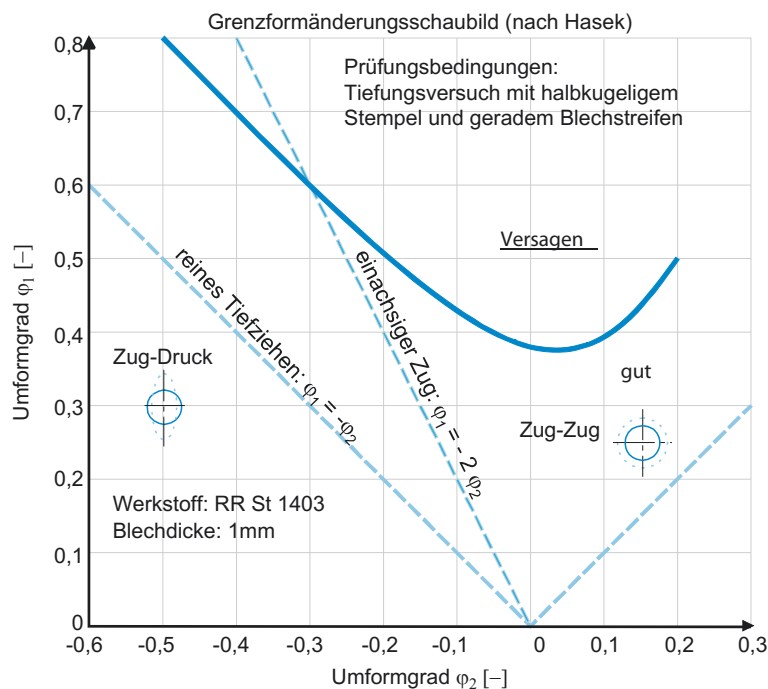


Abb. 2.62 Grenzformänderungsschaubild [HASE77]

Blechen mit Hilfe der Messraster. Die theoretischen Grundlagen des Messrasterverfahrens sind bereits in [Abschn. 2.4.6](#) beschrieben worden.

Die in dem Schaubild aufgetragene Grenzformänderungskurve kennzeichnet die Kombinationen der beiden Formänderungen φ_1 und φ_2 , bei denen der Blechwerkstoff zum Versagen durch Einschnürung oder Rissbildung neigt. Oberhalb der als durchgezogene Linie gekennzeichneten Grenzformänderungskurve tritt Versagen des Werkstoffes auf. Zusätzlich zur Grenzkurve sind die Zustände *reines Tiefziehen* ($\varphi_1 = -\varphi_2$), der *einachsige Zug* ($\varphi_1 = -2\varphi_2$) sowie das *reine Streckziehen* ($\varphi_1 = \varphi_2$) dargestellt. Da definitionsgemäß die zweite Hauptspannung niemals größer als die erste Hauptspannung werden kann, stellt das reine Streckziehen eine natürliche Grenze des Schaubildes dar.

Durch einen Vergleich der Formänderungsverteilung an einem zu überprüfenden Ziehteil mit der entsprechenden Grenzkurve können so kritische Stellen erkannt werden. Anhand dieser Informationen können z. B. die Umformbedingungen wie Niederhalterausbildung, -kraft, Schmierstoff und die Werkzeuggeometrie (Kantenradien usw.) sowie der Blechzuschnitt so optimiert werden, dass eine möglichst gleichmäßige Formänderungsverteilung erreicht und Beanspruchungsspitzen abgebaut werden. Damit ist hinsichtlich der Wirtschaftlichkeit gegebenenfalls die Auswahl einer minderen Blechqualität möglich, die die auftretenden Formänderungen noch sicher erträgt.

Neben der Erprobung und Auslegung neuer Werkzeuge wird die Formänderungsanalyse in der Praxis auch häufig zur Kontrolle der laufenden Fertigung eingesetzt. Durch die Ermittlung des Abstandes zwischen den Formänderungen kritischer Bereiche und der Grenzformänderungskurve, der ein Maß für die Fertigungssicherheit darstellt, können sowohl Unterschiede in der Blechqualität als auch der Fortschritt des Werkzeugverschleißes erfasst werden. Dies ist insofern wichtig, als sich die Geometrie des Werkzeugs (Ziehspalt usw.) mit fortschreitendem Verschleiß zum Teil erheblich verändert. Die daraus resultierende neue Formänderungsverteilung ist dann häufig die Ursache von Versagensfällen [[SUY77](#)].

Werden Ziehteile in mehreren Stufen hergestellt, so ist zu beachten, dass auch die Umformgeschichte (Formänderungsweg) die Lage und die Form einer Grenzformänderungskurve beeinflusst [[HASE80b](#)].

Eine Beurteilung der Umformeignung verschiedener Blechwerkstoffe ist mit Hilfe des Grenzformänderungsschaubildes nur bedingt möglich. Zwar unterscheiden sich Werkstoffe mit stark unterschiedlichen physikalischen Eigenschaften auch in ihren Grenzformänderungskurve, doch geben letztere die Einflüsse des Verfestigungsexponenten n und der senkrechten Anisotropie r nur unvollständig wieder [[LANG74](#)]. So ist es möglich, dass zwei Blechwerkstoffe, die sich nur bezüglich dieser beiden Kenngrößen unterscheiden, einerseits fast identische Grenzformänderungskurven besitzen, andererseits jedoch nach einer Ziehoperation ganz unterschiedliche Verteilungen der Formänderungen und daraus resultierend auch eine ungleiche Umformeignung aufweisen.

Zur Ermittlung der Grenzformänderungskurve werden neben der Auswertung von Versagensfällen an Produktionsteilen meist experimentelle Prüfverfahren herangezogen. Zu den gebräuchlichsten Verfahren zählen Tiefungsversuche mit unterschiedlichen Stempel-

und Platinenformen, der hydraulische Tiefungsversuch sowie der Zugversuch mit Kerbproben [HASE78]. Sie unterscheiden sich hauptsächlich durch die Proben- bzw. Platinenform sowie durch die Art der Werkstoffbeanspruchung, wobei die ermittelten Grenzformänderungskurven aufgrund verfahrensspezifischer Unterschiede zum Teil erheblich voneinander abweichen können.

2.8 Tribologie in der Umformtechnik

Der Begriff *Tribologie* wurde 1966 von einer englischen Kommission eingeführt und wurde aus den griechischen Wörtern für *Reiben* (tribein) und *Lehre* (logos) abgeleitet [JOST66]. Die Tribologie beschränkt sich jedoch nicht ausschließlich auf die Reibungslehre, sondern schließt auch Verschleißvorgänge mit ein. Sie umfasst die gesamte Wissenschaft und Technik von aufeinander einwirkenden Oberflächen unter Relativbewegung und behandelt somit die wissenschaftliche Durchdringung aller Arten von Reibung, Verschleiß und Schmierung sowie die technische Anwendung tribologischer Wissenschaft [GFT02].

2.8.1 Das tribologische System

Bei der Betrachtung tribologischer Vorgänge ist es wichtig, nicht nur die einzelnen in Kontakt befindlichen Körper, sondern das gesamte Tribosystem und das darauf einwirkende Beanspruchungskollektiv zu betrachten, siehe Abb. 2.63 [CZIC03].

Das Tribosystem besteht dabei aus Grund- und Gegenkörper (im Falle der Fertigungstechnik sind dies Werkzeug und Werkstück) sowie Zwischen- und Umgebungsmedium (in der Regel Schmierstoff und Luft). Die Summe der äußeren Lasteinwirkungen, wie Prozesskräfte, Temperatur oder Gleitgeschwindigkeit, bildet das tribologische Beanspruchungskollektiv, welches unter dem Gesichtspunkt des Systemgedankens als Systemeingang oder Systeminput verstanden werden kann.

Innerhalb der Systemstruktur wirken zahlreiche Einflüsse, die unter Einwirkung des Beanspruchungskollektivs das Systemverhalten prägen, siehe Abb. 2.64. Neben der Art der beteiligten Werkstoffe haben die durch die Mikrogeometrie der Oberflächen bedingten lokalen Lastspannungsverteilungen einen wesentlichen Einfluss auf das Reibverhalten. Anders als bei Reibungsvorgängen in der Wälzlagertechnik oder in Zahnradgetrieben können während des Umformvorgangs große plastische Verformungen eines Reibpartners, nämlich des Werkstücks, auftreten. Diese sind mit z. T. beachtlichen Oberflächenvergrößerungen verbunden, so dass die einzelnen Systemeinflüsse einem ständigen Wandel unterliegen sind. Dies macht die genaue Erfassung des Systemzustands schwierig.

Sowohl die Reibung als auch der Verschleiß sind abhängig von der Struktur des Tribosystems und vom Beanspruchungskollektiv und bilden somit die Systemantwort

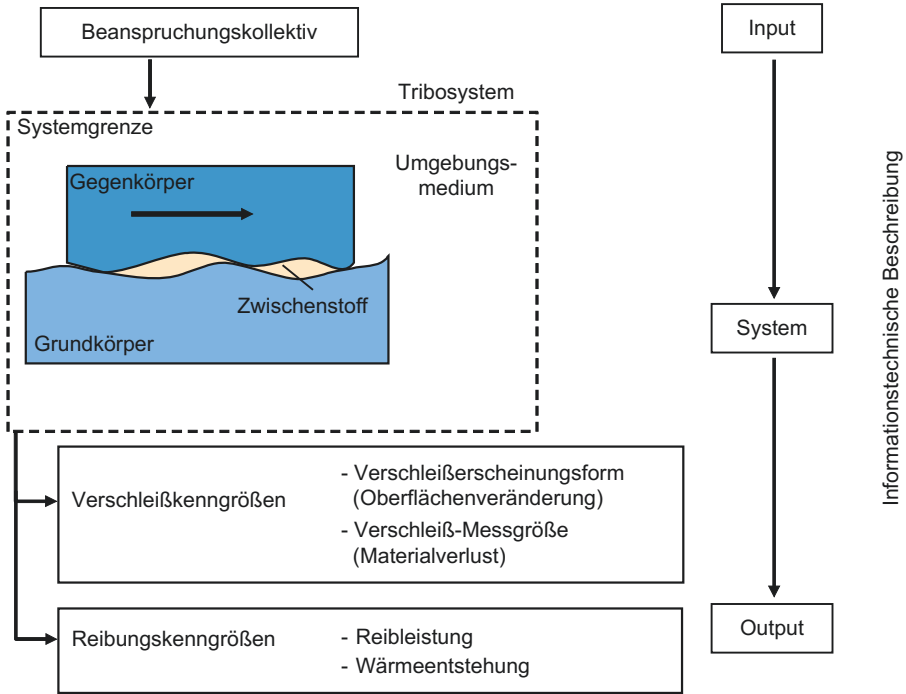


Abb. 2.63 Das Tribosystem und der Systemgedanke

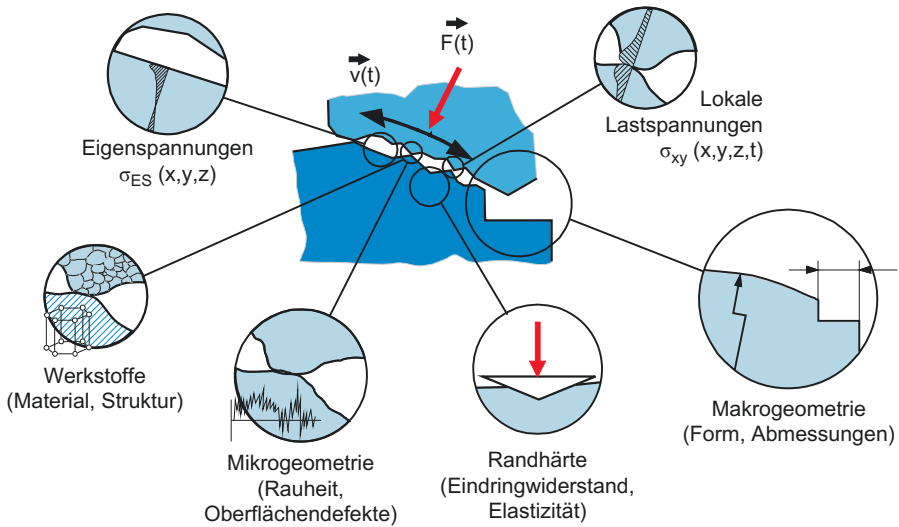


Abb. 2.64 Einflüsse auf das tribologische Systemverhalten innerhalb der Systemstruktur [FRIE97]

oder auch Systemoutput. Rückwirkend beeinflussen ein fortschreitender Verschleiß und damit einhergehende veränderte Reibbedingungen sowohl die Systemstruktur als auch das Beanspruchungskollektiv [CZIC03]:

$$\text{Reibung, Verschleiß} = f(\text{Systemstruktur, Beanspruchungskollektiv})$$

$$\text{Systemstruktur, Beanspruchungskollektiv} = f(\text{Reibung, Verschleiß})$$

Die tribologischen Verhältnisse innerhalb des Systems Umformprozess sind mitbestimmend für zahlreiche Merkmale von Umformverfahren. Dazu zählen

- Prozessgrenzen,
- Wirtschaftlichkeit,
- Werkstückqualität,
- Belastung von Umwelt und Arbeitsplatz und
- Ressourcenschonung.

Das Ziel tribologischer Prozessauslegungen und -optimierungen besteht in der Steigerung einer oder mehrerer der genannten Faktoren. So kann über eine Veränderung der Reibverhältnisse in hohem Maße Einfluss auf den Werkstofffluss genommen werden. Dieser bestimmt die erreichbare Endgeometrie der Werkstücke und somit auch die Verfahrensgrenzen. Weiterhin beeinflusst Reibung die Prozesskräfte. Eine Reduzierung der Prozesskräfte trägt durch Energieeinsparung zur Ressourcenschonung bei. Außerdem erhöht sich bei geringerer Belastung die Lebensdauer von Werkzeugen, was sich positiv auf die Wirtschaftlichkeit eines Umformverfahrens auswirkt. Eine Folge der Reibung ist der Werkzeugverschleiß, dessen Art und Ausprägung die Standmenge der verwendeten Werkzeuge (Wirtschaftlichkeit) und die Oberflächenqualität der hergestellten Umformteile beeinflusst. Viele umformende Fertigungsverfahren wären ohne die tribologischen Fortschritte des zwanzigsten Jahrhunderts heute gar nicht wirtschaftlich nutzbar.

Bei genauer Kenntnis der tribologischen Verhältnisse innerhalb eines Umformprozesses können Reibung und Verschleiß durch geeignete Wahl der einzelnen Tribosystemkomponenten beeinflusst und minimiert werden. Wesentlich sind dabei die zum Einsatz kommenden Werkzeugwerkstoffe und Werkzeugbeschichtungen sowie die verwendeten Schmierstoffe, welche wiederum die Umweltverträglichkeit eines Verfahrens mitbestimmen. Im Folgenden werden die unterschiedlichen Arten von Reibung und Verschleiß erläutert, sowie die Möglichkeiten der Beeinflussung von Reibung und Verschleiß durch werkstoff- und schmierstoffseitige Maßnahmen aufgezeigt.

2.8.2 Reibung

Bei der Relativbewegung zwischen sich berührenden Körpern tritt Reibung auf. Es werden dabei zwei Arten der Reibung unterschieden. Die äußere Reibung tritt zwischen sich

berührenden Stoffbereichen von verschiedenen Körpern auf. Bei der inneren Reibung sind die beiden Stoffbereiche ein und demselben Körper zugehörig. Sie tritt auf im Innern metallischer Körper, die plastisch umgeformt werden, wobei Umformwärme entsteht. Beiden Arten der Reibung ist gemein, dass die Reibung bzw. die Reibkraft der Relativbewegung entgegen gerichtet ist [GFT02]. Im Folgenden soll die äußere Reibung näher betrachtet werden.

2.8.2.1 Einflussgrößen auf die Reibung

Eine Vielzahl von Parametern beeinflusst die Reibung, wobei einige dieser Größen, wie z. B. die wahre Kontaktfläche oder der Schmierungszustand, formelmäßig schwer erfassbar sind. Abb. 2.65 zeigt verschiedene, auf die Reibverhältnisse einwirkende Einflussgrößen [LI95], welche innerhalb der sich dynamisch verändernden Kontaktfläche in der mikroskopischen Größenordnung auftreten. Reibung ist daher ein komplexer Vorgang, dessen analytische Berechnung in der Umformtechnik sehr schwierig ist.

Auf die Größe der Reibkraft hat das vorherrschende Belastungskollektiv einen entscheidenden Einfluss. Umformtemperatur, Umformgeschwindigkeit und Flächenpressung zwischen Grund- und Gegenkörper sind in diesem Zusammenhang als wesentliche Größen



Abb. 2.65 Einflussgrößen auf die Reibung [LI95]

zu nennen. Im Bereich der in der Umformtechnik vorliegenden Misch- und Grenzreibung ist vor allem die Flächenpressung, welche auch als Kontaktnormalspannung bezeichnet wird, von übergeordneter Bedeutung.

Einen weiteren Einfluss übt der Zustand des Tribosystems aus. Dazu zählen Faktoren wie Oberflächenbeschaffenheit und chemische Zusammensetzung von Werkzeug und Werkstück. Ein sehr wesentlicher Faktor ist die Oberflächenbeschaffenheit des Werkzeugs. Der Einfluss der Bearbeitung ist so beträchtlich, dass die Reibkraft in Abhängigkeit von der Gleitrichtung bezogen auf die Bearbeitungsrichtung unterschiedliche Werte annimmt. Abgesehen von der Blechumformung hat die Bearbeitungsart der Kontaktfläche des umzuformenden Körpers nur im Anfangsstadium der Umformung eine Bedeutung. Bei fortschreitender Formänderung glättet sich die Oberfläche und wird ein Abdruck der Werkzeugoberfläche.

Erheblichen Einfluss auf die Reibkraft hat der physikalisch-chemische Zustand der Werkzeug- und Werkstückoberflächen. Während der Umformung werden Oxide und Verunreinigungen von den Kontaktflächen abgetragen, wodurch die Reibung ansteigt und vermehrt Verschleißerscheinungen auftreten können. Darum müssen Schmiermittel zum Einsatz kommen, die dafür Sorge tragen, dass die Größe der Reibkräfte und der Verschleißangriff am Werkzeug in annehmbaren Grenzen bleiben [LI95, RAED02].

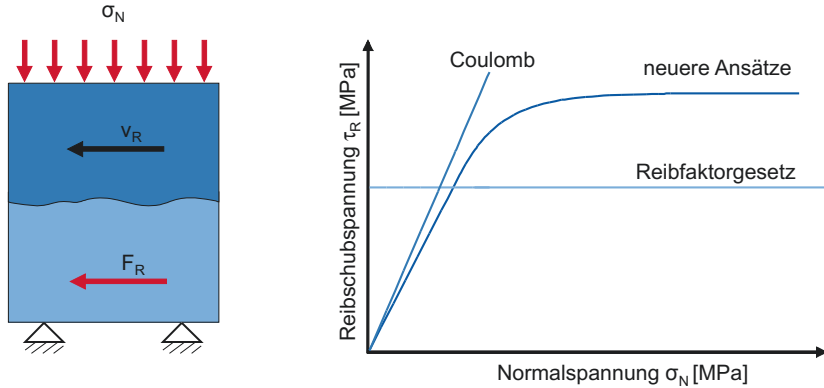
2.8.2.2 Reibgesetze für die Bewegungsreibung

Bei Reibgesetzen handelt es sich um mathematisch-analytische Ansätze, mit denen in einer Reibungsgrenzfläche die maximal übertragbare Reibschubspannung in Abhängigkeit von ihren Haupteinflussgrößen berechnet werden kann. In der Plastizitätstheorie haben sich zur Beschreibung der Reibschubspannung τ_R zwei Modelle durchgesetzt – das Reibgesetz nach Coulomb und das Reibfaktorgesetz, siehe Abb. 2.66. Neuere Ansätze passen die Eigenschaften dieser Reibgesetze an die speziellen Anforderungen in der Umformtechnik an und kombinieren so die Vorteile dieser beiden etablierten Modelle.

Grundsätzlich ist bei der Berechnung umformtechnischer Prozesse eine größere Genauigkeit möglich, wenn die verwendeten Reibgesetze die Realität genauer beschreiben und die für die Berechnung erforderlichen Kennzahlen bekannt sind. Es ist zu beachten, dass Zahlenwerte, wie sie für die Reibung normaler Maschinenelemente gültig sind, auf keinen Fall für die Bestimmung der Reibkräfte bei der plastischen Formänderung Anwendung finden dürfen.

Reibgesetz nach Coulomb

Erste Ansätze zur Beschreibung einer Gesetzmäßigkeit gehen auf Leonardo da Vinci im 15. Jahrhundert zurück [DAWN79]. Coulomb fasst 1785 diese Erfahrungen in einer nach ihm benannten Gesetzmäßigkeit zusammen [COUL85]. Das Coulomb'sche Reibgesetz beschreibt den Zusammenhang zwischen der in Normalenrichtung wirkenden Druckkraft F_N und der in der Wirkfuge entgegen der Bewegungsrichtung auftretenden Reibkraft F_R durch die lineare Beziehung:



Coloumb $\tau_R = \mu \cdot \sigma_N$

Das Reibgesetz von Coulomb wird für Umformprozesse mit niedriger Kontaktnormalspannung eingesetzt z.B. Blechumformung

Reibfaktorgesetz $\tau_R = m \cdot k = m \cdot \frac{k_f}{\sqrt{3}}$

Das Reibfaktorgesetz wird für Umformprozesse mit hoher Kontaktnormalspannung eingesetzt z.B. Massivumformung

Abb. 2.66 Reibgesetze in der Umformtechnik

$$|F_R| = \mu \cdot |F_N| \quad . \quad (2.87)$$

Der Proportionalitätsfaktor ist die Reibzahl μ , die meist als konstant über die Dauer des Reibvorgangs und die Reibfläche angesehen wird. Damit beruht dieses Reibgesetz auf der Annahme, dass die Reibkraft proportional zur aufgebrachten Last und unabhängig von der Kontaktfläche und der Gleitgeschwindigkeit ist. Die Übertragung der Normal- und Reibkraft auf örtlich wirkende Spannungen kann anhand der folgenden Beziehung erfolgen:

$$|\tau_R| = \mu \cdot |\sigma_N| \quad . \quad (2.88)$$

So ist die örtlich wirkende Reibschubspannung τ_R proportional zur Kontaktnormalspannung σ_N .

Tritt in der Kontaktfläche zweier Körper (Werkstück/Werkzeug) eine Relativbewegung unter der Voraussetzung auf, dass die Kontaktnormalspannung σ_N klein gegenüber der Fließspannung k_f ist, dann hängt die Reibschubspannung bei konstanter Reibzahl μ zunächst linear von der Kontaktnormalspannung ab. Die Reibzahl μ kann dabei jeden positiven konstanten Wert annehmen. Der Wert 0 charakterisiert einen reibungsfreien Zustand. Erreicht die Reibschubspannung jedoch die Größe der Schubfließspannung k des weicheren Körpers, dann reagiert der weichere Körper mit Schiebungen unterhalb der Kontaktfläche, und die beiden Körper haften in der Kontaktzone aneinander. Dieser

Zustand wird mit Haftreibung bezeichnet. Die Grenzreibzahl, bei der das Haften beginnt, berechnet sich zu $\mu_{Grenz} = k/|\sigma_N|$. Mit zunehmender Normalspannung entspricht die Reibschubspannung $|\tau_{Rmax}| = k$, wobei k bei verfestigenden Werkstoffen eine Funktion der Formänderung darstellt. Das Coulomb'sche Reibgesetz gilt hier nicht mehr, da es eine obere Grenze für die Reibschubspannung τ_{Rmax} nicht berücksichtigt.

Reibfaktorgesetz

Ein weiteres mathematisches Reibgesetz zur Beschreibung der Reibung ist das Reibfaktorgesetz. Dieses Modell geht davon aus, dass die Reibschubspannung τ_R mit der Schubfließspannung k des weichen Werkstoffs nach der Beziehung

$$\tau_R = m \cdot k \quad (2.89)$$

zu verknüpfen ist, wobei der Proportionalitätsfaktor m als Reibfaktor bezeichnet wird.

Diese Gesetzmäßigkeit geht davon aus, dass die Reibschubspannung konstant und unabhängig vom Normaldruck ist. Für $m = 1$ ergibt sich die Haftbedingung, wogegen $m = 0$ den reibungsfreien Zustand charakterisiert. Mit dem Reibfaktor $0 < m < 1$ ist das Reibfaktormodell nur eine grobe Näherung, da es keine objektive Methode zur Abschätzung des Zahlenwertes für m gibt. Aus der Verwendung des Fließkriteriums nach v. Mises $k = k_f/\sqrt{3}$ mit der Fließspannung k_f folgt für das Reibfaktormodell der folgende Zusammenhang:

$$\tau_R = m \cdot \frac{k_f}{\sqrt{3}}. \quad (2.90)$$

Freie Reibgesetze

Anders als bei zwei starren Körpern, die aufeinander entlang gleiten, kann die Oberfläche des Gegenkörpers bedingt durch plastische Verformung aufreißen. Dadurch gelangt Werkstoff aus dem Innern des plastifizierten Werkstücks an die Oberfläche, so dass ständig andere Teilchen am Reibungsprozess teilnehmen. Weiterhin zeigt die Fließbedingung, dass die Reibschubspannung nur bis zum Einsetzen des plastischen Fließens ansteigt, so dass der Reibwert bei hohen Flächenpressungen abnimmt und somit selbst eine Funktion der Flächenpressung sein muss. Dies wurde in zahlreichen Untersuchungen ermittelt, so dass das Coulomb'sche Reibgesetz lediglich für relativ kleine Normalbelastungen gilt, während bei hohen Kontaktnormalspannungen das Reibfaktormodell besser geeignet ist [KLOC02b].

Daher hat Orowan [OROW43] vorgeschlagen, die Reibschubspannung τ_R bei niedrigen Kontaktnormalspannungen nach der Gesetzmäßigkeit nach Coulomb proportional zu der Kontaktnormalspannung σ_N zu berechnen und bei hohen Kontaktnormalspannungen eine konstante Reibschubspannung gleich der Schubfließspannung k anzusetzen. Diese Gesetzmäßigkeit ist in Abb. 2.67 dargestellt. Als Nachteil dieses Ansatzes erwies sich der unstetige Übergangsbereich, der die realen Reibzustände nur ungenügend beschreibt.

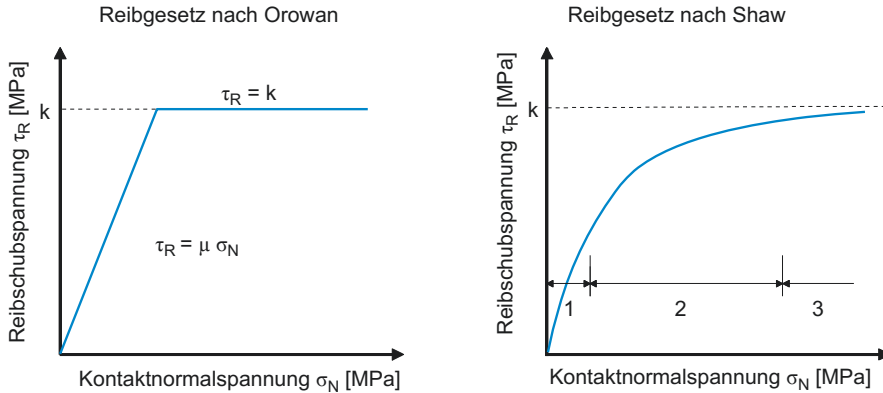


Abb. 2.67 Reibgesetz nach Orowan und Shaw [OROW43, SHAW63]

Weitere Untersuchungen zeigten, dass die Größe der Reibzahl außer von der Werkstoffpaarung auch von der Geometrie der Reibfläche und von den in der Wirkfuge auftretenden mechanischen und physikalischen Einflussgrößen wie Druck, Gleitgeschwindigkeit und Temperatur bestimmt wird. Bowden und Tabor [BOWD50] wiesen in ihren Untersuchungen nach, dass das Coulomb'sche Reibgesetz nur Gültigkeit hat, solange die wahre Kontaktfläche proportional mit der Normalkraft zunimmt. Shaw [SHAW63] hat diese Problematik aufgegriffen und ein Reibgesetz formuliert, das einen stetigen Übergang (Bereich 2) der Reibschubspannung zwischen niedrigen (Bereich 1) und hohen Kontaktnormalspannungen (Bereich 3) beschreibt, siehe Abb. 2.67.

Aufbauend auf den Arbeiten von Orowan und Shaw haben Wanheim und Bay ein allgemeines Reibgesetz als Kombination aus Coulomb'schem Reibgesetz und Reibfaktorgesetz zur Beschreibung der Reibung entwickelt. Dieses allgemeine Reibgesetz beschreibt zum einen einen stetigen Übergang zwischen den beiden Reibgesetzen und berücksichtigt zum anderen die wahre Kontaktfläche. Somit steigt das Verhältnis zwischen wahrer und scheinbarer Kontaktfläche mit erhöhter Normalspannung an und das Verhältnis von Reibschubspannung zur Schubfließspannung läuft asymptotisch gegen 1. Dies wird durch die folgende Beziehung beschrieben:

$$\tau_R = f \cdot \alpha \cdot k \quad (2.91)$$

mit τ_R : Reibschubspannung,
 f : Reibfaktor $0 \leq f \leq 1$,
 α : Verhältnis zwischen wahrer und scheinbarer Kontaktfläche und
 k : Schubfließspannung.

