

**Schema 1.2** Gefügebildende und gefügeverändernde massive Prozesse

mit Änderung des Aggregatzustands	ohne Änderung des Aggregatzustands
gasförmig – fest Gasphasenabscheidungen von Schichten usw.	flüssig – fest Erstarrung von Schmelzen chemische und galvanische Abscheidungen aus Lösungen
Additive Fertigung	fest – fest diffusionskontrollierte und athermische Phasenumwandlungen diffusionsinduzierte Gefügebildung (Diffusionslegieren, chemisch-thermische Behandlungen) Rekristallisation verformter Zustände Kristallisation amorpher Zustände Sintern

Nitrieren), die Rekristallisation nach plastischer Deformation und Kornwachstumsprozesse. Mit Ausnahme des normalen Kornwachstums vollziehen sich diese Vorgänge wiederum über thermisch aktivierte Keimbildungs- und -wachstumsprozesse. Alle diese Prozesse sind die Basis für vielfältige Wärmebehandlungsverfahren, mit denen die Eigenschaften metallischer Werkstoffe in weiten Grenzen verändert werden können.

Schema 1.2 gibt eine Übersicht über die gefügebildenden bzw. -verändernden Prozesse.

### 1.11.3 Gefügeelemente, Gefügebestandteile und Gefügetypen

Wie bereits ausgeführt, verstehen wir unter einem Gefüge das lückenlose Aneinanderfügen von festen Ordnungsbereichen, die meist aus einzelnen Kristalliten/Körnern, aber auch aus amorphen Bereichen bestehen und durch Grenzflächenbereiche voneinander getrennt sind. Diese Ordnungsbereiche und die Grenzflächenbereiche zwischen ihnen (Korn- und Phasengrenzen sind endlich dick!) bezeichnet man als die Gefügeelemente, aus denen sich das stoffliche System (z. B. der Vielkristall) aufbaut.

Die im Gefüge auftretenden Phasen bezeichnet man als Gefügebestandteile, wobei man häufig deren Entstehungsart noch als Unterscheidungsmerkmal heranzieht (z. B. Primär-, Sekundär- und Tertiärzementit bei Fe-C-Legierungen). Unter Gefügebestandteilen versteht man aber auch mehrphasige Bereiche, wenn die in ihnen enthaltenen Phasen unter gleichen Bedingungen (z. B. bei gleicher Temperatur) entstanden sind, feste Volumenanteile und charakteristische Morphologien aufweisen. Das trifft auf eutektisch bzw. eutektoid gebildete Gefügebestandteile zu (z. B. Ledeburit oder

Perlit im Fe-C-System), in denen die Phasen meist sehr regelmäßige Anordnungen aufweisen (unter Anderem periodische Anordnung von Lamellen oder prismatischen Körnern).

Es ist zweckmäßig, die Charakterisierung der Gefüge von zweiphasigen Vielkristallen anhand der folgenden sechs Gefügetypen vorzunehmen (Abb. 1.47):

**Duplexgefüge:** Die Volumenanteile der beiden Phasen sind vergleichbar, ihre Kornformen polyedrisch, es treten  $\alpha/\alpha$ -,  $\beta/\beta$ - und  $\alpha/\beta$ -Grenzen auf.

