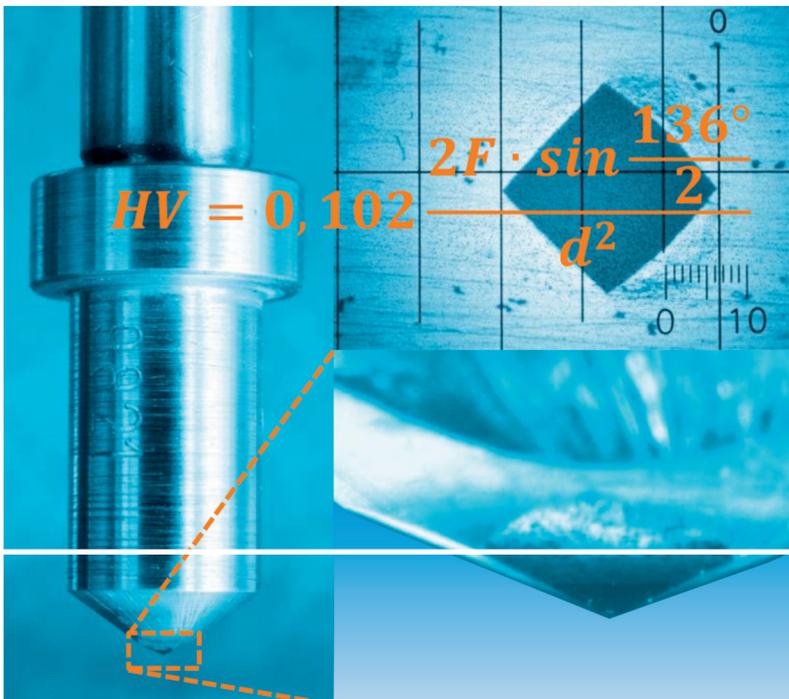


Frank Hahn

Werkstofftechnik- Praktikum

Werkstoffe prüfen und verstehen



HANSER

Frank Hahn
Werkstofftechnik-Praktikum

Frank Hahn

Werkstofftechnik-Praktikum

Werkstoffe prüfen und verstehen

mit 192 Bildern und zahlreichen Tabellen



Fachbuchverlag Leipzig
im Carl Hanser Verlag

Autor:

Prof. Dr.-Ing. Frank Hahn
Hochschule Mittweida
Fakultät Maschinenbau
<http://www.hs-mittweida.de>
E-Mail: hahn1@hs-mittweida.de



Bibliografische Information der Deutschen Nationalbibliothek
Die Deutsche Nationalbibliothek verzeichnet diese Publikation in der Deutschen Nationalbibliografie; detaillierte bibliografische Daten sind im Internet über <http://dnb.d-nb.de> abrufbar.

ISBN 978-3-446-43258-1
E-Book-ISBN 978-3-446-44494-2

Dieses Werk ist urheberrechtlich geschützt.
Alle Rechte, auch die der Übersetzung, des Nachdruckes und der Vervielfältigung des Buches oder Teilen daraus, vorbehalten. Kein Teil des Werkes darf ohne schriftliche Genehmigung des Verlages in irgendeiner Form (Fotokopie, Mikrofilm oder ein anderes Verfahren), auch nicht für Zwecke der Unterrichtsgestaltung – mit Ausnahme der in den §§ 53, 54 URG genannten Sonderfälle –, reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden.

Fachbuchverlag Leipzig im Carl Hanser Verlag
© 2015 Carl Hanser Verlag München
www.hanser-fachbuch.de
Lektorat: Christine Fritsch
Herstellung: Katrin Wulst
Einbandrealisierung: Stephan Rönigk
Satz: Dr.-Ing. Steffen Naake, Brand-Erbisdorf
Druck und Bindung: Friedrich Pustet, Regensburg
Printed in Germany

Vorwort

Das Fach „Werkstofftechnik“ ist Bestandteil vieler technischer Studienrichtungen, wie z. B. Maschinen- und Fahrzeugbau, Mechatronik, Wirtschaftsingenieurwesen. Darüber hinaus werden Auszubildende in zahlreichen Lehrberufen mit den Grundlagen der Werkstofftechnik vertraut gemacht. Ziel der Ausbildung ist es, fundamentale Zusammenhänge über Zusammensetzung, Struktur, Gefüge und Eigenschaften zu vermitteln, um im späteren Berufsleben eine zielgerichtete Bearbeitung und einen verantwortlichen und Ressourcen schonenden Einsatz der Werkstoffe zu gewährleisten.

An den Universitäten, Fachhochschulen und Berufsakademien werden die theoretischen Grundlagen in Vorlesungen und Seminaren vermittelt. Ein integriertes Praktikum soll die Studierenden/Auszubildenden mit den Methoden der Werkstoffprüfung vertraut machen. Dabei werden Werkstoffkennwerte bestimmt und die Ursachen für die Eigenschaften ermittelt und besprochen. Die oft komplexen Zusammenhänge lassen sich mit den durchgeführten Experimenten leichter verstehen und erlauben einen fachübergreifenden Überblick, erfordern aber eine ausreichende Vorbereitung von den Praktikumssteilnehmern.

An dieser Stelle setzt das vorliegende Buch an. Neben einer detaillierten Beschreibung des experimentellen Vorgehens sollen insbesondere die physikalischen, chemischen, mathematischen und die werkstofftechnischen Grundlagen gefestigt werden. Die Fragen zur Versuchsvorbereitung dienen der Überprüfung des Wissensstandes und können mit den Antworten im Anhang verglichen werden. Die Versuche werden in dieser Form seit einigen Jahren an der Hochschule Mittweida von den Studierenden der technischen Fachrichtungen durchgeführt und sind für eine Praktikumsdauer von je drei Stunden ausgelegt. Die Werkstoffe und Aufgaben können an anderen Ausbildungsorten variieren, aber die Vorbereitung und der Weg zur Lösung sind in der Regel identisch. Modelllösungen, vorbereitete Tabellen für die Messwerterfassung und Auswerteroutinen sollen nicht nur die Auswertung vereinfachen, sie sollen auch aufzeigen, dass bei der Werkstoffprüfung alle relevanten Daten und Fakten zur Probe, zum Werkstoff und Versuchsablauf erfasst werden müssen, um eine spätere Beurteilung der Versuchsergebnisse zu erlauben.

Besonderer Dank gilt Herrn Dipl.-Ing. Wolfgang Seidel, der mich zum Schreiben des Buches ermuntert und den Text kritisch durchgesehen hat. Ich danke Herrn Andreas Eysert von der Hochschule Mittweida für die zahlreichen metallographischen Aufnahmen und für den fachlichen Rat beim Kapitel „Metallographie“, Frau Angela Bergner für die Unterstützung bei der Erstellung der Grafiken und Herrn Enrico Gehrke für die rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen. Frau Christine Fritsch vom Hanser Verlag möchte ich für die redaktionelle Durchsicht, die Förderung des Buches und die stetige Ermutigung danken.

Mittweida, im Januar 2015

Frank Hahn

Inhalt

1	Thermische Analyse – Zustandssysteme	11
1.1	Einleitung	11
1.2	Ziel des Praktikums	12
1.3	Theoretische Voraussetzungen	12
1.4	Grundlagen	13
1.4.1	Phasenumwandlungen	13
1.4.2	Keimbildung und -wachstum	14
1.4.3	Legierungsstrukturen	18
1.4.4	Grundtypen der Zweistoffsysteme	21
1.4.4.1	Zweistoffsystem mit vollständiger Löslichkeit im flüssigen und im festen Zustand	24
1.4.4.2	Zweistoffsystem mit vollständiger Löslichkeit im flüssigen Zustand und Unlöslichkeit im festen Zustand	29
1.4.4.3	Zweistoffsystem mit vollständiger Löslichkeit im flüssigen Zustand und begrenzter Löslichkeit im festen Zustand – eutektisches System	33
1.4.4.4	Zweistoffsystem mit vollständiger Löslichkeit im flüssigen Zustand und begrenzter Löslichkeit im festen Zustand – peritektisches System	36
1.4.4.5	Zweistoffsystem mit intermetallischer Phase	38
1.4.4.6	Phasenumwandlungen im festen Zustand	39
1.4.5	Das Gesetz der abgewandten Hebelarme	40
1.5	Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung	42
1.6	Geräte und Hilfsmittel	43
1.7	Versuchsdurchführung	44
1.8	Praktikumsauswertung	45
2	Zugversuch an metallischen Werkstoffen	46
2.1	Einleitung	46
2.2	Ziel des Praktikums	46
2.3	Theoretische Voraussetzungen	47
2.4	Grundlagen	47
2.4.1	Kraft und Spannung	47
2.4.2	Verlängerung und Dehnung	49
2.4.3	Zugproben	50
2.4.4	Verfahrensprinzip	52
2.4.5	Zugversuch – Verformungsbereiche und Auswertung	56
2.5	Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung	62