Untersuchungen zum Einfluss der Kontaktnormalspannung σ_N und der Schubfließspannung k auf das Kontaktflächenverhältnis α zeigen, dass der Verlauf von α für verschiedene Reibfaktoren zunächst linear zunimmt und sich anschließend asymptotisch dem Wert

$\alpha = 1$ nähert [WANH87, WANH99]. Der mathematische Zusammenhang, der diesen Effekt beschreibt, sieht wie folgt aus:

$$\frac{\tau_R}{k} = \frac{\tau_R^*}{k} \cdot \frac{\frac{\sigma_N}{k_f}}{\frac{\sigma_N^*}{k_f}} \quad \text{mit} \quad \frac{\sigma_N}{k_f} \leq \frac{\sigma_N^*}{k_f} \quad (2.92)$$

$$\frac{\tau_R}{k} = \frac{\tau_R^*}{k} + \left(f - \frac{\tau_R^*}{k}\right) \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{\left(\frac{\sigma_N^*}{k_f} - \frac{\sigma_N}{k_f}\right) \cdot \frac{\tau_R^*}{k}}{\left(f - \frac{\tau_R^*}{k}\right) \cdot \frac{\sigma_N^*}{k_f}}\right)\right] \quad \text{mit} \quad \frac{\sigma_N}{k_f} > \frac{\sigma_N^*}{k_f} \quad (2.93)$$

Dabei werden die Reibspannung τ_R und die Normalspannung σ_N jeweils mit der Schubfließspannung k und der Fließspannung k_f normiert. Die Grenzen der Proportionalität für die Reibschubspannung und die Kontaktnormalspannung (τ_R^*, σ_N^*) sind gegeben durch:

$$\frac{\tau_R^*}{k} = 1 - \sqrt{1-f}, \quad (2.94)$$

$$\frac{\sigma_N^*}{k_f} = \frac{1 + \frac{\pi}{2} + \arccos(f) + \sqrt{1-f^2}}{\sqrt{3} \cdot (1 + \sqrt{1-f})}. \quad (2.95)$$

Das Reibmodell basiert dabei auf Kontaktuntersuchungen zwischen einer glatten und einer rauen Oberfläche. Aufgrund der plastischen Verformung der Rauheitsspitzen wird das Verhältnis α zwischen wahrer und scheinbarer Berührungsfläche als eine Funktion von der Normalspannung σ_N und dem Reibfaktor f , der die Reibung in der wahren Berührungsfläche beschreibt ($0 \leq f \leq 1$), ermittelt. Bei geringer Kontaktnormalspannung werden die einzelnen Rauheitsspitzen ohne Einfluss der benachbarten Spitzen verformt. Ist α proportional zur Normalspannung, so gilt das Coulomb'sche Reibgesetz. Bei höherer Kontaktnormalspannung nimmt die Reibschubspannung mit der Normalspannung zu, siehe Gleichung 2.92. Dabei läuft die Reibschubspannung asymptotisch gegen einen konstanten Wert, vergleichbar mit dem Reibfaktormodell. Links in Abb. 2.68 ist die normierte dimensionslose Reibspannung als Funktion der normierten Normalspannung mit dem Reibfaktor f nach dem Reibgesetz von Wanheim-Bay dargestellt.

Bei der Berechnung von Umformprozessen werden häufig entweder das Coulomb'sche Reibgesetz oder das Reibfaktormodell verwendet. Das Coulomb'sche Reibgesetz überschätzt jedoch die Reibschubspannung zwischen Werkstück und Werkzeug sehr oft, da die aufgebrachte Normalspannung häufig so groß ist (z. B. in der Massivumformung), dass die Reibschubspannung größer wird als die Schubfließspannung. Bei niedrigen Normalspannungen überschätzt das Reibfaktormodell die Reibspannung, da die Reibung nicht vom aktuellen Spannungszustand zwischen Werkstück und Werkzeug abhängig ist, sondern nur von den Werkstoffeigenschaften.

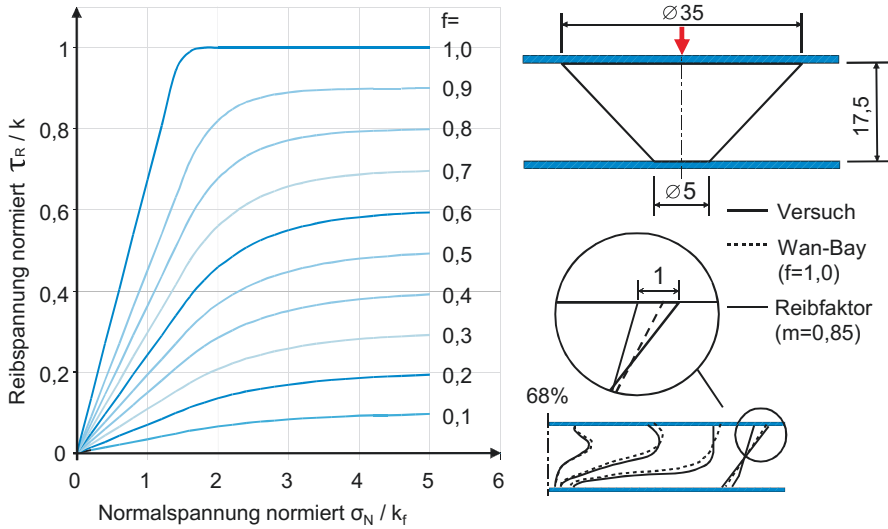


Abb. 2.68 Genauigkeit von Reibfaktorgesetz und Reibgesetz nach Wanheim und Bay am Beispiel einer Kegelprobe [WANH99]

Ein Vergleich zwischen einem realen und einem FE-berechneten Stauchversuch einer Kegelprobe ohne Schmierung zeigt, dass die Berechnung mit einem Reibfaktor von Wanheim und Bay mit $f = 1,0$ die Verformung des Kegels besser beschreibt als die berechnete Formänderung mit einem im Ringstauchversuch ermittelten Reibfaktor von $m = 0,85$, siehe Abb. 2.68 rechts. Die Erklärung dafür ist, dass das Reibfaktormodell die tatsächliche Reibung an der oberen Seite der Werkstück-Werkzeug-Kontaktfläche aufgrund der geringen Kontaktnormalspannung überschätzt und daher das Material an der Oberseite nicht so stark in radiale Richtung fließt. Hingegen unterschätzt das Reibfaktormodell die Reibung an der unteren Seite der Werkstück-Werkzeug-Kontaktfläche, da in diesem Bereich die Kontaktnormalspannungen deutlich höher sind. Daher fließt in der Simulation das Material in diesem Bereich stärker in radialer Richtung, siehe Abb. 2.68 rechts. Dies ist besonders deutlich in den Bereichen, in denen die Kontaktnormalspannung kleine Werte annimmt, d. h. wenn die normierte Normalspannung $\sigma_N/k_f < 1$ ist. Eine Implementierung dieses Reibgesetzes in eine kommerzielle FE-Software wurde von Guérin u. a. umgesetzt [GUÉR99]. Eine Umsetzung erfolgte dabei für zweidimensionale und dreidimensionale Anwendungen.

2.8.2.3 Einfluss der Reibung auf den Prozess

Viele Umformprozesse werden durch die Reibung stark beeinflusst. Erhöhte Reibung verursacht einen größeren Kraft- und Energiebedarf, beeinflusst den Werkstofffluss und somit die Formänderungs- und Festigkeitsverteilung in der gesamten Umformzone und erhöht die Oberflächentemperatur. Als Folge des höheren Kraftbedarfs kommt es auch zu einer

höheren Werkzeugbelastung und damit zu einer geringeren Standmenge der Werkzeuge. In der Blechumformung wird das maximale Ziehverhältnis beeinflusst. Bei zu hohen Reibkräften kommt es hier zu Bodenreißen. Zudem kann die Maßgenauigkeit und die Oberflächengüte des Werkstückes stark beeinflusst werden [KOPP99].

Dennoch ist es nicht berechtigt, Reibung grundsätzlich a priori als negativ und unerwünscht zu betrachten. Es gibt gerade in der Umformtechnik einige Verfahren, bei denen ein gewisses Maß an Reibung unbedingt notwendig ist, damit der Umformprozess stabil verläuft. Dazu zählt z. B. das Walzen, siehe [Abschn. 3.5](#). Je nach den Erfordernissen des einzelnen Anwendungsfalls ergibt sich damit in der Umformtechnik hinsichtlich der Reibung ein Minimierungs- oder ein Optimierungsproblem.

Das einfachste Beispiel, wie die Reibung das Umformergebnis beeinflusst, zeigt der Stauchversuch einer zylindrischen Probe. Unter der Annahme einer reibungsfreien Stauchung bleibt die Probe während des kompletten Stauchvorgangs zylindrisch. Der Umformgrad zeigt ein ähnliches Bild, indem er innerhalb des Probenquerschnitts konstant bleibt und mit fortschreitender Umformung ansteigt. Ist der Stauchvorgang reibungsbehaftet, so baucht die Probe mit zunehmender Umformung mehr und mehr aus. Dabei ist die Ausbauchung um so ausgeprägter, je höher die Reibung zwischen Werkstück und Werkzeug ist. Ein Schnitt durch die gestauchte Probe zeigt die Verteilung des Umformgrades, der zum einen entlang der Kontaktfläche zwischen Werkstück und Werkzeug radial nach Außen zunimmt und zum anderen in axialer Richtung ebenfalls ansteigt, so dass sich die maximalen Umformgrade entlang der Bauteildiagonalen anordnen.

Beim Napf-Rückwärts-Fließpressen, siehe [Abschn. 3.1.2.1](#), führt eine Variation der Reibung nur zu einer geringen Änderung der Bauteilgeometrie. Dennoch wird der Prozess von der Reibung stark beeinflusst, siehe [Abb. 2.69](#). Die Auswertung von Versuchsreihen, die mit unterschiedlichen Schmiermedien durchgeführt wurden, haben gezeigt, dass die Stempelkraft stark vom Schmiermedium beeinflusst wird. Trockene Kontaktflächen führen dabei zu einer hohen Stempelkraft. Die in [Abb. 2.69](#) dargestellten Reibgesetze sind anhand einer Kombination von verschiedenen Versuchsreihen mit FE-Simulationen ermittelt worden und spiegeln den realen Verlauf der Reibschubspannung über der Kontaktnormalspannung annähernd wieder. Eine detaillierte Erläuterung der Vorgehensweise bei der Ermittlung findet sich in [KLOC04e].

Die Betrachtung der Oberflächenvergrößerung während des Umformprozesses zeigt, dass hohe Reibschubspannungen zu geringen Verschiebungen entlang der Oberfläche führen. Dazu wurde in einem Experiment die Oberfläche der Ausgangsprobe mit Markierungen versehen, siehe [Abb. 2.69](#). Nach der Umformung wurde die Verschiebung der Punkte infolge der Umformung ausgewertet. Dabei zeigte sich, dass bei einer Umformung mit trockenen Kontaktflächen die Verschiebung der Markierungspunkte im Verhältnis zu ihren Startkoordinaten am geringsten ist. Besonders deutlich wird dies am Markierungspunkt 8. Verschiebt sich dieser Punkt bei einer trockenen Umformung maximal bis zum Ansatz der Stempelkante, wird er bei einer Umformung mit einem Festschmierstoff bis zur mittleren Höhe der Napfwand verschoben. Diese Beispiele zeigen, dass die Reibung eine

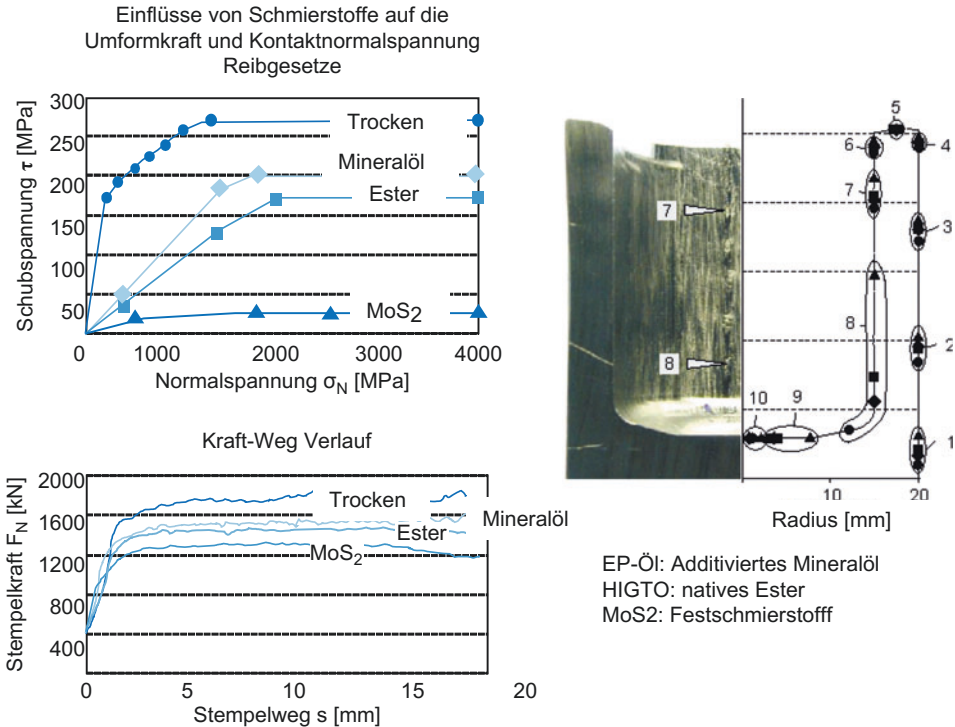


Abb. 2.69 Auswirkungen unterschiedlicher Reibungen auf den Umformprozess am Beispiel des Napf-Rückwärts-Fließpressens

prozessspezifische Größe ist, die die Eigenschaften des Bauteils entscheidend beeinflussen kann und somit nicht zu vernachlässigen ist.

2.8.3 Verschleiß

Bei Dauerbelastung ist die Reibbeanspruchung von Umformwerkzeugen mit Verschleiß verbunden. Laut Arbeitsblatt 7 der Gesellschaft für Tribologie ist mit Verschleiß „der fortschreitende Materialverlust aus der Oberfläche eines festen Körpers, hervorgerufen durch mechanische Ursachen, d.h. Kontakt und Relativbewegung eines festen, flüssigen oder gasförmigen Gegenkörpers“ gemeint [GFT02]. In der Umformtechnik versteht man unter Verschleiß außerdem den Übertrag von Werkstückmaterial auf die Werkzeugoberfläche, welcher umgangssprachlich auch als Kaltverschweißung oder Fressverschleiß bezeichnet wird [LANG90a]. Neben der Möglichkeit von Rissen, Werkzeugbrüchen und plastischer Werkzeugdeformation bestimmt der Werkzeugverschleiß die Standmenge von Umformwerkzeugen maßgeblich. Die Standmenge bezeichnet dabei die Menge hergestellter Werkstücke bis zum Standzeitende. Dieses ist erreicht, wenn eine geforderte

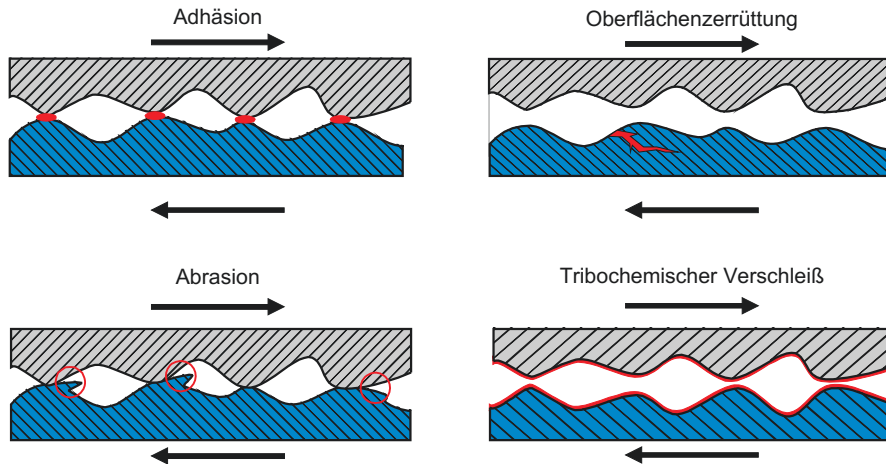


Abb. 2.70 Verschleißmechanismen in der Umformtechnik

Werkstückqualität, gekennzeichnet durch Maßhaltigkeit und Oberflächengüte, nicht mehr eingehalten werden kann.

Verschleiß wird hervorgerufen durch das Zusammenspiel verschiedener mechanischer und chemischer Prozesse. Die Grundvorgänge des Verschleißes lassen sich dabei auf folgende Verschleißmechanismen zurückführen [CZIC73]: Abrasion, Adhäsion, Oberflächenzerrüttung und tribochemische Reaktion, siehe Abb. 2.70.

Typische Ausprägungen der durch die einzelnen Mechanismen hervorgerufenen Verschleißerscheinungsformen zeigt Abb. 2.71 anhand ausgewählter raster-elektronen-mikroskopischer Aufnahmen. In den meisten Fällen ist jedoch eine Überlagerung mehrerer Mechanismen für den am Werkzeug auftretenden Verschleiß verantwortlich. Während der Übertrag von Werkstückmaterial eindeutig auf den Verschleißmechanismus Adhäsion zurückgeführt werden kann, lässt sich Materialverlust nicht immer klar einzelnen Verschleißmechanismen zuordnen.

Es sei darauf hingewiesen, dass im Falle des adhäsiven Materialübertrags zwischen zwei initiiierenden Mechanismen unterschieden werden muss – der Adhäsion durch Ausbildung von Grenzflächenbindungen (der Adhäsion im klassischen Sinne) und der mechanischen Umklammerung, siehe Abschn. 2.8.3.2. Oben links in Abb. 2.71 sind zwei Beispiele zu sehen, die den Unterschied deutlich werden lassen. Die ebenen Bereiche mit weißen Punkten in der linken Aufnahme stellen die Oberfläche eines polierten, pulvermetallurgischen Schnellarbeitsstahls dar. Die weißen Punkte sind die kugelig eingeformten Karbide. Das adhädierte Werkstückmaterial liegt auf dieser sehr glatten Oberfläche auf und haftet durch die Ausbildung von Grenzflächenbindungen an der Oberfläche. In der rechten Aufnahme ist ebenfalls eine Schnellarbeitsstahloberfläche abgebildet, allerdings in einer deutlich kleineren Vergrößerung. Hierbei handelt es sich um eine gedrehte, also wesentlich rauhere Oberfläche. Die vertikal verlaufenden Drehriefen sind deutlich zu erkennen.

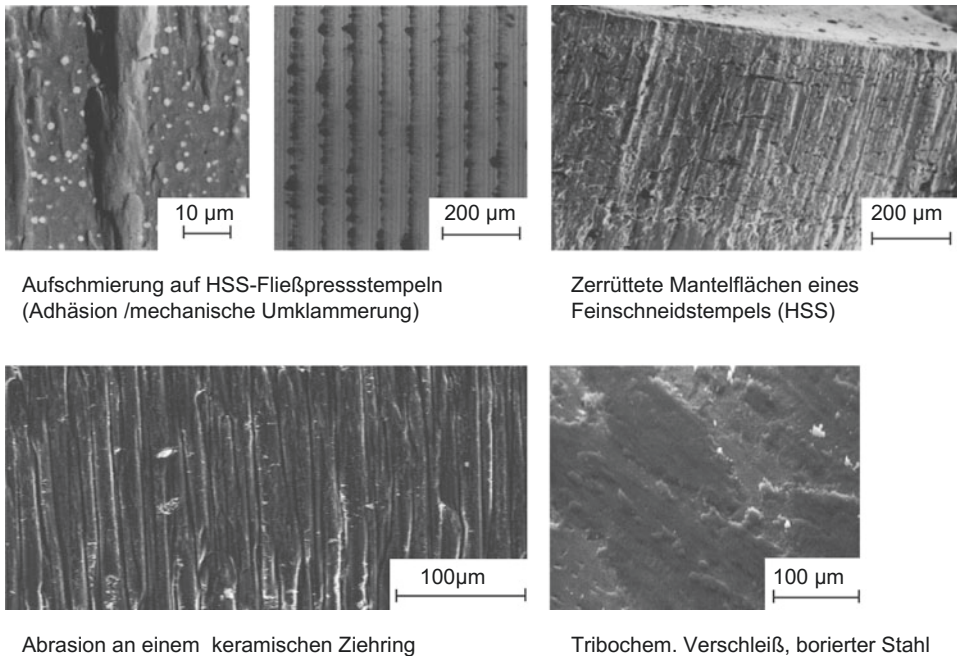


Abb. 2.71 Raster-elektronen-mikroskopische Aufnahmen typischer Verschleißerscheinungsformen an Umformwerkzeugen hervorgerufen durch unterschiedliche Verschleißmechanismen

An den erhabenen Übergängen zwischen den Riefen haftet Werkstückmaterial an, das bei der Umformung durch die Erhebungen abgesichert wird und sich an den Unebenheiten mechanisch verankert.

2.8.3.1 Abrasion

Abrasion am Grundkörper erfolgt in tribologischen Kontakten klassischerweise, wenn der Grundkörper durch die Rauheitsspitzen eines härteren Gegenkörpers oder durch harte Partikel belastet wird [BART00]. In der Umformtechnik bildet das Werkzeug den Grundkörper, welcher verfahrensbedingt immer härter ist als das umzuformende Werkstück, der Gegenkörper. Abrasiver Verschleiß an Umformwerkzeugen ist daher auf harte Partikel zurückzuführen, die sich in der Reibkontaktzone zwischen Grund- und Gegenkörper befinden. Dazu zählen im Gegenkörperwerkstoff (Werkstückwerkstoff) enthaltene Hartphasen, wie die Karbide der Legierungselemente oder intermetallische Phasen, sowie Oxide (z. B. Zunder auf Schmiederohlingen [LUIG93]) oder andere Verbindungen und Verunreinigungen auf der Oberfläche. Die abrasiv wirkenden, harten Partikel werden durch eine Art hydraulisches Prinzip in die harte Werkzeugoberfläche eingedrückt. Die Lage und Form des abrasiven Partikels ist dabei entscheidend [RAED02]: Auf der Werkstückseite wird der Partikel mit einem relativ geringen Druck, der maximal den dreifachen Wert der Fließgrenze des weicheeren Werkstoffes annehmen kann, belastet. Hat dieser Partikel nun auf

der Werkzeugseite eine kleine Kontaktfläche, so übt er dort einen entsprechend größeren Druck aus, da das Kräftegleichgewicht gewahrt bleiben muss.

Selbst extrem harte Werkzeugwerkstoffe wie Hartmetalle oder Keramiken unterliegen diesem Verschleißmechanismus, dessen Folgen mikroskopisch kleine Furchen an den Werkzeugoberflächen und Materialverlust in Form von Verschleißpartikeln manifestiert, siehe [Abb. 2.71](#) links unten. Entscheidend für die quantitative Ausprägung des Abrasionsverschleißes ist die Härte der abrasiven Partikel im Verhältnis zur Härte des Werkzeugwerkstoffs. Ab einer bestimmten Härte Differenz ist dabei ein sprunghafter Verschleißanstieg festzustellen. Man spricht von Verschleißtieflage und Verschleißhochlage [[BART00](#)].

Auf der Werkzeugoberfläche können je nach Werkstoffeigenschaften unterschiedliche Formen des abrasiven Angriffs einzeln oder in Kombination eintreten [[GAHR87](#)]:

- **Mikropflügen:** furchende, plastische Verformung des Grundkörpers mit Aufwerfungen zu den Furchungsrändern, im Idealfall ohne Werkstoffabtrag
- **Mikroermüden:** Trennung von Werkstoff aus der Grundkörperoberfläche durch Ermüdung infolge wiederholter mikropflügender Beanspruchung
- **Mikrospanen:** Bildung eines *Mikrospans* vor dem abrasiv wirkendem, harten Teilchen
- **Mikrobrechen:** Überschreiten einer kritischen Belastung führt zu Rissentstehung und damit verbundenen größeren Werkstoffausbrüchen, insbesondere bei spröderen Werkstoffen

Die durch die Mechanismen Mikrospanen und Mikroermüden entstehenden Verschleißpartikel weisen eine gegenüber dem Grundwerkstoff des Werkzeugs erhöhte Härte auf, da sie vor der Abtrennung einer plastischen Verformung unterworfen waren. Diese Partikel wirken wiederum abrasiv und können den Abrasionsverschleiß somit zusätzlich verstärken. Es ist daher eine Aufgabe der Schmierung, Verschleißpartikel jeder Art möglichst schnell aus der Kontaktzone zwischen Werkzeug und Werkstück heraus zu transportieren.

2.8.3.2 Adhäsion

Der Adhäsionsverschleiß äußert sich in einem Übertrag von Material des weichen auf die Oberfläche des härteren Reibpartners und entsteht unter der Einwirkung hoher Flächenpressungen zwischen Grund- und Gegenkörper. Wegen der extremen Flächenpressungen und der Reibkombination aus hartem Werkzeug und weichem Werkstück ist der Adhäsionsverschleiß in der Umformtechnik von entscheidender Bedeutung. Beim Adhäsionsverschleiß wird zwischen zwei initiierten Mechanismen unterschieden – der Ausbildung von Grenzflächenbindungen und der mechanischen Umklammerung, siehe auch [Abb. 2.71](#) links oben und [Abschn. 2.8.3](#). Beide Mechanismen werden im Folgenden näher erläutert.

Der Verschleißmechanismus Adhäsion wird im klassischen Sinne durch die Ausbildung von Grenzflächenbindungen initiiert, indem nichtmetallische Oberflächenschichten wie Oxide im tribologischen Kontakt aufreißen und abgetragen werden, so dass ein rein

metallischer Kontakt zwischen den Werkstoffen von Werkzeug und Werkstück zustande kommt [RAED02].

Auf der Seite des Werkstücks ist die Vergrößerung der Oberfläche mit fortschreitender plastischer Verformung für ein Aufreißen der oxidischen Schichten verantwortlich. Auf Seiten des Werkzeugs führen lokale Lastspitzen an Rauheitsspitzen zu einer elastischen Werkstoffdeformation, welche ebenfalls mit einem Aufreißen der spröden Oxidschichten einhergeht. Außerdem ist es möglich, dass die Oxidschichten abrasiv abgetragen werden.

An den Stellen metallischen Kontakts können sich unter den hohen Flächenpressungen schließlich Grenzflächenbindungen ausbilden, welche auch als *Kaltverschweißung* oder *Fresser* bezeichnet werden. Gemeint ist damit der Mechanismus der Adhäsion, zu welchem alle chemischen Bindungen beitragen können, die auch die Kohäsion, d.h. den inneren Zusammenhalt fester Körper, bewirken. Hierzu zählen die starken Hauptvalenzbindungen (Ionenbindung, Atombindung, metallische Bindung) ebenso wie die vergleichsweise schwachen Nebenvalenzbindungen (van-der-Vaals-Bindung).

Die so entstehenden Grenzflächenbindungen können stärker sein als die Kohäsion im Inneren des weichen Werkstückmaterials, so dass die Trennung der Verbindung in der Regel im Inneren des Werkstückmaterials durch Scherung erfolgt. Dadurch wird Werkstückmaterial dauerhaft auf die Werkzeugoberfläche übertragen, siehe Abb. 2.71 links oben, linke Aufnahme.

In zahlreichen Untersuchungen wurden Anstrengungen unternommen, Zusammenhänge zwischen der generellen Adhäsionsneigung und grundlegenden Werkstoffeigenschaften verschiedener Metalle aufzudecken. Die daraus gewonnenen grundlegende Erkenntnisse lassen sich in Faustregeln zusammenfassen, die jedoch nur für Reinetalle beschränkt gültig sind:

- Mit steigender Härte nimmt die Adhäsionsneigung von Metallen ab [SIKO63].
- Die Adhäsionsneigung sinkt in Abhängigkeit von der Gitterstruktur in der Reihenfolge kfz – krz – hexagonal [BUCK68, HABI68]. Der Grund dafür liegt in der unterschiedlichen Anzahl von Gleitebenen, welche die Ausbildung der wahren Kontaktfläche beeinflussen.
- Die Stärke der Adhäsion sinkt in der Reihenfolge B-Gruppenmetalle – Edelmetalle – Übergangsmetalle [CZIC68]. Dies ist in der unterschiedlichen Elektronenkonfiguration und der damit einhergehenden Fähigkeit, bestimmte Bindungsarten einzugehen, begründet.

Des Weiteren wird der Adhäsionsverschleiß in vielen Fällen durch mechanische Umklammerung initiiert. Dabei wird das weiche Werkstückmaterial durch die bei der Umformung entstehenden hohen Pressungen in Oberflächendefekte (Schleifriefen, Grate, Beschichtungsschäden, etc.) des Werkzeugs gepresst und durch Relativbewegung vom Werkstück abgeschert, siehe Abb. 2.71 links oben, rechte Aufnahme. So verbleibt ebenfalls Werkstückmaterial auf der Werkzeugoberfläche, durch welches wiederum ein

metallischer Kontakt gegeben ist, der sich in diesem Fall zwischen dem auf der Werkzeugoberfläche aufgeschmierten Werkstückmaterial und dem Werkstück selbst ausbildet.

Der Adhäsionsverschleiß hat unterschiedliche technologische Auswirkungen. Zunächst entstehen stark aufgeraute Werkzeugoberflächen; die Folge sind Riefen an den Werkstücken. Wird die Oberflächenqualität der Werkstücke in einem unzulässigem Maße überschritten, ist das Standzeitende des Werkzeugs erreicht. Durch mechanisches Nacharbeiten (z. B. Schleifen oder Polieren) sowie in einigen Fällen durch chemische Behandlung (z. B. bei Aluminium-Aufschweißungen) können die unerwünschten Werkstoffüberträge wieder entfernt werden.

Weiterhin bewirken die Aufschmierungen von Werkstückmaterial bei wiederholter tribologischer Beanspruchung lokale Überbelastungen der Werkzeugoberflächen. Durch diese lokal überhöhten und zeitlich begrenzt auftretenden Spannungsspitzen wird der Mechanismus der Oberflächenzerrüttung gefördert, siehe [Abschn. 2.8.3.3](#). So können spontan Risse entstehen, die in der Folge zu grübenartigen Ausbrüchen aus der Werkzeugoberfläche führen.

Die möglichen Maßnahmen zur Vermeidung des adhäsiven Verschleißangriffs sind äußerst zahlreich. Um die Entstehung von Grenzflächenbindungen wirksam zu vermeiden, muss eine Trennung der metallischen Oberflächen von Werkzeug und Werkstück erreicht werden, was auf unterschiedlichen Wegen erfolgen kann, siehe [Abschn. 2.8.4](#) und [2.8.5](#). Um mechanische Verklammerungen zu vermeiden, ist eine optimale End-Bearbeitung der Werkzeugoberflächen erforderlich. In vielen Fällen werden daher polierte Werkzeuge eingesetzt, da diese nur wenige Angriffspunkte für mechanische Werkstoffverklammerung bieten.

2.8.3.3 Oberflächenzerrüttung

Die Oberflächenzerrüttung beruht auf Ermüdung und Rissbildung der oberflächennahen Bereiche, hervorgerufen durch tribologische Wechselbeanspruchungen in der Randschichtzone der beiden Kontaktpartner, die zu einer Materialtrennung führen [[CZIC03](#)]. Sie ist ein Verschleißmechanismus, der durch das zyklische Überrollen und die tangentialen und normalen Mehrfachbeanspruchung gleicher Oberflächenbereiche hervorgerufen wird.