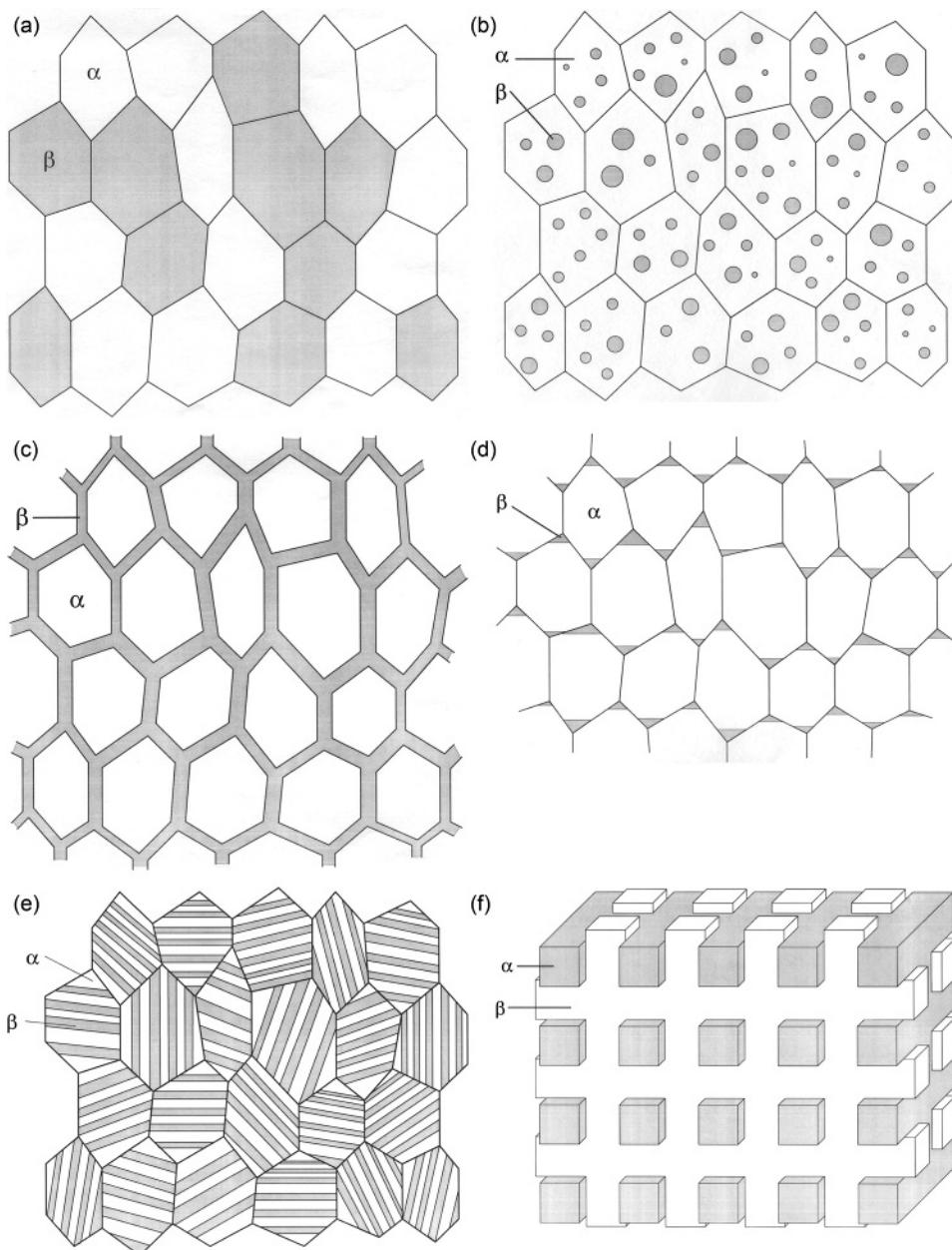
**Dispersionsgefüge:** Der Volumenanteil der dispergierten Phase  $\beta$  ist deutlich geringer als der der Matrixphase  $\alpha$ . Als Grenzflächen dominieren  $\alpha/\alpha$ - und  $\alpha/\beta$ -Grenzen,  $\beta/\beta$ -Grenzen fehlen praktisch. Die Kornformen der  $\beta$ -Phase können polyedrisch, plattenförmig oder stäbchenförmig sein.

**Zellengefüge:** Die  $\beta$ -Phase umschließt die Körner der  $\alpha$ -Phase vollständig, nimmt aber nur einen kleinen Volumenanteil ein. Es treten praktisch nur  $\alpha/\beta$ -Grenzen auf.

**Dualgefüge:** Die polyedrische  $\beta$ -Phase wird in die Zwischenräume der  $\alpha$ -Polyeder eingefügt, der Volumenanteil der  $\beta$ -Phase ist geringer als der der  $\alpha$ -Phase; es dominieren die  $\alpha/\alpha$ - und die  $\alpha/\beta$ -Grenzen.

**Lamellengefüge:** Bei vergleichbaren Volumenanteilen bilden beide Phasen Pakete (Kolonien) von plattenförmigen Kristalliten (Lamellen) aus. Deshalb treten die  $\alpha/\beta$ -Grenzen vorherrschend auf.

**Durchdringungsgefüge:** Beim Durchdringungsgefüge stehen sowohl die  $\alpha$ -Körner als auch die  $\beta$ -Körner jeweils untereinander in Kontakt. Die Phasen durchdringen sich so, dass sie jeweils durchgängige zusammenhängende Strukturen ausbilden. Die Volumenanteile der beiden Phasen sind vergleichbar; es treten  $\alpha/\alpha$ -,  $\beta/\beta$ - und  $\alpha/\beta$ -Grenzen auf.



**Abb. 1.47** Gefügetypen zweiphasiger Vielkristalle: (a) Duplexgefüge, (b) Dispersionsgefüge, (c) Zellengefüge, (d) Dualgefüge, (e) Lamellengefüge, (f) Durchdringungsgefüge

Eine Variante des Durchdringungsgefüges ergibt sich, wenn der Volumenanteil der  $\beta$ -Phase gering wird: Sie tritt dann nur noch entlang den Polyederkan ten der  $\alpha$ -Phase auf und bildet so ein räumliches Netz (*Netzgefüge*).

Die hier gegebene Typisierung bezieht sich auf zweiphasige Gefüge, die in einem einheitlichen Prozess gebildet wurden. In der Praxis ist das aber selten gegeben. Die meisten Werkstoffe werden in mehreren Prozessschritten (z. B. Erstarren – Phasenumwandlun-

gen – Ausscheidungsprozesse – Verformen – Anlassen etc) hergestellt und sie enthalten meist mehr als zwei Phasen. Diese Vielfalt erschwert die Zuordnung zu den oben erläuterten Gefügetypen.

Die Beschreibung von Gefügen und Gefügeveränderungen im Gefolge von gefügebildenden und -verändernden Prozessen als Grundlage für das Verständnis der sich ergebenden Eigenschaften der Metalle und Legierungen ist der hauptsächliche Gegenstand der Metallographie bzw. Keramographie. Sie bedienen sich

dabei in besonderem Maß der Lichtmikroskopie, beziehen aber in starkem Maß weitere mikroskopische und strukturanalytische Verfahren ein (z. B. Rasterelektronenmikroskopie, Transmissionselektronenmikroskopie, Rasterkraftmikroskopie, Röntgendiffraktometrie).

#### 1.11.4 Texturen

Die Angabe der Orientierung eines Kristalliten beinhaltet die Lage der kristallographischen Achsen desselben (kristallitbezogenes Koordinatensystem) im Bezug auf ein Koordinatensystem, das an die äußere Probengeometrie gebunden ist (probenbezogenes Koordinatensystem). Nehmen die kristallitbezogenen Systeme alle räumlichen Lagen mit gleicher Wahrscheinlichkeit ein, liegt eine statistische Orientierungsverteilung vor. Als Texturen von Vielkristallen bezeichnet man alle Abweichungen von der für den idealen Vielkristall kennzeichnenden statistischen Orientierungsverteilung. Sie entstehen bei allen gefügebildenden Prozessen wie der Kristallisation aus der Schmelze, bei der Elektrokristallisation, Gasphasenabscheidung, Bedampfung, bei Rekristallisationsvorgängen nach plastischen Deformationen, bei Phasenumwandlungen, aber auch bei einer plastischen Formgebung (Ziehen, Hämmern, Walzen, Tiefziehen usw.). Ursache ist, dass bei all diesen Prozessen äußere und innere gerichtete Einflussfaktoren wirken (z. B. bevorzugte Wärmefluss oder Stoffflussrichtungen, mechanische Beanspruchungen, äußere Magnetfelder, bevorzugte Orientierungsbeziehungen zwischen den sich neu bildenden Körnern und denen des Ausgangsgefüges usw.), auf die die im Allgemeinen anisotropen Eigenschaften der Einzelkristallite ansprechen. Dabei wird die Symmetrie der Orientierungsverteilung durch die Symmetrie der äußeren Beeinflussungen geprägt.

Bei den Texturen unterscheidet man zwei ideale Grundtypen, die Faser- und die Blechtexturen (auch Plattenmodelle genannt). Bei den Fasertexturen sind die Einzelkristallite im Idealfall mit einer kristallographischen Vorzugsrichtung  $[u v w]$ , als Faserachse bezeichnet, unter einem definierten Winkel  $\alpha$  zu einer äußeren geometrischen Vorzugsrichtung, der Drahtachse, angeordnet, wie es schematisch in Abb. 1.48 zu sehen ist.

