

Auswirkungen von Wärmebehandlungen

Mit der plastischen Verformung eines Werkstoffs wird die Anzahl und die Dichte von Gitterfehlern, insbesondere der Versetzungen, erhöht. Damit wird auch die innere Energie des Werkstoffs vergrößert, und gleichzeitig wird der Gefügestand mehr und mehr instabil. In diesem Zustand bedingt eine Wärmebehandlung - also eine Temperaturerhöhung - einen Abbau der inneren Energie, indem die Struktur der Gitterfehler verändert wird. Dies geschieht vor allem durch Umordnung oder Beseitigung der in das Material eingebrachten Versetzungen, wobei die Bewegung der Versetzungen thermisch aktiviert ist. Durch die Wärmebehandlung im Anschluß an eine plastische Verformung wird die Mikrostruktur verändert und damit die mechanischen Eigenschaften beeinflusst, wohingegen die physikalischen Eigenschaften oft nur wenig beeinflusst werden.

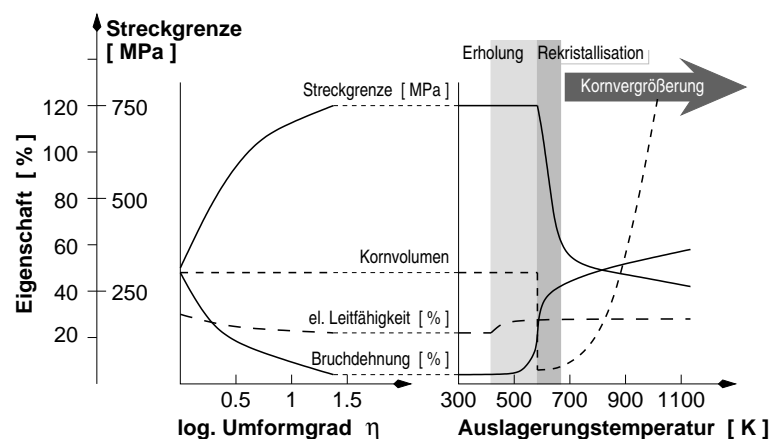


Abbildung 14.1: Auswirkung von Kaltverformung und Anlaßtemperatur auf die Streckgrenze, das Kornvolumen, die elektrische Leitfähigkeit und die Bruchdehnung.

Betrachtet man die Festigkeit als Funktion der Temperatur, bei der die Wärmebehandlung stattfindet, so können drei Bereiche ausgemacht werden. Im unteren Temperaturbereich ändert sich die Festigkeit nur wenig. Bei mittleren Temperaturen wird ein starker Abfall der Festigkeit beobachtet, der bei hohen Temperaturen wieder stark nachläßt. Die drei Bereiche des Festigkeitsverlustes haben verschiedene Ursachen und werden daher grundsätzlich in Erholung (niedrige Temperatur), Rekristallisation (mittlere Temperatur) und Kornwachstum (hohe Temperatur) eingeteilt. Die Abbildung 14.1 zeigt zusätzlich die Änderung der Bruchdehnung, der Korngröße und des elektrischen Widerstandes, sowohl in Abhängigkeit vom Umformgrad, der während der vorausgehenden Verformung erreicht wird, als auch von der Temperatur der Wärmebehandlung. Mit zunehmender Verformung nimmt die Streckgrenze zu und die Bruchdehnung ab. Gleichzeitig verringert sich die Leitfähigkeit. Während der anschließenden Wärmebehandlung nimmt die Streckgrenze ab und in gleichem Maße die Bruchdehnung zu. Die Leitfähigkeit wird durch die Wärmebehandlung verbessert, wobei der Anteil der Gitterfehlstellen am elektrischen Widerstand stark abnimmt und sogar verschwinden kann. Während der Rekristallisation nimmt die Korngröße ab, die im weiteren

Verlauf (Kornwachstum) jedoch stark zunimmt.

Im Folgenden sollen die Begriffe zusammenfassend erklärt werden:

- Die **Kristallerholung** ist durch das Ausheilen nulldimensionaler Gitterfehler sowie von Versetzungen gekennzeichnet. Die Erholung läuft damit so lange ab, wie diese Gitterfehler in Nicht-Gleichgewichtskonzentration vorhanden sind.
- Der Vorgang der **Rekristallisation** wird im üblichen Sprachgebrauch sehr weit gefaßt, indem alle Prozesse einbezogen werden, die während der Wärmebehandlung zu einer Neubildung des Gefüges führen. Insbesondere zählen hierzu die Prozesse der Korngrenzenbewegung, sowie alle Prozesse, die zu einer Verringerung der inneren Energie des Kristallverbundes führen. Damit ist die Rekristallisation als Neubildung des Korngefüges grundsätzlich von der Erholung zu unterscheiden. Sie vollzieht sich durch die Bildung von Großwinkelkorngrenzen und deren Bewegung. Hierbei wird die durch die Verformung hervorgerufene Struktur beseitigt.
- Man spricht von **primärer Rekristallisation**, wenn sie durch die im Material gespeicherte Versetzungsenergie angetrieben wird. Dieser Vorgang ist durch eine Keimbildung und das Keimwachstum charakterisiert, da bei der Wärmebehandlung zunächst kleine Körner entstehen, die im weiteren Verlauf wachsen. Da die Versetzungsdichte im Material nicht gleichmäßig, sondern diskontinuierlich von diskreten Körnern ausgehend geändert wird, wird oft auch von **diskontinuierlicher Rekristallisation** gesprochen.
- Wenn die Korngrenzenbewegung stark unterdrückt ist, was zum Beispiel dann der Fall sein kann, wenn das Material sehr stark kaltverformt wurde, so kommt es zu einer starken Erholung, bei der sowohl Klein- als auch Großwinkelkorngrenzen entstehen. Dann tritt die sogenannte **in-situ Rekristallisation** ein, wobei eine Neubildung des Gefüges ohne Wanderung von Großwinkelkorngrenzen stattfindet. Dieser Prozeß erfaßt das Gefüge homogen und wird daher auch als **kontinuierliche Rekristallisation** bezeichnet.
- Im Anschluß an die Rekristallisation nimmt die Korngröße bei Wärmebehandlungen in der Regel weiter zu. Die Korngröße kann dabei auf zwei Arten vergrößert werden. Entweder nimmt die mittlere Korngröße des Gefüges gleichmäßig zu, das heißt einige Körner wachsen auf Kosten kleinerer, wobei die kleine Korngröße aus dem Gefüge verschwindet. Dieser Fall wird als **stetige Kornvergrößerung** bezeichnet.

