

# 1 Einleitung

Unter plastischer Anisotropie versteht man die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit und der Verfestigung bei plastischer Verformung eines Werkstoffs. Da metallische Werkstoffe in der Regel kristallin aufgebaut sind und die mechanischen Eigenschaften netzebenenabhängig sind, tritt in metallischen Werkstoffen von Natur aus plastische Anisotropie auf, die sowohl während der Herstellung und Verarbeitung als auch in Bezug auf den Werkstoffeinsatz berücksichtigt werden muss. Wenn die Belastungsachsen bzw. –ebenen einerseits und die kristallographischen Hauptachsen bzw. –hauptebenen andererseits nicht koinzident sind, kann beispielsweise eine einachsige Belastung zu mehrachsiger Verformung führen.

Einige konkrete Beispiele sollen im folgenden veranschaulichen, wie unterschiedlich die Anforderungen an die plastische Anisotropie sein können und wie weit deren Bedeutung reicht.

- Die Richtungsabhängigkeit der Festigkeit wird beispielsweise bei der Verwendung von einkristallinen Turbinenschaufeln ausgenutzt. Sie sind so orientiert, dass sie in Richtung der Fliehkräfte ihre höchste Kriechfestigkeit besitzen /Steinhaus 2001/.
- Beim Walzen von Blechen soll die Dicke reduziert werden, ohne dass sich die Breite des Blechs wesentlich ändert. Diese Anforderungen werden besonders gut erfüllt, wenn der Werkstoff eine möglichst geringe senkrechte Anisotropie (ideal:  $r_m=1$ ) besitzt und die ebene Anisotropie ebenfalls besonders klein ist (ideal:  $\Delta r=0$ ) /Blaß2003/.
- Eine geringe senkrechte Anisotropie ist beim spanenden Bearbeiten ebenfalls erwünscht. Damit wird der Aufbauscheidenbildung entgegengewirkt, was sich in längeren Werkzeugstandzeiten auszahlt /Schweitzer2001/.
- Während des Tiefziehens wird der Werkstoff aus der Blechebene in die Ebenennormale umgelenkt. Der Werkstofffluss senkrecht zur Blechebene wird durch eine große senkrechte Anisotropie gefördert. Das Material soll innerhalb der Blechebene aus allen Richtungen gleichermaßen in die Zarge fließen, damit keine sog. Zipfelbildung an der Zarge (Näpfchenwand) auftritt. Dafür ist eine möglichst geringe ebene Anisotropie erforderlich.
- Plastische Anisotropie äußert sich darin, dass die mittels  $\sin^2\psi$ -Verfahren bestimmten Eigenspannungen netzebenenabhängig sind, d.h.  $\langle \sigma^{\parallel} \rangle_{\alpha} = f(h, k, l)$ . Die hkl-Abhängigkeit der Eigenspannungen beruht auf dem Vorhandensein verschiedener Kristallitgruppen, die unterschiedlich stark plastisch verformt werden, was zu Misfitspannungen zwischen Kristalliten verschiedener Kristallitgruppen führt /Hauk1997/.

- Da sowohl die plastische Verformung als auch der daraus resultierende Eigenspannungszustand signifikant von der plastischen Anisotropie abhängen, beeinflusst die plastische Anisotropie die Rissentstehung und den Rissfortschritt in metallischen Werkstoffen. Zwar hängt die Rissausbreitungsrichtung nicht wesentlich von der plastischen Anisotropie ab, aber aufgrund der plastischen Anisotropie kann eine Abstumpfung an der Rissspitze stattfinden, so dass sich der Riss im anisotropen Werkstoff nicht so schnell ausbreiten kann wie im isotropen Fall. Somit werden die Werkstoffschädigung, Dauerfestigkeit sowie die Spannungsrisskorrosionsbeständigkeit metallischer Werkstoffe durch die plastische Anisotropie beeinflusst /Legarth2004, Thomas2001/.
- Der Faktor mechanische Anisotropie spielt nicht nur bei klassischen Werkstoffen, sondern auch bei Natur- bzw. Biowerkstoffen eine wesentliche Rolle. In Abhängigkeit von dem durch die mechanische Anisotropie der menschlichen Haut bedingten Spannungszustand unterscheidet sich das Wachstum der verschiedenen Hautschichten an der Wunde, so dass der Heilungsprozess unterschiedlich schnell stattfindet /Millesi1998/. Bei Bäumen führen die Veränderungen der äußeren Last durch Gewicht und Wetter sowie die Anisotropie des Holzes zu einem optimal daran angepassten Astwachstum /Fratzl1999, Lichtenberger1999, Mattheck1997, Speck2001/.