2.6	Geräte und Hilfsmittel	63
2.7	Versuchsdurchführung	63
2.8	Praktikumsauswertung	65
2.9	Modelllösungen	65

3 Metallographische Probenpräparation und lichtmikroskopische Gefügeuntersuchung gleichgewichtsnah umgewandelter

Stähle	70	
3.1	Einleitung	70
3.2	Ziel des Praktikums	71
3.3	Theoretische Voraussetzungen	71
3.4	Grundlagen	72
3.4.1	Die metallographische Probenpräparation	72
3.4.1.1	Trennen	73
3.4.1.2	Einfassen	75
3.4.1.3	Schleifen und Polieren	76
3.4.1.4	Reinigen und Trocknen der Probe	78
3.4.1.5	Aufbau und Einstellung des Auflichtmikroskops	78
3.4.1.6	Vergrößerung	84
3.4.1.7	Auflösungsgrenzen der Lichtmikroskopie	86
3.4.1.8	Gesamte förderliche Vergrößerung	91
3.4.1.9	Kontrastierungsverfahren	91
3.4.2	Das metastabile Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff	94
3.4.2.1	Reineisen	95
3.4.2.2	Phasen im metastabilen Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff	96
3.4.2.3	Gefüge im metastabilen Zweistoffsystem Eisen-Kohlenstoff	99
3.4.2.4	Die Stahlecke im Eisen-Kohlenstoff-Diagramm – Gefügeumwandlung des Austenits bei der Abkühlung im thermodynamischen Gleichgewicht	101
3.5	Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung	107
3.6	Geräte und Hilfsmittel	107
3.7	Versuchsdurchführung	108
3.8	Praktikumsauswertung	109

4 Härteprüfung

4.1	Einleitung	111
4.2	Ziel des Praktikums	111
4.3	Theoretische Voraussetzungen	112
4.4	Grundlagen	112
4.4.1	Überblick	112
4.4.2	Härteprüfung nach Brinell HBW	113
4.4.3	Härteprüfung nach Vickers HV	118
4.4.4	Härteprüfung nach Rockwell Skala C HRC	122
4.5	Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung	125
4.6	Geräte und Hilfsmittel	126

4.7 Versuchsdurchführung 126
 4.8 Praktikumsauswertung 129
 4.9 Modelllösungen 130

5 Grundlagen der Wärmebehandlung von Stählen 134

5.1 Einleitung 134
 5.2 Ziel des Praktikums 134
 5.3 Theoretische Voraussetzungen 135
 5.4 Grundlagen 136
 5.4.1 Einfluss der Abkühlgeschwindigkeit auf die Gefüge von Stählen 136
 5.4.1.1 Das Dilatometerverfahren 136
 5.4.1.2 Diffusionsgesteuerte Umwandlung des Austenits bei leicht erhöhter Abkühlgeschwindigkeit 137
 5.4.1.3 Die Martensitbildung 140
 5.4.1.4 Die Bainitbildung 144
 5.4.1.5 Das Zeit-Temperatur-Umwandlungsdiagramm 145
 5.4.1.6 Einfluss von Legierungselementen auf die Umwandlung des Austenits bei der Abkühlung 151
 5.4.2 Wärmebehandlung von Stahl 153
 5.4.2.1 Begriffserklärung 153
 5.4.2.2 Das Normalglühen 154
 5.4.2.3 Das Härten 157
 5.4.2.4 Charakterisierung der Härbarkeit 164
 5.4.2.5 Anlassverhalten von Stählen 167
 5.5 Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung 170
 5.6 Geräte und Hilfsmittel 172
 5.7 Versuchsdurchführung 172
 5.8 Praktikumsauswertung 173
 5.9 Modelllösungen 175

6 Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy 178

6.1 Einleitung 178
 6.2 Ziel des Praktikums 178
 6.3 Theoretische Voraussetzungen 179
 6.4 Grundlagen 180
 6.4.1 Zähigkeit und Sprödigkeit 180
 6.4.2 Der Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy 183
 6.4.3 Sprödes Werkstoffverhalten beim KBV 186
 6.4.4 Duktiles Werkstoffverhalten beim KBV 188
 6.4.5 Der Bruch beim KBV 190
 6.4.5.1 Sprödbbruch (Spaltbruch) 190
 6.4.5.2 Verformungsbruch 193
 6.4.5.3 Mischbruch 195
 6.4.6 Einflüsse auf die Zähigkeit 196
 6.4.7 Das Temperaturkonzept 198
 6.5 Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung 200

6.6	Geräte und Hilfsmittel	201
6.7	Versuchsdurchführung	201
6.8	Praktikumsauswertung	204
6.9	Modelllösungen	205
7	Ermüdung und Schwingfestigkeit	207
7.1	Einleitung	207
7.2	Ziel des Praktikums	208
7.3	Theoretische Voraussetzungen	208
7.4	Grundlagen	208
7.4.1	Ermüdung	208
7.4.2	Rissbildung und -wachstum unter schwingender Beanspruchung – Merkmale des Dauerbruchs	211
7.4.3	Mechanische Schwingungen	214
7.4.4	Einstufige Schwingfestigkeitsuntersuchungen – Wöhlerversuch	215
7.4.4.1	Ermittlung der Überlebenswahrscheinlichkeit im Bereich der Zeitfestigkeit	218
7.4.4.2	Bestimmung der Dauerfestigkeit unter Berücksichtigung des Streubandes im Übergangsbereich	222
7.4.5	Angabe der Dauerfestigkeit	229
7.4.6	Dauerfestigkeitsschaubild nach Smith	229
7.4.7	Einflüsse auf die Schwingfestigkeit	231
7.5	Kontrollfragen zur Praktikumsvorbereitung	233
7.6	Geräte und Hilfsmittel	234
7.7	Versuchsdurchführung	234
7.8	Praktikumsauswertung	239
7.9	Modelllösungen	239
	Anhang – Lösungsteil	248
	Index	257

1

Thermische Analyse – Zustandssysteme

■ 1.1 Einleitung

Wie Ihnen aus der Physik und aus der Chemie bekannt ist, können Stoffe im Allgemeinen und Metalle im Besonderen in verschiedenen Aggregatzuständen (fest, flüssig, gasförmig) auftreten. Insbesondere im festen Zustand reicht der Aggregatzustand zur Beschreibung der Struktur des Werkstoffs nicht aus, da unterschiedliche Zustandsformen parallel vorliegen können. Deshalb ist es notwendig, den Begriff der Phase einzuführen. Eine Phase ist eine Zustandsform eines Stoffes, in der Zusammensetzung, Struktur und Eigenschaften eines Stoffes unter Gleichgewichtsbedingungen konstant sind. Sie ist ein in sich homogener Bestandteil eines Systems. Sollten im festen Zustand in einem Stoff mehrere feste Phasen nebeneinander auftreten, dann liegen also Kristallite mit unterschiedlicher chemischer Zusammensetzung und kristalliner Struktur nebeneinander vor. Die unterschiedlichen Phasen werden durch Phasengrenzflächen voneinander getrennt. Je nachdem, welche Phasen in einem Stoffsystem auftreten, wie groß die Phasenbestandteile (Kristallite) sind und wie diese verteilt sind, werden die Eigenschaften des Stoffes beeinflusst.