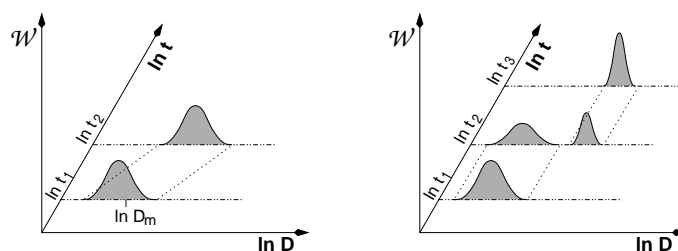


Abbildung 14.2: Verteilung der Korngrößen bei stetiger (links) und unstetiger (rechts) Kornvergrößerung.

- Auf der anderen Seite wird auch der Fall beobachtet, wo einige Körner ein starkes Wachstum zeigen, die anderen Körner ihre Größe aber praktisch nicht verändern. In diesem Fall spricht man von **unstetiger Kornvergrößerung** oder auch von **sekundärer Rekristallisation**. Die unstetige Kornvergrößerung führt zu größeren Körnern
- Ändern sich während oder nach der sekundären Rekristallisation die Verhältnisse der Oberflächenenergien, so kann erneut diskontinuierliches Wachstum auftreten. Dies wird dann als **tertiäre Rekristallisation** bezeichnet. Die Änderungen im Gefüge sind bei der sekundären und tertiären Rekristallisation im Prinzip gleich, die energetischen Ursachen sind jedoch verschieden. Beobachtet wird die tertiäre Rekristallisation zum Beispiel dann, wenn die Korngröße die kleinste Abmessung

der Probe erreicht hat. Dies kann zum Beispiel die Dicke eines Bleches sein. In diesem Fall kommt die un stetige Kornvergrößerung zum Erliegen

Grundsätzlich wird bei Erholung und Rekristallisation unterschieden, ob diese während der Verformung, oder im Anschluß daran stattfindet. Man unterscheidet zwischen dynamischen (während der Verformung) und statischen (im Anschluß) Vorgängen.

Nachdem nun die wichtigsten Begriffe, die im Zusammenhang mit den Auswirkungen von Wärmebehandlungen stehen, dargelegt wurden, sollen die zu Grunde liegenden Phänomene und die Auswirkungen im Detail erklärt werden.

ZUM NACHDENKEN:

- Wie verändern sich Streckgrenze und Bruchdehnung bei Wärmebehandlungen in Abhängigkeit von der Temperatur?

14.1 Kristallerholung

Versetzungen und andere Gitterfehler, die durch das Umformen eines Materials entstehen, sind thermodynamisch instabil, da sie nicht thermisch, sondern mechanisch erzeugt wurden. Damit ist auch das Gefüge und der verformte Zustand prinzipiell instabil. Dennoch bleibt der verformte Zustand bei hinreichend niedrigen Temperaturen erhalten, da die Haltekräfte der Versetzungen größer sind als die durch thermische Aktivierung hervorgerufenen Kräfte. Bei hohen Temperaturen kommt es zum Quergleiten von Schraubenversetzungen, beziehungsweise zum Klettern von Stufenversetzungen, wodurch diese energetisch günstigere Positionen einnehmen können. Versetzungen können zum Beispiel den Kristall verlassen, oder sich gegenseitig auslöschen. Die Versetzungsdichte nimmt bei diesen Vorgängen ab, jedoch verhältnismäßig schwach; es können sich spezielle Muster von Versetzungsanordnungen bilden. Dieser Vorgang wird als Kristallerholung bezeichnet. Genauer spricht man von Erholung erster Ordnung, wenn die Erholung ohne die Bildung von Subkorn Grenzen abläuft. Andernfalls wird die Erholung als Erholung zweiter Ordnung oder Polygonisation bezeichnet.

Die Kristallerholung beruht, wie gesagt, auf der Wechselwirkung der Versetzungen untereinander. Dies wird möglich, da das Spannungsfeld der Versetzungen langreichweitig ist. Die Kraft zwischen zwei Stufenversetzungen mit parallelen Burgers Vektoren ist

$$F = \tau b_2 = \frac{Gb_1b_2}{2\pi r(1-\nu)} \cos \Theta \cos 2\Theta$$

Antiparallele Versetzungen ziehen sich gegenseitig an, und wenn sie sich treffen, vereinigen sie sich und löschen sich gegenseitig aus. Befinden sich diese Versetzungen nicht auf derselben Gleitebene, sondern auf parallelen, so kommt es zur Bildung eines Versetzungsdipols, der eine wesentlich geringere Energie hat als die zwei einzelnen Versetzungen. Durch Klettern der Versetzungen kann schließlich auch der Versetzungsdipol ausgelöscht werden.