In der Mikrosystemtechnik, wo geringere Toleranzen zulässig bzw. größere Maßhaltigkeit erforderlich sind als bei Makrobauteilen, können Vorgänge, die bei Makrobauteilen nicht ins Gewicht fallen, bereits zu einem Versagen führen. Deshalb sind sämtliche Einflüsse auf die Verformung in der Längenskala beginnend bei der Versetzungsanordnung und den Gleitpfaden während plastischer Verformung bis hin zur Textur relevant /MPIE2006/.

## 2 Stand der Erkenntnisse

### 2.1 Eigenschaften der Messinglegierungen

Zink bildet mit Kupfer einen Substitutionsmischkristall. Durch die Variation des Zink-Gehaltes der Messinglegierungen können unterschiedliche Phasen (Bild 2.1) sowie die Stapelfehlerenergien eingestellt werden. Bis mindestens ca. 33 Gew.-% liegt bei RT die  $\alpha$ -Phase vor, die ein kubisch-flächenzentriertes Gitter besitzt. An das  $\alpha$ -Gebiet schließt sich das Zweiphasengebiet des  $\alpha/\beta$ -Messings an. Die  $\beta$ -Phase ist dabei ein kubisch-raumzentrierter Mischkristall. Zwischen 468°C und 454°C wird die  $\beta$ -Phase bei sehr langsamer Abkühlung oder aber nachträglicher Wärmebehandlung in die Ordnungsphase  $\beta'$  umgewandelt. Oberhalb von 50 Gew.-% tritt die intermetallische Phase  $\gamma$  auf, die jedoch für technische Anwendungen nicht relevant ist.

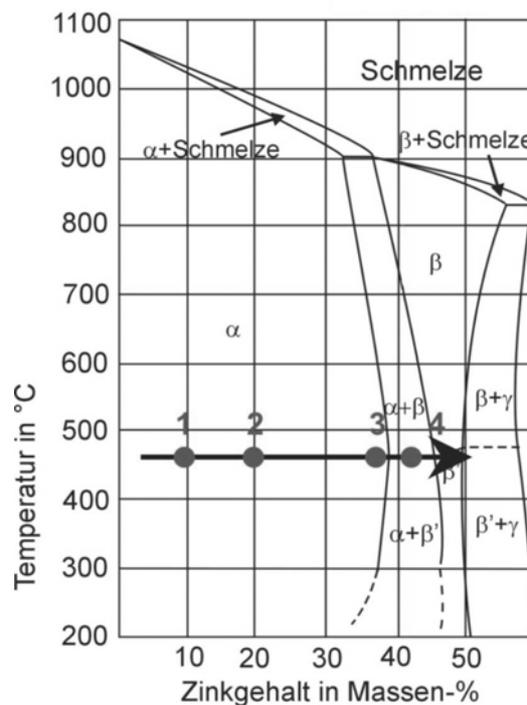


Bild 2.1: Cu-Zn-Phasendiagramm, 1 CuZn10, 2 CuZn20, 3 CuZn37, 4 CuZn40Pb2

Aufgrund des größeren Durchmessers der Zinkatome im Vergleich zum Kupfer nimmt der Gitterparameter der  $\alpha$ -Phase mit steigendem Zinkgehalt kontinuierlich zu. Für Cu beträgt der Gitterparameter 3.615 Angström, während für CuZn30 der Gitterparameter gleich 3.684 Angström ist (Bild 2.2).

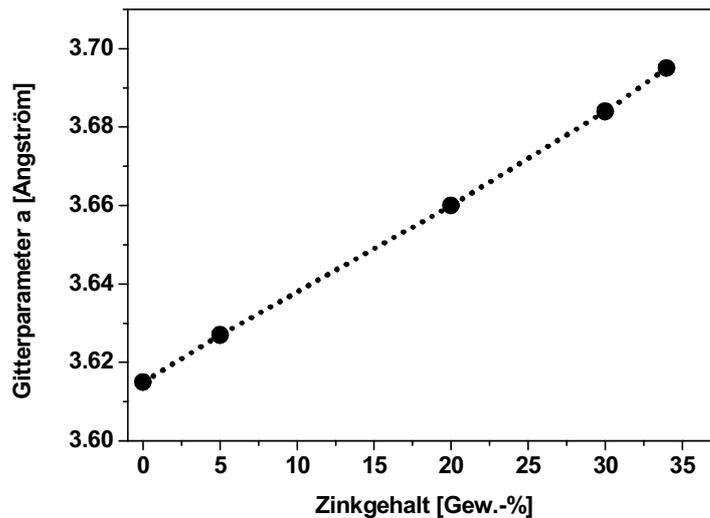


Bild 2.2: Einfluss des Zinkgehaltes auf den Gitterparameter der  $\alpha$ -Phase, Raumtemperatur /Dies1967/

Weiterhin führt ein zunehmender Zinkgehalt aufgrund der Mischkristallverfestigung zu einer Steigerung der Zugfestigkeit des  $\alpha$ -Messings (Bild 2.3). Eine weitere Steigerung der Zugfestigkeit wird durch die Mehrphasigkeit der  $\alpha/\beta$ -Messinglegierungen erzielt.

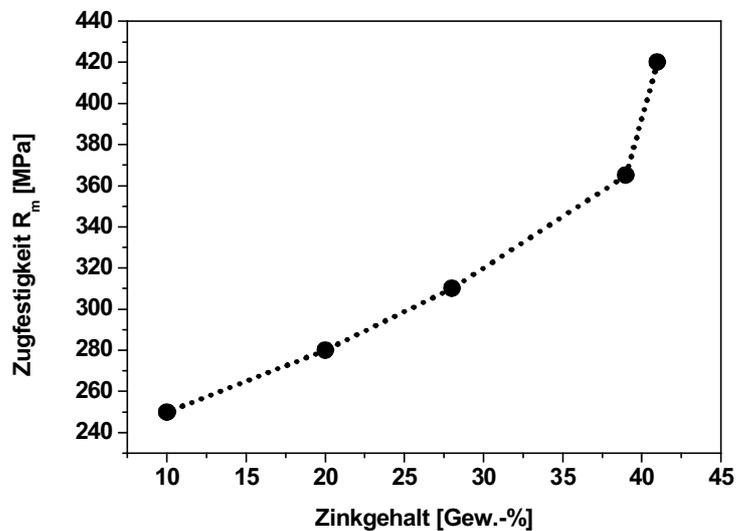


Bild 2.3: Einfluss des Zinkgehaltes auf die Zugfestigkeit von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

Im Gegensatz zu anderen metallischen Werkstoffen wie z.B. den Stählen wird gleichzeitig die Bruchdehnung größer, wenn der Zinkgehalt der Messinglegierung gesteigert wird. Die maximale Bruchdehnung liegt bei Raumtemperatur bei ca. 30% Zink vor. Zunehmende Zinkgehalte über 30% bewirken eine Verringerung der Bruchdehnung, so dass CuZn40Pb2 lediglich eine Bruchdehnung von ca. 34% besitzt (Bild 2.4).

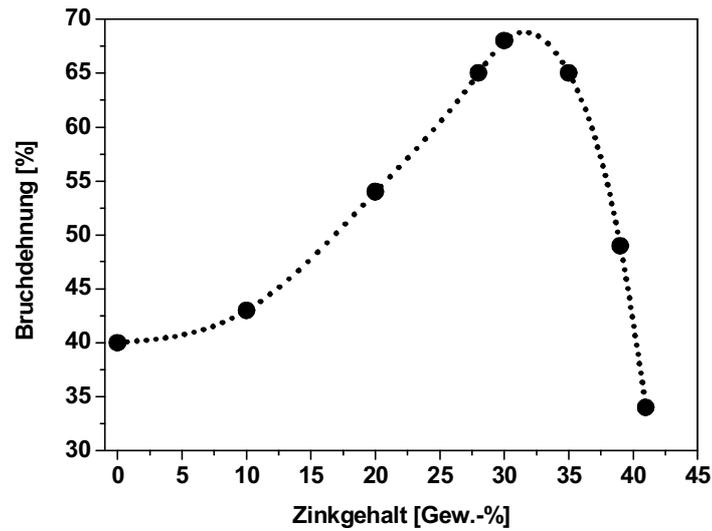


Bild 2.4: Einfluss des Zinkgehalts auf die Bruchdehnung von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

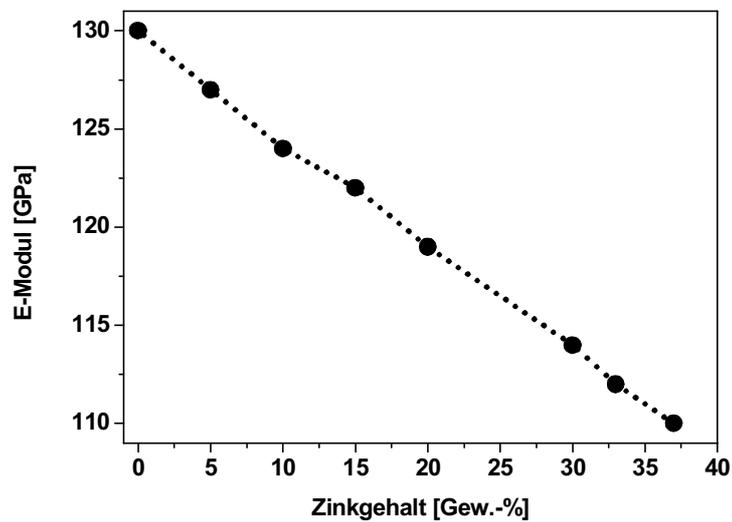


Bild 2.5: Einfluss des Zinkgehalts auf den E-Modul von Messing, Raumtemperatur /Dies1967/

Der E-Modul der Messinglegierungen verändert sich signifikant mit dem Zinkgehalt der  $\alpha$ -Messinglegierungen. Am größten ist mit 130 MPa der E-Modul von unlegiertem Kupfer. Durch das Legieren mit Zink wird der E-Modul von Messing kontinuierlich kleiner, wobei für CuZn37 ein Wert gleich 110 GPa erreicht wird (Bild 2.5).

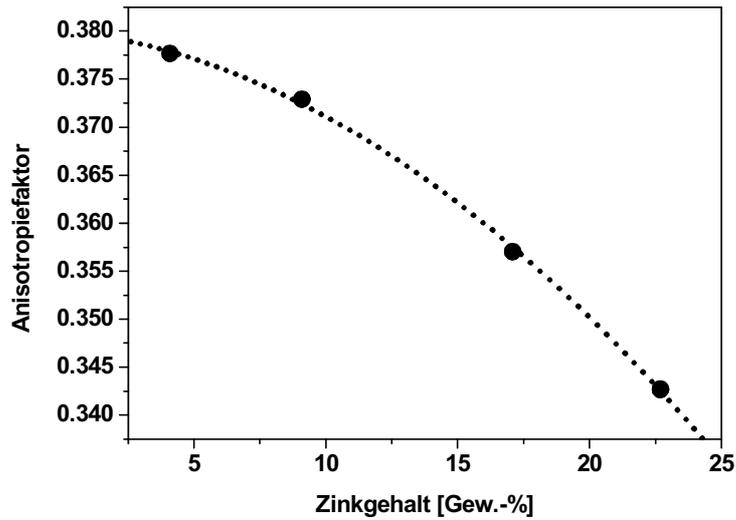


Bild 2.6: Einfluss des Zinkgehalts auf die elastische Anisotropie von Messing, basierend auf elastischen Konstanten von /Hellwege1982/

Bild 2.6 zeigt den Zusammenhang zwischen dem Zinkgehalt der Messinglegierung und dem Anisotropiefaktor  $A$ , der zur Quantifizierung der elastischen Anisotropie verwendet wird. Der Anisotropiefaktor  $A$  ist gleich 1, wenn die elastischen Eigenschaften isotrop sind. Ein steigender Zinkgehalt in Messing bewirkt, dass sich der Anisotropiefaktor immer weiter von dem Wert 1 entfernt und somit die elastische Anisotropie zunimmt. Für CuZn5 wurde ein Anisotropiefaktor gleich 0.378 bestimmt und für CuZn22.5 ein Anisotropiefaktor gleich 0.342.