Bei Faserachsen parallel der Drahtachse ( $\alpha = 0^\circ$ ) spricht man von gewöhnlichen Fasertexturen, bei Faserachsen senkrecht zur Drahtachse ( $\alpha = 90^\circ$ ) von Ringfasertexturen, bei Ausrichtungen mit  $0^\circ < \alpha < 90^\circ$  von Kegelfasertexturen. Dabei können die Einzelkristallite alle Orientierungen annehmen, die als Drehungen sowohl um die Draht- als auch um die Faserachsen

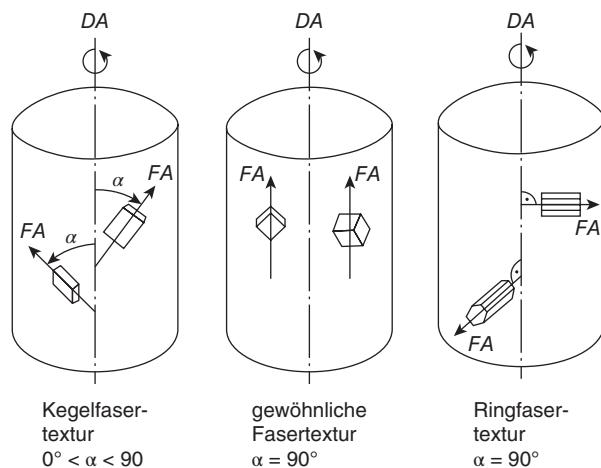


Abb. 1.48 Grundtypen von rotationssymmetrischen Texturen (Fasertexturen)

zu verstehen sind (doppelte Rotationssymmetrie). Als Beispiele seien die durch Kaltziehen metallischer Werkstoffe entstehenden Fasertexturen genannt. Die krz Metalle bilden bei dieser Umformungsart gewöhnliche Fasertexturen mit Faserachsen  $[1\ 1\ 0]$ , die kfz Metalle doppelte gewöhnliche Fasertexturen mit Faserachsen  $[1\ 1\ 1] + [1\ 0\ 0]$  und hexagonale Metalle Ringfasertexturen mit Faserachsen  $[0\ 0\ 1]$  aus. Nach Rekristallisation entstehen wieder Fasertexturen.

Platten- oder Blechtexturen entstehen bevorzugt bei mechanischen Deformationen mit mehrachsigen Spannungszuständen (mit orthorhombischer Symmetrie), wie sie z. B. beim Walzen von Blechen auftreten sowie bei Rekristallisation und Phasenumwandlungen solcher Proben. Definiert man ein probenbezogenes kartesisches Koordinatensystem durch die Walz- und die Querrichtung in der Blech- (Platten-)ebene und die senkrecht auf ihr stehende Blechnormale, so ergibt sich dann eine ideale Blechtextur, wenn alle Kristallite mit einer kristallographischen Vorzugsfläche  $\{h\ k\ l\}$  in der Blechebene und

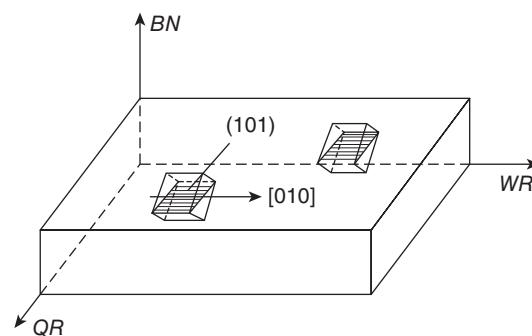


Abb. 1.49 Räumliche Lage von Elementarzellen der Einzelkristallite bei einer Blechtextur vom Typ  $(1\ 0\ 1)$   $[0\ 1\ 0]$  (Goss-Textur)

mit einer kristallographischen Vorzugsrichtung  $[u v w]$  in der Walzrichtung liegen. Abb. 1.49 veranschaulicht dafür die Verhältnisse bei der idealen Goss-Textur, wie sie für Transformatorenbleche angestrebt wird. Bei ihr liegen alle Kristallite so, dass eine Rhombendodekaederebene in der Blechebene liegt und eine Würfelkante in die Walzrichtung zeigt.

Experimentell können Texturen röntgenographisch mit speziellen Texturdiffraktometern untersucht werden (s. Abschnitt 2.6).

## 1.12 Kristallographische Beziehungen

### Berechnung von Translationsperioden

kubisches System:

$$T_{uvw} = a \{u^2 + v^2 + w^2\}^{1/2}$$

tetragonales System:

$$T_{uvw} = a_1 \{u^2 + v^2 + (a_3/a_1)^2 w^2\}^{1/2}$$

hexagonales System:

$$T_{uvw} = a_1 \{u^2 + v^2 - uv + (a_3/a_1)^2 w^2\}^{1/2}$$

orthorhombisches System:

$$T_{uvw} = \{(a_1 u)^2 + (a_2 v)^2 + (a_3 w)^2\}^{1/2}$$

### Netzebenenabstände

kubisches System:

$$d_{hkl} = a \{h^2 + k^2 + l^2\}^{-1/2}$$

tetragonales System:

$$d_{hkl} = a_1 \{h^2 + k^2 + Ql^2\}^{-1/2}$$

$$Q = (a_1/a_3)^2$$

hexagonales System:

$$d_{hkl} = a_1 \{4/3 (h^2 + k^2 + hk) + Ql^2\}^{-1/2}$$

$$Q = (a_1/a_3)^2$$

orthorhombisches System:

$$d_{hkl} = \{h^2/a_1^2 + k^2/a_2^2 + l^2/a_3^2\}^{-1/2}$$

### Berechnung von Winkeln $\rho$ zwischen zwei Gittergeraden

kubisches System:

$$\cos \rho = (u_1 u_2 + v_1 v_2 + w_1 w_2) / \{(u_1^2 + v_1^2 + w_1^2)(u_2^2 + v_2^2 + w_2^2)\}^{1/2}$$

tetragonales System:

$$\cos \rho = (u_1 u_2 + v_1 v_2 + Qw_1 w_2) / \{(u_1^2 v_1^2 + Qw_1^2)(u_2^2 + v_2^2 + Qw_2^2)\}^{1/2}$$

$$Q = (a_1/a_3)^2$$

hexagonales System:

$$\cos \rho = \{u_1 u_2 + v_1 v_2 + Qw_1 w_2 - 1/2 (u_1 v_2 + v_1 u_2)\} \cdot \{(u_1^2 + v_1^2 - u_1 v_1 + Qw_1^2) \times (u_2^2 + v_2^2 - u_2 v_2 + Qw_2^2)\}^{-1/2}$$

$$Q = (a_1/a_3)^2$$

orthorhombisches System:

$$\cos \rho = \{u_1 u_2 a_1^2 + v_1 v_2 a_2^2 + w_1 w_2 a_3^2\} \cdot \{(u_1^2 a_1^2 + v_1^2 a_2^2 + w_1^2 a_3^2) \times (u_2^2 a_1^2 + v_2^2 a_2^2 + w_2^2 a_3^2)\}^{-1/2}$$

## 1.13 Quellen und Literatur

- [1] Motylenko, M. *Institut für Werkstoffwissenschaft*. TU Bergakademie. Freiberg
- [2] Schulze, G.E.R. (1967). *Metallphysik*. Akademieverlag. Berlin, S. 71
- [3] Wünsch, R., Mühle, U., Martin, U. et al. (1997). *Z. Metallkunde* 88 (10): 790.
- [4] Bohm, J. und Realstruktur von Kristallen, E. (1995). *Schweizerbart'sche Verlagsbuchhandlung*. Stuttgart.
- [5] Gottstein, G. (2014). *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik – Physikalische Grundlagen*. Springer Vieweg. Wiesbaden

### Weiterführende Literatur

- Bergmann, W. (2013). *Werkstofftechnik Bd.1*. Hanser Verlag.
- Callister Jr., W.D. und Rethwisch, D.G. (2022). *Fundamentals of Materials Science and Engineering*. Wiley.
- Haasen, P. (1985). *Physikalische Metallkunde*. Berlin: Akademie-Verlag.
- Hornbogen, E., Eggeler, G. und Werner, E. (2019). *Aufbau und Eigenschaften von Keramik-, Metall-, Polymer- und Verbundwerkstoffen*. Springer Verlag.
- Kleber, W., Bautsch, H.J., Bohm, J. et al. (2010). *Einführung in die Kristallographie*. München: Oldenbourg Verlag.
- Worch, H., Pompe, W. und Schatt, W. (2011). *Werkstoffwissenschaft*. Wiley-VCH.