Da das Spannungsfeld der Versetzungen langreichweitig ist, kommt es auch dann noch zu Wechselwirkungen, wenn die Versetzungen in zwei Gleitebenen liegen, die weiter voneinander entfernt sind.

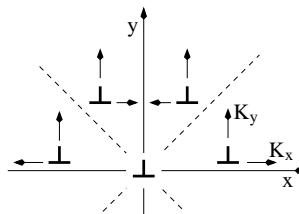


Abbildung 14.3: Kraft auf eine Versetzung, die sich im Spannungsfeld einer weiteren Versetzung und auf einer parallelen Gleitebene befindet.

In der Abbildung 14.3 sind die Kraftkomponenten auf eine Versetzung, die in einer Gleitebene parallel zu der ersten liegt, dargestellt. Beide Versetzungen sollen parallele Burgers Vektoren haben und die Versetzung in der zweiten Ebene befindet sich in dem Bereich, der durch die 45°-Linien gekennzeichnet ist. Es

kommt zu einer Bewegung der Versetzungen, die zu der stabilen Lage führt, in der beide Versetzungen übereinander angeordnet sind. Diese Konfiguration ist energetisch günstiger als die Ausgangslage. Bedeutend wird diese Energieminimierung aber erst dann, wenn viele Versetzungen sich derart übereinander angeordnet haben. Die Reichweite des Spannungsfeldes einer Versetzung wird dann auf den Abstand der Versetzungen herabgesetzt, wodurch die Energie der einzelnen Versetzung minimiert wird.

Die beschriebene Anordnung entspricht der einer symmetrischen Kleinwinkelkorngrenze, genauer einer symmetrischen Kleinwinkelkippkorngrenze. Die Energie dieser Korngrenze läßt sich wie folgt bestimmen: Befinden sich N Versetzungen pro cm in dieser Anordnung, so wird die Energie pro Flächeneinheit zu:

$$\gamma_{\text{KWKG}} = N \left[\frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{r}{2b} + E_k \right] \quad (14.1)$$

In dem Term $r/2b$ von Gleichung 14.1 steckt die Orientierungsdifferenz Θ zwischen den Körnern drin; es gilt ja $\Theta = \frac{b}{r}$; $\frac{1}{r} = \frac{\Theta}{b} = N$.

$$\gamma_{\text{KWKG}} = \Theta(K_1 - K_2 \ln \Theta)$$

mit

$$K_1 = \frac{E_k}{b} - K_2 \ln 2 \quad \text{und} \quad K_2 = \frac{Gb}{4\pi(1-\nu)}$$

ZUM NACHDENKEN:

- Was sind die Voraussetzungen damit sich ein Kristall erholen kann?
- Durch welchen Vorang verändert sich das Gefüge bei Kristallerholung?
- Wie verändert sich die Versetzungsdichte bei Kristallerholung?

Mit steigender Zahl der Versetzungen in der Korngrenze wird die Energie pro Versetzung weiter verringert, weswegen auch die Kleinwinkelkorngrenzen bestrebt sind, sich zu vereinigen. Es bilden sich in der Regel netzwerkartige Muster aus Kleinwinkelkorngrenzen, die eine geringere Energie zeigen als die einzelnen Kleinwinkelkorngrenzen. Durch die Vereinigung vieler Kleinwinkelkorngrenzen können schließlich Großwinkelkorngrenzen erzeugt werden.

Bleibt anzumerken, daß diese Betrachtungen genauso für Schraubenversetzungen und gemischte Versetzungen Gültigkeit haben.

14.1.1 Polygonisation

Die Erholung beginnt in den am stärksten verformten Bereichen des Werkstoffs. Diese Bereiche zeigen die größte Versetzungsdichte und damit ist die geringste Energie nötig, um an diesen Stellen die Versetzungsbewegung thermisch zu aktivieren.

Modellmäßig kann der Vorgang der Polygonisation die Entstehung von Kleinwinkelkorngrenzen in einem plastisch gebogenen Kristallstück verdeutlichen. Nach der Biegung des Kristalls wird in dem Kristall ein Überschuß N^+ von Versetzungen beobachtet. Dieser hängt mit dem Krümmungsradius r_K gemäß der Nyeschen Beziehung zusammen

$$N^+ = \frac{1}{r_K b}$$

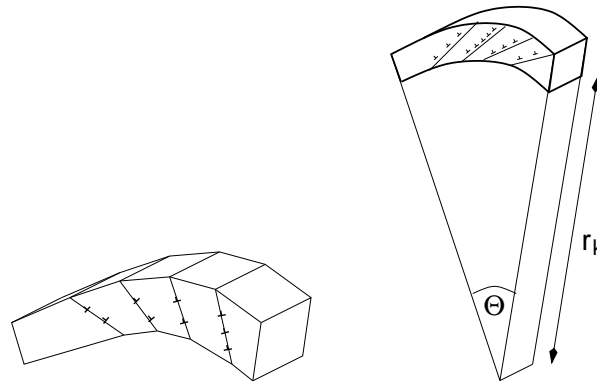


Abbildung 14.4: In einem unter Biegebeanspruchung stehendem Kristall werden Versetzungen in Gleitebenen übereinander angeordnet. Hierdurch entstehen Kleinwinkelkorngrenzen, die sogenannten Polygonisationswände (rechts).

