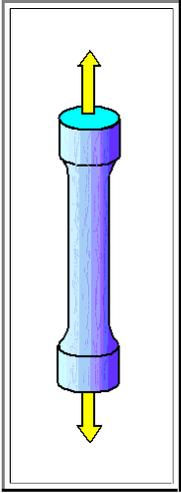


8.2 Einkristallverformung als Modell

8.2.1 Beobachtungen und Interpretation

Wir haben jetzt die wichtigsten Zutaten zusammen, um das paradigmatische Experiment der plastischen Verformung durchführen zu können, nämlich den **Zugversuch am Einkristall**.



- Beim Erhöhen der Zugspannung σ wird irgendwann der Punkt erreicht, an dem die **kritische Scherspannung**, die zur Bewegung einer Versetzung notwendig ist, auf **einem** der vorliegenden Gleitsysteme erreicht ist.
- Die dort wirkende Spannung ist im wesentlichen durch die schon **früher abgeleitete Formel** gegeben:

$$\tau = \frac{\sigma}{2} \cdot \sin 2\theta$$

- θ war der Winkel zwischen Zugrichtung und Ebene; für die **exakte Formel** siehe den Link.
- Die maximale Scherspannung wird also auf derjenigen Gleitebene vorliegen, die am nächsten an $\theta = 45^\circ$ kommt.
- Die auf die dort vorhandenen Versetzungen wirkende Kraft F_V pro Längeneinheit **war**

$$F_V = \tau \cdot b$$

- Die jetzt anlaufende plastische Verformung definiert die **Fließgrenze R_p** im Spannungs-Dehnungsdiagramm.

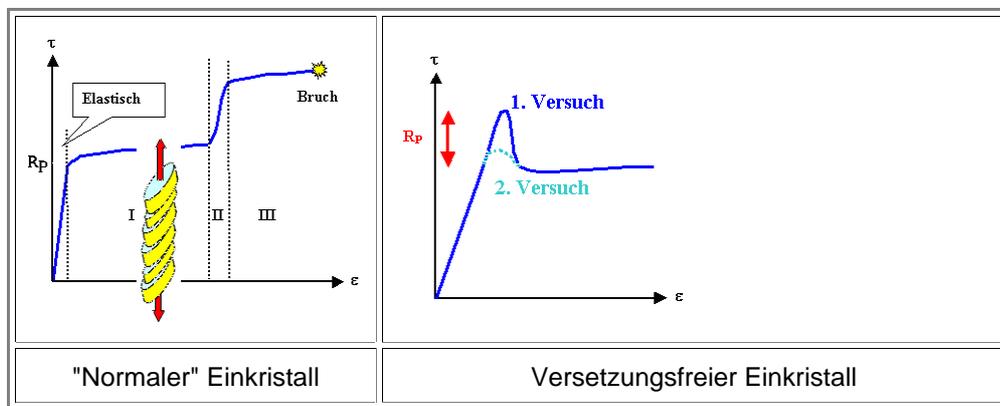
Falls wir unseren Einkristall willkürlich zur Zugrichtung orientiert haben, kann es natürlich sein, daß mehrere Gleitebenen sehr ähnliche Winkel zur Zugrichtung haben, und der Prozeß der Versetzungsgleitung dann auf mehreren Ebenen simultan einsetzt.

- Falls wir hochsymmetrische Kristallrichtungen, z.B. $\langle 100 \rangle$ in Zugrichtung orientieren, wird das mit Sicherheit passieren (Warum wohl?)
- Die gemessene Fließgrenze R_p wird natürlich etwas von der Orientierung abhängen; den kleinstmöglichen Wert bekommen wir, falls zufällig eine der Gleitebenen unter 45° zur Zugrichtung stand.

Um eindeutige Verhältnisse zu bekommen, suchen wir uns deshalb eine Richtung bei der nur **eine** Gleitebene möglichst unter 45° zur Zugrichtung steht, und alle anderen unter Winkeln, die möglichst verschieden sind von 45° .

- Dann wird τ_{krit} auf einer Gleitebenen viel früher erreicht als auf den anderen.
- Diese optimale Richtung zu finden ist gar nicht ganz einfach; für **fcc** Kristalle mit ihren **12 Gleitsystemen** ist es die $\langle 123 \rangle$ Richtung.