Eine Phasenumwandlung ist nur möglich, wenn sich die Zustandsgrößen Druck, Temperatur und/oder Zusammensetzung der Legierung verändern. Aufgabe der thermischen Analyse ist es, Phasenumwandlungen zu untersuchen und Zustandsdiagramme aufzustellen. Die Ursache für eine Phasenumwandlung liegt im Bestreben des Stoffes, ein Minimum der freien Enthalpie zu erreichen. Wird beispielsweise eine metallische Schmelze abgekühlt und die Kristallisation beginnt, wird dadurch ein Zustand niedrigerer freier Enthalpie erreicht. Es wird Kristallisationswärme frei. Bei der thermischen Analyse werden während der Abkühlung die Temperatur und die Zeit gemessen. Die frei werdende Kristallisationswärme führt zu einer Unstetigkeitsstelle im Temperatur-Zeit-Verlauf. Bei reinen Stoffen wird ein Haltepunkt und bei vielen Legierungen ein Knickpunkt registriert. Solche Halte- und Knickpunkte im Temperatur-Zeit-Verlauf können eindeutig einer beginnenden oder abgeschlossenen Phasenumwandlung zugeordnet werden.

Legierungen sind Stoffsysteme, die aus mindestens zwei Komponenten bestehen und überwiegend metallischen Charakter haben. Eine Komponente kann dabei ein reines chemisches Element (z. B. ein Metall) oder aber eine chemische Verbindung bzw. intermetallische Phase (z. B. Carbid, Nitrid) sein. Wird einer geschmolzenen Legierung aus Blei und Zinn von außen mehr Blei zugegeben, ändert sich die Konzentration der Legierung. Das hat eine Änderung der Phasenumwandlung zur Folge, sodass die Kristallisation der Legierung bei höheren oder tieferen Temperaturen beginnt. Die bei der Kristallisation gebildeten festen Phasen können veränderte Eigenschaften (Gitterparameter, mechanische Eigenschaften) zeigen oder es können in Abhängigkeit vom Stoffsystem andere Phasen gebildet werden. Zustandsdia-

gramme geben Auskunft, welche Phasen in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung (= Konzentration) und der Temperatur im Stoffsystem auftreten. Der Druck als weitere Zustandsgröße hat ebenfalls Einfluss auf die Phasenbildung, wird aber häufig konstant gehalten (Normaldruck = 101,3 kPa). Im Praktikum wird gezeigt, wie mit der thermischen Analyse Zustandsdiagramme aufgestellt werden und wie Temperatur-Zeit-Verläufe bei der Abkühlung zu interpretieren sind.

Aus den Zustandsdiagrammen können Gießer ablesen, welche Temperaturen zum Schmelzen einer Legierung notwendig sind. Da die Eigenschaften einer Legierung von den Phasen und der Zusammenfügung der Phasen und Phasengemische abhängen, lassen sich aus den Zustandsdiagrammen auch Rückschlüsse auf die Stoffeigenschaften ziehen. Nicht zuletzt muss berücksichtigt werden, dass Wärmebehandlungsverfahren gezielt Phasenumwandlungen ausnutzen. Das Verständnis der Zustandsdiagramme ist deshalb entscheidende Grundlage für die Festlegung des Temperatur-Zeit-Regimes bei den meisten Wärmebehandlungsverfahren (z. B. Ausscheidungshärten von aushärtbaren Aluminiumlegierungen; Härten und Normalglühen bei Stählen).

■ 1.2 Ziel des Praktikums

Unter thermischer Analyse versteht man ein Messverfahren, das aufgrund von Temperatur-Zeit-Verläufen bei der Abkühlung oder Erwärmung Rückschlüsse auf Zustandsänderungen von Metallen/Legierungen erlaubt. Die thermische Analyse ermöglicht das Aufstellen von Zustandsdiagrammen. Am Beispiel des Legierungssystems Pb – Sn, soll gezeigt werden, wie ein Zustandsdiagramm entsteht.

Ziel des Praktikums ist es, die Kenntnisse über Zustandsdiagramme und Phasenumwandlungen zu festigen. Durch Anwendung der Hebelbeziehung sollen die Phasenanteile in Abhängigkeit von der chemischen Zusammensetzung der Legierung und der Temperatur ermittelt werden. Metallographische Untersuchungen an den einzelnen Legierungen sollen den komplexen Zusammenhang von Erstarrungsvorgängen und dem entstehenden Gefüge unter Berücksichtigung der chemischen Zusammensetzung der Legierung verdeutlichen.

■ 1.3 Theoretische Voraussetzungen

Für das Praktikum sind Vorkenntnisse erforderlich, die mithilfe von Lehrunterlagen oder von Fachliteratur überprüft werden können. Um Ihnen die Vorbereitung zu erleichtern, wird in Klammern das betreffende Kapitel aus

Seidel, W. W.; Hahn, F.: Werkstofftechnik. – 10. Auflage (2014) – Carl Hanser Verlag München angegeben.

Überprüfen Sie Ihr Wissen zu folgenden Punkten:

- Kristallgitter von Metallen, Gittermerkmale (1.1.2)
- Gitterbaufehler (1.1.2.3)

- Zusammenhang von Gitter und Eigenschaften (1.1.2.4)
- Diffusion (1.4.2)
- Kristallisation (1.3.3)

■ 1.4 Grundlagen

1.4.1 Phasenumwandlungen

Wie bereits im Abschnitt 1.1 ausgeführt, liegt die Ursache für eine Phasenumwandlung im Bestreben eines Stoffes einen Zustand niedriger freier Enthalpie zu erreichen. Gibt es bei einer bestimmten Temperatur T , einem Druck p und der vorgegebenen Konzentration c einen Zustand, der eine geringere freie Enthalpie aufweist, ist eine Phasenumwandlung möglich.

Die freie Enthalpie G ist eine thermodynamische Größe und ist wie folgt definiert:

$$G = H - T \cdot S \quad (1-1)$$

G freie Enthalpie
 H Enthalpie
 T Temperatur
 S Entropie

In diese Gleichung geht zunächst die Enthalpie H als Summe der inneren Energie U (Gesamtheit von thermischer und chemischer Energie, also Bindungsenergie der Teilchen und Bewegungs-, Rotations- und Schwingungsenergie einschließlich der Energie der Elektronen) und der Volumenarbeit ein:

$$H = U + p \cdot V \quad (1-2)$$

U innere Energie
 p Druck
 V Volumen
 $p \cdot V$ Volumenarbeit

Die Enthalpie H ist eine energetische Größe, die vereinfacht als Wärmeinhalt des Systems aufgefasst werden kann, die mit zunehmender Temperatur ansteigt. Die Entropie S , die ebenfalls in die freie Enthalpie G eingeht, ist ein Maß für den Ordnungszustand im System. Ein stoffliches System strebt nicht nur einen energiearmen Zustand an, sondern auch einen Zustand mit möglichst geringem Ordnungsgrad. Ein geordneter Zustand, wie er im Kristall vorliegt, ist unwahrscheinlicher als ein Zustand mit geringer Ordnung (Schmelze). Mit zunehmender Temperatur bewegen sich die Teilchen/Moleküle stärker und schneller, der Ordnungsgrad nimmt ab, wodurch die Entropie ansteigt. Aus dieser Betrachtung wird deutlich, dass die freie Enthalpie G einer Phase nicht konstant ist. Allein weil sich durch eine höhere oder niedrigere Temperatur die Bewegungsenergie der Teilchen und auch der Ordnungsgrad im Stoffsystem ändert, muss sich auch die freie Enthalpie mit der Temperatur ändern (Bild 1-1). Der Anstieg der freien Enthalpie über der Temperatur verläuft für jede Phase charakteristisch.

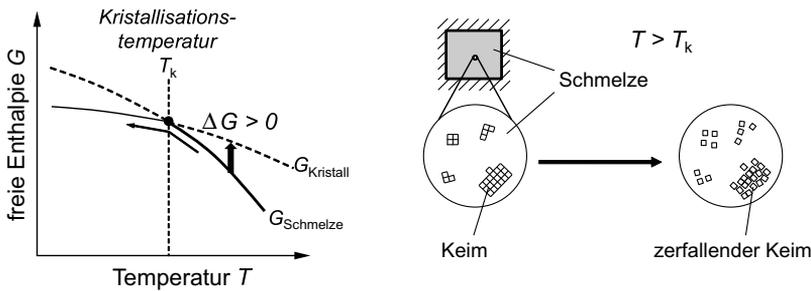


Bild 1-1 Die freie Enthalpie ist temperaturabhängig und verläuft für jede Phase charakteristisch. Ist die Temperatur in einem Stoffsystem größer als die Kristallisationstemperatur T_k , dann ist die Differenz der freien Enthalpie ΔG zwischen der vorliegenden Schmelze und der kristallinen Phase positiv. Die Schmelze ist unter dieser Voraussetzung thermodynamisch stabil. Kristallisationskeime sind dennoch in der Schmelze vorhanden, zerfallen aber wieder und bilden sich an anderer Stelle neu.