Diese Beziehung erhält man, wenn man die Längen der Ober- und Unterseite des Kristalls vergleicht, die sich genau um die Zahl der durch die Biegung verursachten zusätzlichen Ebenen unterscheiden. Bei der Gleitung bilden die Versetzungen energetisch günstigere Anordnungen, die Kleinwinkelkorngrenzen. Dadurch gehen die zunächst kontinuierlich gebogenen Netzebenen in Polygonzüge über. Die Polygonisation ist damit mit der Bildung von Subkorngrenzen in einem Zusammenhang zu sehen. Die Polygonisation kann durch Laue-Aufnahmen nachgewiesen werden. Das Mosaik der Laue-Reflexe wird schmaler, wenn es zur Polygonisation kommt. Dafür spalten die Reflexe jedoch in mehrere auf, entsprechend der Anzahl der Subkörner, die durch die energetisch günstigere Versetzungsanordnung gebildet werden.

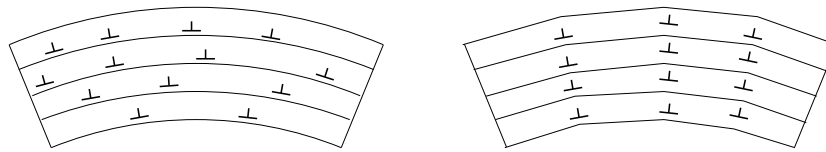


Abbildung 14.5: Die Lage der Versetzungen übereinander ist energetisch günstiger, daher gleiten die Versetzungen zu diesen Positionen und bilden Kleinwinkelkorngrenzen (rechts).

Die Erholung erfolgt durch thermische Aktivierung und benötigt somit keine Inkubationszeit. Damit ist ihre Kinetik von der Rekristallisation grundsätzlich verschieden. Erholung macht sich bei kleinen Glühzeiten sofort bemerkbar und klingt mit der Zeit ab. Im Gegensatz dazu macht sich die Rekristallisation erst später bemerkbar. Sie läuft dann aber in der Regel schnell und vollständig ab.

Im Allgemeinen führen beide Vorgänge zu ähnlichen Eigenschaftsänderungen, wie der Härte. Daher ist besonders bei der Anwendung der Vorgänge und in gleichem Maße bei der Interpretation darauf zu achten, welcher Prozeß mit der beobachteten Änderung einer Eigenschaft in Verbindung steht. Üblicherweise führt der Vorgang der Erholung zur Keimbildung der primären Rekristallisation.

14.2 Primäre Rekristallisation

Während Kristallerholung solange abläuft, wie Punktdefekte und Versetzungen im Material in Nichtgleichgewichtskonzentration vorhanden sind, wird die Rekristallisation entweder durch die im Material gespeicherte Versetzungsenergie im Fall der primären Rekristallisation, oder durch die gespeicherte Korngrenzenenergie im Fall der sekundären Rekristallisation angetrieben.

Die Korngröße nimmt bei der Rekristallisation zu, wobei dieses Wachstum von der vorausgegangenen Verformung abhängt. In sogenannten Rekristallisationsdiagrammen wird die Korngröße in Abhängigkeit vom Grad der vorausgegangenen Umformung und der Glühdauer aufgetragen.

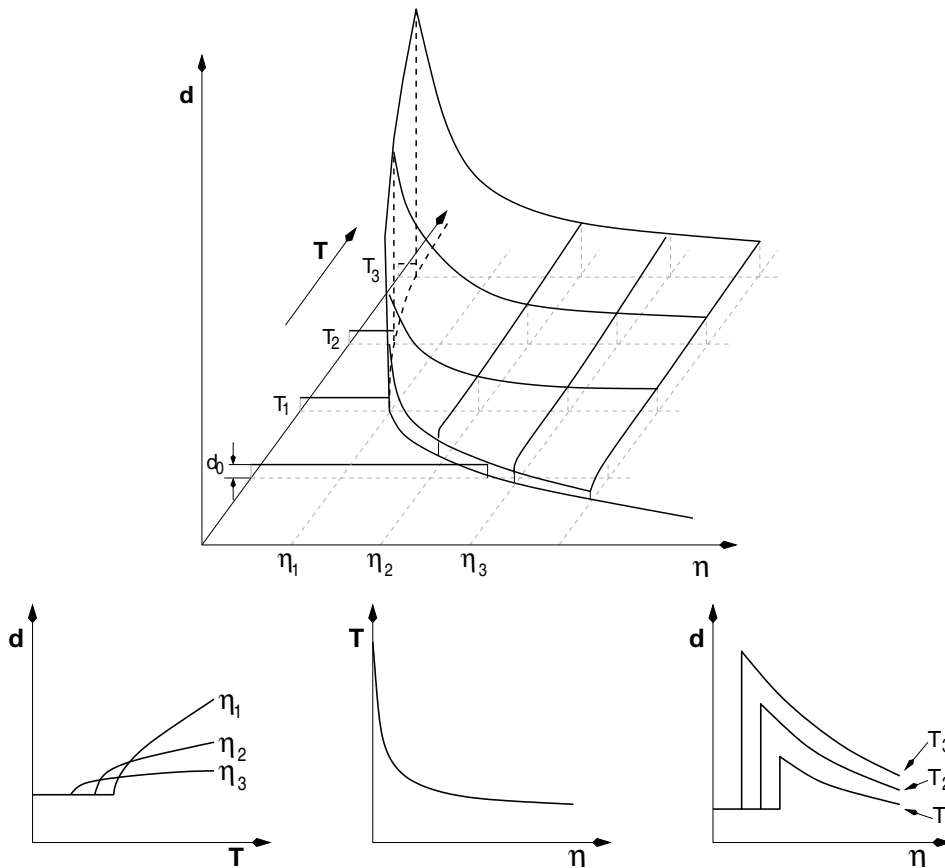


Abbildung 14.6: In einem Rekrystallisationsdiagramm ist die Abhängigkeit der Korngröße von der Temperatur und dem Verformungsgrad dargestellt. Für ein leichteres Verständnis sind hier zusätzlich drei Schnitte durch dieses Diagramm als zweidimensionale Darstellung angegeben.

Zum einen erkennt man durch diese Diagramme, daß eine minimale Verformung vorausgegangen sein muß, damit die Rekrystallisation einsetzen kann. Man spricht hier von der kritischen Verformung. Je größer die vorausgegangene Verformung ist, um so geringer ist die minimale Temperatur, bei der die Rekrystallisation einsetzt.

Das Gefüge entsteht durch einen Keimbildungs- und Keimwachstumsvorgang. Damit setzt die Rekrystallisation dann ein, wenn mit der Bildung der Keime und ihrem Wachstum weniger Energie in den Korngrenzen aufgebracht werden muß als durch die Reduzierung der Versetzungsdichte gewonnen wird. Würde ein Werkstoff in nur einem Gleitsystem verformt, kommt es zu den eben beschriebenen Vorgängen der Versetzungsbewegung. Ist jedoch ein zweites Gleitsystem an der Verformung beteiligt, dann treten durch die Verformung Deformationsbänder auf. In diesen Knickbändern bilden sich im neuen Gefüge Subkörner, die durch Kleinwinkelkorngrenzen voneinander getrennt sind. Diese Kleinwinkelkorngrenzen können dann wieder zu Großwinkelkorngrenzen umgruppiert werden, die ein neues Korn von der Matrix trennt.



Abbildung 14.7: Bildung eines Subkörns aus einem Bereich starker Gitterkrümmung (z.B. Knickband).

Damit ein Keim wachsen kann, muß er eine gewisse Größe haben, sowie eine Orientierungsdifferenz zur umgebenden Matrix aufweisen. Er muß also von der Matrix durch eine Großwinkelkorngrenze getrennt

sein. Man stellt sich den Vorgang der Keimbildung so vor, daß das Klettern von Versetzungen thermisch aktiviert wird. Diese Versetzungen klettern zu naheliegenden Subkorn Grenzen, auf diese Weise werden Kleinwinkelkorn Grenzen aufgelöst und Subkörner vereinigen sich. Durch mehrfache Wiederholung erlangt der Keim schließlich seine kritische Größe.

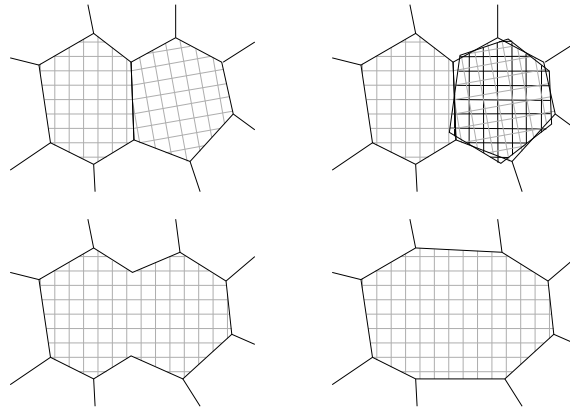


Abbildung 14.8: Werden aus einer Kleinwinkelkippkorn Grenze die Versetzungen entfernt, so muß sich eines der angrenzenden Körner drehen (sehr wenig). Hierdurch müssen die dadurch entstehenden überlappenden Bereiche durch Diffusion (ist dort der bestimmende Prozeß) umgeordnet werden. Durch diesen Vorgang erhält man ein großes Korn.

Die Abbildung 14.8 zeigt die schematische Rekristallisationskeimbildung durch Vereinigung von Subkörnern, die auch als Koaleszenz bezeichnet wird. Die im zweiten Teilbild angedeutete Drehung des rechten Subkorns erfolgt durch Auflösung der mittleren Subkorn Grenze und durch Klettern der Versetzungen in den angrenzenden Subkorn Grenzen. Genau, wie im Fall der Erholung beginnt auch die Rekristallisation in den am stärksten verformten Bereichen.

Dieser Prozeß der Koaleszenz wird in äußerst geringem Maße auch bei der Erholung ablaufen. Nur für den Fall der extrem langsamen Erholung wird dieser Prozeß beobachtet. Die anschließende Rekristallisation geschieht dann ohne Neubildung der Subkörner und man spricht von **in-situ Rekristallisation**. Und an dieser Stelle wird wieder klar, daß der Übergang von Erholung zu Rekristallisation fließend ist.

14.2.1 Die energetische Ursachen der Rekristallisation

Vermindert sich die freie Enthalpie eines Kristalls durch die Bewegung einer Korn Grenze, so kann dies als die Wirkung einer Kraft auf die Korn Grenze beschrieben werden. Es gibt also einen Zusammenhang mit der wirkenden Kraft und der Bewegung einer Korn Grenze. Verschiebt sich ein Flächenelement dA einer Korn Grenze um eine Strecke dr , so ändert sich die freie Enthalpie um den Betrag

$$dG = -p dA dr = -p dV$$

wobei die Korn Grenze hierbei einen Volumenanteil dV überschreitet. Die Größe $p = -dG/dV$ wird als treibende Kraft bezeichnet. Man kann sie als pro Volumeneinheit gewonnene freie Enthalpie oder auch als Kraft interpretieren, die pro Flächeneinheit wirkt. Dies kommt einem Druck auf die Korn Grenze gleich. Die treibende Kraft für die primäre Rekristallisation ist die in den Versetzungen gespeicherte Verformungsenergie. Die Energie einer Versetzung pro Längeneinheit ist durch folgenden Ausdruck gegeben:

$$E_{el}^{\odot} = \frac{1}{2}Gb^2 \quad \text{bzw.} \quad E_{el}^{\perp} = \frac{3}{4}Gb^2 = \frac{3}{2}E_{el}^{\odot}$$

Druck im Allgemeinen ist eine Kraft, die auf eine Fläche wirkt. Die Kraft kann wiederum in Abhängigkeit von der Linienenergie pro Längeneinheit beschrieben werden. Damit ist der Druck eine Funktion von Energie und der Versetzungsdichte

$$p = \rho E = \frac{1}{2}Gb^2$$

Für eine Versetzungsdichte in einem stark verformten Material von $\rho = 10^{16} \text{ m}^{-2}$ und $G = 5 \cdot 10^4 \text{ MPa}$, $b = 10^{-10} \text{ m}$ beträgt die treibende Kraft pro Einheitsfläche $p = 10 \text{ MPa}$.

14.2.2 Rekristallisationskeimbildung

Bisher wurde lediglich erwähnt, daß die Rekristallisation durch einen Keimbildungsprozeß initiiert wird. Bei dieser sogenannten Rekristallisationskeimbildung sind drei Kriterien zu erfüllen. Diese werden auch als Instabilitätskriterien bezeichnet und sollen im Folgenden vorgestellt werden.

1. Thermodynamisches Instabilitätskriterium

Der Keim muß eine kritische Größe aufweisen, die sich aus der Energiebilanz von freier Oberflächen- zu freier Volumenenthalpie ergibt. Der wachsende Keim soll unter stabilem Wachstum seine freie Enthalpie minimieren. Unter Verwendung der treibenden Kraft p bei der Rekristallisation $p = \rho E$ gilt für den kritischen Keimradius

$$r^* = \frac{2\gamma}{p} = \frac{4\gamma}{\rho G b^2}$$

Aufgrund der geringen treibenden Kraft ist die Keimbildungsrate aufgrund von thermischen Fluktuationen jedoch zu klein, um die Rekristallisation anzulassen. Die Keime sind in überkritischer Größe bereits im verformten Gefüge vorhanden - zum Beispiel in Form einer Zelle, oder eines Subkorns. Es sind aber Erholungsvorgänge nötig, um diese Zellen als Keim zu aktivieren, wodurch klar wird, daß die Erholung der Rekristallisation vorausgeht.

2. Mechanisches Instabilitätskriterium

Die treibende Kraft muß ein lokales Ungleichgewicht erfahren, damit eine Korngrenze eine ausgezeichnete Bewegungsrichtung erfährt. Diese Bedingung ist bereits durch eine inhomogene Versetzungsverteilung erfüllt.

3. Kinetisches Instabilitätskriterium

Die Grenzfläche des Keims muß beweglich sein. Dies ist aber nur für Großwinkelkorngrenzen der Fall, da zum Beispiel Kleinwinkelkorngrenzen eine wesentlich kompaktere Struktur aufweisen. Mit zunehmender Versetzungsdichte in der Korngrenze nimmt ihre Beweglichkeit ab (dazu später mehr). Die Erzeugung einer beweglichen Großwinkelkorngrenze ist bei der Rekristallisationskeimbildung der schwierigste Teilschritt. Hierfür stehen mehrere Wege zur Auswahl: Keimbildung an vorhandenen Korngrenzen, Keimbildung an großen Partikeln, diskontinuierliches Subkornwachstum, Bildung von Rekristallisationszellen, oder die Keimbildung an Verformungsinhomogenitäten, um nur einige zu nennen.

ZUM NACHDENKEN:

- Was sind die treibenden Kräfte bei Erholung bzw. Rekristallisation?
- Unter welchen Voraussetzungen kann sich ein Rekristallisationskeim bilden?

Diese drei genannten Kriterien müssen bei der Rekristallisationskeimbildung immer alle gleichzeitig erfüllt sein. Da diese durchaus auch nur lokal erfüllt sein werden, führt dies zu einer Bevorzugung der Keimbildung in ausgewählten Regionen des verformten Gefüges, zum Beispiel den unter Punkt 3 genannten.

Durch Subkornwachstum in Verformungsinhomogenitäten wächst der Orientierungsunterschied einer Korn-

grenze und damit auch ihre Beweglichkeit. Die Keimbildung an einer Korngrenze kann zum Beispiel durch Ausbauchen der Korngrenze erfolgen. Dies erfolgt, wenn die Kraft auf beiden Seiten der Korngrenze im Ungleichgewichtszustand ist. Dies kann dann der Fall sein, wenn die Zellgröße auf beiden Seiten der Korngrenze unterschiedlich groß ist, wobei die Korngrenze dann in das Gebiet mit feinerer Struktur hineinwächst. Dieser Mechanismus wird im Abschnitt über das Kornwachstum (s. Abschnitt 14.3) vertieft und wird daher an dieser Stelle nicht weiter behandelt.

Die inhomogene Versetzungsdichte selber führt auch zu bevorzugter Keimbildung an der Korngrenze. In gleicher Weise ist die Keimbildung an großen Partikeln im Gefüge begünstigt. Schließlich kann in Metallen mit geringer Stapelfehlerenergie Zwillingsbildung auftreten, die ihrerseits die Keimbildung begünstigt.

Die genannten Prozesse werden jedoch nur dann aktiviert, wenn Versetzungen lokal umgeordnet werden. Damit wird abermals verdeutlicht, daß die Rekristallisationskeimbildung immer mit der Kristallerholung verbunden ist. Dies ist der Grund für die Inkubationszeit der Rekristallisationskeimbildung und der Rekristallisation überhaupt. Wenn ein Material der Kristallerholung unterliegt, muß es aber nicht zwingend zur Rekristallisation kommen, da die Erholung immer die treibende Kraft zur Rekristallisation herabsetzt. Zum Beispiel kann bei Aluminium mit starker Erholung die Rekristallisation erschwert oder gar unterdrückt sein.

14.2.3 Kinetik der primären Rekristallisation

Wie bereits erwähnt, ist der verformte Zustand aufgrund des hohen Versetzungsgehaltes thermodynamisch instabil. Die Rekristallisation führt diesen Zustand irreversibel in einen Gleichgewichtszustand über. Obwohl es keine Gleichgewichtstemperatur geben kann, wird oft die Temperatur als Rekristallisationstemperatur bezeichnet, bei der die Rekristallisation innerhalb technisch realisierbarer Zeiten ($\simeq 1$ h) vollständig abläuft. Diese Festlegung ist nur sinnvoll, da die Rekristallisation thermisch aktiviert abläuft, wodurch ihre Temperaturabhängigkeit durch einen Boltzmann-Faktor beschrieben werden kann ($\sim [-Q/kT]$). Damit haben bereits geringe Änderungen der Temperatur einen großen Einfluß auf die Rekristallisationszeit und es kann eine Grenze geben, ab der die Rekristallisation im Hinblick auf die technische Anwendung schnell genug abläuft. Es gibt einen Zusammenhang zwischen der Rekristallisationstemperatur und der Schmelztemperatur eines Metalls, anhand dessen die Rekristallisationstemperatur grob abgeschätzt werden kann

$$T_{\text{rekr.}} = (0.3 \dots 0.4)T_{\text{S}}$$

In Tabelle 14.1 ist dieser Zusammenhang für einige Metalle verdeutlicht.

Metall	W	Ti	Fe	Ni	Cu	Al	Zn
T_{S} [°C]	3400	1668	1539	1455	1084	860	420
$T_{\text{rekr.}}$ [°C]	1200	450	450	350	200	100	5
$T_{\text{rekr.}}/T_{\text{S}}$	0,4	0,37	0,39	0,36	0,34	0,32	0,4

Tabelle 14.1: Schmelz- und Rekristallisationstemperatur, sowie deren Verhältnis für ausgewählte Metalle.

Die thermische Aktivierung der Rekristallisationsmechanismen wie Keimbildung und -wachstum bestimmen ganz wesentlich die Kinetik der Rekristallisation. Also bedient man sich der bekannten Gesetzmäßigkeiten für die Keimbildung und das Keimwachstum, um die Kinetik der primären Rekristallisation zu beschreiben.

Hierzu definiert man die Keimbildungsgeschwindigkeit \dot{N} und die Wachstumsgeschwindigkeit v wie folgt:

$$\dot{N} = \frac{dz/dt}{1-X}; \quad v = \frac{dR}{dt}$$

Hierin sind $X = \frac{V_{\text{rekr}}}{V}$ - der rekristallisierte Volumenbruchteil, z - die Anzahl der Keime pro Volumeneinheit, t - die Zeit und R der Kornradius. \dot{N} ist damit die Zahl der in einer Zeit t im Volumen neu gebildeter Keime.

ZUM NACHDENKEN:

- Was sind Rekristallisationszeit und -temperatur?
- Warum kann man von einer Rekristallisationstemperatur sprechen, obwohl es dort keinen Phasenübergang gibt?

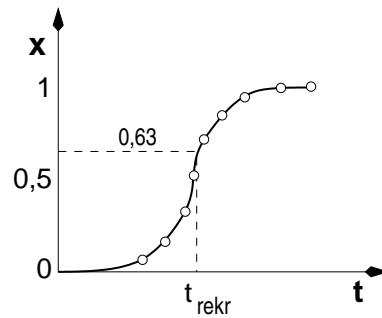


Abbildung 14.9: Anteil des rekristallisierten Gefüges in Abhängigkeit von der Dauer der Wärmebehandlung. t_{rekr} wird als Rekristallisationszeit bezeichnet.

Der rekristallisierte Bruchteil X kann anhand der Avrami-Johnson-Kolmogorov-Gleichung angenähert werden. Sie lautet

$$X = 1 - \exp \left[- \left(\frac{t}{t_{\text{rekr}}} \right)^q \right] \quad (14.2)$$

t_{R} ist die Rekristallisationszeit, die als die Zeit definiert wird, bei der gilt: $X(t_{\text{rekr}}) = 0,63$. q ist ein Anpassungsparameter, der oft auch als Zeit-Exponent bezeichnet wird.

Für den idealisierten Fall, daß die Körner als Kugeln wachsen, sie sich nicht berühren, die Keimbildung im gesamten Gefüge homogen erfolgt und daß v und \dot{N} während des gesamten Vorgangs konstant bleiben und als bekannt vorausgesetzt sind, lassen sich der rekristallisierte Bruchteil X , der Zeit-Exponent q , die Rekristallisationszeit t_{rekr} und die primär rekristallisierte Korngröße d herleiten. Für den rekristallisierten Bruchteil des Volumens X gilt dann:

$$X(t) = 1 - \exp \left[- \frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t^4 \right]$$

Für $t = t_{\text{rekr}}$ gilt dann (s. Gl. 14.2)

$$X = 1 - \exp \left[- \left(\frac{t_{\text{rekr}}}{t_{\text{rekr}}} \right)^q \right] = 1 - \exp [-1^q] \quad (14.3)$$

genauso gilt

$$X(t_{\text{rekr}}) = 1 - \exp \left[- \frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t_{\text{rekr}}^4 \right] \quad (14.4)$$

Ein Vergleich der von Gleichung 14.3 mit 14.4 liefert

$$\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t_{\text{rekr}}^4 = 1 \rightarrow t_{\text{rekr}} = \left(\frac{1}{\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3} \right)^{\frac{1}{4}} \quad (14.5)$$

mit $d = 2vt_{\text{rekr}}$ gilt dann für die Korngröße d :

$$d = 2 \left(\frac{3}{\pi} \frac{v}{\dot{N}} \right)^{\frac{1}{4}}$$

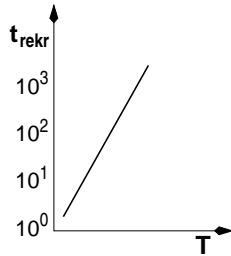
Dies ist nur eine sehr grobe Näherung, die auch nur dann gemacht werden darf, solange die Körner sich nicht gegenseitig berühren.

Da die Keimbildungsgeschwindigkeit \dot{N} und die Wachstumsgeschwindigkeit thermisch aktivierte Vorgänge sind, können sie anhand ihrer Aktivierungsenergien Q_{N} beziehungsweise Q_{v} beschrieben werden.

$$\begin{aligned} \dot{N} &= \dot{N}_0 \exp \left[- \frac{Q_{\text{N}}}{kT} \right] \\ \dot{v} &= \dot{v}_0 \exp \left[- \frac{Q_{\text{v}}}{kT} \right] \end{aligned}$$

Hieraus erkennt man sofort, daß die Rekristallisationszeit von der Temperatur abhängig ist.

$$t_{\text{rekr}} = \left(\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 \right)^{\frac{1}{4}} = \left(\frac{3}{\pi \dot{N}_0 v_0^3} \right)^{\frac{1}{4}} \cdot \exp \left[\frac{Q_N + 3Q_V}{4kT} \right] \quad (14.6)$$



Die Rekristallisationszeit t_{rekr} nimmt demzufolge exponentiell mit der Temperatur ab. Aus der Steigung einer halb-logarithmischen Auftragung von t_{rekr} über $1/T$ erhält man die Aktivierungsenergie der Rekristallisation gemäß $(Q_N + 3Q_V)/4$.

Analog bestimmt man die Temperaturabhängigkeit der rekristallisierten Korngröße, die ebenfalls exponentiell mit der Temperatur zusammenhängt.

$$d = \left(\frac{48v_0}{\pi \dot{N}_0} \right)^{\frac{1}{4}} \cdot \exp \left[\frac{Q_N - q_V}{4kT} \right] \quad (14.7)$$

Sowohl die Keimbildungsgeschwindigkeit als auch die Keimwachstumsgeschwindigkeit beeinflussen die Korngröße, jedoch mit entgegengesetztem Vorzeichen. Eine erhöhte Keimbildungsgeschwindigkeit führt zu einer Verringerung der Korngröße, wohingegen eine Steigerung der Wachstumsgeschwindigkeit eine größere Korngröße hervorruft. Oft sind die beiden Aktivierungsenergien Q_N und Q_V nahezu gleich groß, in diesem Fall sollte die primär rekristallisierte Korngröße von der Temperatur unabhängig sein. In einigen Fällen überwiegt jedoch Q_N stark und dann ist bei zunehmender Glüh Temperatur eine Abnahme der Korngröße zu beobachten.

Sowohl \dot{N} als auch v nehmen mit zunehmender Verformung zu, wodurch die Rekristallisationszeit verkürzt wird. \dot{N} nimmt jedoch stärker zu als v , und so verringert sich die Korngröße mit zunehmender Verformung. Legierungszusätze bewirken in der Regel eine Abnahme der Wachstumsgeschwindigkeit v . Bei kleineren Konzentrationen wird auch eine Verringerung der Keimbildungsgeschwindigkeit \dot{N} beobachtet.

Allgemein beginnt die Keimbildungsgeschwindigkeit mit sehr kleinen Werten, nimmt dann stark zu, bis ein Maximum erreicht ist. Schließlich nimmt die Keimbildungsgeschwindigkeit mit zunehmender Glühdauer wieder ab.

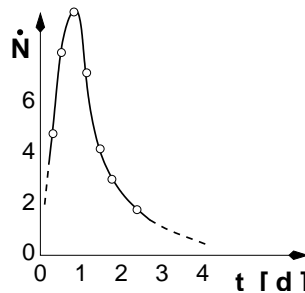


Abbildung 14.10: Keimbildungsgeschwindigkeit als Funktion der Zeit.

Die Keimbildung ist aber nicht homogen im gesamten Volumen verteilt. Dadurch verändert sie sich im Laufe der Zeit. Die Keimbildungsgeschwindigkeit oder die Wachstumsgeschwindigkeit sind nicht mehr konstant und fallen mit der Zeit ab. Dies kann zum Beispiel durch Erholung verursacht sein. Andererseits kann die Ursache auch darin begründet sein, daß das Wachstum nicht dreidimensional verläuft, da zum Beispiel der Keime an Kornoberflächen initiiert wird.

Die Abweichungen vom idealen Verlauf erkennt man deutlich, wenn $\ln [1/(1-x)]$ doppelt-logarithmisch gegen die Zeit t aufgetragen wird, Die resultierende Gerade sollte wegen

$$x(t) = 1 - \exp \left[-\frac{\pi}{3} \dot{N} v^3 t^4 \right] \quad (14.8)$$

die Steigung 4 aufweisen. Im Regelfall werden jedoch wesentlich geringere Steigungen beobachtet.