Was wir jetzt erhalten, sieht **schematisch** etwa so aus (wobei wir statt σ gleich τ auf der bevorzugten Gleitebene auftragen).



Wie ein (leicht) verformter $\langle 123 \rangle$ Cu Einkristall *wirklich* aussieht, ist [im Link gezeigt](#).

Sobald τ_{krit} auf der bevorzugten Gleitebene erreicht ist - das in dieser Auftragung natürlich identisch ist zu R_p - beginnt *Versetzungsbewegung* und insbesondere auch *Versetzungsmultiplikation*, und damit *plastische Verformung*. Nur kleine Zuwächse an Spannung werden benötigt, um große Verformungen zu erzielen.

Falls ursprünglich keine oder nur wenige Versetzungen vorhanden sind, nützt das nix - wir müssen erst Versetzungen erzeugen. Der vordere Teil der Kurve sieht dann so aus wie *rechts* gezeigt; wir beobachten einen mehr oder weniger großen "Peak" um R_p .

In anderen Worten: Wir brauchen erst etwas überhöhte Spannungen um einige Versetzungen (an der Oberfläche) zu erzeugen. Sobald eine genügende Anzahl vorhanden ist, beginnt die lawinenartige Vermehrung im Volumen, und wir können die Spannung jetzt wieder senken um eine vorgegebene Verformungsgeschwindigkeit einzuhalten.

Beenden wir die Verformung nach Durchlaufen des "Peaks" der Verformungskurve und machen mit dieser Probe jetzt einen **2.** Zugversuch, ist der Peak deutlich kleiner. Das ist klar: Wir müssen jetzt ja nicht mehr erst Versetzungen machen; es sind ja vom erstmalig her noch genügend viel vorhanden. Damit ist aber auch klar: Die Spannungs-Dehnungskurve unseres Kristalls hängt von seiner **Vorgeschichte** ab, die wir ja nicht immer kennen.

Damit wird plastische Verformung in der Praxis nicht gerade einfacher. Letztlich ist aber das was geschene wird, immer eine Funktion des Grundmaterials *und* seines Gefüges. Ein und derselbe Stahl - das Grundmaterials - kann je nach Gefüge einen weiten plastischen Eigenschaftsbereich haben.

Die Probe verformt sich, indem sich ganze Blöcke immer auf denselben Ebenen (*nicht vergessen*, daß "die" Ebene (hkl) den *kompletten Satz* an entsprechenden Ebenen des Kristalls meint!) gegeneinander verschieben (weil sehr viele Versetzungen auf derselben Ebene durchgelaufen sind).

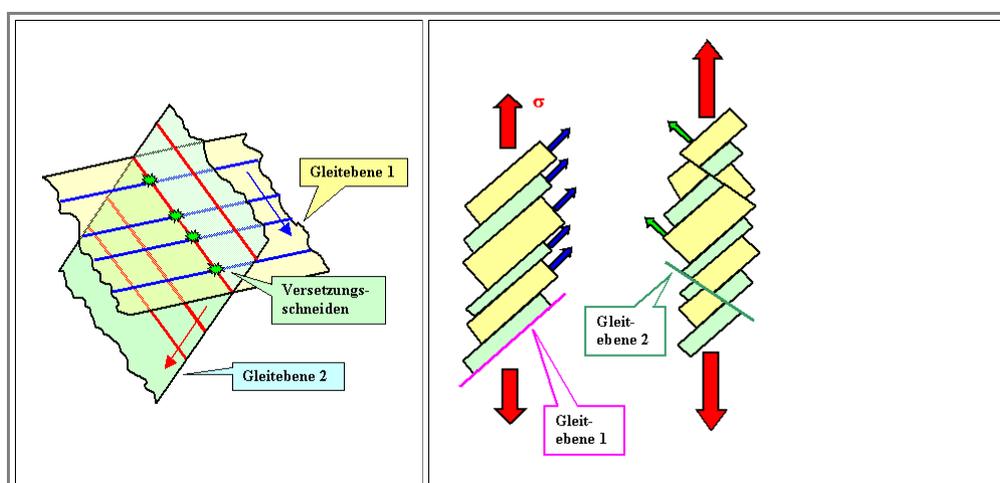
Wir verstehen jetzt die *früher schon postulierte* "Stufenstruktur" der Probenoberfläche.

Der Bereich der Spannungs- Dehnungskurve, in dem plastische Verformung, sobald begonnen, sehr einfach verläuft, wird "**Bereich I**" genannt. Es ist der Bereich der **Einfachgleitung**.

Es folgen die Bereiche **II** und **III**, in denen die Probe abwechselnd "hart" und wieder "weich" wird, anschließend bricht sie.

Was geschieht? Im Prinzip einfach zu verstehen. Mit zunehmender Spannung wird gelegentlich die kritische Scherspannung in einem anderen, nicht so günstig orientierten Gleitsystem erreicht. Versetzungen in diesem System laufen los und vermehren sich.

Wir haben jetzt **Mehrfachgleitung**. Mindestens zwei Sorten von Versetzungen auf verschiedenen Ebenen müssen sich schneiden, gegenseitig durchdringen wie unten gezeigt - und das ist schwer.



Die Versetzungen behindern sich gegenseitig, sie sind nicht mehr leicht beweglich. Die Abgleitung erfolgt jetzt auf mehreren Ebenen, dementsprechend kompliziert wird die Oberflächenstruktur - das rechte Bild vermittelt einen Eindruck von Doppelgleitung im linken Teil.

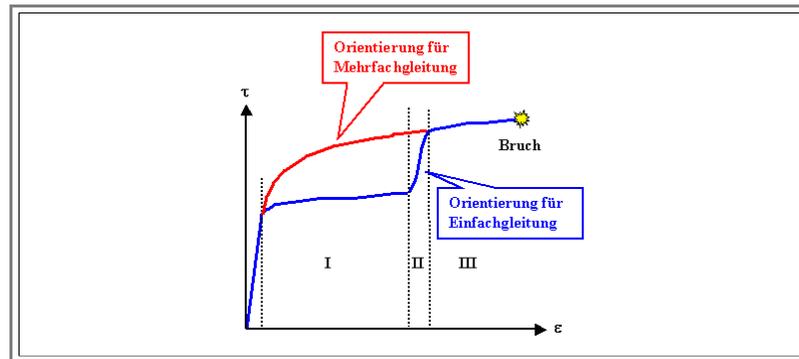
- Man muß die Spannung jetzt kräftig erhöhen, bevor die Versetzungen sich losreißen können und die Verformung wieder mit wenig Spannungszuwachs weiter geht, d.h. der "weiche" Bereich III erreicht wird.

Die Probe wird lang und länger, und selbstverständlich gleichzeitig *dünn*er.

- Das hat *nichts* mit der [Querkontraktion](#) im elastischen Bereich zu tun, sondern ist eine schlichte Konsequenz aus der Tatsache, daß plastische Verformung das Volumen der Probe nicht ändern kann.
- Irgendwann wird die Probe brechen - der [erste Hauptsatz der Materialwissenschaft](#) ist unerbittlich. Dieser **duktil**e Bruch verläuft aber nach anderen Kriterien als der bereits behandelte [Sprödbbruch](#).
- Wir wollen ihn aber hier nicht behandeln. Mehr dazu in [diesem Modul](#).

Abschließend betrachten wir was geschieht, falls wir den Einkristall so orientieren, daß von Anfang Mehrfachgleitung stattfindet - z.B. auf drei Ebenen für einen {111} orientierten fcc Kristall (warum?).

- Versetzungsbewegung auf mehreren Ebenen und damit gegenseitige Behinderung setzt gleichzeitig ein - wir erhalten unmittelbar den Bereich II der **Verformungskurve**. Wir erwarten (und erhalten) folgendes Spannungs-Dehnungsdiagramm



Einfach genug. Aber eine Moral aus dieser Geschichte halten wir doch fest: Der Versuch mit den *komplizierteren* Bedingungen liefert die *einfachere* Kurve.

- Das ist eine allgemeine Beobachtung bei Kristallen: Komplexes anisotropes Verhalten "mittelt sich weg" bei geeigneter Versuchsführung oder in Polykristallen. Das ist zwar sehr vorteilhaft für technische Anwendungen, kann aber Einfachheit vortäuschen, die in Wahrheit gar nicht da ist.

.Eigentlich müßte dem Studierenden spätestens jetzt eine kleine Unstimmigkeit in den Bildern in diesem Modul aufgefallen sein

- *Nein?* - dann sollten Sie vielleicht mal zu der früher gezeigten Verformungskurven [zurückspringen](#).
- *Ja?* Die [Erklärung](#) findet sich dann im Link.