Bei einer Betrachtung des Phasenübergangs von flüssig nach fest genügt es, bei einer konkreten Temperatur die Differenz der freien Enthalpie ΔG zwischen den Phasen zu untersuchen. Als Ausgangspunkt liegt ein reines Metall im geschmolzenen Zustand vor (Bild 1-1). Die Temperatur im System liegt deutlich über der Kristallisationstemperatur T_k . Im Vergleich zur geschmolzenen Phase weist die kristalline Phase eine deutlich größere freie Enthalpie auf bzw. die Differenz der freien Enthalpie der Phasen ist größer Null. Eine Phasenumwandlung in den kristallinen Zustand ist bei dieser Temperatur nicht möglich, da die freie Enthalpie ansteigen müsste. Das würde dem Bestreben eines Stoffes ein Enthalpieminimum zu erreichen, widersprechen.

Wird dem Stoffsystem Wärme entzogen, sinkt die Temperatur. Hat die freie Enthalpie der Schmelze und der kristallinen Phase den gleichen Wert, liegen beide Phasen im thermodynamischen Gleichgewicht vor. Bei der Gleichgewichtstemperatur findet dennoch keine Phasenumwandlung statt, denn mit der Kristallisation wäre nach wie vor keine niedrigere freie Enthalpie verbunden. Das Gleiche gilt im Übrigen auch für den umgekehrten Fall. Wird der kristalline Festkörper bis auf diese Temperatur erwärmt, schmilzt er auch nicht. Vermischt man Schmelze und Kristalle des gleichen Stoffes bei dieser Gleichgewichtstemperatur, können beide Phasen nebeneinander stabil existieren, solange sich die Zustandsgrößen (p , T , c) nicht ändern.

Erst bei einer Abkühlung der Schmelze unter die Gleichgewichtstemperatur ist die Differenz der freien Enthalpie kleiner null. Eine Phasenumwandlung ist prinzipiell möglich.

1.4.2 Keimbildung und -wachstum

Wird eine Schmelze unter T_k abgekühlt, müsste aus thermodynamischer Sicht die Kristallisation einsetzen. Tatsächlich passiert das erst, wenn die Unterkühlung groß genug ist.

Die Ursache für diesen scheinbaren Widerspruch liegt im Prozess der Kristallisation, die über Kristallkeimbildung und -wachstum abläuft. Ein Kristallkeim ist eine sehr kleine, regelmäßige, kristallartige Anordnung von Teilchen (Atome, Ionen) in der Schmelze. Im geschmolzenen Zustand liegt im Vergleich zum Gas bereits eine sehr hohe Teilchendichte vor, sodass

sich die Teilchen energetisch günstig, also kristallartig, anordnen müssen. Es kann von einer Nahordnung gesprochen werden. Die Wahrscheinlichkeit ist sehr groß, dass sich in der Schmelze sehr wenige Teilchen zu einer regelmäßigen Anordnung zusammenfinden. Große oder sehr große Kristallisationskeime entstehen nur sehr selten, sodass es immer nur sehr wenige große, aber sehr viele kleine Keime in der Schmelze gibt. Unabhängig von der Größe sind solche Kristallkeime bei Temperaturen größer T_k nicht stabil. Sie bilden sich, zerfallen wieder und bilden sich an anderen Stellen neu (Bild 1-1).

Auch bei einer Temperatur knapp unter T_k , sind alle Keime instabil und zerfallen wieder (Bild 1-2, Zustand 1). Obwohl die Differenz der freien Enthalpie bereits negativ ist und Keime vorhanden sind, kommt es dennoch nicht zur Kristallisation.

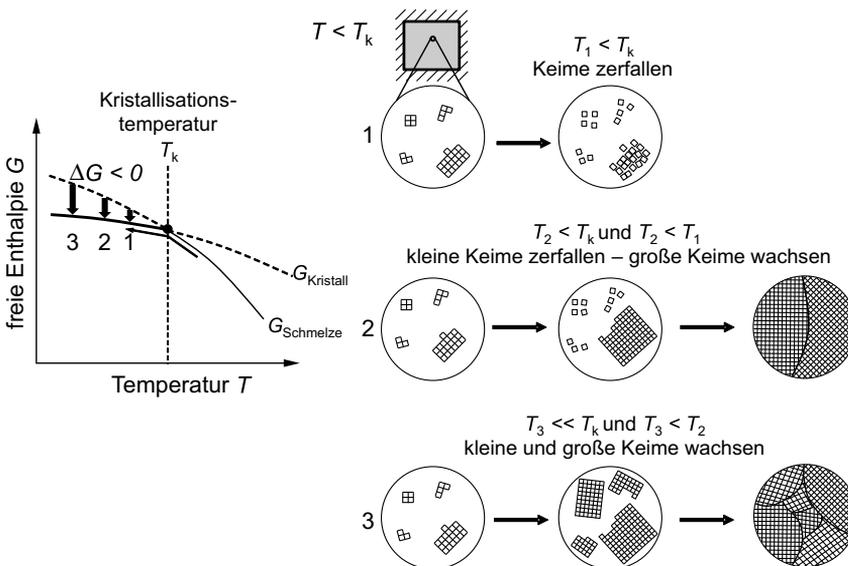


Bild 1-2 Ist die Differenz der freien Enthalpie zwischen schmelzflüssiger und kristalliner Phase kleiner Null, dann ist eine Kristallisation prinzipiell möglich. Die Erstarrung findet aber tatsächlich erst dann statt, wenn ein Keim wachstumsfähig ist. Je größer die Unterkühlung des Systems ist, umso kleiner sind die wachstumsfähigen Keime.

Keime müssen, um wachsen zu können, eine bestimmte Größe aufweisen. Wenn idealisiert von einer Kugelform ausgegangen wird, müssen die Keime einen Radius haben, der größer ist als der kritische Keimradius r^* . Dieser Zusammenhang erschließt sich, wenn berücksichtigt wird, dass bei $T < T_k$ einerseits bei der Phasenumwandlung ein Zustand niedrigerer freier Enthalpie erreicht wird, andererseits aber neue Grenzflächen (Korngrenzen, Phasengrenzen) geschaffen werden müssen. Bei der Phasenumwandlung wird die freie Enthalpie des Stoffsystems um den Betrag ΔG_V verringert. ΔG_V ist abhängig von der umgewandelten Stoffmenge/dem Stoffvolumen. Wird vereinfacht der Keim als Kugel angenommen, muss der Betrag von ΔG_V proportional zu r^3 ansteigen:

$$\Delta G_V \sim \frac{4}{3} \pi \cdot r^3 \cdot \Delta g_V \quad (1-3)$$

ΔG_V Betrag der freien Enthalpie, der durch Phasenumwandlung frei wird

r Keimradius

Δg_V die auf das Volumen bezogene freie Bildungsenthalpie der entstehenden Phase

Wenn ein Keim entsteht, muss aber eine neue Grenzfläche (= Oberfläche des Keims) gebildet werden. Dafür muss Arbeit geleistet werden, die zur Erhöhung der freien Enthalpie um den Betrag ΔG_G führt. ΔG_G hängt von der Größe der Keimoberfläche ab, die proportional zum Quadrat des Keimradius r^2 ist:

$$\Delta G_G = 4\pi \cdot r^2 \cdot \gamma \tag{1-4}$$

ΔG_G Betrag der freien Enthalpie, der für die Schaffung einer neuen Grenzfläche erforderlich ist

r Keimradius

γ Grenzflächenenergie

Die freie Enthalpie ΔG bei einer Phasenumwandlung setzt sich zusammen aus dem Teil, der durch die Umwandlung der instabilen in die stabile Phase frei werden würde ΔG_V und dem Teil, der erforderlich ist, eine neue Oberfläche zu schaffen ΔG_G :

$$\Delta G = -\Delta G_V + \Delta G_G \tag{1-5}$$

Durch eine einfache Funktionsanalyse lässt sich feststellen, wie groß ein wachstumsfähiger Keim sein muss (Bild 1-3). Überwiegt bei der Keimbildung die zu leistende Arbeit (Grenzflächenarbeit) ΔG_G , die Energie die durch Phasenumwandlung frei wird ΔG_V , dann ist der Keim instabil. Er wird zerfallen und ist prinzipiell nicht wachstumsfähig. Werden die Funktionen ΔG_V und ΔG_G aufsummiert, tritt bei r^* ein Maximum auf. Nur bei Keimen, die größer sind als r^* , nimmt die freie Enthalpie wieder ab. r^* wird als kritischer Keimradius bezeichnet. Existieren Keime, bei denen $r > r^*$, dann sind diese wachstumsfähig.

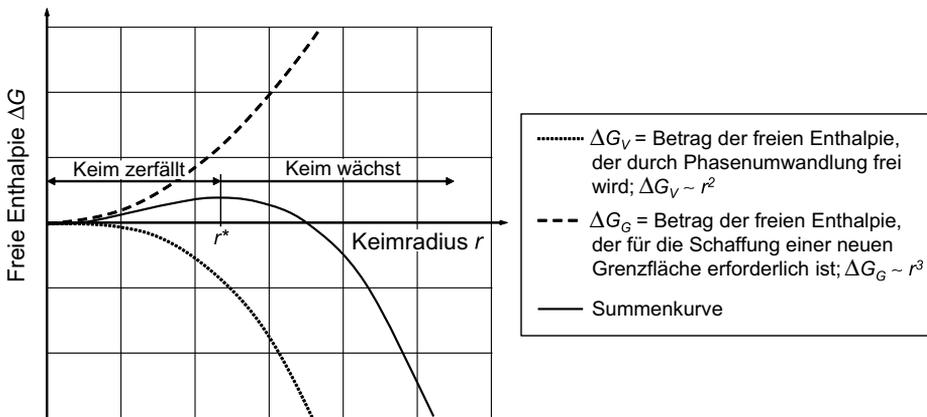


Bild 1-3 Freie Enthalpie ΔG in Abhängigkeit vom Keimradius

Der kritische Keimradius r^* ist nicht als konstant anzusehen, sondern hängt von der Unterkühlung der Schmelze ab. Je größer die Unterkühlung ist, umso größer ist der Betrag der freien Enthalpie ΔG_V , der durch Phasenumwandlung frei wird. Eine niedrigere Temperatur führt zu einem steileren Verlauf von ΔG_V über dem Keimradius (Bild 1-4). Da die neu zu schaffenden Oberflächen sich durch eine größere Unterkühlung nicht verändern, ist der Betrag der freien Enthalpie ΔG_G , der für die Schaffung einer neuen Grenzfläche erforderlich

ist, von der Temperatur/der Unterkühlung unabhängig. In der Summenkurve wird deshalb bei einer größeren Unterkühlung das lokale Maximum und damit der kritische Keimradius r^* zu kleineren Keimradien verschoben ($r_2^* \rightarrow r_1^*$). Eine sehr kleine Unterkühlung hat auch größere kritische Keimradien zur Folge. Bei $T = T_k$, ist der kritische Keimradius unendlich groß.

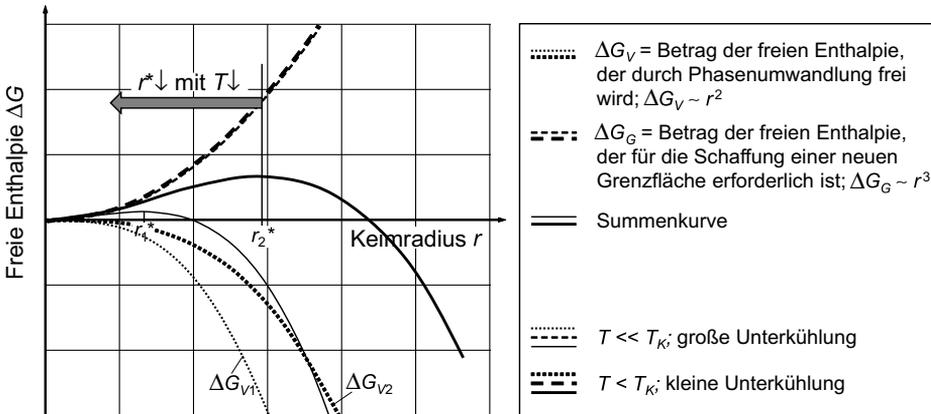


Bild 1-4 Während die neu zu schaffende Grenzfläche von der Unterkühlung unabhängig ist, nimmt der Betrag der freien Enthalpie zu, der durch Phasenumwandlung frei wird. Resultat ist ein abnehmender kritischer Keimradius mit zunehmender Unterkühlung.

In der Schmelze soll sich immer eine gleiche Anzahl von Kristallisationskeimen befinden. Davon sind aber nur sehr wenige Keime groß. Es existieren mehr mittelgroße und extrem viele kleine Keime. Ist die Unterkühlung der Schmelze sehr klein oder geht gegen null, ist kein Keim groß genug, um wachsen zu können. Alle vorhandenen Keime sind kleiner als der kritische Keimradius. Eine Kristallisation kann nicht stattfinden (Bild 1-2, Zustand 1).

Eine größere Unterkühlung der Schmelze führt zu kleineren kritischen Keimradien. Befindet sich in der Schmelze nur ein Keim, der größer ist als der kritische Keimradius, dann wächst dieser. Alle anderen, kleineren Keime zerfallen wieder (Bild 1-2, Zustand 2). Wird der Schmelze noch mehr und schneller Wärme entzogen, sodass die Unterkühlung schnell ansteigt, dann nimmt die kritische Keimgröße weiter ab. Jetzt können nicht nur die wenigen großen Keime wachsen, sondern auch die deutlich kleineren (Bild 1-2, Zustand 3). Die zunehmende Unterkühlung führt also nicht zu einer höheren Keimanzahl, sondern es können mehr von den vorhandenen Keimen wachsen. Im Werkstoff entstehen durch eine größere Unterkühlung mehr Kristallite.

Wird eine metallische Schmelze unter die Kristallisationstemperatur abgekühlt, sodass die Differenz der freien Enthalpie negativ wird und in der Schmelze befinden sich Keime deren Radius größer ist als der kritische Keimradius r^* , dann wachsen diese Keime diffusionsgesteuert. Diffusion ist die temperaturabhängige Teilchenwanderung (Atome, Ionen, Moleküle) in Gasen, Flüssigkeiten oder Festkörpern, die durch Platzwechselforgänge erfolgt. Aus der thermodynamisch instabilen schmelzflüssigen Phase diffundieren die Teilchen zum stabilen Keim und werden dort definiert eingebaut. Je höher die Temperatur ist, umso wahrscheinlicher sind Platzwechselforgänge bzw. umso größer sind die Wege, die die Teilchen zurücklegen können. Eine niedrige Temperatur behindert die Diffusion und damit das Kristallwachstum.

Damit lässt sich für die Kristallisation folgende Schlussfolgerung ziehen:

Bei einer kleinen Unterkühlung der Schmelze sind nur wenige Kristallisationskeime wachstumsfähig. Die Temperatur ist vergleichsweise hoch, in der Schmelze können aber größere Diffusionsgeschwindigkeiten erreicht werden. Es entstehen nur wenige Kristallite/Körner, die aber sehr schnell wachsen. Das Keimwachstum ist gegenüber der Keimbildung der dominierende Prozess. Der Werkstoff wird grobkörnig.

Eine große Unterkühlung führt zu vielen wachstumsfähigen Keimen. Bei den niedrigeren Temperaturen ist das diffusionsgesteuerte Keimwachstum deutlich geringer. Die Keimbildung ist nun der vorherrschende Prozess gegenüber dem Keimwachstum. Folge ist ein feinkörnigeres Gefüge.

1.4.3 Legierungsstrukturen

Das Praktikum beschäftigt sich mit Zweistoffsystemen, bei denen im schmelzflüssigen Zustand vorausgesetzt wird, dass die beiden Komponenten vollständig miteinander mischbar sind. Ähnlich wie es in einem Stoffsystem Wasser – Alkohol der Fall ist, können zwei unterschiedliche Metalle im geschmolzenen Zustand in einem beliebigen Verhältnis gemischt und ineinander gelöst werden. Wird dieser Legierungsschmelze Wärme entzogen, wird bei der Abkühlung in Abhängigkeit von der konkreten chemischen Zusammensetzung bei einer charakteristischen Temperatur die Kristallisation beginnen. In Abhängigkeit vom Typ des Zweistoffsystems können folgende Legierungsstrukturen auftreten:

Austausch- oder Substitutionsmischkristall

Bei einem Austauschmischkristall ist das kristalline Gitter aus den Elementarteilchen (Atome/Ionen) der beiden im Stoffsystem vorhandenen Komponenten A und B zusammengesetzt. Die Atome des Legierungselements B nehmen im Gitter A die gleichen Plätze wie die Teilchen der Komponente A ein (Bild 1-5). Die Anordnung und Verteilung von A- und B-Teilchen im Mischkristall sind zufällig. Austauschmischkristalle bilden sich, wenn die beiden Komponenten ähnliche Atomradien aufweisen. Sollten die Unterschiede der Atomradien sehr klein sein ($< 15\%$) und beide Komponenten weisen für sich als reines Metall den gleichen Gittertyp auf, dann ist die Voraussetzung für eine vollständige Löslichkeit im festen Zustand gegeben. Unabhängig vom Verhältnis der Komponenten A und B tritt im stofflichen System immer nur eine Art von Austauschmischkristall auf. Es liegt dann ein Zustandssystem mit vollständiger Mischbarkeit im festen Zustand vor. Mischkristalle bekommen zur Bezeichnung kleine griechische Buchstaben (z. B. α -, β -Mischkristall).

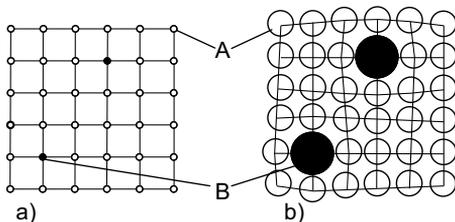


Bild 1-5 Austauschmischkristall (Substitutionsmischkristall) mit Atomen der Komponenten A und B;
a) Gittermodell; b) Kugelmodell (unterschiedliche Teilchengröße bewirkt Gitterverzerrungen)

Einlagerungsmischkristall

Auch beim Einlagerungsmischkristall (Bild 1-6) befinden sich im kristallinen Gitter Atome/Ionen der beiden Komponenten A und B. Allerdings werden die B-Teilchen auf Zwischengitterplätzen eingebaut. Einlagerungsmischkristalle können sich nur bilden, wenn der Atomdurchmesser der eingelagerten B-Atome viel kleiner ist als der Durchmesser der gitterbildenden A-Atome. Da schon die Anzahl der belegbaren Zwischengitterplätze begrenzt ist, muss auch die Anzahl der B-Atome, welche im Gitter eingebaut (gelöst) werden kann, begrenzt sein. Einlagerungsmischkristalle treten nur bei Zustandssystemen mit begrenzter Mischbarkeit im festen Zustand auf. Auch Einlagerungsmischkristalle werden mit kleinen griechischen Buchstaben gekennzeichnet.

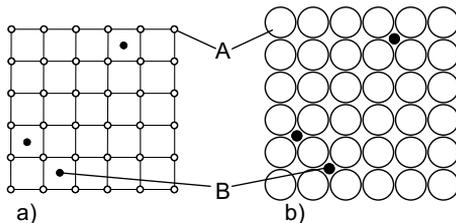


Bild 1-6 Einlagerungsmischkristall – Die Atome der Komponente B werden auf den Zwischengitterplätzen eingebaut. a) Gittermodell; b) Kugelmodell

Überstruktur

Überstrukturen sind eine Sonderform der Austauschmischkristalle. Die eingebauten Atome sind nicht mehr ungeordnet im Gitter des Mischkristalls verteilt, sondern besetzen gleichmäßig und symmetrisch Positionen im Gitter. Überstrukturen sind Ordnungsphasen, die sich nur bei ganz bestimmten Teilchenverhältnissen $A : B$ und in charakteristischen Temperaturintervallen einstellen. Beim Übergang vom Austauschmischkristall mit ungeordneter Teilchenverteilung zur regelmäßigen Teilchenanordnung der Überstruktur bleibt der Gittertyp erhalten. Mit der Bildung von Überstrukturen sind der Abbau von Gitterverspannungen und eine Änderung der Eigenschaften (E-Modul, elektrische Leitfähigkeit) verbunden. Überstrukturen treten beispielsweise bei den Zweistoffsystemen Au-Cu, Ni-Al, Ni-Fe und Fe-Al auf.

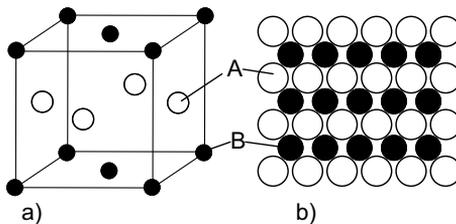


Bild 1-7 Überstruktur – geordnete Verteilung der ausgetauschten (substituierten) Atome/Ionen im Kristallgitter des Mischkristalls; a) Gittermodell, wie es z. B. im System Au-Cu bei einem Atomverhältnis von 1 : 1 auftritt; b) Ebenenfolge

Intermetallische Phase

Diese Phasen bestehen aus zwei metallischen Komponenten oder aus einer metallischen und einer nichtmetallischen Komponente. Die intermetallischen Phasen weisen eine eigene, meist sehr komplizierte Kristallstruktur (Mehrfachgitter) auf, bei der die Teilchen regelmäßig angeordnet sind. Das Gitter der intermetallischen Phasen weicht von der Struktur der reinen Metalle A und B ab. Die chemische Bindung der intermetallischen Phasen hat sowohl den Charakter der Metallbindung als auch den der Ionenbeziehung. Aufgrund der Struktur

und dem hohen ionischen Bindungsanteil sind intermetallische Phasen meist fest, hart und spröde. Intermetallische Phasen haben einen hohen elektrischen Widerstand und sind thermisch stabil. Die beiden Komponenten stehen in einem nahezu stöchiometrischen Verhältnis, welches in der Regel nur geringe Abweichungen zulässt. Deshalb werden intermetallische Phasen ähnlich wie chemische Verbindungen in ihrer Zusammensetzung in Atom-% angegeben (z. B. Fe_3C , TiN , MoSi_2)

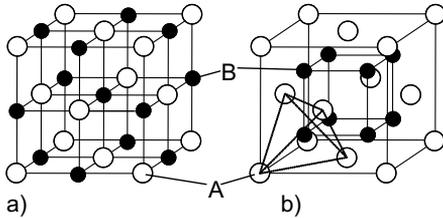


Bild 1-8 Intermetallische Phase – Im eigenen Kristallgitter, das sich vom Gitter der reinen Stoffe A und B unterscheidet, ordnen sich die Atome/ Ionen regelmäßig an. a) NaCl-Typ (z.B. TiC , TiN , VC); b) Mg_2Pb -Typ (z. B. Mg_2Si , Al_2Cu)

Kristalle der reinen Komponente

Bei vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und Unmischbarkeit im festen Zustand kommt es während der Erstarrung zu einer Entmischung. Die Komponente A ist nicht in der Lage, B-Atome im Kristallgitter aufzunehmen/einzubauen. Sind auch die A-Teilchen im B-Kristall nicht löslich, entsteht bei der Erstarrung ein Kristallgemisch aus Kristallen der reinen Komponente A und den Kristallen der reinen Komponente B (Bild 1-9).

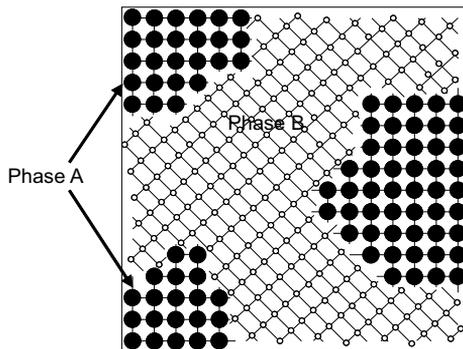


Bild 1-9 Nach der Erstarrung einer Legierung mit Unmischbarkeit im festen Zustand liegt im System ein Kristallgemisch der beiden reinen Komponenten A und B vor.

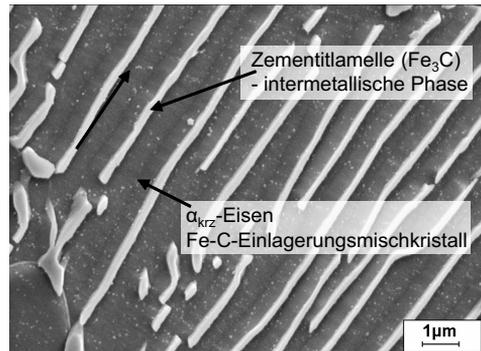


Bild 1-10 REM-Aufnahme von Perlit – Perlit ist ein Phasengemisch aus α -Mischkristall und der intermetallischen Phase Fe_3C . Perlit entsteht, wenn der Kohlenstoffgehalt im Legierungssystem Fe-C die maximale C-Löslichkeit im α -Mischkristall von 0,02 % C überschreitet.

Ist die Löslichkeit im Gitter des Metalls A für die Komponente B im festen Zustand begrenzt und die Menge der Komponente B überschreitet die maximale Löslichkeit, dann treten im festen Zustand zwei von den oben genannten Legierungsstrukturen parallel nebeneinander auf (Bild 1-9 und Bild 1-10). Zwischen diesen beiden festen Phasen werden dann Phasengrenzflächen gebildet.

1.4.4 Grundtypen der Zweistoffsysteme

Ein Stoffsystem ist ein nach außen abgegrenzter Raum, in dem sich ein Stoff/Stoffgemisch mit definierter chemischer Zusammensetzung (= Konzentration c), Temperatur T und Druck p befindet. In Abhängigkeit von diesen Zustandsgrößen c , T und p liegen im Stoffsystem charakteristische Phasen vor. Vorausgesetzt wird, dass sich das Zustandssystem im thermodynamischen Gleichgewicht befindet. Das heißt, alle Änderungen der Zustandsgrößen laufen sehr langsam (theoretisch unendlich langsam) ab, sodass bei einer Phasenumwandlung (z. B. Kristallisation) ausreichend Zeit für die Entstehung der neuen Gleichgewichtsphase zur Verfügung steht. Je nach Anzahl der im System vorliegenden Komponenten (Atome/Ionen eines oder mehrerer Elemente bzw. auch Moleküle) wird in Einstoff-, Zweistoff- und Mehrstoffsysteme unterschieden. Um Struktur-Gefüge-Eigenschaftsbeziehungen von Legierungen und das Verhalten von Legierungen bei der Abkühlung und Erwärmung (z. B. beim Gießen, bei der Wärmebehandlung oder beim Schweißen) verstehen zu können, muss sich mit den Grundtypen der Zweistoffsysteme auseinandergesetzt werden. Reale Zweistoffsysteme (siehe Abschnitt 3.4.2 Eisen-Kohlenstoff-Diagramm) sind oft erheblich komplizierter aufgebaut als die Grundtypen der Zweistoffsysteme. Allerdings können die realen Zweistoffsysteme immer auf diese Grundtypen zurückgeführt werden.

Zustandssysteme lassen sich mithilfe von Zustandsdiagrammen erklären. In den Zustandsdiagrammen ist dargestellt, welche Phasen sich in Abhängigkeit von den Zustandsgrößen einstellen bzw. im Stoffsystem vorliegen. Während bei Einstoffsystemen die Konzentration c konstant ist, kann sich natürlich in einem Zweistoffsystem die chemische Zusammensetzung ändern. Da viele Phasenumwandlungen bei Normaldruck stattfinden, wird der Druck p als konstant angesehen. Als variable Zustandsgrößen, die den Achsen im Zustandsdiagramm entsprechen, bleiben die Konzentration c und die Temperatur T . Wie im Abschnitt 1.4.1 lassen sich Phasenumwandlungen aus dem Bestreben herleiten, ein Minimum der freien Enthalpie zu erreichen. Verständlicher ist jedoch der experimentelle Ansatz der thermischen Analyse, bei dem die Änderung der Temperatur über der Zeit bei der Erwärmung/Abkühlung gemessen wird. Wird einem Stoffsystem kontinuierlich Wärme entzogen, sinkt die Temperatur. Setzt aber beispielsweise bei der Abkühlung einer Schmelze die Erstarrung ein, dann wird durch die Phasenumwandlung aus dem System die Kristallisationswärme frei. Der Temperaturverlauf ändert sich. Der schematische Versuchsaufbau bei der thermischen Analyse ist in Bild 1-11 dargestellt.

Zur Hilfe bei der Interpretation von Abkühlverläufen und Zustandsdiagrammen kann die Gibbssche Phasenregel genutzt werden. Sie beschreibt, wie viele Zustandsgrößen in Abhängigkeit von den Komponenten und augenblicklich existierenden Phasen variiert werden können, ohne dass sich an der Anzahl der momentan vorliegenden Phasen etwas ändert. Die Gibbssche Phasenregel lautet allgemein:

$$F = K - P + 2 \quad (1-6)$$

F Freiheitsgrad bzw. Anzahl der Zustandsgrößen, die variiert werden können, ohne dass sich an der Anzahl der existierenden Phasen etwas ändert

K Anzahl der im System vorhandenen Komponenten

P Anzahl der augenblicklich vorliegenden stabilen Phasen

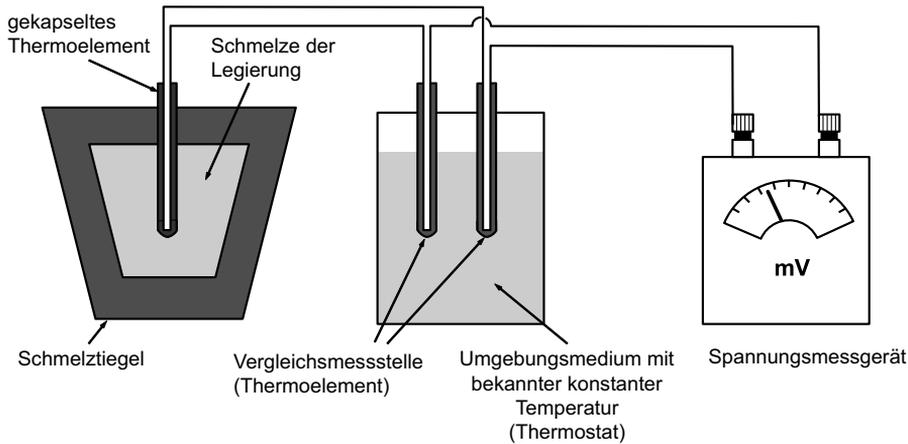


Bild 1-11 Temperaturmessung mit einem Thermoelement bei der thermischen Analyse – Bei der Temperaturmessung wird eine Thermospannung gemessen, die proportional zur Temperatur ist. Bei modernen Temperaturmesssystemen ist die Vergleichsmessstelle im Prüfgerät integriert und die Temperatur/Temperaturänderung wird direkt angezeigt.

Da für die Grundtypen der Zweistoffsysteme die Zustandsgröße Druck konstant gehalten wird, ändert sich die Gibbssche Phasenregel in:

$$F = K - P + 1 \quad (1-7)$$

Wird diese Regel zunächst für die Kristallisation eines reinen Stoffs/reinen Metalls angewandt, was z. B. auch für die Konzentration $c_1 = 100\%$ der Komponente A in einem Zweistoffsystem gilt (Bild 1-12), dann ist:

$K = 1$ (nur eine Komponente, nur das reine Metall A im System)

$P = 2$ (schmelzflüssige und kristalline Phase liegen im Gleichgewicht vor)

$$F = 1 - 2 + 1 = 0$$

Bei null Freiheitsgraden können nur bei einer Temperatur die beiden Phasen (im Bild 1-12 die beiden Phasen Schmelze + α) im Gleichgewicht liegen. Der Temperaturverlauf weist einen Haltepunkt auf. Die Temperatur bleibt solange konstant, bis die Kristallisation abgeschlossen ist.

Wird die Gibbssche Phasenregel auf eine Legierung c_3 z. B. mit 50 % A und 50 % B (= 2 Komponenten) in einem System mit vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und im festen Zustand angewendet (Bild 1-13), bei der nur eine Phase (z. B. α -Mischkristall) bei der Erstarrung entstehen soll, gilt im Bereich der homogenen Schmelze:

$K = 2$ (Die Legierung ist ein Stoffgemisch aus den Komponenten A und B.)

$P = 1$ (So lang die Temperatur größer ist als Liquidus, ist nur die homogene Schmelze stabil.)

$$F = 2 - 1 + 1 = 2$$

Wird dem System bei zwei Freiheitsgraden Wärme entzogen, nimmt die Temperatur gleichmäßig ab. Die vorhandene Phase ist stabil.

Stoff mit $c_1 = 100\%$ A zum Zeitpunkt:

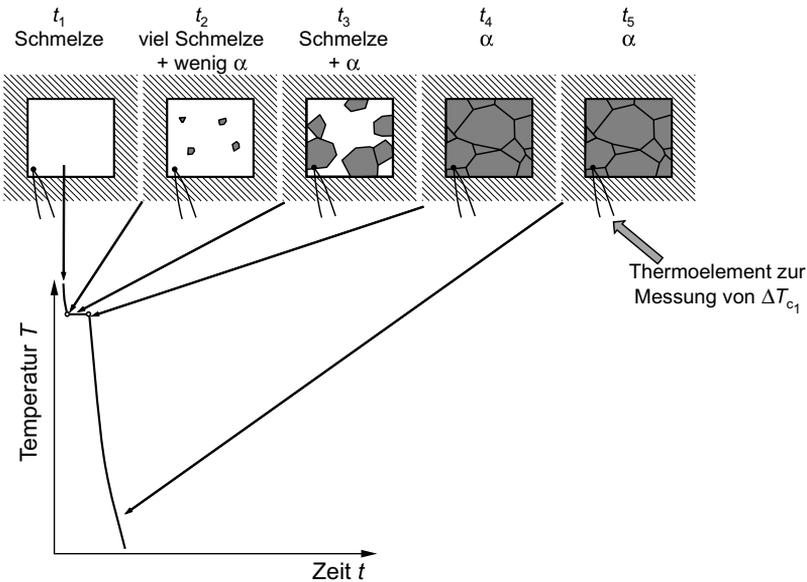


Bild 1-12 Der Temperaturverlauf bei der Abkühlung einer reinen Komponente zeigt beim Phasenübergang flüssig-fest einen Haltepunkt (= Kristallisationstemperatur). Oberhalb und unterhalb der Kristallisationstemperatur findet keine weitere Phasenumwandlung statt.

Stoff $c_3 = 50\%$ A und 50% B aus einem Zustandssystem mit vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und festen Zustand bei der Abkühlung zum Zeitpunkt:

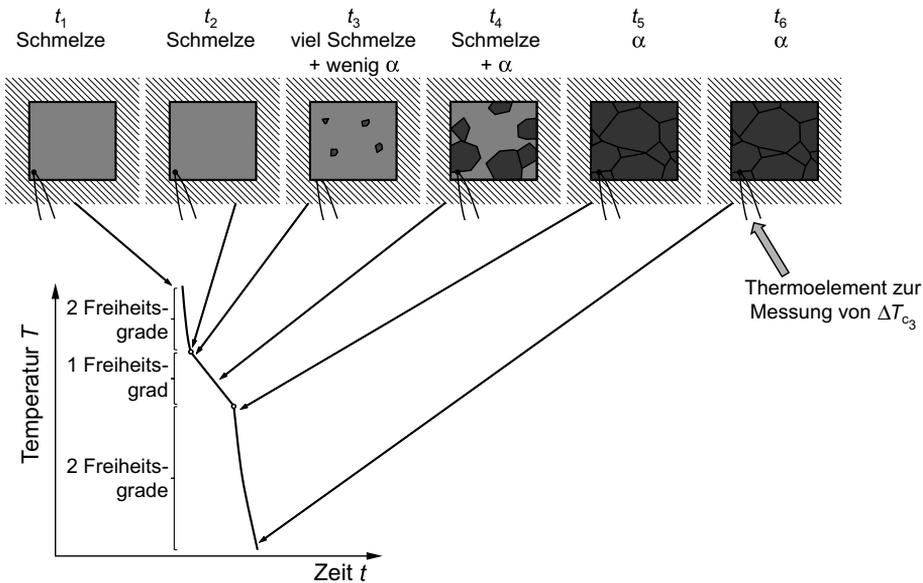


Bild 1-13 Der Temperaturverlauf bei der Abkühlung einer Legierung c_3 (50% A + 50% B) aus einem Zustandssystem mit vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und festen Zustand zeigt beim Phasenübergang flüssig-fest zwei Knickpunkte (= Erstarrungsintervall). Zwischen den Knickpunkten können die beiden Phasen Schmelze + α parallel existieren.

Setzt die Erstarrung bei dieser Legierung ein (Bild 1-13), ändert sich die Anzahl der Freiheitsgrade:

$K = 2$ (Die Legierung ist ein Stoffgemisch aus den Komponenten A und B.)

$P = 2$ (Setzt die Kristallisation ein, sind die schmelzflüssige und die kristalline Phase α parallel nebeneinander stabil.)

$$F = 2 - 2 + 1 = 1$$

Ein Freiheitsgrad bedeutet, dass zwei Phasen in einem Temperaturbereich nebeneinander stabil existieren können. Im Abkühlverlauf tritt ein Knickpunkt auf. Bis die Kristallisation abgeschlossen ist, kühlt die Legierung im Erstarrungsintervall langsamer ab. Im Erstarrungsintervall wird mit sinkender Temperatur der Phasenanteil der Schmelze geringer und der Anteil an α -Mischkristall nimmt zu. Am zweiten Knickpunkt ist die Erstarrung abgeschlossen. Darunter liegt nur noch eine stabile feste Phase (α) vor und die weitere Abkühlung läuft beschleunigt ab (2 Freiheitsgrade).

1.4.4.1 Zweistoffsystem mit vollständiger Löslichkeit im flüssigen und im festen Zustand

In einem Zustandssystem mit vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und festen Zustand können die beiden Metalle in der Schmelze und im Mischkristall beliebig enthalten sein. Die Komponente B wird in der Komponente A unabhängig von der Menge, den Mengenverhältnissen, der Temperatur und dem Aggregatzustand immer vollständig gelöst. Um ein Zustandsdiagramm für das Zweistoffsystem aufzustellen, werden mehrere Legierungen mit unterschiedlichen chemischen Zusammensetzungen benötigt. Dabei sollten neben den reinen Stoffen A und B Legierungen gewählt werden, die den gesamten Bereich von 0 % B (= 100 % A) bis 100 % B (= 0 % A) gleichmäßig abdecken. Nach dem Schmelzen der 5 Legierungen werden diese langsam abgekühlt. Bei der Abkühlung wird der Temperaturverlauf gemessen. Obwohl ein Zweistoffsystem betrachtet wird, handelt es sich bei c_1 und c_5 um reine Stoffe (Bild 1-14), die entweder nur aus der Komponente A oder der Komponente B ($K = 1$) bestehen. Entsprechend der Gibbsschen Phasenregel gibt es bei der Kristallisation einen Haltepunkt (0 Freiheitsgrade). Da es sich bei A und B um unterschiedliche Stoffe/Metalle handelt, unterscheidet sich die Kristallisationstemperatur.

Wie im Abschnitt 1.4.4 gezeigt, weisen Legierungen, die aus zwei Komponenten bestehen (c_2 bis c_4) in der Regel ein Erstarrungsintervall auf. Mit zunehmendem Anteil der höher schmelzenden Komponente A im System ($c_4 \rightarrow c_2$) setzt die Erstarrung bei höheren Temperaturen ein bzw. verschiebt sich das Erstarrungsintervall generell zu höheren Temperaturen, wobei die Kristallisationstemperatur des reinen Stoffes A nicht erreicht wird (Bild 1-14). