



Matthias Moritz Frommert (Autor)

Dynamische Rekristallisation unter konstanten und transienten Umformbedingungen



<https://cuvillier.de/de/shop/publications/1563>

Copyright:

Cuvillier Verlag, Inhaberin Annette Jentsch-Cuvillier, Nonnenstieg 8, 37075 Göttingen,
Germany

Telefon: +49 (0)551 54724-0, E-Mail: info@cuvillier.de, Website: <https://cuvillier.de>

KAPITEL 1

BEGRIFFE UND DEFINITIONEN

1.1 VERFORMUNG

Das Verformungsverhalten von Werkstoffen lässt sich am einfachsten an so genannten Spannungs-Dehnungsdiagrammen ablesen. Dazu werden in der Regel einachsige Verformungsversuche, wie z.B. Zug- oder Stauchversuche, durchgeführt und die Kraft und die Längenänderung, die für die Verformung notwendig sind, gemessen. Aus diesen Daten lassen sich die Spannung und die Dehnung berechnen und gegeneinander im Spannungs-Dehnungsdiagramm auftragen.

Die technische Spannung σ ist definiert als die Kraft F bezogen auf die Querschnittsfläche A_0 der Probe zu Beginn der Verformung (Ausgangsquerschnitt):

$$\sigma = \frac{F}{A_0} \text{ [N/mm]}. \quad (1.1)$$

Die technische Dehnung ε ist gegeben durch die Längenänderung $\Delta\ell$ bezogen auf die Ausgangslänge ℓ_0 der Probe:

$$\varepsilon = \frac{\Delta \ell}{\ell_0} [\%] \quad (1.2)$$

mit $\Delta \ell = \ell - \ell_0$.

Bei den genannten Größen handelt es sich um die konventionelle oder technische Spannung bzw. Dehnung, die auf die Anfangsdimensionen der Probe bezogen sind. Im Gegensatz dazu sind die wahren Werte definiert, die auf die momentane Querschnittsfläche A bzw. die momentane Länge ℓ bezogen sind. Unter Annahme der Volumenkonstanz und der gleichmäßigen Verformung der gesamten Probe können die wahren Spannungs- und Dehnungswerte berechnet werden. Für die wahre Spannung σ_w ergibt sich:

$$\sigma_w = \sigma \cdot (1 + \varepsilon). \quad (1.3)$$

Die wahre Dehnung φ berechnet sich nach der Gleichung:

$$d\varphi = \frac{d\ell}{\ell} \Rightarrow \varphi = \int_{\ell_0}^{\ell} \frac{d\ell}{\ell} = \ln(1 + \varepsilon). \quad (1.4)$$

In der vorliegenden Arbeit wurde für die Auswertung der Stauchversuche und die Beschreibung des mechanischen Verhaltens die Darstellung in Form der so genannten Fließkurve gewählt, d.h. die Auftragung der wahren Spannung über der wahren Dehnung, wie in Kapitel 5.2.2 beschrieben wird.

1.2 REKRISTALLISATION

Bei der Wärmebehandlung von Metallen unterscheidet man grundsätzlich drei verschiedene Mechanismen, die auf unterschiedliche energetische Ursachen im Material zurückzuführen sind: Erholung, Rekristallisation und Kornvergrößerung. Leider kommt es in der Literatur immer wieder zu Ungenauigkeiten und Missverständnissen beim Gebrauch dieser Terminologie, deren Ursachen zum Teil historisch bedingt sind. So handelt es sich beispielsweise bei der "sekundären Rekristallisation" nicht um einen Rekristallisationsprozess, wie durch die Bezeichnung fälschlicherweise suggeriert wird, sondern um einen Vorgang der Kornvergrößerung, wie durch den ebenfalls gebräuchlichen Begriff "unstetiges Kornwachstum" verdeutlicht wird. Auch wenn sich die beiden Phänomene mikroskopisch gesehen ähnlich sind, liegen in beiden Fällen vollständig verschiedene physikalische Mechanismen vor.

Die Verformung kristalliner Werkstoffe wird in der Regel durch die Bewegung von Versetzungen in definierten kristallographischen Gleitsystemen bewerkstelligt. Aufgrund von Hindernissen, wie z.B. Korngrenzen, Ausscheidungen oder Versetzungen anderer Gleitsysteme, die die Bewegung der Versetzungen behindern, steigt die Versetzungsdichte bei der Verformung an. Damit nimmt die freie Enthalpie des Systems durch die in den Versetzungen gespeicherte Verformungsenergie zu. Aufgrund ihres langreichweitigen Spannungsfeldes können Versetzungen miteinander wechselwirken und sich durch Gleitung und thermisch aktivierte Kletterprozesse so anordnen, dass die Gesamtenergie des Systems verringert wird. Dieser Prozess wird als Erholung bezeichnet und umfasst alle Vorgänge, bei denen eine Umordnung und Auslöschung von Versetzungen stattfindet.

Die Rekristallisation – oder genauer gesagt, die primäre statische Rekristallisation – ist definiert als der Vorgang, bei dem eine vollständige Gefügebildung während der

Wärmebehandlung im Anschluss an die Verformung stattfindet. Sie vollzieht sich durch die Bildung und Bewegung von Großwinkelkorngrenzen unter Beseitigung der Verformungsstruktur. Die treibende Kraft ist dabei wiederum die Verringerung der in den Versetzungen gespeicherten Verformungsenergie, wodurch sich die freie Enthalpie des Kristalls vermindert. Betrachtet man in diesem Zusammenhang die Verschiebung eines Flächenelementes dA einer Korngrenze um eine Strecke dx , so ändert sich die freie Enthalpie G um den Betrag:

$$dG = -p \cdot dA \cdot dx = -p \cdot dV \Rightarrow p = -\frac{dG}{dV}, \quad (1.5)$$

wobei dV das von der Korngrenze überstrichene Volumen ist und p als treibende Kraft bezeichnet wird, also die pro Volumeneinheit gewonnene freie Enthalpie.

Wächst ein Korn in ein verformtes Gefüge mit einer Versetzungsdichte von typischerweise etwa $\rho_v = 10^{16} \text{ m}^{-2}$ hinein, so wird durch die Gefügebildung hinter der sich bewegenden Korngrenze eine niedrigere Versetzungsdichte von etwa $\rho_{rx} = 10^{10} \text{ m}^{-2}$ zurückgelassen. Da die Energie einer Versetzung pro Längeneinheit näherungsweise durch die Gleichung:

$$E_v = \frac{1}{2} G \cdot b^2 \quad (1.6)$$

(mit G : Schubmodul, b : Burgers-Vektor) wiedergegeben werden kann, erhält man für die treibende Kraft der primären Rekristallisation:

$$p = \Delta\rho \cdot E_v = \frac{1}{2} G \cdot b^2 \cdot \Delta\rho \quad (1.7)$$

mit $\Delta\rho = \rho_v - \rho_{rx}$. Dabei kann die Versetzungsdichte im rekristallisierten Gefüge im Vergleich zur Versetzungsdichte der verformten Struktur vernachlässigt werden, so dass sich die Gleichung vereinfacht zu $p = \frac{1}{2} \cdot G \cdot b^2 \cdot \rho$.

Die Kinetik der Rekristallisation unterscheidet sich von jener der Erholung durch eine Inkubationszeit: Während die Erholung durch thermische Aktivierung sofort erfolgt, beginnt die Rekristallisation erst nach längeren Glühzeiten, da der Prozess in zwei Stadien abläuft, und zwar der Keimbildung und dem Keimwachstum. Es müssen also zunächst wachstumsfähige Keime gebildet werden, wozu in der Regel Erholungsvorgänge notwendig sind.

Im Gegensatz zur statischen Rekristallisation im Anschluss an die Verformung beobachtet man insbesondere bei hohen homologen Temperaturen Rekristallisation *während* der Verformung, die als dynamische Rekristallisation bezeichnet wird. Auf die Besonderheiten dieses speziellen Falles wird ausführlich in Kapitel 2 eingegangen.

Neben der primären Rekristallisation gibt es eine Reihe weiterer Rekristallisationsprozesse, von denen der Mechanismus der dehnungsinduzierten Korngrenzbewegung (SIBM: Strain induced grain boundary motion, Beck und Sperry 1950) für die vorliegende Arbeit von Interesse ist. Hierbei findet keine Keimbildung statt, sondern es verschieben sich bereits vorhandene Korngrenzen und lassen dabei ein Gebiet mit geringerer Versetzungsdichte zurück. Ursache dafür sind unterschiedliche Versetzungsdichten auf beiden Seiten der Korngrenze. Dieser Mechanismus spielt bei der dynamischen Rekristallisation beim so genannten Bulging-Mechanismus eine Rolle, auf den in Kapitel 2.2.1 näher eingegangen wird.

Nach Abschluss der primären Rekristallisation beobachtet man, dass die Korngröße in der Regel noch weiter zunimmt. Die treibende Kraft für diese Kornvergrößerungserscheinungen ist die Verringerung der Korngrenzenfläche. Theoretisch ist der Fall des Einkristalls energetisch am günstigsten, da jede Korngrenze eine Störung im Kristall darstellt und die Energie des Systems erhöht. Nimmt der mittlere Korndurchmesser gleichmäßig zu, spricht man von stetiger Kornvergrößerung, d.h. die Korngrößenverteilung verschiebt sich insgesamt zu höheren Werten, bleibt aber ansonsten selbstähnlich. Daneben gibt es noch die so genannte unstetige Korn-

vergrößerung, wie bereits zu Beginn des Kapitels erwähnt, bei der nur einige wenige Körner ein starkes Wachstum zeigen.

Aufgrund der technischen Relevanz bei der Herstellung und Verarbeitung von Metallen sind die zuvor beschriebenen Mechanismen seit langer Zeit Gegenstand der Forschung. Und obschon die Simulation des Rekristallisationsverhaltens mitunter realitätsnahe Ergebnisse liefert, ist es trotz immer höher entwickelter Analyse- und Untersuchungsmethoden bislang noch nicht gelungen, ein vollständiges Verständnis der Prozesse zu erlangen. Als Beispiel sei die Entstehung der Goss-Textur bei der un stetigen Kornvergrößerung in Elektroblechen genannt. Großtechnisch ist der Prozess handhabbar, aber es herrscht über die Ursachen des Wachstums von einigen wenigen Goss-Körnern im primär rekristallisierten Gefüge Uneinigkeit unter den Wissenschaftlern, obwohl dieses Thema bereits seit über 70 Jahren intensiv erforscht wird.