Die Oberflächenzerrüttung weist gewisse Ähnlichkeiten mit der Ermüdung und dem Bruch massiver Bauteile auf. Demnach wird eine Ermüdung durch die Belastungsamplitude und die Zyklenanzahl bestimmt. Man unterscheidet im Allgemeinen zwischen der Kurzzeit- und der Langzeitermüdung. Im Gebiet der Kurzzeitermüdung liegen die Belastungsamplituden auf dem Niveau der Zugfestigkeit. In diesen Fällen können nach sehr kurzen Zeiten Risse und in der Folge Brüche entstehen. Die Langzeitermüdung ist hingegen von hohen Lebensdauern und niedrigen Belastungsamplituden geprägt und stellt die technologisch erstrebenswerte Variante der Ermüdung dar. Der Prozess der Langzeitermüdung von Oberflächen kann im Gegensatz zur Kurzzeitermüdung in folgende Phasen unterteilt werden [[SUH73](#)]:

- Erzeugung von Versetzungen unterhalb der tribologisch beanspruchten Oberfläche (Werkzeugoberfläche),
- Aufstauung von Versetzungen,
- Bildung von Fehlstellen und submikroskopischen *Löchern* (voids),
- Vereinigen der voids zu Rissen parallel und senkrecht zur beanspruchten Oberfläche und
- Entstehen von Verschleißpartikeln, wenn die Risse eine bestimmte kritische Länge erreichen.

Die Folge sind Oberflächenrisse und plättchenförmige Verschleißpartikel, siehe [Abb. 2.71](#) rechts oben. Um möglichst viele Lastzyklen ohne Zerrüttung bzw. hohe Werkzeugstandmengen zu erreichen, müssen die Belastungsamplituden möglichst gering gehalten werden. Im Falle der Oberflächenermüdung treten Spitzenbelastungen an Oberflächenunebenheiten auf. Dazu zählen z. B. Rauheitsspitzen oder von der Werkzeugherstellung zurückgebliebene Schleifriefen und Schleifgrate. Hieraus ergibt sich somit analog zum Mechanismus der Adhäsion durch mechanische Verklammerung, die Forderung nach Umformwerkzeugen mit Oberflächen extrem geringer Rauheit. Aber selbst bei ideal glatten Oberflächen kann aufgeschmiertes Werkstückmaterial, welches durch den Verschleißmechanismus Adhäsion auf die Werkzeugoberfläche übertragen wird, Unebenheiten bilden, die einen lastkonzentrierenden Effekt bewirken.

2.8.3.4 Tribochemischer Verschleiß

Durch die tribologische Beanspruchung der beiden Reibpartner wird Reibungsenergie in die Oberflächenbereiche der Kontaktpartner eingebracht. Dadurch werden chemische Reaktionen zwischen Grund- und Gegenkörper, Zwischenstoff und Umgebungsmedium hervorgerufen, bei denen auf Grund- und Gegenkörper Randschichten veränderter chemischer Zusammensetzung mit meist deutlich veränderten Materialeigenschaften entstehen, siehe [Abb. 2.71](#) rechts unten. Sprödharte Reaktionsschichten können tribologisch induzierte Spannungen nur begrenzt abbauen und werden bei Erreichen einer kritischen Dicke durch sprödes Ausbrechen abgetragen, wohingegen weichere Reaktionsprodukte kontinuierlich neugebildet und abrasiv abgetragen werden [[FINK32](#), [QUIN62](#)]. Beide Arten des Abtrags chemischer Reaktionsprodukte von Werkzeugoberflächen werden dabei als tribochemischer Verschleiß bezeichnet. Ihnen ist ein Verlust von Material aus der Werkzeugoberfläche gemein.

Tribochemische Reaktionen können im Allgemeinen durch verschiedene Prozesse beschleunigt werden [[HEID75](#), [THIE67](#)]:

- Entfernung von reaktionshemmenden Deckschichten,
- Beschleunigung des Transports der Reaktionsteilnehmer,
- Vergrößerung der reaktionsfähigen Oberfläche,
- Temperaturerhöhung infolge der Reibungswärme und

- Entstehung von Oberflächenatomen mit freien Valenzen infolge von Gitterstörungen, die durch plastische Deformationsprozesse hervorgerufen werden.

In Umformprozessen laufen alle fünf Prozesse parallel ab. Zusätzlich zu der aufgeführten Reibungsenergie führen auch noch die dissipierte Umformarbeit und eine eventuelle Prozesswärme, wie sie z.B. beim Schmieden erforderlich ist, zu weiteren Temperaturerhöhungen an der Werkzeugoberfläche. Chemische Reaktionen zwischen Werkzeug und Umgebungs- bzw. Zwischenmedium tauchen somit in allen Umformprozessen auf, auch wenn sie sich hinsichtlich Ausprägung und technologischer Auswirkung stark unterscheiden können. Zum besseren Verständnis seien hier kurz zwei Beispiele erläutert:

- Die Oberflächen von Schmiedewerkzeugen sind hohen Temperaturen ausgesetzt. Dadurch findet eine gegenüber Raumtemperatur erhöhte Oxidation (Reaktion von Grundkörper und Umgebungsmedium) statt. Infolge thermischer und mechanischer Aktivierung tritt diese insbesondere an Mikrokontaktstellen (Rauheitsspitzen) auf. Die Folge sind Ausbrüche der entstehenden Oxidinseln, wodurch ein unerwünschter Materialverlust am Werkzeug in Form von Verschleißpartikeln entsteht.
- In der Kaltumformung werden Schmierstoffen vielfach reaktionsschichtbildende Additive zugegeben. Die Reaktionsschichten werden kontinuierlich erzeugt und wieder abgetragen und zählen per Definition bereits zum tribochemischen Verschleiß. Dieser ist in diesem Fall jedoch gewollt und wird in Kauf genommen, um durch die oberflächentrennende Wirkung der Reaktionsprodukte (z. B. Eisenchlorid im Fall chlorierter Öle, siehe [Abschn. 2.8.4.4](#)) Adhäsionsverschleiß zu verhindern, der weitaus stärkere Folgen bewirkt.

2.8.4 Schmierung in der Umformtechnik

Die Schmierung ist in der Umformtechnik von besonderer Bedeutung. Die unterschiedlichsten Stoffe werden eingesetzt, um Werkzeugverschleiß zu vermindern und Reibungseinflüssen entgegenzuwirken. Aufgrund der extrem hohen tribologischen Beanspruchungen sind viele Umformverfahren ohne spezielle Schmierungstechniken gar nicht durchführbar.

In den meisten Anwendungen dienen flüssige Schmierstoffe auf Mineral- oder Syntheseölbasis sowie natürliche Öle als Basisschmierstoffe. Diese Basisschmierstoffe werden auch als Grundöle bezeichnet, siehe [Abschn. 2.8.4.3](#). Aber auch pastöse, fettartige und feste Substanzen oder Folien finden Verwendung, da diese eine erhöhte oberflächentrennende Wirkung besitzen oder im Falle der Festschmierstoffe höheren Temperaturen standhalten können, wie sie etwa beim Schmieden auftreten, siehe [Abschn. 2.8.4.5](#). Um einen technologisch wirksamen Schmierstoff zu erhalten müssen den jeweiligen Grundölen, -emulsionen oder -fetten verschiedene Additive beigemischt werden, siehe [Abschn. 2.8.4.4](#). In vielen Fällen ist das Aufbringen der Schmierstoffe auf die Werkstücke direkt möglich.

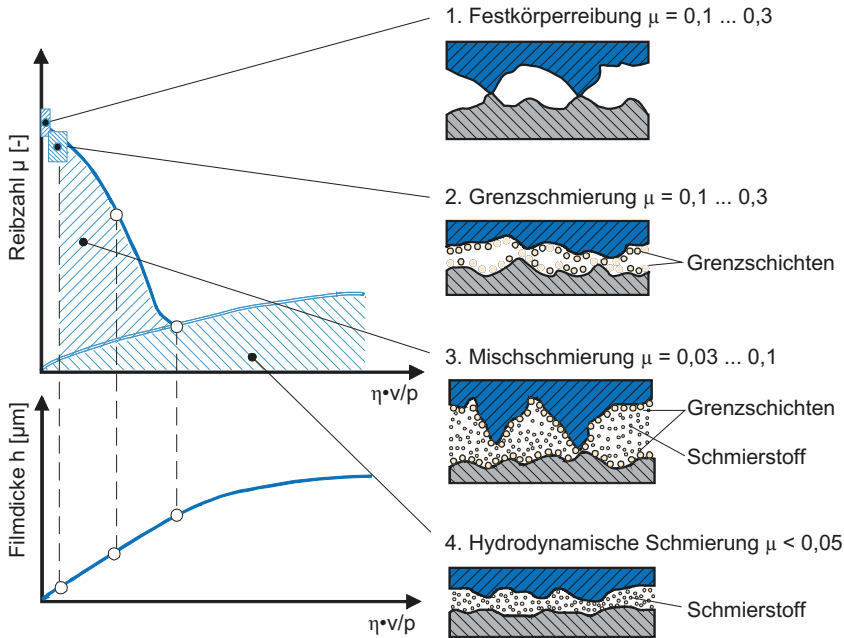


Abb. 2.72 Stribeck-Diagramm für unterschiedliche Schmierzustände, mit η dynamische Viskosität, v Gleitgeschwindigkeit, p Druck bzw. Flächenpressung [CZIC03]

Bei komplizierten Prozessen, insbesondere beim Kaltmassivumformen, ist häufig das Aufbringen einer Schmiermittelträgerschicht, die dann ihrerseits das Schmiermittel aufnimmt, notwendig, siehe [Abschn. 2.8.4.2](#).

Einen Überblick über die zum Umformen geeigneten Schmiermedien gibt das Arbeitsblatt 2 der Gesellschaft für Tribologie [GFT91]. Dieser Richtlinie sind auch Informationen über die für den jeweiligen Schmierstoff günstigste Auftragsart zu entnehmen.

Der Grund für die genannte Vielfalt an Schmierstoffen für die Umformtechnik liegt in der Vielfalt der prozessabhängigen, tribologischen Beanspruchungen hinsichtlich mechanischer Werkzeugbelastung und Relativgeschwindigkeit zwischen Werkzeug- und Werkstückoberfläche. Von hydrodynamischen Schmierzuständen, wie sie teilweise im Niederhalterbereich von Tiefziehwerkzeugen zu finden sind, bis hin zu extremen Grenzschmierungsverhältnissen in der Massivumformung wird daher das gesamte Spektrum an Schmierzuständen durch die einzelnen Umformprozesse abgedeckt, siehe [Abb. 2.72](#).

2.8.4.1 Anforderungen an Umformschmierstoffe

Die wichtigste tribologische Funktion der Schmierstoffe besteht darin, die Oberflächen von Werkzeug und Werkstück zu trennen und somit die Reibverhältnisse vom Gebiet der Grenzreibung in Richtung hydrodynamischer Reibung zu verschieben, siehe [Abb. 2.72](#).

Optimale Reibverhältnisse sind die Voraussetzung für gute Werkstückoberflächen sowie minimale Umformkräfte und damit für eine geringe mechanische Belastung sowie geringen Werkzeugverschleiß.

Eine weitere tribologische Funktion besteht in der Abfuhr von Wärme aus dem Schmierspalt. Diese Funktion ist vor allem in Schmiedeprozessen von übergeordneter Bedeutung. Durch Besprühen der Schmiedegesenke zwischen jedem Arbeitshub wird gewährleistet, dass das Werkzeugmaterial nicht überhitzt und vorzeitig durch Erweichung und oxidativen Verschleißangriff ausfällt. Aber auch bei *kalten* Umformverfahren treten häufig höhere Temperaturen auf. Im Falle des Napf-Rückwärts-Fließpressens von weichgeglühtem Einsatzstahl 16 MnCr 5 können beispielsweise Kontakttemperaturen von mehr als 350 °C entstehen, im Falle von rostfreiem Stahl sogar mehr als 500 °C [RAED02, STEE99]; beim Feinschneiden treten ähnlich hohe Temperaturen auf.

Neben den tribologischen Schmierstoffeigenschaften (Verringerung von Reibung und Verschleiß sowie Wärmeabfuhr) müssen Schmierstoffe jedoch viele weitere Aufgaben erfüllen und einer großen Anzahl von Anforderungen genügen. Einen Überblick über die Anforderungen an Umformschmierstoffe gibt Abb. 2.73. Die einzelnen Anforderungen können auf verschiedene Art und Weise realisiert werden, wie in den folgenden Kapiteln anhand der Beschreibung der einzelnen Schmierstoffe und ihrer Funktionsweisen dargelegt wird.

2.8.4.2 Trenn- und Schmierstoffträgerschichten

Bei Kaltumformoperationen, in denen mit einer erhöhten Oberflächenvergrößerung auf Seiten des Werkstücks zu rechnen ist, wird das umzuformende Material in chemischen

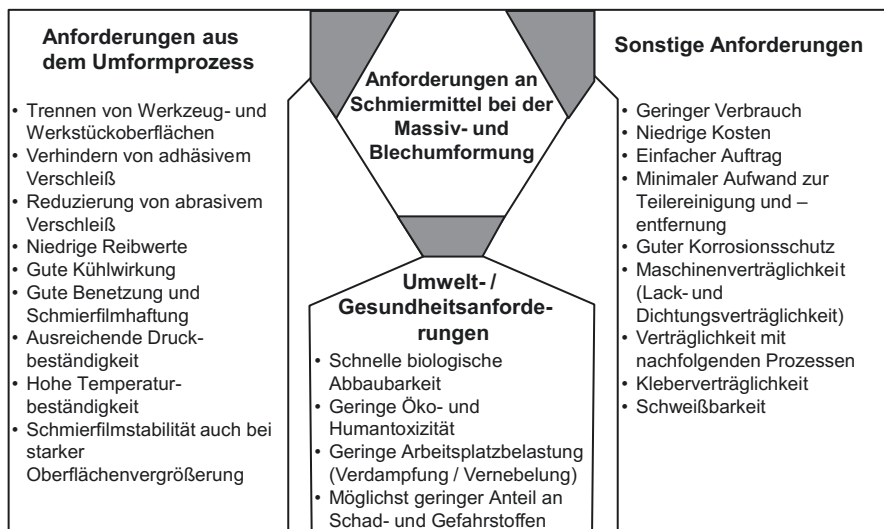


Abb. 2.73 Anforderungen an ein Schmiermittel für die Massiv- und Blechumformung

Bädern mit einer sogenannten Schmierstoffträgerschicht (Konversionsschicht) versehen. Konversionsschichten sind kristalline, hoch poröse Salzsichten, die durch chemische Umsetzung mit dem Grundwerkstoff entstehen und fest mit dem Grundwerkstoff verwachsen sind. Diese Schichten haben die Aufgabe, die metallischen Oberflächen von Werkzeug und Werkstück auch bei hohen Oberflächenvergrößerungen zu trennen und dem zusätzlich aufzutragenden Schmierstoff als Haftgrund oder als Umsetzungspartner zu dienen.

Neben dem Fließpressen werden Konversionsschichten zum Draht-, Rohr- und Profilziehen sowie teilweise in der Blechverarbeitung, z. B. bei schwierigen Abstreckoperationen, verwendet [MANG83]. Während Schüttgut durch Tauchen in Mehrkammeranlagen beschichtet wird, verwendet man für Draht und Blech eher Durchlaufanlagen.

Besondere Bedeutung haben Metallphosphat- bzw. Metalloxalatschichten, die für das Fließpressen niedriglegierter Stähle bzw. hochlegierter Chrom- und/oder Nickelstähle verwendet werden [MANG83, LANG90a, NITT04a]. Das heute am weitesten verbreitete Vorbehandlungsverfahren für Fließpressteile aus Stahl ist die Zinkphosphatierung. Teilweise werden aber auch Manganphosphat- oder Zink-Mangan-Phosphate verwendet. Für das Fließpressen von hochfesten Aluminiumwerkstoffen werden neben Zinkphosphaten außerdem sehr häufig Calciumaluminatschichten in Betracht gezogen [NITT04a]. Titanlegierungen werden mit Titanfluoridschichten versehen.

Zinkphosphatschichten sind bis etwa 400 °C stabil, Oxalatschichten hingegen zersetzen bereits ab 140 °C [MANG83]. Beide können im Umformprozess jedoch kurzzeitig wesentlich höheren thermischen Belastungen standhalten.

Beispielhaft sei hier das Zinkphosphatieren vereinfacht erläutert. Wichtig ist zunächst eine gleichbleibende, homogene Oberflächenqualität der Rohlinge, da die heutigen Phosphatieranlagen einen hohen Automatisierungsgrad aufweisen. Um dies zu erreichen, werden die Rohlinge oft einer mechanischen Vorbehandlung wie Schäloperationen, Sand- oder Kugelstrahlen unterzogen [BAY94].

Zur besseren Verankerung der Phosphatschicht auf der Werkstückoberfläche werden zunächst durch einen Beizvorgang mit Schwefel-, Phosphor- oder Salzsäure Eisenatome aus dem Verbund gelöst. Nach einem Spülvorgang schließt sich die eigentliche Schichtbildung an. Die Phosphatierlösung besteht dabei aus einer phosphorsauren Lösung des primären Zinkphosphats. Zuerst kommt es zu einer Beizreaktion der Werkstückoberfläche mit der freien Phosphorsäure. Dadurch verändert sich das Lösungsgleichgewicht an der Grenzfläche Werkstück/Lösung, wobei das in der Lösung vorhandene primäre Zinkphosphat in schwerlösliches tertiäres Zinkphosphat und freie Phosphorsäure zerfällt. Das schwer lösliche, tertiäre Zinkphosphat wird als kristalline Schicht auf der Werkstückoberfläche abgeschieden, während die aus der Oberfläche herausgelösten Eisen-Ionen mit der Lösung zu Fe-III-Phosphat reagieren. Dieses sammelt sich am Boden des Phosphatierbades und muss als Phosphatschlamm entsorgt werden.

Allgemeine Hinweise zum Phosphatieren von Metallen, auch zur spanlosen Formgebung gibt DIN EN 12476 [EN01a]. Neuere Entwicklungen bei der Konversionsbehandlung zielen auf eine Reduktion des Chemikalien- und Schmiermittelverbrauchs, eine Verringerung der Durchlaufzeiten sowie auf eine Senkung der Prozesstemperaturen

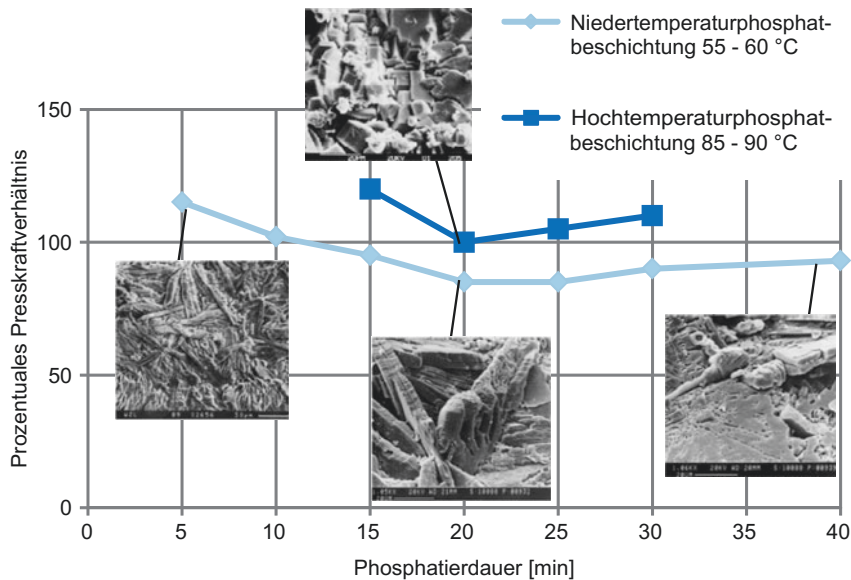


Abb. 2.74 Einfluss der Phosphatschichtausbildung auf die Presskraft beim Fließpressen von schrägverzahnten Zahnradern [KÖNI93a]

beim Beschichten ab, um den Prozess umweltgerechter und kostengünstiger zu gestalten [KÖNI93a].

Die Gestalt der Schichtstruktur ist abhängig von der Verweilzeit im Phosphatierbad. Den Einfluss der Phosphatschichtstruktur auf den Fließpressprozess verdeutlicht Abb. 2.74.

Zwar hat die Ausprägung der Phosphatschicht einen Einfluss auf die Reibung und damit auf die Presskraft, sie allein besitzt jedoch keine reibmindernden Eigenschaften [MANG83]. Vielmehr bietet sie in Abhängigkeit der Porosität ihrer Struktur eine extrem große Oberfläche, welche einen idealen Haftgrund für zusätzlich aufzutragende Schmiermittel verschiedener Art darstellt. Je besser die Schicht ihre Funktion als Schmierstoffträger erfüllt, desto besser können die Schmierstoffe wirken.

Als Schmierstoffe eignen sich je nach zu erwartender Prozesstemperatur Öle, verschiedene Seifen und polymere Trockenfilme sowie Festschmierstoffe, wie Molybdändisulfid (MoS_2) oder Graphit [LANG90a, MANG83, NITT04b], siehe Abschn. 2.8.4.5. Fließpressöle mit verschiedenen Hochdruckzusätzen werden bevorzugt bei der Fertigung von Schrauben, Bolzen, Muttern und Kleinteilen auf automatischen Mehrstufenpressen verwendet.

Interessant für die meisten Fließpress- und Ziehverfahren sind vor allem Seifenschmierstoffe, da der Fettsäureanteil der Seife in heißer, wässriger Lösung mit der Zinkphosphatschicht zu stark reibungsmindernder Zinkseife (z. B. Zinkstearat im Fall von Stearinsäure) reagieren kann. Diese Reaktion bringt zwei Vorteile:

- gute Bindung des Schmiermittels an die Trägerschicht und
- höherer Schmelzpunkt der entstandenen Zinkseife im Vergleich mit der Alkaliseife (Natronseife).

Diese Seifen bleiben bis etwa 200 °C verwendbar. Wesentlicher Nachteil dieser Schmiermittel ist, dass der Seifenfilm stärkeren Oberflächenvergrößerungen des Werkstücks nicht folgen kann und aufreißt. Dann tritt der gefürchtete metallische Kontakt zwischen Werkzeug und Werkstück auf, den auch die noch vorhandene Phosphatschicht nicht mehr verhindern kann. Bei schwierigen Umformvorgängen und höheren Temperaturen werden daher Festschmierstoffe, z. B. Molybdändisulfid (MoS_2) und Graphit, eingesetzt, siehe [Abschn. 2.8.4.5](#).

In Einzelfällen werden heute polymere Trockenfilme anstatt MoS_2 verwendet, mit denen eine weitere Leistungssteigerung gegenüber MoS_2 möglich ist [[NITT04b](#)]. Dies ist interessant für Near-Net-Shape Anwendungen, bei denen eine optimale Formfüllung gefordert wird. Bestimmte Einzelteile können durch den Einsatz polymerer Filme auch ohne Zinkphosphatierung und Seife hergestellt werden. Die zinkphosphatschichtfreie Kaltmassivumformung wird zudem durch den Einsatz von CVD- und PVD-Beschichtungen deutlich unterstützt [[RUPP97](#)].

2.8.4.3 Öle, Fette und Emulsionen

Zu den flüssigen und fettartigen Schmierstoffen zählen Schmierstoffe auf Basis von Öl und Wasser. Sie verfügen allein i. d. R. über keine für umformtechnische Anwendungen ausreichende verschleiß- und reibungsmindernde Wirkung. Öl und Wasser dienen in der Umformtechnik als Grundsubstanzen für Schmierstoffe und damit als Träger für Additive oder Festschmierstoffe. Um einen technologisch interessanten Schmierstoff zu erhalten, der allen Anforderungen gerecht wird, müssen Additive und/oder feste Schmierstoffe in emulgierter, gelöster oder dispergierter Form beigemischt werden, siehe [Abschn. 2.8.4.4](#) und [2.8.4.5](#).

Fette

Die Öle werden in ihrer Reinform oft als Grundöle bezeichnet. Durch Zugabe von Seifen (z. B. Natronseife), festen Fettstoffen (z. B. Wollfett), Feststoffen (z. B. Kreide), Gelbildnern (z. B. Kieselgel) oder Polyharnstoffen können eingedickte Produkte hergestellt werden, die man als Fette oder pastöse Substanzen bezeichnet [[MANG01](#)]. Fette werden häufig wegen ihrer rheologischen Eigenschaften oder für das stabile Einbringen fester Stoffe, die sich im Fett nicht absetzen können, verwendet. Die Konsistenz und tribologischen Eigenschaften der Fette hängen stark vom verwendeten Grundöl, dem Verdickersystem und den zugegebenen Additiven und/oder Festschmierstoffen ab.

Emulsionen

Sowohl Öle als auch Fette werden häufig in Form von Emulsionen eingesetzt. Bei den Emulsionen ist eine Flüssigkeit in einer anderen dispers verteilt, das heißt, dass eine

Flüssigkeit in tröpfchenartiger Form vorliegt (disperse oder innere Phase) und von einer weiteren Flüssigkeit (kontinuierliche oder äußere Phase) umhüllt wird [MANG01]. Je nach Dispersionsart unterscheidet man bei Emulsionen zwischen Öl-in-Wasser (OW, Öl bzw. Fett als disperse Phase) und Wasser-in-Öl-Emulsionen (WO, Wasser als disperse Phase). Der Vorteil von Emulsionen liegt in der erhöhten Kühlwirkung, die sich aus der gegenüber Öl fünfmal höheren Wärmeleitfähigkeit und dreimal höheren Wärmekapazität des Wassers ergibt. Bei warmen Umformprozessen kommt die schnellere Verdampfung des Wassers hinzu, bei der ebenfalls ein Kühleffekt eintritt. Außerdem ist beim Einsatz von Emulsionen der Bedarf an gegenüber Wasser teurerem Öl deutlich kleiner. Nachteilig ist jedoch der höhere Aufwand zur Wartung und Pflege, da Emulsionen anfällig gegenüber Kontamination mit Bakterien oder Pilzen sowie Frost sind. Wichtig für die Qualität einer Emulsion ist eine gleichbleibende Qualität des verwendeten Wassers, die bezüglich pH-Wert, Ionengehalt und enthaltenen Mikroorganismen stark schwanken kann. Auch für die Emulsionen gilt, dass ihre Leistungsfähigkeit in hohem Maße vom verwendeten Grundöl und dessen Additivgehalt abhängt.

Viskosität

Die wohl wichtigste Kenngröße zur Charakterisierung von Ölen und Emulsionen ist die Viskosität. Sie wird in der Regel als kinematische Viskosität ν bei 40 °C in mm^2/s (SI-Einheit) oder cSt (Zentistokes) angegeben und beschreibt die Fließfähigkeit flüssiger Stoffe [MANG01]. In der Umformtechnik wird ein breiter Viskositätsbereich von niedrigviskosen, dünnflüssigen Ölen (z. B. rückstandsfrei verdampfende Stanz- und Ziehöle, $\nu \approx 3 \text{ mm}^2/\text{s}$) bis hin zu extrem hochviskosen, gerade noch fließfähigen Ölen (z. B. Öle zur Dornschnierung bei der Rohrherstellung, $\nu \approx 1.000 \text{ mm}^2/\text{s}$) abgedeckt [MANG83].

Die Viskosität ändert sich in Abhängigkeit von der Temperatur und des beaufschlagten Drucks [MANG01]. Das Viskositäts-Temperatur-Verhalten (VT-Verhalten) wird mit dem Viskositätsindex (VI) beschrieben. Je höher VI für einen bestimmten Schmierstoff angegeben ist, desto weniger stark fällt seine Viskosität mit steigender Temperatur. Das Viskositäts-Druck-Verhalten (VP-Verhalten) hingegen wird durch den Viskositäts-Druckbeiwert α charakterisiert [GOLD01]. Ein hoher Wert für α steht dabei für eine hohe Viskositätszunahme bei steigendem Druck.

Da die Viskosität zugleich ein Maß für die Tragfähigkeit eines Schmierfilms darstellt, wirkt sich eine Abnahme der Viskosität bei Temperaturerhöhung in den meisten Umformprozessen negativ aus, während der Trend zur Viskositätserhöhung mit zunehmendem Druck als positiv zu bewerten ist. Ein günstiges Schmierstoffverhalten wird demnach durch hohe Werte von VI und α indiziert.

Mineralöle

Bei den Grundölen unterscheidet man zwischen Mineralölen, synthetischen Ölen und natürlichen Ölen [HUBM94, MANG83, MANG01, SEID04]. Die Mineralöle stellen dabei nach wie vor die bedeutendste und marktstärkste Gruppe dar.

Tab. 2.16 Beurteilung der Eigenschaften verschiedener Mineralöle in Bezug auf Umformprozesse [HUBM94, MANG83]

	VT-Verhalten	VP-Verhalten	Benetzungsfähigkeit	Lösung von Additiven	Dispergiervermögen	Verdampfung
Paraffin	+	–	–	–	–	+
Naphthen	o	o	o	o	o	o
Aromat	–	+	+	+	+	–

Je nach gewünschten Eigenschaften werden unterschiedliche Bestandteile des Mineralöls, sogenannte Raffinate verwendet. Es werden paraffinische oder naphthenische Mineralölraffinate eingesetzt, aromatische Öle hingegen nur noch in sehr begrenztem Maße. Die aromatischen Mineralöle weisen zwar für die Umformung interessante Eigenschaften auf, da sie ein sehr günstiges VP-Verhalten und eine hohe Löslichkeit für Additive besitzen, sie enthalten jedoch sehr oft kanzerogene (krebserregende) Verbindungen. Während Paraffinöle, welche die mengenmäßig wichtigste Gruppe darstellen, das günstigste VT-Verhalten und das geringste Lösungsvermögen für Additive besitzen, stellen die Aromaten das genaue Gegenteil dar. Die Naphthene bilden den Kompromiss in Bezug auf VT-Verhalten und Lösungsvermögen. Einen Überblick gibt [Tab. 2.16](#).

Synthetische Öle

Zu den wichtigsten synthetischen Ölen zählen Polyolefine, Alkylbenzole, Polyglykole und Carbonsäureester [HUBM94, MANG83, MANG01]:

- Polyolefine besitzen ähnliche Eigenschaften wie paraffinische Mineralöle. Besonders verbreitet sind die Polyalphaolefine, die bei hohen Drücken oder Temperaturen depolymerisieren. Das bedeutet, dass ihre Viskosität zwar beim Gebrauch sinkt, sie sich aber ideal für Umformteile eignen, die vor der thermischen Nachbehandlung nicht entfettet werden.
- Alkylbenzole haben insgesamt eine hohe Ähnlichkeit zu den aromatischen Mineralölen und bieten daher eine ähnlich gute Lösungsfähigkeit für Additive. Meistens spricht ihre absolute Schwefelarmut für den Gebrauch dieser Stoffe.
- Polyglykole sind in den meisten Fällen wasserlöslich, oft auch gleichzeitig öllöslich. Gegenüber Emulsionen stellen sie daher stabilere Öl-Wasser-Gemische zur Verfügung. Interessant sind diese Stoffe für Festschmierstoffdispersionen für die Warm- und Halbwarmumformung, da die Möglichkeit der Verwendung von wasserhaltigen, ölbasierten Dispersionen besteht. Gegenüber wasserbasierten Dispersionen bieten sie daher eine höhere Schmierwirkung und gegenüber ölbasierten Dispersionen eine höhere Kühlwirkung.
- Synthetische Carbonsäureester werden durch Veresterung von natürlichen Fettsäuren (gewonnen aus natürlichen Fettstoffen, z. B. Rapsöl) oder synthetischen Carbonsäuren

(Oxidation von Mineralölen) hergestellt. Ihr großer Vorteil liegt in ihrem polarem Charakter, der zu einem gut haftenden Schmierfilm führt und eine sehr gute Schmierwirkung im Mischreibungsgebiet bietet.

Natürliche Öle

In den letzten Jahren gewinnen natürliche Öle aufgrund ihrer gegenüber Mineralölen besseren biologischen Abbaubarkeit zunehmend an Bedeutung [AHLR04, GERB03, KLOC04c]. Obwohl sie viele günstige Eigenschaften besitzen, konnten sie sich wegen hoher Preise und schwankender Qualität als Grundöl bisher nicht durchsetzen. Die in natürlichen Ölen enthaltenen gesättigten und ungesättigten Fettsäuren (z. B. Ölsäure) und unterschiedlichen Esterverbindungen (z. B. Triglyceride) weisen polare Gruppen auf, die sich durch Adsorption an Oberflächen anlagern und so die Schmierfilmhafung und -stabilität deutlich fördern. In ihrer Reinform führen sie daher zu deutlich niedrigeren Reibwerten als reine Mineralöle, siehe Abb. 2.75; auch additivierten Mineralölen sind sie häufig überlegen [KLOC04e]. Native Fettsäuren und Esterverbindungen werden deshalb häufig als Additive (polare Zusätze) in mineralölbasierten Schmierstoffen eingesetzt. Des Weiteren zeichnen sie sich durch ein gegenüber Mineralölen besseres VT-Verhalten und einen wesentlich geringeren Verdampfungsgrad aus. Da die meisten Umformprozesse ohne Umlauf- sondern mit Verlustschmierung arbeiten, spielt ihre geringe Alterungsstabilität in der Umformtechnik eine eher untergeordnete Rolle.

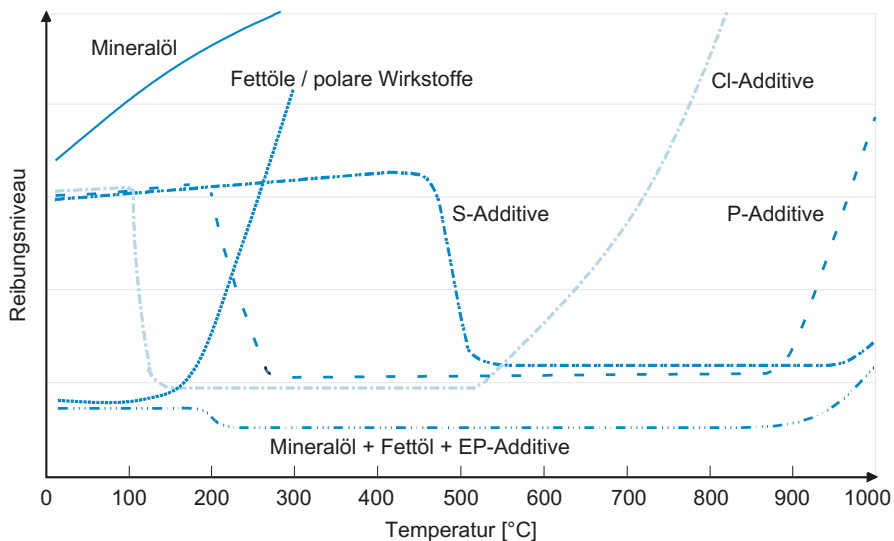


Abb. 2.75 Qualitativer Verlauf der Reibungskoeffizienten für verschiedene Grundöle und Additive über der Temperatur [HORL89, MANG83, SCHU04a]

2.8.4.4 Additive

Umformschmierstoffe, sowohl Öle als auch Fette und Emulsionen, sind in der Regel mit Additiven versehen. Man unterscheidet zwischen stabilisierenden Additiven, wie Oxidations-, Hydrolyse- und Schauminhibitoren sowie Emulgatoren und oberflächenaktiven Additiven [BART94, MANG83, MANG01]. Zu Letzteren zählen korrosionsschützende Zusätze sowie reibungs- und verschleißmindernde Stoffe. Den größten Einfluss auf den jeweiligen Umformprozess haben die oberflächenaktiven reibungs- und verschleißmindernden Stoffe [ULLM04]. Diese haben alle gemein, dass sie mehr oder weniger den Reibwert senken und vor Verschleiß schützen. Der größte Unterschied besteht in den Wirkmechanismen (Physisorption, Chemisorption und chemische Reaktion), von denen ein oder mehrere gleichzeitig wirken. Je nach Art der im Schmier-spalt vorliegenden tribologischen Verhältnisse, sind die einzelnen Additive unterschiedlich gut einsetzbar und mit Schmierstoffen kombinierbar. Abb. 2.75 zeigt exemplarisch das reibmindernde Potenzial verschiedener flüssiger Schmierstoffe und Additive über der Temperatur.

Die Einteilung der Additive in verschiedene Klassen gestaltet sich schwierig und wird in der Literatur unterschiedlich vorgenommen. Im Folgenden wird zwischen polaren Wirkstoffen und EP-Additiven unterschieden.

Polare Wirkstoffe

Die wichtigsten polaren Wirkstoffe sind natürliche Fettstoffe (Esterverbindungen wie Triglyceride), Fettsäuren, synthetische Carbonsäuren und Carbonsäureester, Fettalkohole, Fettsäureamide und -amine sowie metallische Seifen [ULLM04]. Sie lagern sich in hohem Maße an metallischen Oberflächen durch Physisorption an, wobei van-der-Vaals-Bindungen zwischen dem polaren Moleküle und der Metalloberfläche entstehen. Dadurch beeinflussen sie das Benetzungsverhalten von Schmierstoffen und bilden bereits bei Raumtemperatur reibungsmindernde und in geringem Maße verschleißschützende Filme von der Dicke einer Moleküllänge. Bei Temperaturen oberhalb von 100 °C beginnen sich die polaren Bindungen jedoch zu lösen, so dass die reibungsmindernde Wirkung verloren geht, siehe Abb. 2.75. Die Fettsäuren sind darüber hinaus in der Lage, mit den Oberflächen metallischer Werkstoffe zu reagieren. Dabei entstehen metallische Seifen, die ebenfalls reibmindernd wirken und bis etwa 200 °C stabil sind.

Extreme Pressure (EP) Additive

Die Gruppe der EP-Additive ist bei schweren Umformvorgängen erforderlich, wenn eine Additivierung mit polaren Wirkstoffen nicht mehr ausreicht. Die beim Umformen frisch erzeugten metallischen Oberflächen reagieren beim Umformen mit den EP-Additive zu scherweichen Reaktionsschichten, die den gefürchteten metallischen Kontakt zwischen Werkzeug und Werkstück verhindern. Bei mechanischer Beanspruchung werden diese Schichten leicht abgeschert und wirken dadurch reibungsmindernd, siehe Abb. 2.75. Die Reaktionsschichten werden so ständig aufgebaut und wieder abgegeben, wodurch EP-Wirkstoffe verbraucht werden.

Die Klasse der EP-Additive wird dominiert von drei besonders häufig eingesetzten Stoffklassen [HORL89, KORF94, MANG83, MANG01, SCHU04a, ULLM04]:

- **Schwefelhaltige Additive:** Die wirksamsten und am häufigsten verwendeten Reaktionsschichten sind sulfidischer Natur. Die Reaktion metallischer Oberflächen mit im Öl enthaltenen Schwefel findet bei erhöhten Temperaturen (im Allgemeinen oberhalb 500 °C) statt und führt zu sehr stabilen und temperaturbeständigen Trennschichten. Die Wirksamkeit der Schwefelträger beruht darauf, dass sie sich durch physikalische Adsorption an der Metalloberfläche anlagern und durch Chemisorption Schwefel abspalten, welcher dann mit dem Metall zu einem Sulfid reagiert. Geschwefelte Öle werden durch die Zugabe von reinem Schwefelpulver (auch Schwefelblüte genannt; besitzt auch Festschmierstoffeigenschaften), geschwefelten Fettstoffen (z. B. geschwefelte Fettsäureester) oder durch geschwefelte Kohlenwasserstoffe (z. B. Alkylpolysulfide) erzeugt und enthalten zwischen 10 % und 50 % Schwefel. Die einzelnen Zusätze unterscheiden sich hinsichtlich Polarität (Fähigkeit zur Physisorption), welche vom Kohlenwasserstoff zum Fettstoff steigt, Schwefelaktivität (Fähigkeit zur Chemisorption) und Schwefelgehalt, welche vom Kohlenwasserstoff zum Fettstoff fallen. Um breite Anwendungsbereiche abzudecken, werden daher oft verschiedene Schwefelträger in Kombination eingesetzt.
- **Phosphorhaltige Additive:** Phosphorhaltige Zusätze bewirken z. T. eine Phosphatierung der Oberflächen von Werkzeug und Werkstück. Durch ihre Synergie mit Schwefelträgern werden sie heute vermehrt in Kombination als Ersatz für Chlorparaffine verwendet [WÜNS02]. Die wichtigsten Phosphoradditive sind die Phosphorsäureester. Im Phosphatteil des Moleküls kann Sauerstoff durch Schwefel ersetzt werden, wodurch man Thiophosphate erhält, von denen früher vorzugsweise die Zinkdialkyldithiophosphate eingesetzt wurden. Diese finden in nahezu allen Schmierstoffbereichen Verwendung und werden zunehmend durch zinkfreie Verbindungen ersetzt. Bei diesen Stoffen kommt neben der Phosphatierung die Freisetzung von reaktivem Schwefel hinzu, so dass auch sulfidische Trennschichten entstehen. Die Stabilität der erzeugten Phosphatschichten ist im Hochdruckbereich sehr begrenzt, weshalb Phosphorträger oft nicht als EP-Additive sondern nur als AW-(Anti-Wear)-Additive bezeichnet werden. Neben ihrer verschleißschützenden Wirkung dienen sie oft als Oxidations- und Korrosionsinhibitoren.
- **Chlorhaltige Additive:** Die wichtigste Gruppe der Chloradditive stellen die öligen, meist hochviskosen Chlorparaffine mit Chlorgehalten zwischen 35 % und 70 % Chlor. Ihre Wirkung beruht auf einem ähnlichen Mechanismus wie bei den Schwefeladditiven (Physisorption – Chemisorption – Reaktion). Allein durch Ihre physische Anwesenheit wirken sie reibmindernd und verschleißschützend, da sie sehr polare Verbindungen darstellen. Bei Erreichen der Aktivierungstemperatur (> 100 °C) entsteht eine Eisenchloridschicht bestehend aus Eisen-II- und Eisen-III-chlorid, die im Temperaturbereich bis maximal 670 °C (Schmelzpunkt von Eisen-II-chlorid) stabil ist. Über die genaue Wirkungsweise und die thermischen Einsatzgrenzen werden in der

Literatur unterschiedliche Angaben gemacht. Eine gute Beschreibung gibt [SCHU04a]. Chlorparaffine bewirken extrem niedrige Reibwerte. Letzteres ist vor allem für die Verarbeitung hochlegierter Cr-Ni-Stähle interessant, da bei diesen nur eine geringe Reibungsminderung durch polare Zusätze erzielt werden kann. Trotz ihrer hervorragenden tribologischen Wirkung und ihres relativ niedrigen Preises ist ihr Einsatz heute stark rückläufig. Der Grund dafür besteht in dem Verbot der kurzkettigen Chlorparaffine (10 – 13 C-Atome) auf europäischer Ebene seit dem 31.12.1999, welche nachgewiesen toxisch, krebserregend und schwer abbaubar sind [AHLR04, NN95]. Mittel- und langkettige Chlorparaffine dürfen zwar noch verwendet werden, stehen aber unter Verdacht im Gebrauch zu kurzkettigen zu zerfallen. Ihre Entsorgung ist teuer, da bei ihrer Verbrennung Dioxin entsteht. Darüber hinaus bereitet die im Gebrauch frei werdende Salzsäure in vielen Fällen starke Korrosionsprobleme mit einhergehendem hohem Reinigungsaufwand der produzierten Teile. Trotzdem wird bei einigen Umformprozessen, z. B. bei schwierigen Tiefziehoperationen austenitischer, rostfreier Stähle oder in bestimmten Feinschneidprozessen, nicht auf sie verzichtet [KLOC03c, KLOC04d]. Ersatzprodukte sind häufig weniger effektiv, wesentlich teurer oder bedeuten oftmals eine Umstellung nachgeschalteter Reinigungsschritte.

Passiv-Extrem-Pressure Additive (PEP)

Diese Klasse von Additiven zeichnet sich durch sehr gute Hochdruckeigenschaften aus, ohne dass eine chemische Reaktion mit der Metalloberfläche stattfindet, wie z. B. bei Schwefel- oder Chloradditiven. Deshalb werden diese Additive auch als passive Hochdruckadditive (PEP) bezeichnet. Typische Vertreter sind überbasische Sulfonate. In diesen Verbindungen liegt neben konventionellem Petroleumsulfonat (Kalzium, Natrium) das entsprechende Carbonat in sehr feiner Verteilung vor, so dass die gesamte Mischung als amorphe Flüssigkeit erscheint. Die Carbonate wirken wie ein Festschmierstoff und bewirken, wenigstens z. T., eine physikalische Trennung von Werkzeug und Werkstück. Dadurch wird die Druckaufnahme von Ölen stark erhöht. Nebenher wirken überbasische Sulfonate als guter Korrosionsschutz und als Säurefänger.

2.8.4.5 Festschmierstoffe

Für den Bereich der Trocken- oder Festschmierstoffe lässt sich keine verbindliche Definition finden, wobei die Literatur beide genannten Begriffe häufig synonym verwendet. Grundsätzlich kann aber eine Klassifizierung in strukturwirksame, mechanisch wirksame und chemisch wirksame Festschmierstoffe vorgenommen werden. Weiterhin ist es möglich, die in der metallverarbeitenden Industrie eingesetzten Festschmierstoffe nach ihrem chemischen Charakter in organische und anorganische Festschmierstoffe zu unterteilen. Im Folgenden werden die in der Umformtechnik gebräuchlichen Festschmierstoffe und deren Eigenschaften erläutert [HORT01, KORF94, LANG90a, MANG83, SEID04, ZIBU04]:

Festschmierstoffpulver

Die strukturwirksamen, anorganischen Schmierstoffe zählen zu den wichtigsten Festschmierstoffen. Deren wichtigste Vertreter sind Graphit, Molybdändisulfid (MoS_2) und hexagonales Bornitrid (hBN, nicht zu verwechseln mit dem Schneidstoff cBN), die sowohl in der Kaltmassivumformung als Ersatz für Seife bei erhöhter Temperaturentwicklung als auch beim Schmieden in Suspensionen mit Wasser oder Öl Verwendung finden. Darüber hinaus werden Sie auch in Fetten eingesetzt. Ihre Struktur besteht aus aufeinanderliegenden Plättchen, die schichtweise aufgebaut sind, hohen Drücken standhalten und große Umformgrade ertragen können. Dabei verschieben sich die Schichten in den Plättchen gegeneinander, wobei der Schmierfilm nicht aufreißt. MoS_2 kann bis etwa 400°C , Graphit bis zu etwa 700°C und hBN bis etwa 1.000°C verwendet werden. Bei höheren Temperaturen tritt Oxidation auf.

In der Kaltumformung steht den guten Schmiereigenschaften von Graphit und MoS_2 der hohe Preis gegenüber, der etwa 15-fach über dem der Seifen liegt und einer breiten Anwendung wirtschaftliche Grenzen setzt. Die Festschmierstoffe können auf die vorher phosphatierten Werkstücke durch Trommeln, Tauchen in Suspension und durch kombiniertes Phosphatieren bzw. Oxalieren und Beschichten aufgebracht werden.

Beim Schmieden wird überwiegend mit Graphit gearbeitet. Vorteile von hBN ergeben sich im Temperaturbereich oberhalb von 600°C , in welchem hBN einen niedrigeren Reibwert als Graphit aufweist. Nachteilig ist der hohe Preis des hBN.

Ähnliche Eigenschaften wie Molybdändisulfid zeigen auch Titanjodid (TiI_2) und Chromchlorid (CrCl_3).

Kunststofffolien

Kunststoffe kommen in verschiedenen Formen als Folien und Abziehlacke sowie als Zusatz in flüssigen und pastösen Schmierstoffen zum Einsatz. Ihre Verwendung beschränkt sich im überwiegenden Maße auf die Herstellung von dekorativen Blechumformteilen aus rostfreiem Edelstahl, Aluminium, Kupfer und Messingwerkstoffen, wobei sie die Reibverhältnisse deutlich verbessern und vor unerwünschten Riefen schützen. Die Folien werden auf das Blech aufgelegt oder geklebt, während die Abziehlacke in flüssiger Form aufgebracht und anschließend getrocknet werden. Als Werkstoffe eignen sich beispielsweise PVC, PE und PP. Die Dicken liegen zwischen 10 und $50\text{ }\mu\text{m}$. Sowohl Lacke als auch Folien werden nur in Kombination mit weiteren Schmierstoffen eingesetzt, da sie bei der Umformung in der Regel aufreißen, auch wenn sie eine Dehnung von bis zu 300 % ertragen können.

Trockenschmierstoffe

Zunehmend werden auch sogenannte Trockenschmierstoffe verwendet. Man unterscheidet zwischen *Dry Lubes* und *Hot Melts*. Bei ersteren handelt es sich um schnell verflüchtigen- de Suspensionen, die bei Raumtemperatur aufgetragen werden und nach dem Trocknen einen festen Film hinterlassen, der oft Kombinationen aus diversen Polymeren und

Wachsen sowie PTFE (Teflon) enthält. Die wachshaltigen Hot Melts hingegen werden in angewärmter Form (60 – 80 °C) aufgetragen, häufig bereits als Korrosionsschutzmittel direkt nach dem Kaltwalzen. In vielen Anwendungsbeispielen weisen sie gleiche oder bessere Eigenschaften auf als hochadditivierte Öle, was sie zu einer umweltfreundlicheren Alternative in der Blechumformung oder beim Fließpressen von Aluminium macht.

Vorlackierte Bleche

In neueren Entwicklungen der Blechumformung werden vermehrt vorlackierte Bleche verarbeitet, da diese ein Einsparpotenzial im Bereich der Lackierung sowie einen erhöhten Korrosionsschutz bieten. Die Lackschichten haben dabei oft einen positiven Einfluss auf die Reibverhältnisse beim Umformen und können somit ebenfalls zu den Trockenschmierstoffen gezählt werden.

Salze und Gläser

Beim Schmieden, insbesondere bei einigen Strangpressverfahren und beim Schmieden spezieller Werkstoffe wie Nickel-Titan-Legierungen, können zudem Salze oder glasartige Stoffe zu tribologischen Verbesserungen führen. Ihre Wirkung beruht auf der Ausbildung eines hochviskosen Schmierfilms oberhalb der Schmelztemperatur dieser Stoffe. Oft werden sie als Suspension in organischen Trägern und Wasser aufgesprüht. Salze werden auch in wässriger Lösung angeboten.

Seifen

Einige Autoren zählen außerdem Seifen wie das häufig verwendete, wasserlösliche und reaktive Natriumstearat zu den Festschmierstoffen, da sie bei Raumtemperatur einen feststoffartigen Charakter besitzen. Natriumstearat wird allerdings in den meisten Fällen als wässrige Lösung aufgetragen, z. B. als Beseifung phosphatierter Pressrohlinge. Beim Fließpressen von NE-Metallen, insbesondere von Reinaluminium und Aluminiumlegierungen, werden metallische Seifen wie Zinkstearate oder -behenate sowie Kadmiumstearat in pulverförmiger Form verwendet. Sie werden durch *Trommeln* auf die Rohlinge aufgetragen, d. h. die Rohlinge werden zusammen mit dem Seifenpulver in große sich drehende Trommeln gegeben, wodurch ein fester Schmierfilm auf den Rohlingen entsteht. Metallische Seifen werden außerdem zur Eindickung von Fetten auf Basis von Mineralöl oder synthetischen Ölen (kolloidale Dispersion von Metallseife und Kohlenwasserstofföl) benötigt oder dienen als polare Zusätze in flüssigen Schmierstoffen.

Weichmetalle

Abschließend zählt die Literatur Weichmetalle wie Pb, Sn, In, Ag und Au zu den Festschmierstoffen. Sie werden als guthaftende, metallische Überzüge eingesetzt (z. B. Zinn beim Ziehen von Stahlbüchsen), wenn andere Arten der Schmierung keine wirtschaftliche Wirkung erzielen. Die sich einstellende Reibschubspannung hängt direkt von der Scherfestigkeit und der bei der Einsatztemperatur zu erwartenden Kaltverfestigung des Weichmetalls ab.

2.8.5 Werkzeugeinflüsse

Neben dem verwendeten Schmierstoff hat der verwendete Werkzeugwerkstoff einen maßgeblichen Einfluss auf das Tribosystem Umformprozess. Der Werkzeugwerkstoff und insbesondere die Ausprägung seiner Randzone und Oberfläche bestimmen den Widerstand des Werkzeugs gegen Verschleiß und nehmen Einfluss auf die Reibverhältnisse im Schmierspalt.

2.8.5.1 Einfluss des Werkzeugwerkstoffs

In [Abschn. 2.7.2](#) sind die in der Umformtechnik einsetzbaren Werkzeugwerkstoffe sowie deren Eigenschaften und Einsatzgebiete beschrieben. Um den Verschleißangriff so gering wie möglich zu halten, ist es wichtig, bei der Werkstoffauswahl auch die tribologischen Werkstoffeigenschaften zu berücksichtigen. Je nach primärem Verschleißmechanismus können entsprechende Werkstoffeigenschaften zur Verschleißreduzierung genutzt werden [[ESCH04](#), [FINZ03](#), [FÜLL04](#), [GEIL04](#), [SCHR04](#)]:

- **Abrasion** – Die Härte eines Werkstoffs ist ein Maß für dessen Widerstand gegen abrasiven Verschleiß, siehe [Abschn. 2.8.3.1](#). Aus Sicht des abrasiven Verschleißschutzes sollten die reibungsbeanspruchten Aktivelemente von Umformwerkzeugen daher möglichst hart sein. Die Härte der Werkzeugwerkstoffe steigt in der Reihenfolge Kunststoff – Guss – Vergütungsstahl – Werkzeugstahl – Hartmetall – Keramik. Wichtig ist in diesem Zusammenhang neben der Wahl des Werkstoffs die Wärmebehandlung, welche die letztendliche Einsatzhärte bestimmt. Im Falle von Schmiedegesenken kommt eine hohe, geforderte Warmhärte hinzu. Bei Werkzeugstählen wird die Härte in erster Linie durch die karbidbildenden Legierungselemente (Cr, W, Mo, V) und den Kohlenstoffgehalt bestimmt. Wolfram, Molybdän und insbesondere Kobalt haben zusätzlich eine Steigerung der Warmhärte zur Folge.
- **Adhäsion** – Der adhäsive Verschleißangriff bzw. die Ausbildung von Grenzflächenbindungen wird u. a. von der Elektronenkonfiguration der Reibpartnerwerkstoffe bzw. deren Legierungselemente beeinflusst, siehe [Abschn. 2.8.3.2](#). Man spricht auch von der gegenseitigen Löslichkeit der Reibpartner. Im Zusammenhang mit der Adhäsionsentstehung ist damit das Potenzial zweier Werkstoffe gemeint, gemeinsame Grenzflächenbindungen einzugehen. Je unterschiedlicher der stoffliche Charakter der Werkzeug- und Werkstückwerkstoffe ist, desto geringer ist daher die Wahrscheinlichkeit adhäsiven Verschleißangriffs. Beispielsweise kann der besonders hohe adhäsive Verschleißangriff durch austenitische, rostfreie Edelstähle nicht verhindert werden, indem Werkzeugstähle mit hohen Chrom- oder Nickelgehalten verwendet werden. Hartmetall- und insbesondere Keramikwerkzeuge vermindern hingegen die Adhäsion; sie sind aufgrund ihrer Rissanfälligkeit jedoch nur unter speziellen Bedingungen einsetzbar [[FÜLL04](#)].
- **Oberflächenzerrüttung** – Ein hoher Widerstand gegen Oberflächenzerrüttung setzt gute Zähigkeitseigenschaften und hohe mechanische und thermische (vorrangig bei Schmiedegesenken) Wechselfestigkeit des Werkzeugwerkstoffs voraus. Dadurch kann

die Rissentstehung unterdrückt werden, siehe [Abschn. 2.8.3.3](#). Die Zähigkeit wird durch Legierungselemente wie Kobalt oder Nickel verbessert. Des Weiteren kann die Gefahr der Rissbildung an der Werkzeugoberfläche durch eine Minimierung von Einschlüssen und Fehlern im Werkzeugstahl sowie durch eine möglichst glatte und riefenfreie Oberfläche abgemindert werden. Darüber hinaus kann die Rissausbreitung durch ein feinkörniges Gefüge behindert werden. In diesem Zusammenhang sind pulvermetallurgisch hergestellte Stähle von besonderer Wichtigkeit.

- **Tribochemischer Verschleißangriff** – Tribochemische Reaktionen entstehen durch die Reaktion des Werkzeugwerkstoffs mit dem Schmierstoff und/oder dem Sauerstoff der umgebenden Luft. Durch das Abreiben der Reaktionsprodukte von der Werkzeugoberfläche entsteht Verschleiß, siehe [Abschn. 2.8.3.4](#). Gefordert werden daher hohe Oxidationsbeständigkeit und weitestgehende Inertheit des Werkzeugwerkstoffs. Weiterhin führt eine hohe Wärmeleitfähigkeit zu einer schnelleren Wärmeabfuhr, so dass die Oberflächentemperaturen sinken, was im Allgemeinen zu einer Verlangsamung chemischer Reaktionen führt. Ein gewisser tribochemischer Verschleiß ist allerdings unvermeidbar und sogar erwünscht, wenn reaktive EP-Additive verwendet werden. Die meisten Verschleißschutzadditive sind dabei auf die Oberflächen von Metallen ausgelegt. Beim Wechsel von unbeschichteten auf beschichtete Werkzeugstähle bzw. auf Hartmetall- oder Keramikwerkzeuge muss daher überprüft werden, ob die Additivwirkung noch gegeben ist. Bei Hartmetallen muss zudem sichergestellt werden, dass der Schmierstoff keine Kobaltauswaschungen zur Folge hat. Selbst Keramikwerkstoffe unterliegen einem gewissen chemischen Angriff. Si_3N_4 -Keramik kann z. B. mit Wasser zu SiO_2 und NH_3 reagieren, wodurch extrem dünne reibungsbeeinflussende Schichten entstehen [[KAJD98](#)].

Für beschichtete Werkzeuge gilt, dass der Werkzeugwerkstoff, in diesem Fall auch Substratwerkstoff genannt, eine ausreichende Stützwirkung also Festigkeit besitzen muss und im Umformprozess keinen plastischen Deformationen unterliegen darf. Daher wird eine hohe Druckfließgrenze gefordert [[ESCH04](#), [EVER04](#)]. Grundsätzlich ist es für eine gleichmäßige, fehlerfreie Schichtausbildung unerlässlich, einwandfrei bearbeitete Substratoberflächen mit einem porenfreien Oberflächengefüge zu gewährleisten. Rauheitswerte von $R_z < 1 \mu\text{m}$ sind zu empfehlen, sichtbare Schleifriefen und -grate sind zu vermeiden.

Darüber hinaus ist sicherzustellen, dass die Randzonenbeeinflussung durch die Fertigung der Werkzeuge möglichst gering ist. Weiße Schichten aus Erodier- oder Schleifprozessen sind nicht zulässig. Dies gilt insbesondere für zu beschichtende Oberflächen. Bei der Hartbearbeitung darf keine Härte reduzierende Wärmebeeinflussung vonstatten gehen.

2.8.5.2 Veränderung der Werkzeugrandzone

Mit Hilfe der Oberflächentechnik lassen sich die tribologischen Eigenschaften von Umformwerkzeugen gezielt beeinflussen, indem die Zusammensetzung der Werkzeugrandzone verändert oder eine Beschichtung aufgebracht wird. Unter

Randzonenbeeinflussung versteht man das gezielte Behandeln der oberen Randschicht eines Werkstücks, um bestimmte Eigenschaften einzustellen. Hier kann unterschieden werden zwischen einer reinen Wärmebehandlung, einer thermochemischen Vorbehandlung oder einer thermomechanischen Vorbehandlung. Eine sorgfältige und auf den jeweiligen Werkzeugstahl angepasste Wärmebehandlung ist unerlässlich. Darüber hinaus ist die thermochemische Vorbehandlung eine Maßnahme, mit welcher der Verschleißwiderstand von Umformwerkzeugen gesteigert und die Wirkung von Werkzeugbeschichtungen positiv beeinflusst werden kann. Zu ihr gehören neben einigen anderen Verfahren das Einsatzhärten, das Nitrieren, das Borieren oder das Chromieren [LANG90a, LUIG93]. Gemein haben alle Varianten der thermochemischen Oberflächenbehandlung, dass die chemische Zusammensetzung eines Werkstoffes durch Ein- oder Ausdiffundieren eines oder mehrerer Elemente absichtlich verändert wird. Durch thermochemische Oberflächenbehandlungen können folgende Eigenschaften der Werkzeugrandzone eingestellt werden:

- Härtesteigerung,
- Erhöhung der Warmfestigkeit,
- Erhöhung der Stützwirkung gegenüber Werkzeugbeschichtungen und
- stoffliche Änderung zur Adhäsionsminderung.

Bei dem am weitesten verbreiteten Verfahren, dem Nitrieren, erfolgt eine Diffusionssättigung der Randschicht eines Werkstücks mit Stickstoff, um die Härte, den Verschleißwiderstand, die Dauerfestigkeit oder die Korrosionsbeständigkeit zu erhöhen. Bei Anwesenheit von sondernitridbildenden Elementen kann z. B. eine höhere Randhärte erreicht werden als beim Einsatzhärten. Nachteilig ist jedoch der steilere Härteabfall ins Werkstückinnere. Die Randschicht besteht nach dem Nitrieren aus einer oberen Nitridschicht (Verbindungsschicht) und einer darunter liegenden Schicht aus stickstoffangereicherten Mischkristallen und ausgeschiedenen Nitriden (Diffusionsschicht). Generell unterscheidet man zwischen Gasnitrieren im Ammoniakgasstrom bei 500 bis 550 °C, Salzbadnitrieren in Cyansalzbädern bei ca. 520 bis 580 °C und Plasmanitrieren bei 450 bis 550 °C. In jüngerer Vergangenheit wird insbesondere das Plasmanitrieren, welches gut mit plasmageführten Beschichtungsprozessen kombiniert werden kann und kürzere Nitrierzeiten erfordert als das Gasnitrieren, wirtschaftlich eingesetzt. Genutzt wird dieses Verfahren um kontinuierliche Härteverläufe zwischen dem Grundwerkstoff und den darauf aufgetragenen Hartstoffschichten zu erhalten. Hierbei übernimmt die Nitridschicht die Funktion einer Stützschiicht, während die nachfolgend aufgetragene Hartstoffschicht die eigentliche Funktion des Verschleißschutzes übernimmt. Nachteilig beim Gasnitrieren sind die langen Nitrierzeiten, wobei diese durch eine Glimmentladung (Plasmanitrieren), bei dem der Stickstoff ionisiert wird, verkürzt werden können.

Weitere Verfahren sind Carborieren und Carbonitrieren sowie Borieren und Vanadieren. Die Vorteile der einzelnen Verfahren können zum Teil aus den unter [Abschn. 2.8.5](#) genannten Hinweisen zum Einfluss von Legierungselementen abgeleitet werden. In [BARN04] wird so beispielsweise eine Verringerung des Materialübertrags durch Borieren beim ungeschmierten Flachstauchen beobachtet, während das Nitrieren zu einem höheren

Materialübertrag führt als ein unbehandeltes Werkzeug. In geschmierten Versuchen verringern nitrierte, carbonitrierte und borierte Stauchbahnen den Verschleiß (Materialverlust) gegenüber unbehandelten Stauchbahnen hingegen in ähnlichem Maße. In [HUSK02] wird eine Duplexbehandlung (Plasmanitrieren mit anschließender PVD-Beschichtung) als wirksame Maßnahme vorgeschlagen, um gleichzeitig den Verschleißwiderstand und die Dauerfestigkeit von Kaltfließpresswerkzeugen zu erhöhen.

2.8.5.3 Werkzeugbeschichtungen

Da der Werkzeugverschleiß stark von den Eigenschaften der Werkzeugoberfläche abhängt, liegt es nahe, die Eigenschaften der Oberfläche gezielt zu beeinflussen. Die moderne Dünnschichttechnologie bietet hier die Möglichkeit, die Werkzeugoberflächen von Umformwerkzeugen in CVD- und PVD-Prozessen mittels Aufbringen von Auflageschichten gezielt zu veredeln [ESCH04, EVER04, VDI92]. Die erzeugbaren Hartstoffschichten bieten durch ihre hohe Härte einen erhöhten Widerstand gegen Abrasivverschleiß und eine geringere Adhäsionsneigung wegen ihres nichtmetallischen Stoffcharakters.

Der Einsatz von Werkzeugbeschichtungen bedeutet jedoch zunächst einen tiefen Eingriff in das Tribosystem Umformprozess, da die in der Regel metallische Oberfläche des Werkzeugs durch eine nichtmetallische und wesentlich härtere Oberfläche ersetzt wird. Dadurch werden die physikalischen und chemischen Vorgänge im tribologischen Kontakt, das heißt während des Umformens, stark verändert, wodurch die Mechanismen von Reibung und Verschleiß beeinflusst werden. Während der Verschleiß durch Beschichtungen in der Regel stark eingeschränkt wird, sind nur wenige Beschichtungssysteme in der Lage die Reibung zu reduzieren.

Beschichtungsverfahren

Die bedeutsamsten Beschichtungsverfahren sind die CVD- (Chemical Vapour Deposition) und PVD-Verfahren (Physical Vapour Deposition) sowie deren Varianten. Mit ihnen werden unterschiedlichste, verschleißschützende und teilweise reibmindernde Hartstoffbeschichtungen von wenigen µm Dicke hergestellt. Eine ausführliche Beschreibung dieser Verfahren ist in Band 1 dieser Buchreihe zu finden [KÖNI02]. Neben ihnen werden noch einige weitere Verfahren wie die galvanische oder galvanische Beschichtung (z. B. Hartchrombeschichtungen) sowie das Plasmaspritzen verwendet. Großwerkzeuge werden häufig schweißplattiert oder laserbehandelt (z. B. Laserstrahlbeschichten, Oberflächenlegieren). Diese Verfahren werden auch bei der Reparatur von Großwerkzeugen eingesetzt.

Schichteigenschaften

Die Eigenschaften einer Beschichtung werden durch festgelegte Größen charakterisiert. Einen Überblick und genaue Hinweise zur Durchführung der wichtigsten Prüfverfahren geben die verschiedenen Teile der DIN 1071 sowie der VDI-Richtlinien 3198 und 3824 [DIN94, DIN03a, DIN03b, DIN04a, ISO04a, VDI92, VDI01], siehe Tab. 2.17:

Tab. 2.17 Wichtige Größen zur Charakterisierung von Hartstoffbeschichtungen und zugehörige Prüferfahren

Größe Einheit	Schichtdicke μm	Härte HV 0,05	E-Modul MPa	Haftung Haftklasse o. kritische Last L_c in N
Wertebereiche	1 – 5	1.700 – 4.200	2.000 – 5.000	1 – 4 bzw. 10 – 90
Typisches Prüfverfah- ren	lichtmikrosko- pische Messung am Kalottenschliff	Mikrohärte o. Universalhärte	Universalhärte	Rockell C Test o. Ritztest

Weitere Charakterisierungsmerkmale sind die Eigenspannungen, die exakte chemische Zusammensetzung über die Dicke der Schicht, die Wärmeeigenschaften sowie die Oberflächenenergie. Darüber hinaus können die tribologischen Eigenschaften von Beschichtungen in vielen verschiedenen Analogieversuchen überprüft werden, siehe [Abschn. 2.8.7](#). Die Bedeutung der einzelnen Schichteigenschaften für ihre Funktion werden im Folgenden beschrieben.

Die Schichtdicke liegt in der Regel zwischen 1 und 5 μm . Bei CrN können bis zu 10 μm erreicht werden. Dickere Schichten weisen oft zu hohe Eigenspannungen auf und neigen bei elastischer Dehnung zur Rissbildung und können in der Folge abplatzen. Man spricht vom sogenannten Eierschaleneffekt oder adhäsivem Schichtversagen, wenn sich die Schicht vollständig vom Substrat ablöst und von kohäsivem Schichtversagen, wenn nur einzelne Schichtlagen abplatzen, ohne dass das Substrat freigelegt wird. Durch den Einbau von sogenannten Relaxationsschichten können die Eigenspannungen verringert werden, wodurch auch höhere Schichtdicken (bis etwa 15 μm) sicher hergestellt werden.

Um den Schichtverschleiß gering zu halten, werden hohe Härte (Schutz vor abrasivem Verschleiß) und wenn möglich ein geringer E-Modul (hohe Duktilität, Schutz vor Rissbildung) gefordert [[RAED02](#), [RENT97](#)]. Dieses widersprüchliche Verhältnis von E-Modul und Härte lässt sich durch die Multilagentechnik (siehe unten) erreichen. Die Haftung einer Schicht wird qualitativ in Indenter- oder Ritzversuchen ermittelt und ist nicht direkt auf das Verhalten in Umformprozessen übertragbar. Grundsätzlich wird jedoch eine hohe Haftungsklasse gefordert, insbesondere bei hohen, lokalen Werkzeugbelastungen. Aufschmierungen können durch die Wahl des Schichtwerkstoffs beeinflusst werden, siehe [Abschn. 2.8.3.2](#) und [2.8.5.1](#).

Darüber hinaus besitzen Hartstoffschichten weitere Eigenschaften, die einen Einfluss auf deren Leistungsfähigkeit besitzen, jedoch meistens nicht im Zuge einer Standardcharakterisierung ermittelt werden. Die Rauheit wird zwar manchmal angegeben, hängt aber in erster Linie von der Rauheit des Substrats ab und charakterisiert somit nicht die Schicht sondern den Schicht-Substrat-Verbund. Trotzdem sollte sie möglichst gering sein, um lokale Überbelastungen an Rauheitsspitzen zu vermeiden. Zu beschichtende Werkzeuge sollten daher Rautiefen von 1 μm nicht überschreiten. Zur Bestimmung der Rauheit kommen Tastschnittverfahren zum Einsatz. Die Porosität, welche aus Gründen

des Hochlastverhaltens und des Schutzes gegen Werkzeugkorrosion möglichst gering sein sollte, wird ebenfalls selten angegeben.

Die Wärmeeigenschaften sind dann wichtig, wenn im Prozess mit erhöhten Temperaturen zu rechnen ist (z. B. Schmieden, Kaltmassivumformen oder Feinschneiden bei hohen Hubzahlen). Grundsätzlich sind niedrige Temperaturen anzustreben, um die thermische Wechselbelastung der Schicht und die thermische Belastung des Schmierstoffs zu minimieren. Dies kann mit hohen Werten von Wärmeleitfähigkeit, Wärmekapazität und Schichtdichte erreicht werden [RAED02].

Oft wird eine gute Benetzbarkeit der Werkzeugoberflächen durch den jeweiligen Schmierstoff gefordert. Die Benetzbarkeit kann in sogenannten Kontaktwinkelmessungen beurteilt werden. Dabei werden Tropfen von Referenzflüssigkeiten auf die Beschichtung gegeben, um den Winkel zwischen Tropfen- und Beschichtungsoberfläche als Maß für die Benetzung heranzuziehen. Mit dieser Methode können zudem die polaren und dispersen Oberflächenenergien von Festkörpern und Flüssigkeiten ermittelt werden, welche in mN/m angegeben wird [BOBZ00].

Die Eigenschaften Werkzeugbeschichtungen hängen im Wesentlichen von folgenden Einflüssen ab:

- Beschichtungsverfahren,
- Schichtwerkstoff,
- Schichtaufbau und innere Struktur und
- Substratwerkstoff und Vorbehandlung.

Schichtwerkstoffe und innerer Aufbau

In Abb. 2.76 sind die für PVD- und CVD-Beschichtungen in Frage kommenden Schichtwerkstoffe aufgelistet. Man unterscheidet zwischen oxidischen, nitridischen, karbidischen und boridischen Beschichtungen. Detaillierte Beschreibungen der einzelnen Schichtwerkstoffe können der VDI-Richtlinie 3824-1 entnommen werden [VDI02]. Eine Besonderheit stellen die Kohlenstoffschichten dar, die sich grundsätzlich in ihrem Verhalten von den übrigen unterscheiden und in der VDI-Richtlinie 3840 gesondert betrachtet werden [VDI04]. Am weitesten verbreitet sind die nitridischen und karbidischen Schichten sowie Schichten auf C_xN_y -Basis. Sie bilden innerhalb von Monolagen säulenförmige Kristallite aus, deren Struktur von den Parametern des Beschichtungsprozesses und vom Substrat sowie dessen Vorbehandlung abhängt, siehe Abb. 2.76 unten links [HAEF87]. Die Ausprägung der Kristallite beeinflusst die mechanischen Schichteigenschaften, die Porosität, die Mikrotopographie und das Benetzungsverhalten.

Die nitridischen und karbidischen Schichten werden zur Duktilitätssteigerung oft als Viellagenbeschichtung (Multilayer) oder neuerdings als Nanolagenbeschichtung (Nanolayer oder auch superlattice) ausgeführt, siehe Abb. 2.76 unten rechts. Bei letzteren beträgt die Dicke der Einzellagen nur noch 5 bis 20 nm, während die Gesamtdicke der Schicht bei wenigen μm liegt [BOBZ04]. Sogenannte Nanocomposite-Schichten stellen eine weitere Variante mit gegenüber Monoschichten verbesserten mechanischen

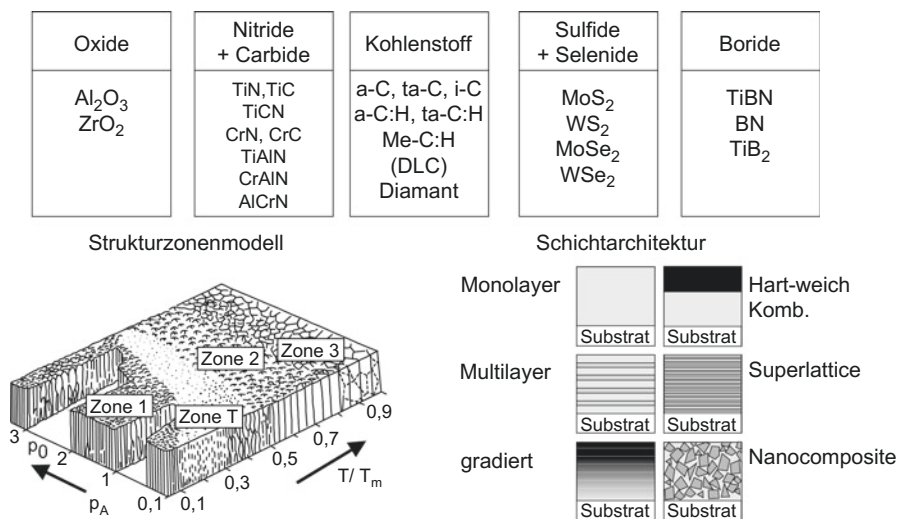


Abb. 2.76 Werkstoffe, Struktur und Architektur von CVD- und PVD- Beschichtungen

Eigenschaften dar. Ihre Struktur ähnelt denen von Hartmetallen, das heißt, dass eine harte Phase in eine etwas weichere Matrix, ebenfalls eine Hartphase, eingebettet ist. Die Hart-Weich-Kombinationen und die gradierten Schichten bestehen an der Oberfläche aus reibungsmindernd wirkenden in der Regel stark kohlenstoffhaltigen Materialien.

Die Kohlenstoffschichten stellen innerhalb der Beschichtungstechnik eine Besonderheit dar. Amorphe diamantähnliche Kohlenstoffschichten (kurz DLC = diamond-like carbon) sind extrem verschleißfeste und äußerst reibarme Beschichtungen, die mit CVD- oder PVD-Verfahren abgeschieden werden. Die Eigenschaften dieser Schichten können in Abhängigkeit vom Herstellungsprozess, Abscheidebedingungen und Zusammensetzung innerhalb großer Bandbreiten variiert werden. Je nach Anteil der vorherrschenden Bindungsart (sp^2 - oder sp^3 -Hybridisierung), des Wasserstoffgehalts und des Gehalts an metallischen und nichtmetallischen Dotierungselementen erhält man Eigenschaften zwischen graphitartig und Diamant. Die genaue Bezeichnung aller Varianten sowie eine Übersicht über deren Eigenschaften ist in der VDI-Richtlinie 2840 festgelegt [VDI04].

Einsatzgebiete von Werkzeugbeschichtungen

Für unterschiedliche Umformprozesse sind die einzelnen Beschichtungen mehr oder weniger gut geeignet. [Abb. 2.77](#) zeigt eine grobe Einteilung. Die äußerst interessanten reibaktiven und adhäsionsmindernden Kohlenstoffbeschichtungen eignen sich vor allem für Umformprozesse, in denen die Werkzeugoberflächen nur mäßigen, mechanischen Beanspruchungen unterliegen. Sie werden bisher überwiegend in Blechumformprozessen (z. B. Tiefziehen oder Innenhochdruckumformung) und bei der Aluminiumverarbeitung eingesetzt [HORT01, KLOC04d, WEBE04]. Bei der Herstellung von Deckeln für Aluminiumgetränkedosen konnten mit amorphen Kohlenstoffschichten beispielsweise deutliche

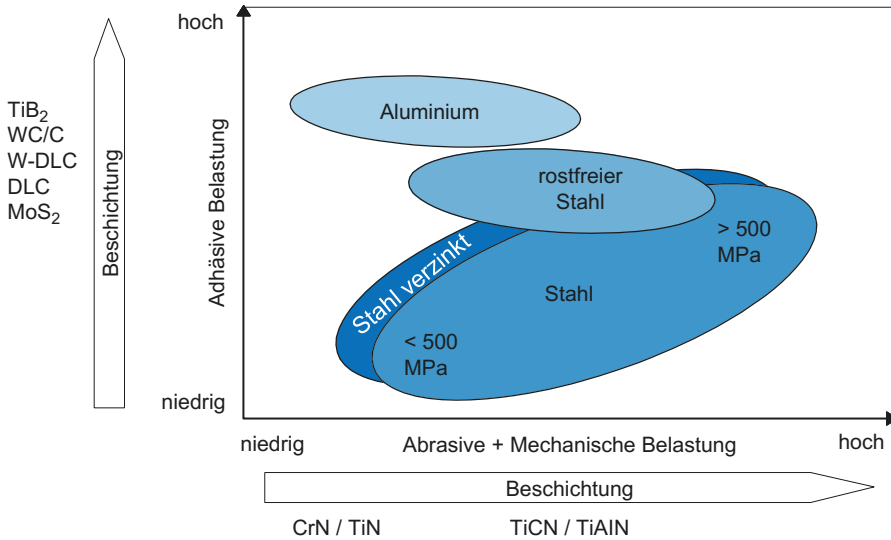


Abb. 2.77 Einsatzgebiete von Werkzeugbeschichtungen in der Umformtechnik

Standzeiterhöhungen erreicht werden. Insbesondere für den Werkstoff Aluminium sind außerdem die boridischen Schichten (TiB und TiBN) von Interesse [HORT01]. Wenn extrem geringe Belastungen zu erwarten sind und minimale Reibwerte gefordert werden sind MoS₂-Beschichtungen als Monolayer oder als Decklage in Mehrlagenbeschichtungen eine interessante Alternative.

Bei höheren Werkzeugbelastungen reicht die Haftfestigkeit der reibmindernden Schichten jedoch oft nicht aus. In den Bereichen höchster Werkzeugbeanspruchung werden hingegen schwerlasttaugliche Mehrlagenbeschichtungen wie TiCN, TiAlN, CrAlN und neuerdings AlCrN (gegenüber CrAlN erhöhter Aluminiumanteil) eingesetzt [EVER04, RAED02, RENT97]. Diese wirken zwar nicht unbedingt reibungsmindernd, führen aber zu deutlich höheren Standmengen der Werkzeuge. Die schwerlasttauglichsten Schichten werden heutzutage mittels CVD-Verfahren auf Basis von TiCN-Systemen abgeschieden. Die CVD-Beschichtung bietet dabei den Vorteil höherer Haftfestigkeiten.

In Gesenkschmiedeversuchen wurde so der Verschleiß mit einer Multilagenbeschichtung des Typs TiN-TiCN-TiC um den Faktor drei gegenüber plasmanitrierten Gesenken und um den Faktor zwei gegenüber TiN-beschichteten Gesenken reduziert [BARN04, DOEG01]. Ähnliche CVD-Viellagenschichten sind auch beim Scherschneiden von Elektrolechen zu empfehlen und bieten bei der Kaltmassivumformung die Möglichkeit, ohne Zinkphosphatschicht zu arbeiten [RUPP97, TOUS00].

Im Fall mäßiger abrasiver und adhäsiver Belastungen stellt TiN aber nach wie vor eine Standardbeschichtung mit hoher industrieller Akzeptanz dar. CrN wird ebenfalls bei mäßigen Belastungen immer dann eingesetzt, wenn die adhäsive Belastung deutlich überwiegt oder wenn eine erhöhte Temperaturbeständigkeit gefordert wird [RUPP97]. Die

höchste thermische Stabilität besitzt jedoch die schwerlasttaugliche, meist als Multi- oder Nanolayer ausgeführte Beschichtung TiAlN (bis 800 °C).

Bei allen Beschichtungen ist zu berücksichtigen, dass die Eigenschaften von gleichnamigen Beschichtungen unterschiedlicher Hersteller aufgrund der oben genannten Einflussgrößen stark schwanken können. Des Weiteren muss beim Umstieg von unbeschichteten zu beschichteten Werkzeugen überprüft werden, ob der verwendete Schmierstoff für die jeweilige Beschichtung geeignet ist. In der Regel können durch die Beschichtung der Werkzeuge Schmierstoffadditive und/oder Schmierstoffmengen reduziert werden.

2.8.6 Topographieeinflüsse

Auch wenn die Reibungsverhältnisse in der Umformtechnik in der Regel im Bereich der Misch- und Grenzreibung liegen, werden in manchen Fällen von Mischreibung trotzdem lokale hydrostatische und/oder hydrodynamische Effekte wirksam, die sich zum Teil positiv auf Reibung und Verschleiß auswirken, siehe [Abb. 2.72](#). Derartige Effekte treten dann auf, wenn sich an Vertiefungen in der Werkzeug- oder Werkstückoberfläche Bereiche ausbilden, in denen Schmierstoff eingeschlossen wird. Man spricht von sogenannten geschlossenen Schmierstofftaschen, wobei zwischen makroskopischen Taschen (z. B. bei Durchwölbungen von Blechen im Flanschbereich beim Tiefziehen) und mikroskopischen Taschen (Rauheit bzw. Mikrotopographie) unterschieden wird. Offene Taschen können im Gegensatz dazu so definiert werden, dass der in ihnen enthaltene Schmierstoff durch Verbindungen zu benachbarten Taschen oder am Übergang zwischen Werkzeugkontaktfläche und freier Werkstückoberfläche entweichen kann.

Durch die hohe Kontaktnormalspannung im Schmierpalt wird der in den Taschen eingeschlossene Schmierstoff komprimiert und hohen Drücken ausgesetzt, wodurch sich ein hydrostatisches Polster ausbildet. Dies ist besonders dann der Fall, wenn sich die betreffenden Taschen auf der Werkstückoberfläche befinden [[NEUD04](#)]. Während der Umformung werden die Werkstückoberflächen eingeglättet, so dass sich das Volumen der Taschen verringert und der Druck im Schmierstoff stark ansteigt. Bei Relativbewegung werden zudem hydrodynamische Effekte an den Flanken der Taschen wirksam. Die wichtigsten Einflussgrößen bilden dabei:

- Größe und Geometrie der Schmierstofftaschen und Taschenflanken,
- Verteilung der Schmierstofftaschen auf der Oberfläche (stochastisch oder deterministisch),
- Verhältnis von geschlossenen zu offenen Schmierstofftaschen (insbesondere bei Miniaturbauteilen in der Mikroumformung [[TIES02](#)]),
- Viskosität und Kompressibilität des Schmierstoffs sowie
- das Beanspruchungskollektiv, insbesondere Kontaktnormalspannung und Relativgeschwindigkeit.

Für Berechnungen der Topographieeinflüsse auf das Reibverhalten ist es wichtig, aussagekräftige, dreidimensionale Oberflächenkenngrößen zu verwenden, die eine erweiterte Beschreibung der Topographie gegenüber einfachen Rauheitskennwerten zulassen. Dazu wurden in den letzten Jahren zahlreiche neue Kenngrößen und Messmethoden entwickelt [PFES97, WAGN96].

Im Folgenden werden die wichtigsten Beispiele für die gezielte Einbringung und Nutzung von Oberflächenmikrotopographien erläutert.

2.8.6.1 Oberflächentopographie von Blechwerkstoffen

In den Verfahren der Blechumformung, insbesondere beim Tiefziehen, liegen häufig Mischreibungszustände vor, bei denen sich Schmierstofftaschen auf der Blechoberfläche ausbilden können. Dabei spielt die eher langwellige Mikrotopographie des Ausgangsblechs eine entscheidende Rolle, während die weitaus kurzwelligere Topographie von Verzinkungen einen wesentlich geringeren Einfluss aufweist [BÜLT96].

Die Mikrotopographie des Blechgrundmaterials wird im Herstellungsprozess geprägt. Nach dem Kaltwalzen und Glühen wird das Blech mit sogenannten Dressierwalzen leicht nachgeformt (Dressiergrad 0,5 – 1 %), so dass die Oberfläche der Dressierwalze als Negativ auf die Blechoberfläche übertragen wird [NEUD04, STAE98].

Die verschiedenen Arten der Texturierung unterscheiden sich demnach in der Bearbeitung der Walzenoberfläche. Der Begriff Texturierung ist in diesem Zusammenhang nicht mit der Textur des Werkstoffs zu verwechseln. Seit einigen Jahren existiert eine Vielzahl unterschiedlicher Verfahren zur Modifikation von Walzenoberflächen. Die gängigsten damit zu erzeugenden Feinblechtexturierungen sind im Folgenden aufgelistet und wurden in vielen Untersuchungen auf ihre tribologischen Eigenschaften getestet, siehe Abb. 2.78 [DINK97, STAE98, WAGN96]:

- **MF** – Mill Finish (keine Texturierung): Geschliffene Dressierwalzen; kaum Schmierstofftascheneffekte (abhängig von der Ziehrichtung); Verbesserungen durch Kreuzschliffe möglich; Verbreitung rückläufig [NEUD04].
- **SBT** – Shot Blasting Texturing: Aufrauen der Walzenoberfläche durch Beschuss mit Strahlmittel, welches über ein Schleuderrad beschleunigt wird [PANK90].
- **EDT** – Electro Discharge Texturing: Aufrauen der Walzenoberfläche in einem funkenerosiven Prozess; geringere Rauheit und höhere Spitzenzahl als bei SBT [HEBE87].
- **LT** – Laser Texturing (seit 1982 [CRAH82]): Punktweises Aufschmelzen der Walze durch gepulsten CO₂-Laser; deterministische Ausbildung kleiner Krater [CRAH82].
- **EBT** – Electron Beam Texturing: Ähnlich wie LT; Aufschmelzen erfolgt mittels Elektronenstrahl; gleichmäßige, deterministische Ausbildung von ringförmigen Kratern; Überlagerung der Krater führt zu pseudo-stochastischer Verteilung [DOLV91].
- **Pretex** – Precision Texturing: Aufbringen einer elektrolytisch erzeugten, strukturierten Hartchromschicht; Prozessführung bei der Beschichtung führt zur Ausbildung von Hartchromtropfen; stochastische Verteilung kalottenförmiger Taschen im Blech [ZIMN98].

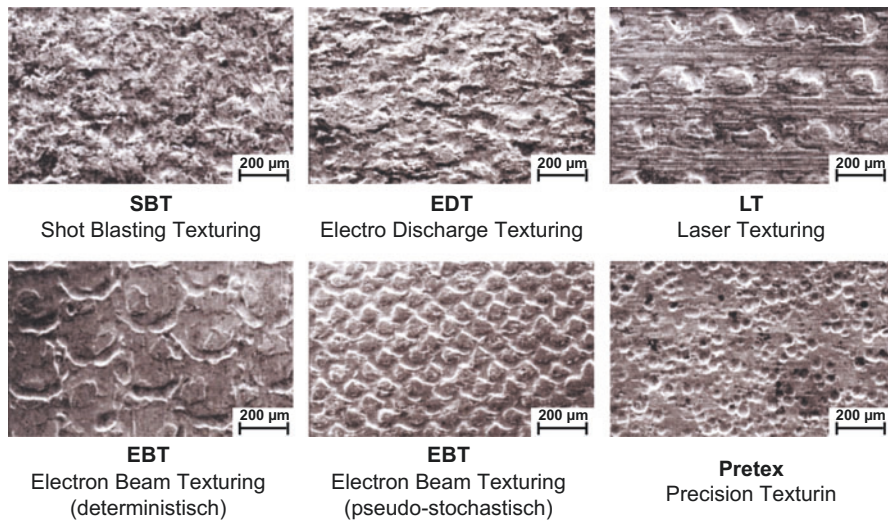


Abb. 2.78 REM-Aufnahmen texturierter Feinbleche [NEUD04]

Die Texturierungen führen nicht unbedingt zu niedrigeren Reibwerten als MF-Oberflächen. Dafür verschieben sie jedoch das Auftreten von Werkzeugverschleiß zu höheren Flächenpressungen [STAE98].

2.8.6.2 Oberflächentopographie von Werkstoffen für die Massivumformung

Als Ausgangsmaterial werden in der Massivumformung je nach Werkstückgröße Draht oder stabförmige Halbzeuge eingesetzt. In der Kaltumformung werden diese i. d. R. mit einer Schmierstoffträgerschicht versehen, die beim Draht vor und bei Stäben nach dem Abtrennen eines Rohlings aufgebracht wird, siehe Abschn. 2.8.4.2. Vor dem Auftragen dieser Schichten werden die Materialien häufig einer mechanischen Oberflächenbehandlung unterzogen, wodurch die Oberflächentopographie beeinflusst wird [BAY94].

Es hat sich gezeigt, dass eine Strahlbehandlung, z. B. Sand- oder Kugelstrahlen, gegenüber Schälbehandlungen zu einer verbesserten Haftung der Schmierstoffträgerschicht führt, was neben der reinigenden Wirkung des Strahlens in einer Aufrauung der Oberfläche begründet ist. Aber auch ohne den Einsatz von Trägerschichten führen die erzeugten Topographien zu verbesserten Reibeigenschaften gegenüber völlig unbehandeltem Rohmaterial, was über den Schmierstofftascheneffekt begründet werden kann.

2.8.6.3 Oberflächentopographie von Umformwerkzeugen

Neben der Oberflächentopographie der Werkstücke hat auch die Ausbildung der Werkzeugoberfläche einen Einfluss auf Reibung und Verschleiß. Der wesentliche Unterschied besteht darin, dass die Topographie der Werkzeuge deutlich geringeren Veränderungen un-

terzogen ist. Die trotzdem auftretenden Veränderungen resultieren weniger aus plastischer Deformation, sondern sie sind im Verschleiß der Werkzeuge begründet.

Einfluss der Werkzeugendbearbeitung auf die Topographie

Zunächst wird das tribologische Werkzeugverhalten von der Endbearbeitung der Werkzeuge mitbestimmt. Für das Verschleißverhalten sind grundsätzlich polierte Werkzeuge positiv zu bewerten, siehe [Abschn. 2.8.3.2](#) und [2.8.3.3](#).

Durch diverse Strahlverfahren, z.B. Kugelstrahlen, besteht zudem die Möglichkeit, Schmierstofftaschen zu erzeugen. In erster Linie werden diese selten angewandten Verfahren zwar genutzt, um die Randzone der Werkzeuge zu verfestigen und Druckeigenspannungen zu induzieren, was sich günstig auf die Oberflächenzerrüttung auswirken kann. Da aber mit der Strahlbehandlung eine deutliche Veränderung der Topographie einhergeht, wird das tribologische Verhalten mitbeeinflusst.

Einfluss von Werkzeugbeschichtungen auf die Topographie

Während die Rauheitskennwerte von Werkzeugoberflächen bei den meisten Beschichtungsverfahren nur selten stark verändert werden, spielt doch die Schichtmikrotopographie eine Rolle bei der Interaktion von Oberfläche und Schmierstoff. So sind Schmierstoffe an der Oberfläche von kolumnaren, säulenförmig ausgebildeten PVD-Schichtkristallen deutlich besser in der Lage anzuhaften als an völlig glatten Schichtoberflächen, wodurch deren Schmierwirkung verbessert werden kann, siehe [Abb. 2.76](#).

Dieser Effekt kann insbesondere bei Monolayern und Mehrlagenbeschichtungen mit relativ großen Einzelschichtdicken genutzt werden, da die säulenförmige Schichtstruktur hier in besonders ausgeprägtem Maße hergestellt werden kann. Der Schmierstoff dringt in die Hohlräume zwischen den einzelnen Kristalliten ein und wird so in die Wirkfuge zwischen Werkzeug und Werkstück getragen. Je nach Wahl der Parameter beim Beschichtungsprozess fallen die Schichtstruktur und somit die Effekte unterschiedlich aus. In [[GERB02](#)] konnte dies am Beispiel von CrN-Beschichtungen nachgewiesen werden.

Einfluss einer Laserbearbeitung auf die Topographie

Sowohl in der Massiv- als auch in der Blechumformung werden in einzelnen neueren Anwendungen lasertexturierte Werkzeuge eingesetzt [[NEUD04](#), [POPP](#)]. Ähnlich wie bei der Texturierung von Dressierwalzen für texturierte Bleche werden dabei mittels Excimer-Laser kleine Grübchen in die Werkzeugoberfläche eingebracht, die im Umformprozess als Schmierstofftaschen dienen, siehe [Abschn. 2.8.6.1](#). Die Texturierung kann prinzipiell bei allen Werkzeugwerkstoffen durchgeführt werden. Bei beschichteten Werkzeugen unterscheidet man vor der Beschichtung und nach der Beschichtung eingebrachte Taschen [[POPP](#)].

Ein Sonderfall ist das punktuelle Laserumschmelzen von Werkzeugoberflächen. Dabei wird ein Hartstoffpulver, z.B. TiC, auf die Oberfläche des Werkzeugs gegeben und mittels Laserstrahleinwirkung in die Oberfläche *implantiert* [[STEI99](#)]. Bei tribologischer

Beanspruchung bleiben die implantierten Bereiche erhalten, während die umliegenden Bereiche durch Verschleiß zurückgesetzt werden. Es entsteht eine selbsterhaltende Oberflächenstruktur.

Grundsätzlich treten an den Schmierstofftaschen die gleichen hydrostatischen und hydrodynamischen Effekte auf wie bei den Blechwerkstoffen, nur dass sich die Form der Schmierstofftaschen nicht durch plastische Verformung während des Umformprozesses verändert.

Dafür wird während des Umformens Werkstückwerkstoff in die Taschen gequetscht, welcher das Taschenvolumen reduziert und zu einer Steigerung des Drucks im Schmierstoff führt. Dieser Vorgang kann sich aber auch nachteilig auswirken, wenn der Werkstückwerkstoff an den Taschenflanken abschert und in den Taschen zurückbleibt. Vorteilhaft ist hingegen, dass Verschleißpartikel, die im Werkzeugkontakt zu Abrasion führen können in den Taschen gesammelt werden [POPP]. Während die Oberflächenqualität in der Blechumformung nahezu unbeeinflusst bleibt, bleiben bei massivumgeformten Bauteilen kleine Erhebungen durch Einprägen der Taschengemetrien in die Werkstückoberfläche zurück.

Insgesamt sind mit der Lasertexturierung von Umformwerkzeugen nur in Einzelfällen eine Steigerung der Werkzeuglebensdauer und eine Reduzierung der Reibung möglich.

2.8.7 Tribologische Prüfverfahren in der Umformtechnik

Tribologische Prüfverfahren werden in der Umformtechnik verwendet, um die tribologischen Eigenschaften von Werkstoffen und Zwischenstoffen bei geringem Aufwand zu testen. Da es im betrieblichen Alltag aus Gründen der Prozesssicherheit oft nicht möglich ist, neue, tribologisch wirksame Produkte zu testen, bedient man sich einfach gestalteter Versuchsaufbauten mit deren Hilfe die betreffenden Produkte untersucht werden können. Die tribologische Mess- und Prüftechnik unterscheidet mehrere Aufgabenbereiche:

- Versuchstechnische Simulation von Umformprozessen zum Aufdecken von Reib- und Verschleißmechanismen
- Ermittlung von Reib- und Verschleißkenngrößen zur Prozessauslegung und -berechnung
- Vergleich von Werkstoffen und Zwischenstoffen zur Prozessoptimierung
- Güteüberwachung und Qualitätskontrolle von tribotechnischen Werkstoffen und Schmierstoffen.

Um aussagekräftige Versuchsergebnisse zu erhalten, die auf reale Umformprozesse übertragbar sind, ist es wichtig, dass die tribologischen Bedingungen in den Prüfverfahren die der Realprozesse gut abbilden. Dazu wird eine weitestgehend stoffliche, geometrische, kinematische und thermische Ähnlichkeit von Prüfverfahren und Umformprozess gefordert. Je nach Abstraktionsgrad des Modellversuchs gegenüber dem jeweiligen realen Tribosystem sind die Versuchsergebnisse daher mehr oder weniger relevant [GFT02]. Die Ergebnisse aus verschiedenen Versuchsaufbauten können unter Umständen stark voneinander abweichen.

2.8.7.1 Geräte für die Schmierstoffprüfung

Zur allgemeinen tribologischen Prüfung von Schmierstoffen existieren eine Reihe von einfachen, standardisierten Verfahren, wobei die in den jeweiligen Prüfgeräten stark abstrahierten Tribosysteme keine bestimmte Anwendung simulieren. Vielmehr dienen sie bei der Entwicklung neuer Schmierstoffe zum Selektieren vielversprechender Formulierungen und zur Qualitätssicherung bei vorhandenen Produkten. Des Weiteren ist mit diesen Verfahren eine grobe Klassifizierung von Schmierstoffen hinsichtlich Additivgehalt und Verschleißschutzwirkung möglich. In einigen Fällen kann zudem ein Reibwert erfasst werden, der aufgrund der mangelnden Übertragbarkeit nicht zur Berechnung von Umformprozessen genutzt werden kann. Einen Überblick über die wichtigsten Verfahren gibt [Abb. 2.79](#).

Neben den unterschiedlichen geometrischen und tribologischen Verhältnissen unterscheiden sich die einzelnen Prüfverfahren vor allem hinsichtlich des Ansprechverhaltens gegenüber einzelnen Additiven, siehe [Abb. 2.80 \[SCHU04a\]](#).

Die größte Schwäche der einzelnen Testmethoden besteht bezüglich der Umformtechnik darin, dass die erzielten Ergebnisse nicht auf Tribosysteme von Umformprozessen übertragbar sind. Daher sind sie nicht geeignet, um Schmierstoffe für spezielle Anwendungen auszuwählen. Dies liegt daran, dass sowohl die Tribosystemkomponenten, welche in der Regel aus dem Wälzlagerstahl 100 Cr 6 gefertigt werden, als auch das Beanspruchungskollektiv (Flächenpressung, Relativgeschwindigkeit, Temperatur) weitestgehend genormt sind und kaum denen von Umformprozessen entsprechen. Lediglich der SRV-Test bietet die Möglichkeit, eine große Anzahl von Belastungsparametern zu

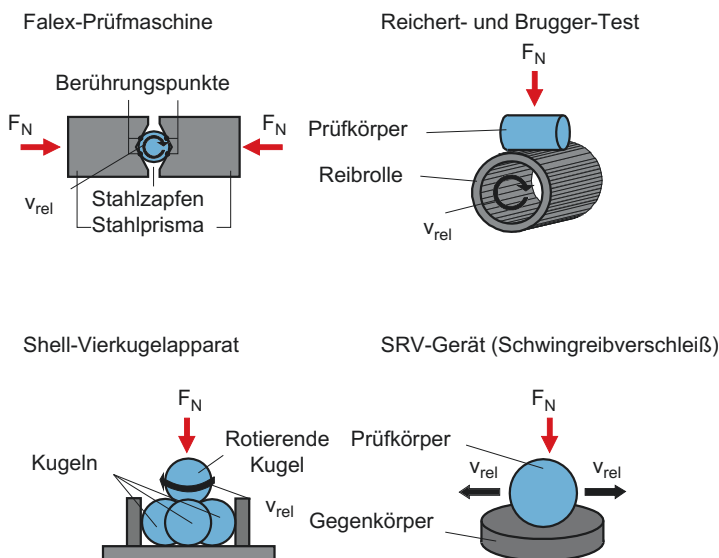


Abb. 2.79 Schematische Darstellungen unterschiedlicher Schmierstoffprüfgeräte [[DIN77](#), [DIN00](#), [DIN04b](#)]

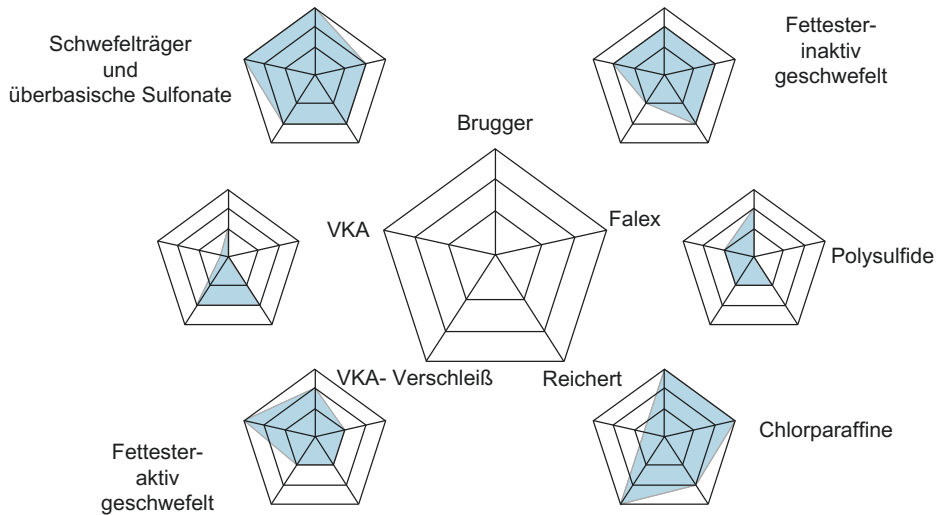


Abb. 2.80 Ansprechverhalten verschiedener Verschleißschutzadditive in unterschiedlichen Schmierstoffprüfgeräten [SCHU04a]

variieren. Aber auch hier ist es nicht möglich, die Oberflächenvergrößerung zu berücksichtigen, welche in vielen Umformprozessen auftritt. Trotzdem sind die Ergebnisse dieser Standardtests oft die einzigen tribologischen Daten, welche vom Schmierstoffanbieter zur Verfügung gestellt werden.

Zur gezielten Auswahl einzelner Schmierstoffe für spezielle Umformverfahren sind daher weitergehende Prüfverfahren anzuwenden, welche die tribologischen Verhältnisse in größerer Übereinstimmung annähern, siehe [Abschn. 2.8.7.3](#) und [2.8.7.4](#). Im Folgenden werden die gängigsten Verfahren und Geräte zur Schmierstoffprüfung kurz erläutert [SCHU04a]. Es sei angemerkt, dass in allen erläuterten Verfahren standardmäßig Prüfkörper (Grund- und Gegenkörper) aus 100 Cr 6 zum Einsatz kommen. Dadurch sind die Prüfergebnisse untereinander vergleichbar, jedoch i. d. R. nicht auf Umformprozesse übertragbar.

Falex-Prüfmaschine

Ein weicher Stahlzapfen rotiert unter Belastung in einem Ölbad zwischen zwei gehärteten Stahlprismen. Die Drehzahl (290 min^{-1}) wird konstant gehalten, die Last in drei Stufen erhöht. Die Berührung der Prüfkörper erfolgt an vier Punkten im Linienkontakt. Ermittelt wird die Fresslast (Bruch der Welle an der Sollbruchstelle) bzw. beim Durchstehen aller drei Laststufen der Verschleiß am Stahlzapfen.

Shell-Vierkugelapparat

Der Schmierstoff wird mit einem Vierkugelsystem geprüft, das aus einer rotierenden Kugel besteht, die auf drei ihr gleichen Kugeln gleitet [DIN77]. Die Prüfkkräfte

können Lentweder stufenweise bis zum Verschweißen der Kugeln gesteigert werden oder bei konstanter Prüfkraft werden nach festgelegter Prüfzeit die Kalottendurchmesser der drei Standkugeln ausgemessen. Verfahren nach dieser Norm dienen zur Ermittlung von Kennwerten für Schmierstoffe mit Wirkstoffen, die hohe Flächenpressungen im Mischreibungsgebiet zwischen relativ zueinander bewegten Oberflächen zulassen sollen.

Reibverschleißwaage nach Reichert

Bei diesem Reibungsprüfgerät wird eine fest eingespannte Prüfrolle über ein Doppelhebelsystem an einen umlaufenden Schleifring gepresst, der mit seinem unteren Drittel in die zu prüfende Flüssigkeit taucht. Die Drehzahl des Antriebsmotors und des mit ihm unmittelbar umlaufenden Schleifrings ist so bemessen, dass stets genügend Flüssigkeit in die Berührungsstelle (Reibverschleißstelle) zwischen Prüfrolle und Schleifring eintreten kann. Bei umlaufendem Schleifring entstehen je nach Druckaufnahmevermögen der Flüssigkeit auf der Prüfrolle Anschliffflächen (elliptische Verschleißmarken), deren Größe von der Tragfähigkeit der Prüfflüssigkeit abhängig ist. Die scharf begrenzte Abriebfläche lässt eine genaue Ausmessung zu, was einer genauen Bestimmung des Lasttragevermögens der Prüfflüssigkeit zugute kommt. Die Druckaufnahmefähigkeit ist um so größer, je kleiner nach einer bestimmten Laufzeit oder -strecke (100 m des Umfangweges des Schleifrings) diese Verschleißmarke ist.

Schmierstoffprüfgerät nach Brugger

Zur Durchführung eines Prüflaufes wird eine bestimmte kleine Menge des zu prüfenden Schmierstoffs auf die Reibrolle gegeben und ein zylinderförmiger Prüfkörper mit konstanter Kraft gegen die noch ruhende Reibrolle gepresst. Der Versuch wird gestartet, indem die Reibrolle in Drehung versetzt wird. Die Versuchsdauer beträgt 30 s. Die Belastbarkeit nach Brugger, gemessen in N/mm^2 , ist der Quotient aus Anpresskraft des Prüfkörpers an die Reibrolle und der Größe der Abriebfläche am Prüfkörper [DIN00].

SRV-Gerät (Schwing-Reib-Verschleiß)

Das Messprinzip besteht darin, dass auf einer geschliffenen oder geläppten Fläche (unterer Prüfkörper – Gegenkörper) ein oberer Prüfkörper (Kugel – Punktkontakt, Zylinder stehend – Flächenkontakt, Zylinder liegend – Linienkontakt) oszillierend bewegt wird [DIN04b]. Zwischen den Prüfkörpern befindet sich die zu untersuchende Substanz. Über die gesamte Testzeit hinweg wird der Reibwert aufgezeichnet. Daneben kann der Schmierstoff und die Reibspur zum einen rein optisch beurteilt werden, zum anderen ist es auch möglich, die Reibspur zu vermessen. Der große Unterschied zu anderen Prüfverfahren in der Mineralölindustrie besteht beim SRV-Gerät darin, dass eine große Anzahl von Parametern verändert werden kann. Einstellbar sind neben der Prüfkraft (Anpressdruck) auch die Prüftemperatur, die Frequenz der Oszillation, die Amplitude (Weg, den der obere Prüfkörper zurücklegt) und die Prüfzeit. Zusätzlich ist es möglich, sowohl das Material der Prüfkörper, als auch deren Geometrie in einem weiten Spektrum frei zu wählen. Dadurch

können auch Werkzeugbeschichtungen getestet werden. Diese Vielzahl von Variablen ermöglicht es, die Prüfbedingungen so einzustellen, dass das Praxisverfahren, für das der Schmierstoff entwickelt wird, möglichst gut simuliert wird.

2.8.7.2 Geräte für die Beschichtungsprüfung

Da die Beschichtungstechnologie weitaus jünger ist, als dies bei Schmierstoffen der Fall ist, ist die Standardisierung hier bisher deutlich geringer. In der Praxis werden neben den Untersuchungen zur Schichtcharakterisierung, siehe [Tab. 2.17](#), jedoch häufig einfache Reibversuche durchgeführt, um den Coulomb'schen Reibwert gegen Stahl oder das Verschleißverhalten zu ermitteln.

Die Reibwertbestimmung erfolgt in einfachen Stift-Scheibe- oder Kugel-Scheibe-Tribometern. Dabei werden ein zylindrischer Stift oder eine Kugel, die in der Regel aus 100 Cr 6 gefertigt sind, mit einer definierten Anpresskraft gegen eine beschichtete Scheibe gedrückt, welche sich mit definierter Rotationsgeschwindigkeit dreht. Das Ergebnis ist der mittlere Reibwert über eine Versuchszeit von mehreren Minuten oder Stunden. Weiterhin kann anhand des Verlaufs des Reibwerts auf das Einlaufverhalten der Schicht geschlossen werden. Bei den meisten Schichten fällt der Reibwert mit der Zeit ab und strebt gegen einen konstanten Minimalwert. Erst bei fortschreitendem Schichtverschleiß steigt der Reibwert wieder an. Im Falle eines adhäsiven oder kohäsiven Schichtversagens wird der Versuch vorzeitig abgebrochen.

Durch eine Vermessung der Reibspur kann zudem auf das verschlissene Volumen geschlossen werden, welches als Verschleißkoeffizient angegeben wird. Der volumetrische Verschleißkoeffizient V_s ist definiert als die Größe des Verschleißvolumens der beanspruchten Oberfläche dividiert durch den effektiven Gleitweg und die wirkende Normalkraft. Er wird mit der Einheit m^3/Nm angegeben. Manchmal werden auch der planimetrische Verschleiß (Querschnittsfläche der Reibspur) oder der gravimetrische Verschleiß (Massenverlust) ausgewertet.

In einigen Fällen wird auch das Kalottenschleifverfahren nach DIN V ENV 1071-6 angewandt [[DIN02](#)]. Der daraus resultierende abrasive Verschleißkoeffizient darf jedoch nicht mit dem verglichen werden, der in Stift-Scheibe- oder Kugel-Scheibe-Versuchen ermittelt wird, da die Reibbeanspruchung anders geartet ist.

Darüber hinaus kann der flexibel einsetzbare SRV-Test zur Untersuchung der tribologischen Eigenschaften von Beschichtungen eingesetzt werden, siehe [Abb. 2.79](#) [[DIN04b](#)].

2.8.7.3 Prüfverfahren für die Massivumformung

Um tribotechnische Werkstoffe und Schmierstoffe unter den anspruchsvollen Bedingungen von Massivumformprozessen zu testen, wurden eine Reihe von Modellversuchen entwickelt, mit welchen unterschiedlichste Massivumformprozesse simuliert werden können. Im Bereich der Massivumformung ist die Übertragbarkeit der Versuchsergebnisse von besonderer Bedeutung, da es schwierig ist, die tribologischen Bedingungen ausreichend genau nachzubilden. Neben der Berücksichtigung der charakterisierenden tribologischen Systemgrößen Flächenpressung (Kontaktnormalspannung), Relativgeschwindigkeit und Temperatur muss im Bereich der Massivumformung zusätzlich die Vergrößerung der

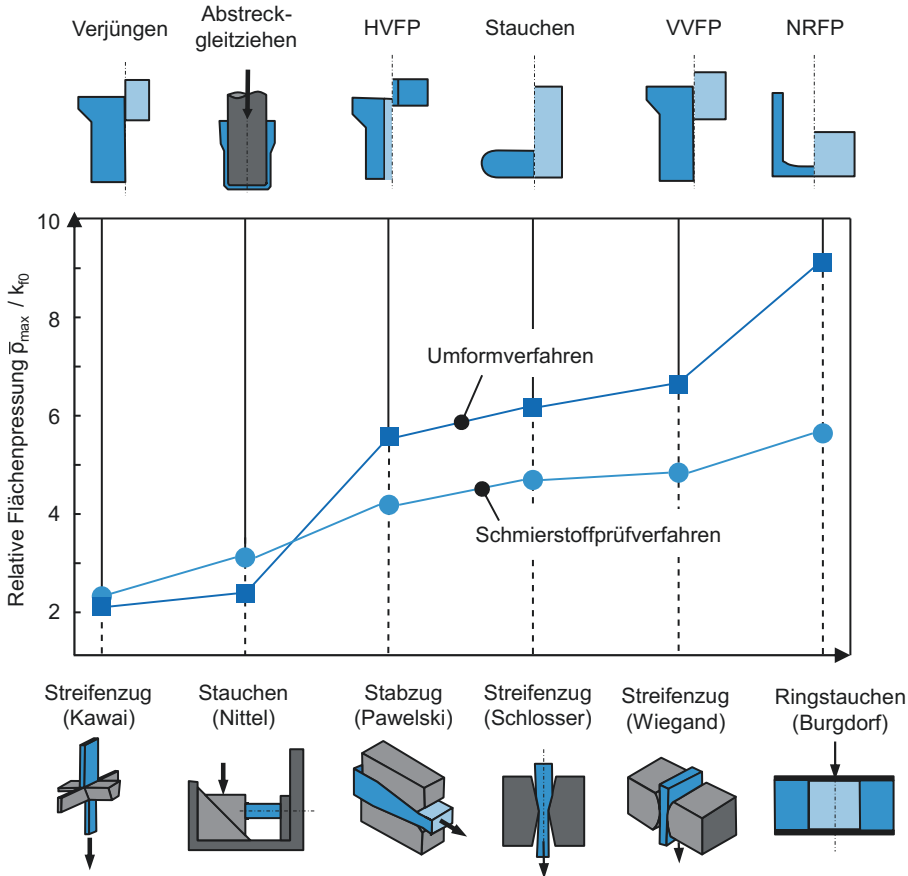


Abb. 2.81 Vergleich der relativen Flächenpressung in Umformprozessen und Modellversuchen (nach Lange) [LANG81a]

Werkstückoberfläche berücksichtigt werden, welche die Mechanismen von Reibung und Verschleiß in entschiedenem Maße mitbeeinflusst.

In Abb. 2.81 sind typischen Kaltmassivumformprozessen einige verbreitete Modellversuche gegenübergestellt [LANG81a]. Ein Vergleich der charakterisierenden, tribologischen Systemgrößen hilft demnach bei der Auswahl des richtigen Modellversuchs. Abb. 2.81 zeigt dies am Beispiel der relativen Flächenpressung p_{max} bezogen auf die Anfangsfließspannung k_{f0} .

Es wird deutlich, dass es nicht möglich ist, alle Kaltmassivumformverfahren gleich gut in Modellversuchen abzubilden. Insbesondere die extrem hohen Ansprüche des Napf-Rückwärts-Fließpressens (NRFP) können mit den vorgestellten Modellversuchen nicht erfüllt werden. Hier bietet es sich hingegen an, den Prozess selbst unter Laborbedingungen nachzubilden, wobei durchaus den Aufwand reduzierende Vereinfachungen getroffen

Tab. 2.18 Gegenüberstellung von charakterisierenden, tribologischen Systemgrößen für unterschiedliche Prozesse und Modellversuche der Massivumformung [GRÄB83, RUPP97]

Prozess / Modellversuch	\bar{p}_{max}/k_{fm}	v_R/v_{WZ}	A_1/A_0
Verjüngen	1,4	1,5	1,2
Abstreckgleitziehen	1,6	2,3	2,2
Stauchen	3,4	2,4	4,5
Hohl-Vorwärts-Fließpressen (HVFP)	3,2	5	4
Voll-Vorwärts-Fließpressen (VVFP)	3,8	5,7	2
Napf-Rückwärts-Fließpressen (NRFP)	5,2	6,3	11
Streifenzug (Kawai)	1,6	1,5	1,5
Streifenzug (Wiegand)	1,6	-	-
Streifenzug (Schlosser)	1,8	2	2,0
Stabzug (Pawelski)	1,9	1,5	1,5
Schrägstauchen (Nittel)	1,9	2	2,4
Ringstauchen (Burgdorf)	1,7	2	1,8
Ziehdrücken (Gräbener)	2,8	2,6	2,5
Freies Napfen (Rupp)	4,3	-	9

werden können. [RUPP97] schlägt beispielweise das *freie Napfen* vor. Hierbei handelt es sich um einen Napf-Rückwärts-Fließpressprozess ohne Matrize, wobei nicht ein Napf in ein einzelnes Werkstück sondern mehrere Näpfe nebeneinander in einen Draht mit rechteckigem Querschnitt oder in ein Stabhalbzeug eingebracht werden. Mit diesem Modellversuch kann die starke Oberflächenvergrößerung des realen Napfprozesses gut angenähert werden. Sie liegt bei dem Fünffachen des Ringstauchversuchs. [GRÄB83] schlägt zudem das Ziehdrücken (gleichzeitiges Verjüngen und Ziehen eines Streifens) vor, welches sich ebenfalls durch relativ hohe Flächenpressungen, Relativgeschwindigkeiten und Oberflächenvergrößerungen auszeichnet, auch wenn diese nicht so hoch ausfallen wie beim freien Napfen.

Tab. 2.18 zeigt in Ergänzung zu Abb. 2.81 neben der relativen Flächenpressung die Werte der maximalen Relativgeschwindigkeit v_R zwischen Werkzeug und Werkstück bezogen auf die Geschwindigkeit v_0 des formgebenden Werkzeugs sowie die Oberflächenvergrößerung A_1/A_0 des Werkstücks [GRÄB83]. Im Gegensatz zu den Untersuchungen in [LANG81a], siehe Abb. 2.81, ist die Flächenpressung p_{max} hier nicht auf die Anfangsfließspannung k_{f0} , sondern auf die mittlere Fließspannung k_{fm} bezogen, wodurch die Kaltverfestigung des Werkstückwerkstoffs mit berücksichtigt wird.

Obwohl es im Vergleich zum Ziehdrücken oder freien Napfen Einschränkungen hinsichtlich tribologischer Beanspruchung aufweist, stellt das Ringstauchen ein Prüfverfahren dar, welches einen guten Kompromiss zwischen Übertragbarkeit, Reproduzierbarkeit und Aufwand bildet. Es ist daher weit verbreitet und wird in der Literatur häufig aufgegriffen, um Reibwerte für verschiedene Schmierzustände zu erfassen [HORL89, KLOC04e, LI95]. Deshalb wird das Ringstauchen im Folgenden ausführlicher erläutert.

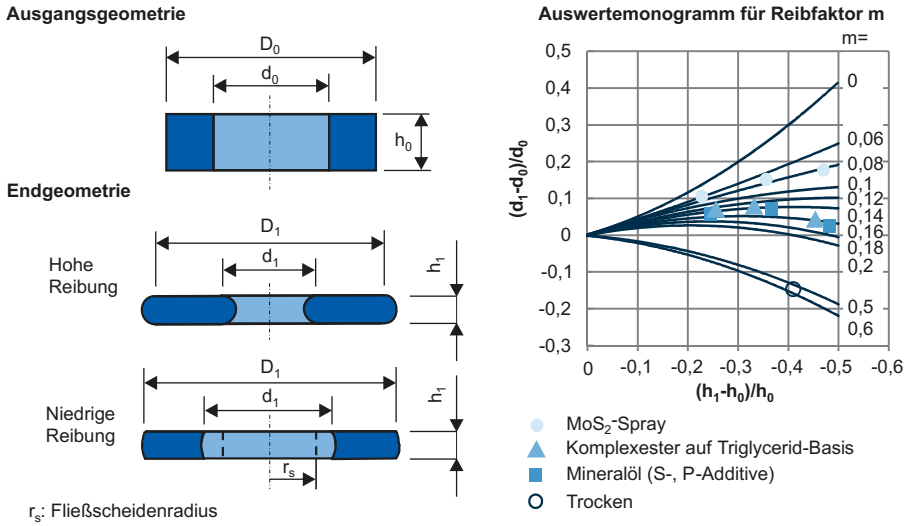


Abb. 2.82 Probengeometrie beim Ringstauchen und mittels FE-Simulation berechnetes Monogramm zur Auswertung von Ringstauchversuchen; Reibfaktor m für verschiedene Schmierstoffe [KLOC04e]

Der Ringstauchversuch ist seit den 60er Jahren bekannt und ermöglicht eine zuverlässige experimentelle Ermittlung von Reibwerten (Reibzahl μ und Reibfaktor m) bei geringem Aufwand [BURG67]. Er eignet sich sowohl für Untersuchungen zur Kalt- als auch zur Warmumformung. Die ringförmige Probe besteht dabei aus einem zylindrischen Körper mit einem Loch in der Mitte, siehe Abb. 2.82 links oben. Diese Probe wird zwischen zwei ebenen, parallelen Stauchplatten axial gestaucht, woraufhin die Geometrie ausgemessen und mit der Ausgangsgeometrie verglichen wird.

Zwischen Innen- und Außendurchmesser kann sich beim Stauchen eine Fließscheide ausbilden, womit der Grenzradius r_s bezeichnet wird, der die Probe in Bereiche entgegengesetzten Werkstoffflusses aufteilt, siehe Abb. 2.82 links unten [BURG67]. Liegt große Reibung vor, verkleinert sich der Innendurchmesser und der Außendurchmesser wird größer. Bei geringer Reibung verlagert sich der Fließscheidenradius r_s nach innen und der Innendurchmesser wird größer. Die Reibschubspannungen in der Kontaktfläche bewirken eine Verwölbung der freien äußeren Mantelfläche nach außen (Ausbauchung), während die innere Mantelfläche je nach Richtung des Werkstoffflusses nach innen oder nach außen ausbaucht.