## 2.2 Grundlagen der Kalt- und Warmverformung

### 2.2.1 Mikrostrukturelle Grundlagen der plastischen Verformung

Sobald die Fließgrenze eines Werkstoffs überschritten wird, findet plastische Verformung statt. Die plastische Verformung in metallischen Werkstoffen bei niedrigen Temperaturen basiert im wesentlichen auf dem Versetzungsgleiten und durchläuft mit zunehmendem Umformgrad folgende Stadien /Gottstein1998/:

- Mikroplastische Verformung: Entsprechend des Schmid'schen Schubspannungsgesetzes hängt die Fließgrenze in einem Kristall von der Belastungsrichtung relativ zur Orientierung des Kristallits ab. Im Polykristall werden zunächst die Gleitsysteme in solchen Kristalliten betätigt, die bezüglich der äußeren Lastachse günstig orientiert sind. Die mikroplastische Verformung in diesen Körnern führt zum Versetzungsaufstau an den Korngrenzen, wodurch in den benachbarten, ungünstiger orientierten Körnern elastische Spannungen induziert werden.
- Überschreiten der Streckgrenze: Sobald die elastischen Spannungen die lokale Fließgrenze überschreiten, setzt in den übrigen Körnern ebenfalls plastische Verformung ein. Die Streckgrenze wird erreicht, wenn sich die plastische Verformung über den gesamten Polykristall erstreckt.
- Verfestigung: Mit zunehmender plastischer Verformung werden immer mehr Versetzungen im Werkstoff aktiviert. Die Wechselwirkung zwischen den Versetzungen durch Aufstau, Bildung von Lomer-Cottrell-Locks, Kinks etc. führt dazu, dass sich unbewegliche Versetzungen bilden. Dadurch wird die mittlere freie Weglänge für die nachfolgenden mobilen Versetzungen verringert. Insgesamt nimmt die sog. Passierspannung sowie die sog. Schneidspannung, deren Summe als Fließspannung zum Aufrechterhalten des plastischen Fließens bezeichnet wird, zu.
- Entfestigung (dynamische Erholung): Die Festigkeit nimmt weiter zu, aber die Verfestigung wird geringer, da die Schraubenversetzungen durch zusätzliches Quergleiten die unbeweglichen Versetzungen leichter passieren können.

Die verschiedenen Verformungsstadien sind in Bild 2.7 eingezeichnet, wobei mit den Stadien IV und V noch weitere Ver- bzw. Entfestigungsvorgänge berücksichtigt werden, die nur unter spezifischen Bedingungen in metallischen Werkstoffen eintreten /Siethoff1993/.

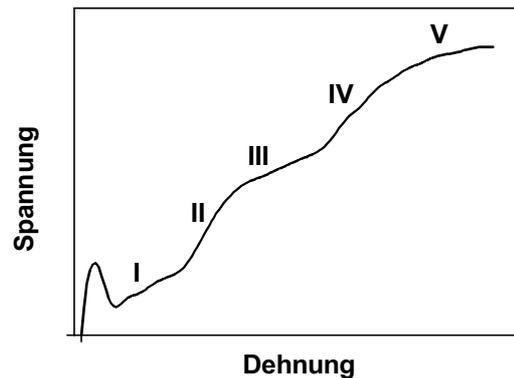


Bild 2.7: Stadien der plastischen Verformung, Temperatur und Dehnrates sind konstant /Siethoff1993/

Die Anzahl der möglichen Gleitsysteme für das Versetzungsgleiten sowie die Aktivierungsenergie zur Betätigung eines Gleitsystems unterscheiden sich für die verschiedenen Werkstoffe aufgrund der chemischen Bindung sowie der Kristallstruktur. Damit die Formänderungskompatibilität erfüllt wird, müssen im Polykristall für die plastische Verformung in jedem Korn fünf unabhängige Gleitsysteme aktiviert werden, wobei es sich um die Gleitsysteme mit der niedrigsten Aktivierungsenergie handelt. Infolge der plastischen Verformung findet sowohl eine Dehnung (translatorische Bewegung) als auch eine Rotation (rotatorische Bewegung) der einzelnen Körner statt.

Die gängigsten Modelle zur Beschreibung der plastischen Verformung einphasiger Werkstoffe und der daraus resultierenden Textur sind das Taylor- /Taylor1938/ und das Sachs-Modell /Sachs1928/. Während das Taylor-Modell auf der Annahme eines homogenen Dehnungszustandes basiert und eine obere Schrankenlösung darstellt, liefert die Postulierung eines homogenen Spannungszustandes im Sachs-Modell eine untere Schrankenlösung. Somit liegt das reale Werkstoffverhalten zwischen den Lösungen dieser beiden Modelle. Bei den sog. Self-Consistent-(SC) Modellen /Budiansky1962, Hill1965, Kröner1961/ finden die Kornwechselwirkungen, die im Taylor- und im Sachs-Modell vernachlässigt werden, Berücksichtigung. Das zu betrachtende Korn ist demnach in eine homogene Matrix eingebettet. Aufgrund der Kompatibilität zwischen dem Korn und der Matrix entstehen Wechselwirkungsspannungen. Die Gesamtspannung setzt sich folglich aus mehreren Komponenten zusammen /Pedersen1987, Leffers1987/:

$$\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^0 + \alpha(ij) * 2\mu * (1 - \beta) * (\varepsilon_{ij,M} - \varepsilon_{ij,G}). \quad (\text{Gl. 2.1})$$

- $\sigma_{ij}$  Gesamtspannungstensor
- $\sigma_{ij}^0$  Lastspannungstensor
- $\varepsilon_{ij,G}$  Plastische Dehnung im Korninneren

- $\varepsilon_{ij,M}$  Plastische Dehnung in der Matrix
- $\mu$  Schermodul
- $(1-\beta)$  Eshelby-Faktor
- $\alpha(ij)$  Kopplungsfaktor

Das Taylor- und das Sachs-Modell stellen spezielle Lösungen der Gleichung 2.1 dar. Im Falle des Taylor-Modells sind alle  $\alpha(ij)$  gleich 1, da die Kristallite per Annahme stark miteinander gekoppelt sind. Das Sachs-Modell, das eine geringe Korn-Korn-Wechselwirkung beinhaltet, lässt nur in Belastungsrichtung einen Kopplungsfaktor zu ( $\alpha(11)$  gleich 1). Alle anderen  $\alpha(ij)$  sind gleich 0.

Die Versetzungsanalyse in polykristallinen metallischen Werkstoffen zeigt, dass auch während makroplastischer Verformung tatsächlich nur in wenigen Kristalliten fünf Gleitsysteme aktiv sind /Harder1997, Honeycombe1975, Schwink1967/, während in den übrigen Körnern überwiegend jeweils 3 bis 4 Gleitsysteme betätigt werden. Somit verhalten sich einzelne Kristallite im Polykristall quasi einkristallin. Dieses nach Sachs bezeichnete Gleitverhalten, das vom Sachs-Eshelby-Modell beschrieben wird, beobachtete /Carstensen1998/ beispielsweise an der Oberfläche von Ermüdungsproben aus Messing.

Die Versetzungen in stark verformten Proben sind nicht gleichmäßig verteilt, sondern ordnen sich in planaren oder zellförmigen Netzwerken an /Carstensen1998, Christoffersen1997, Göttler1973, Liu1995, Ungar1984/. Da die mobilen Versetzungen zusätzliche Energie benötigen, um eine Versetzungswand zu durchdringen /Priester2004/, bewegen sich die Versetzungen bevorzugt in den Kanälen zwischen den Versetzungswänden /Li2004/. Wenn mobile Versetzungen hingegen auf Korngrenzen stoßen, kann die Versetzung höchstens im Falle der  $\Sigma 3$  (111)-Zwillingskorngrenze direkt von einem Korn ins andere Korn übergehen. Eine andere Möglichkeit besteht darin, dass beim Eintritt in die Korngrenze Versetzungsreaktionen stattfinden, infolge derer die Gleitung auf einen anderen Gleitweg ins Nachbarkorn hinein fortgesetzt wird oder die Versetzung in die Korngrenze eingebaut wird und zum Stillstand gelangt /Priester2004/.

Je nach Werkstoff treten unterschiedliche Versetzungsmuster auf, die nicht nur vom Umformgrad abhängen, sondern auch mit der Stapelfehlerenergie des Werkstoffs variieren. Die Stapelfehlerenergie ist die zur Erzeugung eines Stapelfehlers erforderliche Energie /Bernstein2004, Koning2003, Müllner1996/. Je nach Änderung der ursprünglichen Stapelfolge ABCABC wird zwischen der intrinsischen Stapelfehlerenergie  $\gamma_{isf}$  für die Stapelfolge ABC | BCA sowie der extrinsischen Stapelfehlerenergie  $\gamma_{esf}$  für die Stapelfolge ABC | B | ABC unterschieden /Bernstein2004/. Im Falle eines unendlich ausgedehnten Stapelfehlers in einem idealen Kristall wird der Begriff der idealen Stapelfehlerenergie  $\gamma_{\infty}$  verwendet. Im