Die Größe der Ringproben muss sich an der zur Verfügung stehenden Presse anpassen. Die Begrenzung der maximalen Presskraft bedeutet gleichzeitig eine Begrenzung des Ausgangsquerschnittes der Probe. Für die Ermittlung des zulässigen Ausgangsquerschnittes wird angenommen, dass die größte, im Ringstauchversuch auftretende Höhenabnahme $\varepsilon_h = 0,5$ ist [BURG67]. Weiterhin sollte ein maximal zulässiger Formänderungswiderstand (Fließspannung) nach der Umformung von 2.000 MPa nicht überschritten werden. Für eine 200 t-Pressen darf der Ausgangsquerschnitt somit nicht größer als 500 mm² sein.

Um unsymmetrische Verformungen zu vermeiden, ist eine möglichst große Wanddicke bzw. ein großes Verhältnis D_0/d_0 anzustreben. Auf der anderen Seite sollte der Innendurchmesser nicht zu klein sein, was zu einem Schließen der Bohrung führen kann. Die Höhe ist nach oben hin durch Knickprobleme und nach unten durch einen unnötig hohen Formänderungswiderstand begrenzt.

Unter Berücksichtigung der genannten Randbedingungen hat sich eine Ringgeometrie mit einem Außendurchmesser von 20 mm, einem Innendurchmesser von 10 mm und einer Höhe von 7 mm als geeignet erwiesen [BURG67]. Die Ober- und Unterkanten müssen in jedem Fall planparallel zueinander sein.

Um die Reibwerte für durchgeführte Experimente bestimmen zu können, werden sogenannte Auswertemonogramme benötigt, die auf unterschiedliche Art und Weise, z. B. mit dem Obere-Schranke-Verfahren oder mit Hilfe der FEM ermittelt werden können, siehe Abschn. 2.4 und 2.5 [LI95]. In der Berechnung des Ringstauchvorgangs wird dabei der Reibfaktor m in der Wirkfuge zwischen Null und Eins variiert. Dabei wird die Veränderung der auf die Reibung sensibel reagierenden Innendurchmesser berechnet und in Abhängigkeit vom Reibfaktor in einem Auswertungsnomogramm dargestellt, siehe Abb. 2.82 rechts. Für einen Ringstauchversuch mit unbekannter Reibzahl oder Reibfaktor kann diese bei gemessenem Innendurchmesser dem Diagramm entnommen werden.

Das Monogramm rechts in Abb. 2.82 zeigt Ergebnisse aus Ringstauchversuchen bei verschiedenen Schmierzuständen, in welchen mit der oben genannten Ringgeometrie gearbeitet wurde [KLOC04e]. Es ist zu berücksichtigen, dass die bestimmten Reibzahlen keine Absolutwerte, sondern Mittelwerte über die ganze Kontaktfläche zwischen Probe und Werkzeug darstellen, welche zusätzlich über den gesamten zurückgelegten Weg gemittelt sind.

2.8.7.4 Prüfverfahren für die Blechumformung

Zur Beurteilung der Reibungsverhältnisse zwischen Werkzeug und Blechwerkstoff sind verschiedene Modellversuche entwickelt worden, mit denen die Einflüsse unterschiedlicher Schmiermittel und der Oberflächenbeschaffenheit des Bleches untersucht werden können.

Streifenziehversuch

Der wichtigste Modellversuch zur Ermittlung und Beurteilung der Reibungsverhältnisse in der Blechumformung ist der Streifenziehversuch. Hierbei wird unterschieden in Streifenziehversuch mit und ohne Umlenkung. Beim Streifenziehversuch ohne Umlenkung, dem sogenannten Flachbahnversuch, wird ein Blechstreifen zwischen zwei Reibbacken, die mit einer definierten Normalkraft zusammengedrückt werden, gezogen. Die sich ergebende Reibkraft am Blechstreifen wird über eine messtechnische Einrichtung aufgenommen und so kann der Coulomb'sche Reibwert ermittelt werden. Anstatt einfacher Flachbacken ist es auch möglich beim Flachbahnversuch unterschiedliche Formelemente in die Reibbacken zu integrieren. Heutzutage werden sowohl der einfache Niederhalterbereich durch Flachbacken als auch Ziehwälste über entsprechende

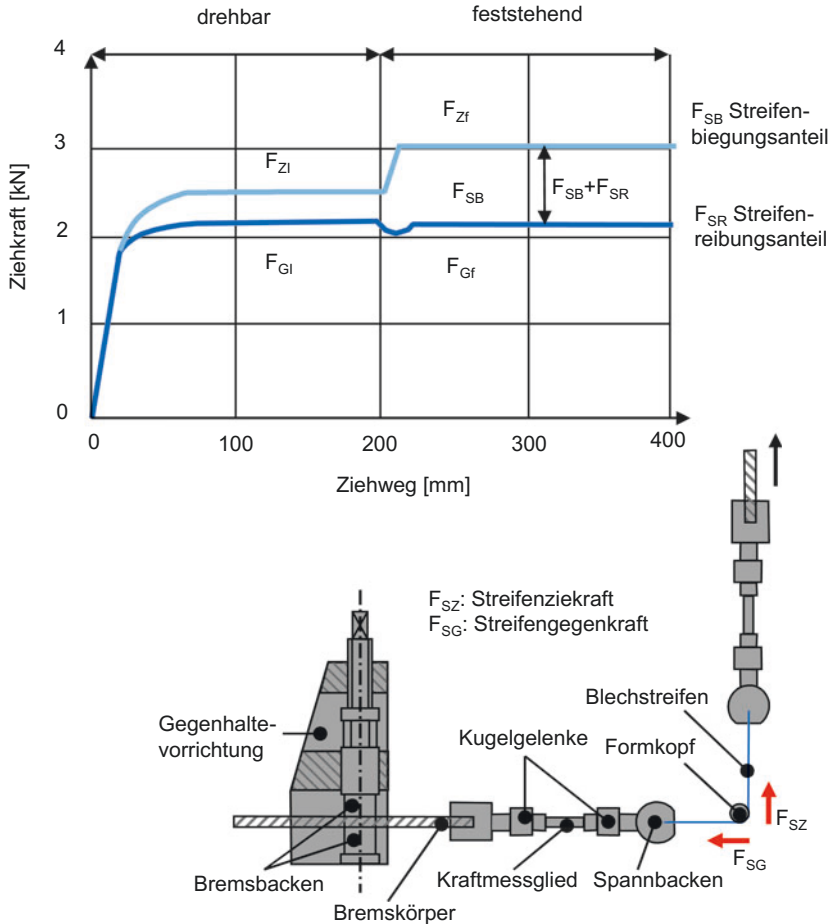


Abb. 2.83 Streifenziehversuch [WITT80]

Formelemente in den Reibbacken abgebildet. Der in Abb. 2.83 dargestellte Streifenziehversuch mit Umlenkung dient zur Untersuchung der Reibungsverhältnisse an der Ziehkante von Tiefziehwerkzeugen [WITT80]. In diesem Kurzprüfverfahren wird ein Streifen des zu untersuchenden Blechwerkstoffes mit definierter Streifenziehkraft F_{SZ} über einen zylindrischen Formkopf, der die Ziehkante darstellen soll, gezogen. Die erforderliche Streifengegenkraft F_{SG} wird durch die Gegenhaltevorrichtung aufgebracht und mit einem Kraftmessglied gemessen.

Die Streifenziehkraft F_{SZ} besteht aus der Summe von Gegenhaltekraft F_{SG} , einer durch die Reibung verursachten Kraft F_R und einer für das Biegen des Blechstreifens erforderlichen Kraft F_{SB} , siehe Gleichung 2.96.

$$F_{SZ} = F_{SG} + F_R + F_{SB} \quad (2.96)$$

Für die Bestimmung des Reibwertes mit Hilfe der Eytelwein'schen Gleichung, siehe [Gleichung 2.98](#), muss jedoch die Streifenziehkraft F_{SZ} um den Biegungsanteil F_{SB} reduziert werden. Zur Ermittlung dieses Anteils wird ein Blechstreifen über einen drehbar gelagerten Formkopf gezogen. Dadurch verschwindet der Reibungsanteil und durch Messung der Zieh- und Gegenhaltekraft kann auf den Biegungsanteil geschlossen werden:

$$F_{SB} = F_{SZ} - F_{SG1} . \quad (2.97)$$

Mit den bei feststehendem Formkopf gemessenen Kräften F_{SG} und F_{SZ} ergibt sich der Streifenreibwert zu:

$$\mu_{SZ} = \frac{2}{\pi} \cdot \ln \frac{F_{SZ} - F_{SG1}}{F_{SG}} . \quad (2.98)$$

Eine Variation zum klassischen Streifenziehversuch stellt das von Pawelski entwickelte Gerät dar [[PAWE64](#)]. Hierbei können Reibungsmessungen unter großen spezifischen Flächenpressungen und großen plastischen Formänderungen durchgeführt werden, siehe [Abb. 2.84](#).

Der Coulomb'sche Reibwert μ wird aus der Ziehkraft F_z , der Querkraft F_q und dem Ziehspalt-Öffnungswinkel α berechnet und stellt einen Mittelwert über die gesamte Probenbreite dar. Für den Reibwert gilt:

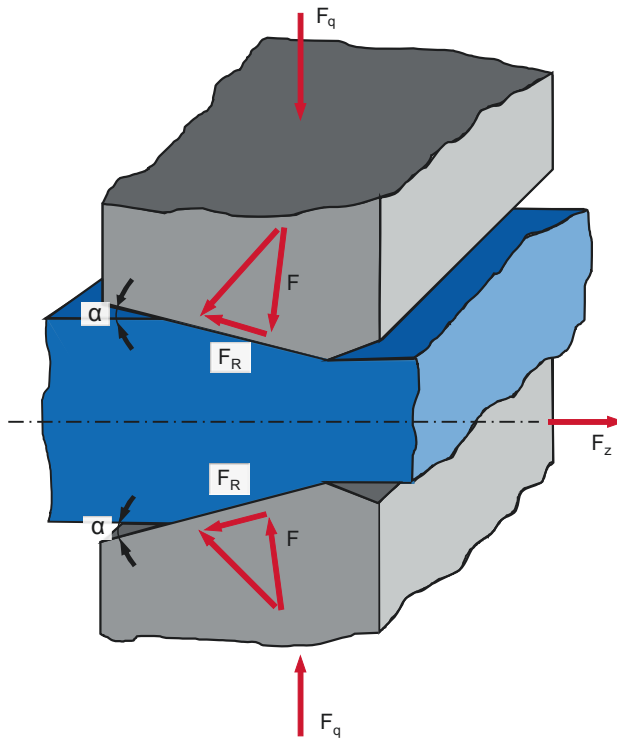


Abb. 2.84 Schematische Darstellung des Versuchs zur Reibwertbestimmung beim Abstreckziehen [[PAWE64](#)]

$$\mu = \frac{\frac{F_z}{2F_q} - \tan \alpha}{1 + \frac{F_z}{2F_q} \cdot \tan \alpha} . \quad (2.99)$$

Zur Ermittlung des Reibwertes μ wird nur die Bedingung des statischen Gleichgewichtes benutzt, während Stoffgleichungen für das elastische oder plastische Verhalten der beiden Reibpartner nicht in die Berechnung eingehen.

Abstreckziehversuch

Mit diesem Verfahren ist es möglich, die Güte verschiedener Schmiermittel beim Abstreckziehen zu beurteilen. Hierzu wird der am Abstreckring auftretende Reibwert μ über die beim Abstrecken wirkenden Einzelkräfte bestimmt, siehe [Abb. 2.85](#). Um konstante Kraftverhältnisse zu erhalten, wird ein bereits auf eine gleichmäßige Wandstärke abgestreckter und gegläuter Napf verwendet. Während die Stempelfkraft mit einer herkömmlichen Kraftmesseinrichtung ermittelt werden kann, erfolgt die Bestimmung der Horizontalkraft mit Hilfe einer elastizitätstheoretischen Gleichung über die Dehnung des Abstreckringes. Der Versuch erfordert somit einen relativ hohen messtechnischen Aufwand (Kraft- und Dehnungsmessung). Unter vereinfachenden Annahmen gilt für den Reibwert am Abstreckring folgende Bestimmungsgleichung:

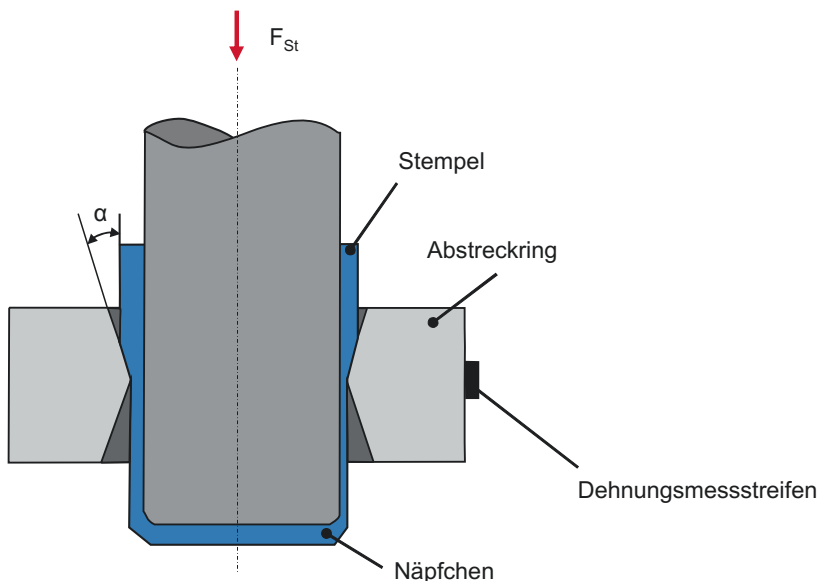


Abb. 2.85 Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Reibwertbestimmung beim Abstreckziehen [[SIEB54](#)]

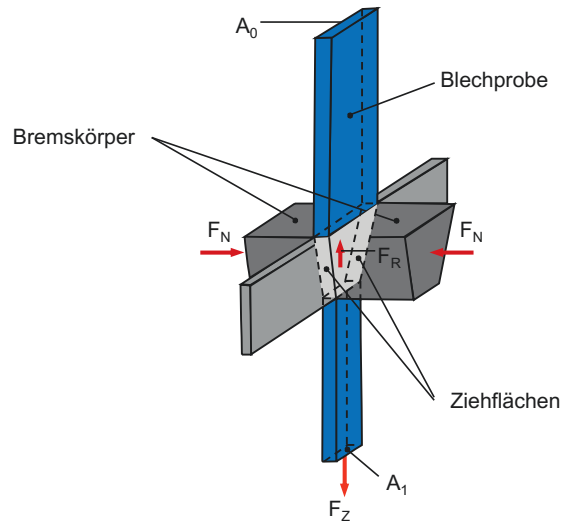


Abb. 2.86 Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus zur Reibwertbestimmung beim Keilzugversuch [REIH59]

$$\mu = \frac{\frac{F_{St}}{F_h} - \tan \alpha}{1 + \frac{F_{St}}{F_h} \cdot \tan \alpha} . \quad (2.100)$$

Keilzugversuch

Im Keilzugversuch nach Reihle [REIH59] wird ein Blechstreifen zwischen zwei schräg zusammenlaufenden Ziehflächen hindurchgezogen, wobei der Anfangsquerschnitt A_0 auf den Endquerschnitt A_1 reduziert wird, siehe Abb. 2.86. An den beiden Bremskörpern, die mit der Normalkraft F_N auf den Probestreifen gepresst werden, wird in Ziehrichtung die Reibkraft F_R gemessen. Die hier vorliegenden Beanspruchungsverhältnisse sind denen ähnlich, die beim Tiefziehen eines zylindrischen Hohlkörpers im Flansch auftreten. Der Reibungskoeffizient ergibt sich zu:

$$\mu = \frac{F_R}{F_N} . \quad (2.101)$$

Literatur

- [ADLO04] ADLOF, W.W.: Simulation in der Massivumformung. In: *Info-Reihe Massivumformung, Extraausgabe, Industrieverband Massivumformung* (2004), S. 7

- [AHLR04] AHLROOS, T.; PARIKKA, R.; ET AL.: Tribological Properties of Environmentally Acceptable Lubricants for Metal Working Applications. In: *Proceedings of the 2nd Int. Conf. on Tribology in Manufacturing Processes*. Nyborg, Denmark, 2004
- [AYAD84] AYADA, T.; HIGASHINO, K.; MORI, K.: *Central Bursting in Extrusion of Inhomogenous Materials, Advanced Technology of Plasticity*, Band 1. 1984
- [BARG83] BARGEL, H.J.; SCHULZE, G.: *Werkstoffkunde*. VDI Verlag, 1983
- [BARN04] BARNERT, L.: Grundlagen des Gesenkschmiedens unter tribologischen Gesichtspunkten. In: BARTZ, W.J. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [BART00] BARTZ, W.; MÖLLER, U.: *Expert Praxislexikon Tribologie PLUS: 2010 Begriffe für Studium und Beruf*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2000
- [BART94] BARTZ, W.J.: Additive – Einführung in die Problematik. In: BARTZ, W.; ET AL. (Hrsg.): *Additive für Schmierstoffe*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [BATH96] BATHE, K.J.: *Finite Element Procedures*. Prentice Hall, London Sidney Toronto, 1996
- [BAY94] BAY, N.: State of the art in cold forging lubrication. In: *Journal of Materials Processing Technology* 46 (1994), Nr. 1-2, S. 19–40
- [BEHR04a] BEHRENS, B.; MATHIEU, H.: Rückwärtssimulation von Massivumformprozessen zur schnellen Auslegung der Stadienfolge. In: *Schmiede-Journal* (2004), S. 19–20
- [BEIT01] BEITZ, W.; GROTE, K.H. (Hrsg.): *Dubbel - Taschenbuch für den Maschinenbau*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 2001, 20. Auflage
- [BETT03] BETTEN, J.: *Finite Elemente für Ingenieure, Band 1*. Springer Verlag, Berlin, 2003, 2. Auflage
- [BILL73] BILLIGMANN, J.; FELDMANN, H.D.: *Stauchern und Pressen*. Hanser Verlag, München, 1973, 1. Auflage
- [BOBZ00] BOBZIN, K.: *Benetzungs- und Korrosionsverhalten von PVD-beschichteten Werkstoffen für den Einsatz in umweltverträglichen Tribosystemen*. Dissertation, RWTH Aachen, 2000
- [BOBZ04] BOBZIN, K.; LUGSCHEIDER, E.; PINERO, C.: Neue PVD-Schichtkonzepte für hoch beanspruchte Werkzeuge für umweltverträgliche Fertigungsprozesse. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 35 (2004), Nr. 10/11
- [BOWD50] BOWDEN, F.; TABOR, D.: *The Friction and Lubrication of Solids*. Oxford University Press, Oxford, 1950
- [BRID44] BRIDGEMAN, P.: The stress distribution at the neck of tension specimen. In: *Transactions of the American Society for Metals (ASM)* 32 (1944), S. 553–574
- [BROZ72] BROZZO, P.; LUCA, B.D.; RENDINA, R.: A New Method for the Prediction of the Formability Limits of Metal Sheets. In: *7th Biennial Congress of the International Deep Drawing Research Group*. 1972
- [BUCK68] BUCKLEY, D.: The influence of the atomic nature of crystalline materials on friction. In: *Transactions of the American Society of Lubrication Engineers (ASLE)* 11 (1968), Nr. 89
- [BÜLT96] BÜLTER, M.: *Untersuchung zum Einfluß des Herstellungsprozesses auf die Oberflächenausbildung und die Umformeigenschaften von elektrolytisch verzinktem Feinblech*. Dissertation, Universität Stuttgart, 1996

- [BURG67] BURGDORF, M.: Über die Ermittlung des Reibwertes für Verfahren der Massivumformung durch den Ringstauchversuch. In: *Industrie Anzeiger* 89 (1967), Nr. 39, S. 799–804
- [CHUN98] CHUNG, W.J.; CHO, J.W.; BELYTSCHKO, T.: On the Dynamic Effects of Explicit FEM in Sheet Metal Forming Analysis. In: *Engineering Computations: International Journal for Computer-Aided Engineering and Software* 15 (1998), Nr. 6
- [CLOU60] CLOUGH, R.: The Finite Element Method in Plane Stress Analysis. In: *Proceedings of the 2nd ASCE Conference on Electronic Computation*. Pittsburgh, PA, USA, 1960
- [COCK66] COCKROFT, M.; LATHAM, O.: A simple Criterion of Fracture of ductile Materials. In: *NEL Report*. Glasgow, 1966, Band 240
- [COUL85] COULOMB, C.: Theorie des machines simples, en ayant égard au frottement de leurs parties et a la roideur des cordages. In: *Memoires de mathematique et de physique de L'Académie des Sciences*. 1785, Band 10
- [CRAH82] CRAHAY, J.; BRAGARD, A.: Production of surfaces of textured work rolls by means of laser pulses. In: *12th IDDRG Congress*. S. Margherita Ligure, Italien, 1982
- [CZIC03] CZICHOS, H.; HABIG, K.: *Tribologie-Handbuch - Reibung und Verschleiß*. Vieweg, Wiesbaden, 2003
- [CZIC68] CZICHOS, H.: Über den Zusammenhang zwischen Adhäsion und Elektronenstruktur von Metallen bei der Rollreibung im elastischen Bereich. In: *Transactions of the American Society of Lubrication Engineers (ASLE)* 11 (1968), Nr. 89
- [CZIC73] CZICHOS, H.; HABIG, K.: Grundvorgänge des Verschleißes metallischer Werkstoffe – Neuere Ergebnisse der Forschung. In: *VDI-Berichte* (1973), Nr. 194
- [DANN83] DANNENMANN, E.: *Einfluß der plastischen Eigenschaften und der Oberflächenmikrostruktur von Feinblechen auf Zieh- und Biegevorgängen*. Dissertation, Universität Stuttgart, 1983
- [DAWN79] DAWNSON, D.: *History of tribology*. Langman, London New York, 1979
- [DEIL03] DEILER, G.; LOBEMEIER, J.: Tiefziehwerkzeuge aus Kunststoff – ideal für mittlere Serien. In: *Blech InForm* (2003), Nr. 1
- [DIET72] DIETERLE, K.; SCHRÖDER, G.: *Fließkurven. Lehrbuch der Umformtechnik*, Band 1. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1972
- [DIET86] DIETER, G.E.: *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill, New York, 1986, 3rd Edition
- [DIN00] DIN 51347: *Prüfung von Schmierstoffen – Prüfung im Mischreibungsgebiet mit dem Schmierstoffprüfgerät nach Brugger*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Januar 2000
- [DIN02] DIN V ENV 1071-6: *Hochleistungskeramik – Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten. Teil 6: Bestimmung des Abriebwiderstands von Schichten durch eine Mikroabriebprüfung*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), September 2002
- [DIN77] DIN 51350: *Prüfung von Schmierstoffen; Prüfung im Shell-Vierkugel-Apparat*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Januar 1977
- [DIN94] DIN V ENV 1071-3: *Hochleistungskeramik; Verfahren zur Prüfung keramischer Schichten. Teil 3: Bestimmung der Haftung mit dem Ritztest*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Juni 1994
- [DIN03a] DIN 8580: *Fertigungsverfahren. Einteilung*. Normenausschuss Technische Grundlagen (NATG), September 2003

- [DIN03b] DIN 8582: *Fertigungsverfahren Umformen, Einordnung, Unterteilung, Alphabetische Übersicht*. Normenausschuss Technische Grundlagen (NATG), September 2003
- [DIN04a] DIN 50125: *Prüfung metallischer Werkstoffe – Zugproben*. Normenausschuss Materialprüfung, Juli 2004
- [DIN04b] DIN 51834: *Prüfung von Schmierstoffen – Tribologische Prüfungen im translatorischen Oszillations-Prüfgerät*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), März 2004
- [DINK97] DINKEL, F.: *Umformbarkeit von Aluminium-Karosserieblechen mit neuartigen Oberflächen*. Dissertation, TU München, 1997
- [DOEG01] DOEGE, E.; HUSKIC, A.; ET AL.: Verschleißreduzierung an Schmiedegesenken durch Einsatz neuer Technologien. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*. MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 2001
- [DOEG86] DOEGE, E.; MEYER-NOLKEMPER, H.; SAEED, I.: *Fließkurvenatlas metallischer Werkstoffe*. Hanser-Verlag, München, 1986
- [DOLV91] DOLVES, J.: Electron beam texturing of rolls. In: *Iron and Steel Engineer* 68 (1991), Nr. 8, S. 33–38
- [DOMK86] DOMKE, W.: *Werkstoffkunde und Werkstoffprüfung*. W. Girardet Buchverlag, Düsseldorf, 1986, 10. verbesserte Auflage
- [EISE66] EISENKOLB, F.: *Einführung in die Werkstoffkunde*, Band I-V. 9. VEB Verlag Technik, Berlin, 1966
- [ELMA01] ELMAGD, E.; ABOURIDOUANE, M.: Einfluss der Umformgeschwindigkeit und -temperatur auf das Umformvermögen metallischer Werkstoffe. In: *Kolloquium „Erweiterung der Formgebungsgrenzen“*. 2001, S. 26–30
- [EN01a] DIN EN 12476: *Phosphatierüberzüge auf Metallen – Verfahren für die Festlegung von Anforderungen*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Oktober 2001
- [EN01b] DIN EN 13523-7: *Prüfverfahren, Teil 7: Widerstandsfähigkeit gegen Rissbildung beim Biegen (T-Biegeprüfung)*. Normenausschuss Beschichtungsstoffe und Beschichtungen (NAB), Dezember 2001
- [EN04] DIN EN 10130: *Kaltgewalzte Flacherzeugnisse aus weichen Stählen zum Kaltumformen*. Normenausschuss Eisen und Stahl (FES), Oktober 2004
- [ENGE02] ENGELHORN, R.: *Verschleißmerkmale und Schleifeinsatzverhalten zweiphasig verstärkter Sol-Gel-Korunde*. Dissertation, RWTH Aachen, 2002
- [ESCH04] ESCHER, C.; HENKE, T.: Werkzeugwerkstoffe für die Verarbeitung von hochfesten Stahlblechwerkstoffen. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*. MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 2004
- [EVER04] EVERSBERG, K.: Schwerlasttaugliche Werkzeugbeschichtungen und deren Bedeutung für die Kaltumformung schwer umformbarer Edelstähle. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [EXNE86] EXNER, H.E.; HOUARDY, H.P.: *Einführung in die Quantitative Gefügeanalyse*. DGM Informationsgesellschaft, Oberursel, 1986
- [FELD01] FELDHAUS, U.: Simulieren geht über Probieren. In: *Schmiede-Journal* (2001), S. 30–31
- [FINK32] FINK, M.; HOFMANN, U.: Zur Theorie der Reiboxidation. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 6 (1932), Nr. 161

- [FINK74] FINK, C.: Theorie der Walzenarbeit. In: *Zeitung Berg-, Hütten- und Salinenwesen* 22 (1974), Nr. 5, S. 220
- [FINZ03] FINZ, K.: Neue Werkzeugstähle hoher Belastbarkeit für die Kaltmassivumformung. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*. MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 2003
- [FRAN99] FRANK, C.: *Kunststoff als Werkzeugwerkstoff für das Tiefziehen von Feinblech*. Dissertation, Universität Hannover, 1999
- [FREU50] FREUDENTHAL, A.: *The Inelastic Behavior of Engineering Metals and Structures*. Wiley, New York, 1950
- [FRIE02] FRIEDRICH, D.; GOTTSCHALK, C.; ET AL.: Simulation von Fertigungsprozessen - Möglichkeiten und Grenzen der Bauteilauslegung. In: EVERSHEIM, W.; ET AL. (Hrsg.): *Wettbewerbsfaktor Produktionstechnik - Aachener Perspektiven*. AWK Aachener Werkzeugmaschinen-Kolloquium, Shaker Verlag, Aachen, 2002, S. 217–267
- [FRIE97] FRIEDRICH, C.: *Tribologische Problemlösungen mit PVD-Hartstoffschichten zum Verschleißschutz*. Dissertation, TU Darmstadt, 1997
- [FÜLL04] FÜLLER, K.; BAUMEISTER, J.; HEROLD, R.: Keramische Umformwerkzeuge zum Umformen höchstfester Stähle. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*. MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 2004
- [GAHR87] ZUM GAHR, K.: *Microstructure and wear of materials*. Elsevier, 1987
- [GERB02] GERBIG, Y.; ORTMANN, S.; ET AL.: Verbesserung des tribologischen Verhaltens durch In-Prozess-Strukturierung von Schichtoberflächen. In: *Reibung, Schmierung und Verschleiß – Forschung und praktische Anwendung, Tribologie-Fachtagung*. Gesellschaft für Tribologie e.V., Göttingen, 2002
- [GERB03] GERBIG, Y.; GERBIG, F.; ET AL.: Weizen contra Raps: Eine vergleichende Studie zu anwendungsrelevanten Eigenschaften von Pflanzenölen. In: *Tribologie und Schmierungstechnik* 50 (2003), Nr. 1
- [GEIL04] GEILE, M.: Neue Entwicklungen von Werkzeugwerkstoffen für die Blechumformung. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Blechumformung*. MAT INFO Werkstoff-Informationsgesellschaft, Frankfurt, 2004
- [GFT02] GfT-Arbeitsblatt 7: *Tribologie – Definitionen, Begriffe, Prüfung*. Gesellschaft für Tribologie e.V., September 2002
- [GFT91] GfT-Arbeitsblatt 2: *Schmierung beim Umformen*. Gesellschaft für Tribologie e.V., Januar 1991
- [GIAN99] GIANNUZZI, L.A.; STEVIE, F.A.: A review of focused ion beam milling techniques for TEM specimen preparation. In: *Micron* 30 (1999), S. 197–204
- [GÖCK94] GÖCKE, R.: Präparation – Überblick über Präparationsmethoden. In: SCHMIDT, P.F. (Hrsg.): *Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [GOLD01] GOLD, P.; SCHMIDTAND, A.; ET AL.: Viskosität-Druck-Koeffizienten von mineralischen und synthetischen Schmierölen. In: *Tribologie und Schmierungstechnik* (2001), Nr. 47
- [GOLO77] GOLOGRANC, F.: Theoretische Betrachtung zur Aufnahme von Fließkurven im kontinuierlichen hydraulischen Tiefzugsversuch. In: *Blech* 4 (1977), S. 116–121
- [GOSH76] GOSH, A.: A Criterion for Ductile Fracture in Sheets under Biaxial Loading. In: *Met. Tran.* 7 (1976), S. 523–533

- [GOTT98] GOTTSTEIN, G.: *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1998
- [GRÄB83] GRÄBENER, T.: *Entwicklung und Anwendung neuer Schmierstoffprüfverfahren für die Kaltmassivumformung*. Dissertation, Stuttgart, 1983
- [GRÄF93] GRÄFEN, H.: *VDI-Lexikon - Werkstofftechnik*. VDI Verlag, Düsseldorf, 1993
- [GREE51] GREEN, A.: A theoretical investigation of the compression of a ductile material between smooth flat dies. In: *Philosophical Magazine* 42 (1951), S. 900–918
- [GUÉR99] GUÉRIN, J.D.; BARTYS, H.; DUBOIS, A.; OUDIN, J.: Finite element implementation of a generalized friction model: application to an upsetting-sliding test. In: *Finite Elements in Analysis and Design* 31 (1999), S. 193–207
- [GURS77] GURSON, A.: Continuum Theory of Ductile Rupture by Void Nucleation and Growth, Part 1 - Yield Criteria and Flow Rules for Porous Ductile Media. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* (1977), S. 2–15
- [HABI68] HABIG, K.: Zur Struktur- und Orientierungsabhängigkeit der Adhäsion und der trockenen Gleitreibung von Metallen. In: *Materialprüfung* 10 (1968), Nr. 417
- [HAEF87] HAEFER, R.: *Oberflächen- und Dünnschichttechnologie, Teil 1: Beschichtungen von Oberflächen*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1987
- [HANT94] HANTSCHKE, H.: Röntgenmikroanalyse mit dem Rasterelektronenmikroskop. In: SCHMIDT, P.F. (Hrsg.): *Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [HASE77] HASEK, V.V.: Anwendung von Grenzformänderungsschaubildern. In: *Industrie Anzeiger* 99 (1977), Nr. 20, S. 343–347
- [HASE78] HASEK, V.V.: Untersuchung und theoretische Beschreibung wichtiger Einflußgrößen auf das Grenzformänderungsschaubild. In: *Blech Rohre Profile* 25 (1978), S. 213–220, 285–292, 493–499, 613–627
- [HASE80b] HASEK, V.V.; LANGE, K.: Das Grenzformänderungsschaubild und seine Anwendung bei Tiefzieh- und Streckziehvorgängen. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Blechbearbeitung*. Forschungsgesellschaft Umformtechnik mbH, Stuttgart, 1980
- [HEBE87] HEBERER, K.: Funkenerodiermaschine zur Oberflächenbearbeitung von Kaltwalzen. In: *Stahl und Eisen* 107 (1987), Nr. 3, S. 109–110
- [HEID75] HEIDEMEYER, J.: Einfluss der plastischen Verformung von Metallen bei Mischreibung auf die Geschwindigkeit ihrer chemischen Reaktionen. In: *Schmiertechnik, Tribologie* 22 (1975), Nr. 84
- [HESS91] HESSLER, C.: *Beitrag zur Entwicklung des hydraulischen Rohr-Innendruck-Umformens*. Dissertation, TH Darmstadt, 1991
- [HILL50] HILL, R.: *The mathematical theory of plasticity*. Engineering Science Theories. Clarendon Press, Oxford, 1950
- [HORL89] HORLACHER, U.: *Prüfung des Einflusses von Schmierstoffadditiven auf das Tribosystem bei der Kaltmassivumformung*. Dissertation, Stuttgart, 1989
- [HORT01] HORTIG, D.: *Werkzeugbeschichtungen mit Trockenschmierstoffeigenschaften für das Tiefziehen*. Dissertation, Darmstadt, 2001
- [HUBM94] HUBMANN, A.: Grundöle - deren Abstimmung mit Additiven und Bedeutung für Bedeutung für die Anwendungseigenschaften der Schmierstoffe. In: BARTZ, W.J.;

- ET AL. (Hrsg.): *Additive für Schmierstoffe*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [HUEB82] HUEBNER, K.H.; THORNTON, E.A.: *The Finite Element Method for Engineers*. John Wiley & Sons, New York Chichester Brisbane, 1982, 2nd Edition
- [HUSK02] HUSKIC, A.; BERG, M.E.S.: Verschleißminderung an Schmiedegesenken mittels Kombinationsbehandlungen bestehend aus einer Plasmanitrierung und PACVD-Viellagenbeschichtung. In: *Galvanotechnik* 1 (2002)
- [INST01] *Kupfer*. Deutsches Kupfer Institut e.V., Düsseldorf, 2001
- [INST03] *Bronze – unverzichtbarer Werkstoff der Moderne*. Deutsches Kupfer Institut e.V., Düsseldorf, 2003
- [INST04] *Kupfer-Zinn-Knetlegierungen (Zinnbronzen)*. Deutsches Kupfer Institut e.V., Düsseldorf, 2004
- [ISO00] DIN EN ISO 7799: *Bleche und Bänder mit einer Dicke unter 3 mm, Hin- und Herbiegeversuch*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Juli 2000
- [ISO03] DIN EN ISO 20482: *Bleche und Bänder – Tiefungsversuch nach Erichsen*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Dezember 2003
- [ISO04a] DIN EN ISO 6507-1: *Metallische Werkstoffe – Härteprüfung nach Vickers. Teil 1: Prüfverfahren*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Juli 2004
- [ISO04b] DIN EN ISO 7438: *Biegeversuch*. Normenausschuss Materialprüfung (NMP), Mai 2004
- [JAHN81] JAHNKE, H.; RETZKE, R.; WEBER, W.: *Umformen und Schneiden*. VEB Verlag Technik, Berlin, 1981, 5. Auflage
- [JOST66] JOST, H.P.: *Lubrication (Tribology) Education and Research – A Report of the Present Position and Industry's Needs*. Department of Education and Science, Her Majesty's Stationary Office, London, 1966
- [KAEH92] KAEHLER, K.: Zu neuen Einsätzen. In: *Industrie Anzeiger* 46 (1992), S. 21–23
- [KAJD98] KAJDAS, C.: Tribochemistry of Ceramics. In: *Tribologia* 2 (1998), S. 148–167
- [KLOC02a] KLOCKE, F.; RAEDT, H.: Innovationen in der Feinschneidtechnik. In: *Werkstatt-technik online* 92 (2002), Nr. 6, S. 268–272
- [KLOC02b] KLOCKE, F.; RAEDT, H.W.; ET AL.: Friction and Wear in Cold Forming. In: *Proceedings of the International Conference Recent Developments in Metal Forming Technology*. Columbus, Ohio, USA, 2002
- [KLOC03a] KLOCKE, F.; BREUER, D.: FEM und KNN als Werkzeuge zur Bruchvorhersage in der Umformtechnik. In: *Tagungsband 18. Jahrestreffen der Kaltmassivumformer*. 2003
- [KLOC03b] KLOCKE, F.; KUWER, C.; ET AL.: *Einsatz keramischer Werkzeuge in der Blechumformung. Abschlussbericht des AiF-Projektes 12575N*. Forschungsvereinigung Stahlverformung (FSV), Hagen, 2003
- [KLOC03c] KLOCKE, F.; MASSMANN, T.; KUWER, C.: Aktuelle Ansätze zur Verschleißminimierung in der Blechumformung. In: *ZWF Zeitschrift für wirtschaftlichen Fabrikbetrieb* 98 (2003), Nr. 10, S. 472–475
- [KLOC04a] KLOCKE, F.; BREUER, D.: Using The Finite Element Method And Artificial Neural Networks To Predict Ductile Fracture In Cold Forming Processes. In: *Proceedings of the 8th International Conference on Numerical Methods in Industrial Forming Processes*. Columbus, Ohio, USA, 2004, S. 1944–1950

- [KLOC04c] KLOCKE, F.; MASSMANN, T.; GRAMS, J.: Grundlagenuntersuchungen zum Einsatz umweltverträglicher Tribosysteme beim Zerspanen und in der Kaltumformung. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 35 (2004), Nr. 10/11
- [KLOC04d] KLOCKE, F.; MASSMANN, T.; ET AL.: Carbon based tool coatings as an approach for environmentally friendly metal forming processes. In: *Proceedings of the 2nd International Conference on Tribology in Manufacturing Processes*. Nyborg, Denmark, 2004, Band 2 Forming Tribology
- [KLOC04e] KLOCKE, F.; MASSMANN, T.; ET AL.: On the Tribological Performance of Newly Developed Rape Oil Based Biodegradable Lubricants for Cold Forging Processes. In: *Annalen der Wissenschaftlichen Gesellschaft für Produktionstechnik (WGP): Production Engineering* 11 (2004), Nr. 2
- [OROW43] OROWAN, E.: In: *Proceedings of the Institute of Mechanical Engineers* 150 (1943), S. 140–167
- [KNOT92] KNOTHE, K.; WESSELS, H.: *Finite Elemente – Eine Einführung für Ingenieure*. Springer Verlag, Berlin, 1992, 2. Auflage
- [KOB89] KOBAYASHI, S.; OH, S.I.; ALTAN, T.: *Metal Forming and the Finite Element Method*. Oxford University Press, New York Oxford, 1989
- [KÖNI02] KÖNIG, W.; KLOCKE, F.: *Fertigungsverfahren, Band 1: Drehen, Fräsen, Bohren*. VDI Verlag, Düsseldorf, 2002, 7. Auflage
- [KÖNI93a] KÖNIG, W.; KOLL, W.: Kaltfließpressen ohne Schmierstoff, Dünne Schichten - große Leistung. In: *Umformtechnik* 27 (1993), Nr. 5
- [KOPP99] KOPP, R.; WIEGELS, H.: *Einführung in die Umformtechnik*. Verlag Mainz, Aachen, 1999, 2. Auflage
- [KORF94] KORFF, J.: Additive für Kühlschmierstoffe. In: BARTZ, W.J.; ET AL. (Hrsg.): *Additive für Schmierstoffe*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [KOST51] KOSTRON, H.: Zur Mathematik des Zugversuchs. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 22 (1951), S. 317–325
- [KRAU62a] KRAUSE, U.: *Vergleich verschiedener Verfahren zum Bestimmen der Formänderungsfestigkeit bei der Kaltumformung*. Dissertation, TH Hannover, 1962
- [KÜBE80] KÜBERT, M.: Aufbringen und Auswerten von Meßrastern beim Blechumformen. In: *Werkstatt und Betrieb* 113 (1980), Nr. 7, S. 483–487
- [KUBL95] KUBLI, W.; REISSNER, J.: Optimisation of sheet-metal forming processes using the special purpose program „Autoform“. In: *Journal of Material Processing Technology* 50 (1995), S. 292–305
- [KUPF86] *Niedriglegierte Kupferwerkstoffe*. Deutsches Kupfer Institut e.V., Düsseldorf, 1986
- [LANG74] LANGE, E.: *Untersuchung des Tiefziehverhaltens von Feinblechen unter besonderer Berücksichtigung des Gelenkantriebes*. Dissertation, TU Clausthal, 1974
- [LANG81a] LANGE, K.; GRÄBENER, T.: Untersuchung der Möglichkeiten für eine technologische Schmierstoffprüfung für Verfahren der Umformtechnik. In: BEI DER DFVLR KÖLN, B. (Hrsg.): *Tribologie: Reibung, Verschleiß, Schmierung*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1981, Metallurgie, Werkstoffentwicklung, Rückgewinnung
- [LANG90a] LANGE, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 1: Grundlagen*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1990

- [LANG90b] LANGE, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 2: Massivumformung*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1990
- [LANG90c] LANGE, K.: *Umformtechnik - Handbuch für Industrie und Wissenschaft, Band 3: Blechbearbeitung*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1990
- [LEYK78] LEYKAMM, H.: Berechnung der Fließkurve von Fließpressstählen und der Festigkeit, Bruchdehnung und Brucheinschnürung kaltumgeformter Werkstücke aus der Werkstoffanalyse nach Wagenbach. In: *Draht* 29 (1978), S. 648–651
- [LI95] LI, J.: *Untersuchung der Wirkflächenreibung für die Finite-Elemente-Simulation der Massivumformung*. Dissertation, RWTH Aachen, 1995
- [LUDW09] LUDWIK, P.: *Elemente der technologischen Mechanik*. Springer Verlag, Berlin, 1909
- [LUIG93] LUIG, H.: *Einfluß von Verschleißschuttschichten und Rohteilverzunderung auf den Verschleiß beim Schmieden*. Dissertation, Hannover, 1993
- [MACH81] MACHERAUCH, E.: *Praktikum in Werkstoffkunde*. Vieweg Verlag, 1981
- [MCCL68] MCCLINTOCK, F.: A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. In: *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers (ASME), Journal of Applied Mechanics* 90 (1968), S. 363–371
- [MANG01] MANG, T.; DRESEL, W.: *Lubricants and Lubrication*. Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2001
- [MANG83] MANG, T.: *Die Schmierung in der Metallbearbeitung*. Vogel, Würzburg, 1983
- [MEIE01] MEIER, H.; GÄNSICKE, B.: Verbesserung des Umformvermögens beim Walzrundbiegen mittels partieller Drucküberlagerung. In: *Kolloquium „Erweiterung der Formgebungsgrenzen“*. 2001, S. 14–18
- [MERK03] MERKEL, M.; THOMAS, K.H.: *Taschenbuch der Werkstoffe*. Fachbuchverlag Leipzig, 2003
- [MISE13] VON MISES, R.: Mechanik der festen Körper im plastisch deformablen Zustand. In: *Nachrichten der Gesellschaft der Wissenschaften in Göttingen*. 1913, Mathematisch Physikalische Klasse, S. 582–592
- [MÜSC69] MÜSCHENBORN, W.: Untersuchungen der Formänderungen an zwei Ziehtteilen mit Hilfe eines photochemisch aufgetragenen Netzgitters. In: *Thyssenforschung* 1 (1969), Nr. 3, S. 109–115
- [NEUD04] NEUDECKER, T.: *Tribologische Eigenschaften keramischer Blechumformwerkzeuge – Einfluss einer Oberflächenendbearbeitung mittels Excimerlaserstrahlung*. Dissertation, Erlangen-Nürnberg, 2004
- [NITT04a] NITTEL, K.: Chemische Beschichtungssysteme als Schmierstoffträger für die Massivumformung. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [NITT04b] NITTEL, K.: Seifen und Festschmierstoffe für die Kaltmassivumformung. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [NN81] Herstellung von rotationssymmetrischen Hohlkörpern durch Drücken. In: *Industrie Anzeiger* 103 (1981), Nr. 93, S. 22–23
- [NN95] *PARCOM Decision 95/1 on the Phasing Out of Short Chained Chlorinated Paraffins*. Convention for the Prevention of Marine Pollution from Land-Based Sources, Paris, 1995

- [OEHL01] OEHLER, G.; KAISER, F.: *Schnitt-, Stanz- und Ziehwerkzeuge*. Springer Verlag, 2001, 7. Auflage
- [OYAN80] OYANE, M.; SATO, T.; OKIMOTO, K.: Criteria for Ductile Fracture and their Applications. In: *Journal of Mechanical Working Technology* 4 (1980), S. 65–81
- [PANK64] PANKNIN, W.: Die Bestimmung der Fließkurve und der Dehnungsfähigkeit von Blechen durch den hydraulischen Tiefungsversuch. In: *Industrie Anzeiger* 49 (1964), S. 915–918
- [PANK90] PANKERT, R.: Aufrauhen von Arbeitswalzen in Kaltwalzwerken. In: *Stahl und Eisen* 110 (1990), Nr. 3, S. 55–60
- [PAWE64] PAWELSKI, O.: Ein neues Gerät zum Messen des Reibungsbeiwertes bei plastischen Formänderungen. In: *Stahl und Eisen* 84 (1964), Nr. 20, S. 1233–1243
- [PAWE76] PAWELSKI, O.: *Wege und Grenzen der Plastomechanik bei der Anwendung in der Umformtechnik*, Band 256. Westdeutscher Verlag, 1976
- [PERE92a] PEREVEZENTSEV, V.N.; ET AL.: The theory of structural superplasticity I. In: *Acta metallurgica et materialia* 40 (1992), Nr. 5, S. 887–894
- [PETZ94] PETZOW, G.; CARLE, V.: *Metallographisches, keramographisches, plastographisches Ätzen*. Bornträger, Berlin Stuttgart, 1994, 6. vollständig überarbeitete Auflage
- [PFES97] PFESTORF, M.: *Funktionale 3D-Oberflächenkenngrößen in der Umformtechnik*. Dissertation, Erlangen-Nürnberg, 1997
- [PÖHL84] PÖHLANDT, K.: *Vergleichende Betrachtung der Verfahren zur Prüfung der plastischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe*. Dissertation, Universität Stuttgart, 1984
- [PÖHL99] PÖHLANDT, K.: *Werkzeuge der Kaltmassivumformung*, Band 581 von *Kontakt & Studium*. Expert Verlag, 1999
- [POPP] POPP, U.; U.ENGEL: In: *Proceedings of the 2nd Int. Conf. on Tribology in Manufacturing Processes*. Nyborg, Denmark
- [PRAG54] PRAGER, W.; HODGE, P.G.: *Theorie idealplastischer Körper*. Springer Verlag, Wien, 1954
- [PUGH70] PUGH, H.L.D.: *The mechanical behaviour of materials under pressure*. Elsevier Publishing Co. FtD., Amsterdam London New York, 1970
- [QUIN62] QUINN, T.F.J.: The role of oxidation in the mild wear of steel. In: *Brit. J. Appl. Phys.* 13 (1962), Nr. 33
- [RAED02] RAEDT, J.W.: *Grundlagen für das schmiermittelreduzierte Tribosystem bei der Kaltumformung des Einsatzstahles 16MnCr5*. Dissertation, RWTH Aachen, 2002
- [RAPA04] RAPAPORT, D.C.: *The Art of Molecular Dynamics Simulation*. Cambridge University Press, 2004, 2nd Edition
- [REDD93] REDDY, J.N.: *An Introduction to the Finite Element Method*. McGraw-Hill, New York, 1993, 2nd Edition
- [REIC51] REICHERTER, K.: *Untersuchungen über das plastische Verhalten zylindrischer Proben im Druckversuch*. Dissertation, TH Stuttgart, 1951
- [REIH59] REIHLE, M.: *Verhalten des Gleitreibungskoeffizienten von Tiefziehblechen bei hohen Flächenpressungen*. Dissertation, TH Stuttgart, 1959
- [REIH61] REIHLE, M.: Ein einfaches Verfahren zur Aufnahme von Fließkurven von Stahl bei Raumtemperatur. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 32 (1961), S. 331–336

- [RENT97] RENTSCH, C.: *Feinschneiden mit beschichteten Werkzeugen*. Dissertation, RWTH Aachen, 1997
- [RICE69] RICE, J.R.; TRACEY, D.: On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 17 (1969), S. 201–217
- [ROLL81] ROLL, K.: Stand moderner numerischer Lösungsverfahren für die Berechnung der Verfahrensgrößen beim Kaltmassivumformen. In: SIEGERT, K. (Hrsg.): *Neuere Entwicklungen in der Massivumformung*. Forschungsgesellschaft Umformtechnik mbH, Stuttgart, 1981
- [ROLL93] ROLL, K.; TEKKAYA, A.E.: Numerische Verfahren der Prozesssimulation in der Umformtechnik. In: LANGE, K. (Hrsg.): *Umformtechnik, Handbuch für Industrie und Wissenschaft*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1993, Band 4: Sonderverfahren, Prozesssimulation, Werkzeugtechnik, Produktion
- [RUPP97] RUPP, M.: *Möglichkeiten und Grenzen der Kaltmassivumformung zinkphosphat-schichtfreier Drähte*. Dissertation, TU Darmstadt, 1997
- [SACH24] SACHS, G.: Einfluss der Probenhöhe auf den Stauchversuch. In: *Metallkunde* 16 (1924), S. 55–58
- [SACH27] SACHS, G.: Z. In: *Zeitschrift für Angewandte Mathematik und Mechanik* 7 (1927), S. 235
- [SALM82] SALMANG, H.; SCHOLZE, H.: *Keramik, Teil 1: Allgemeine Grundlagen und wichtige Eigenschaften*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1982
- [SALM83] SALMANG, H.; SCHOLZE, H.: *Keramik, Teil 2: Keramische Werkstoffe*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg New York, 1983
- [SCH96] *Handbuch der Umformtechnik*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1996
- [SCHM94] SCHMIDT, P.F.: Aufbau eines Rasterelektronenmikroskops. In: SCHMIDT, P.F. (Hrsg.): *Praxis der Rasterelektronenmikroskopie und Mikrobereichsanalyse*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 1994
- [SCHR04] SCHRUFF, I.: Der Einfluss des Werkzeugstahles auf den Werkzeugverschleiß beim Gesenkschmieden. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [SCHU04a] SCHULZ, J.: Alternativen zu chlorhaltigen Produkten. In: *Tribologie-Fachtagung: Reibung, Schmierung und Verschleiß*. Gesellschaft für Tribologie e. V., Göttingen, 2004
- [SCHU04b] SCHUMANN, H.; OETTEL, H.: *Metallographie*. Wiley-VCH, Weinheim, 2004, 14. wesentlich überarbeitete und erweiterte Auflage
- [SEID04] SEIDEL, H.: Schmierstoffe für Massivumformprozesse im Warm- und Halbwarmbereich. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [SHAW63] SHAW, M.: The role of friction in deformation processing. In: *Wear* 6 (1963), S. 140–158
- [SIEB27] SIEBEL, E.; POMP, A.: Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von Metallen aus dem Stauchversuch. In: *Mitteilungen des Kaiser-Wilhelm-Institut für Eisenforschung* 9 (1927), S. 157–171
- [SIEB48] SIEBEL, E.; SCHWAIGERER, S.: Zur Mechanik des Zugversuchs. In: *Archiv für das Eisenhüttenwesen* 19 (1948), S. 145–152

- [SIEB54] SIEBEL, E.; WEISS, H.: Untersuchungen über das Abstrecken. In: *Mitteilungen der Forschungsgesellschaft Blechverarbeitung* (1954), Nr. 11
- [SIEB62] SIEBEL, E.: *Grundlagen und Begriffe der bildsamen Formgebung*. VDI Verlag, Düsseldorf, 1962
- [SIKO63] SIKORSKI, M.: Correlation of the coefficient of adhesion with various physical and mechanical properties of metals. In: *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers (ASME)* 85 (1963), Nr. 279
- [SPUR84] SPUR, G.; SÖFERLE, T.: *Handbuch der Fertigungstechnik Band 2/2 Umformen*. 1984
- [STAE98] STAEVES, J.: *Beurteilung der Topographie von Blechen im Hinblick auf die Reibung bei der Umformung*. Dissertation, Darmstadt, 1998
- [STEE99] STEENBERG, T.; OLSEN, J.; ET AL.: Estimation of temperature in the lubricant film during cold forging of stainless steel based on studies of phase transformations in the film. In: *Wear* 232 (1999), S. 140–144
- [STEI99] STEINHOFF, K.; KAPOOR, A.; GUILLON, N.: Controlled wear as mechanism for the design of geometrically defined nanometric surface structures on forming tools. In: *Advanced Technology of Plasticity*. Springer Verlag, Berlin, 1999, Band 1
- [STEN65] STENGER, H.: *Über die Abhängigkeit des Formänderungsvermögens metallischer Werkstoffe vom Spannungszustand*. Dissertation, RWTH Aachen, 1965
- [SUH73] SUH, N.: The delamination theory of wear. In: *Wear* 25 (1973), Nr. 111
- [SUY77] SUY, J.: Ziehen unregelmäßiger Blechteile. In: *Industrie Anzeiger* 99 (1977), S. 1704–1706
- [THIE67] THIESSEN, P.; MEYER, K.; HEINICKE, G.: *Grundlagen der Tribochemie*. Akademie Verlag, Berlin, 1967
- [THY01] *Forschung und Entwicklung – Wir denken Stahl weiter*. ThyssenKrupp Stahl AG, Duisburg, 2001
- [TIES02] TIESLER, N.: *Grundlegende Untersuchungen zum Fließpressen metallischer Kleinstteile*. Dissertation, Uni Erlangen, 2002
- [TIET94] TIETZ, H.D. (Hrsg.): *Technische Keramik*. VDI Verlag, Düsseldorf, 1994
- [TÖLK70] TÖLKE, K.D.: *Unerwünschte Verformungen und Profilverkrümmungen beim Walzprofilieren*. Dissertation, TU Hannover, 1970
- [TOUS00] TOUSSANT, A.: *Einfluss des Werkzeugverschleißes auf die Teilequalität beim Scherschneiden von Elektroblechen*. Dissertation, TU München, 2000
- [TRES64] TRESKA, H.: Sur l'écoulement des corps solides soumis á de fortes pressions. In: *Comptes Rendus de l'Académie des Sciences (Paris)* 59 (1864), S. 754–764
- [ULLM04] ULLMANN, R.: Tribologie und Schmierung in der Massivumformung - Fließpressöle für die Kaltmassivumformung. In: BARTZ, W. (Hrsg.): *Tribologie und Schmierung bei der Massivumformung*. Expert Verlag, Renningen-Malmsheim, 2004
- [VDI76] VDI 3137: *Begriffe, Benennungen, Kenngrößen des Umformens*. Verein Deutscher Ingenieure, Januar 1976
- [VDI01] VDI 3824-4: *Qualitätssicherung bei der PVD- und CVD-Hartstoffbeschichtung. Blatt 4: Prüfplanung für Hartstoffbeschichtungen*. Verein Deutscher Ingenieure, August 2001

- [VDI02] VDI 3824-1: *Qualitätssicherung bei der PVD- und CVD-Hartstoffbeschichtung. Blatt 1: Eigenschaftsprofile und Anwendungsgebiete von Hartstoffbeschichtungen*. Verein Deutscher Ingenieure, März 2002
- [VDI04] VDI 3840: *Kohlenstoffschichten – Grundlagen, Schichttypen und Eigenschaften*. Verein Deutscher Ingenieure, Mai 2004
- [VDI92] VDI 3198: *Beschichten von Werkzeugen der Kaltmassivumformung – CVD- und PVD-Verfahren*. Verein Deutscher Ingenieure, August 1992
- [WAGE00] WAGEMANN, A.: Umformwerkzeuge aus Hochleistungskeramik. In: *Umformtechnik* 4 (2000), S. 20–21
- [WAGE99] WAGEMANN, A.: Umformwerkzeuge aus Hochleistungskeramik. In: *Blech Rohre Profile* (1999), Nr. 1/2, S. 28–29
- [WAGN96] WAGNER, S.: *3D-Beschreibung der Oberflächenstrukturen von Feinblechen*. Dissertation, Stuttgart, 1996
- [WANH87] WANHEIM, T.; BAY, N.: Friction stress and normal stress in bulk metal forming processes. In: *Journal of Mechanical Working Technology* 14 (1987), S. 203–223
- [WANH99] WANHEIM, T.; BAY, N.: Modelling and Testing of Friction and Lubrication in Bulk Metal Forming. In: *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers (ASME), Journal of Tribology* (1999)
- [WEBE04] WEBER, M.; BEWILOGUA, K.; ET AL.: Anwendung und Potenzial neuartiger hochbelastbarer Kohlenstoffschichten für die Umformtechnik. In: *Dünne Schichten: Tagungsband zum EFDS-Workshop „Kohlenstoffschichten - tribologische Eigenschaften und Verfahren zu ihrer Herstellung“*. EFDS Europäische Forschungsgesellschaft, Dortmund, 2004
- [WIG75] *Fabricating Wiggin Nickel Alloys*, Band 3590. Henry Wiggin & Comp. (Ltd.), Hereford, England, 1975
- [WILL88] WILLMANN, G.; WIELAGE, B.: *Technische Keramik*. Vulkan Verlag, Essen, 1988
- [WITT80] WITTHÜSER, K.P.: *Untersuchung von Prüfverfahren zur Beurteilung der Reibungsverhältnisse beim Tiefziehen*. Dissertation, Universität Hannover, 1980
- [WU00] WU, W.T.; TANG, J.P.; LI, G.: Recent Developments of Process Simulation and its Applications to Manufacturing Processes. In: *1st International Conference on Thermal Process Modelling and Computer Simulation*. Shanghai, P. R. China, 2000
- [WU03] WU, W.T.; JINN, J.T.; FISCHER, C.E.: Modeling Techniques in Forming Processes. In: DIETER, G.E.; KUHN, H.A.; SEMIATIN, S.L. (Hrsg.): *Handbook of Workability and Process Design*. ASM International, Materials Park, 2003
- [WÜNS02] WÜNSCH, M.; PYKA, P.: Chlorfreie Tiefziehöle für Edelstahl. In: *Reibung, Schmierung und Verschleiß – Forschung und praktische Anwendungen. Tribologie-Fachtagung*. Gesellschaft für Tribologie e.V., Göttingen, 2002
- Verschleiß – Forschung und praktische Anwendungen. Tribologie-Fachtagung*. Gesellschaft für Tribologie e.V., Göttingen, 2002
- [ZIBU04] ZIBULLA, G.: Trocken schmieren - Moderne Entwicklung bei Schmierstoffen für die Blechumformung. In: *Bänder Bleche Rohre* (2004)
- [ZIEN00] ZIENKIEWICZ, O.; L. TAYLOR, R.: *The Finite Element Method: Volume 1 – The Basis*. Butterworth-Heinemann, Oxford Auckland Boston, 2000, 5th edition

-
- [ZIMN98] ZIMNIK, W.; RITTERBACH, B.; MÜLL, K.: Pretex – Ein neues Verfahren zur Erzeugung texturierter Feinbleche für höchste Ansprüche. In: *Stahl und Eisen* 118 (1998), Nr. 3, S. 75–80
- [ZITZ95] ZITZ, U.: *Abschätzung der Rissentstehung bei der Kaltumformung*. Dissertation, RWTH Aachen, 1995
- [ZWIC74] ZWICKER, U.: *Titan und Titan-Legierungen. Reihe Reine und angewandte Metallkunde in Einzeldarstellungen Bd. 2*. Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1974

Fertigungsverfahren 4

Umformen

Klocke, F.

2017, XXII, 576 S. 378 Abb., 342 Abb. in Farbe.,

Hardcover

ISBN: 978-3-662-54713-7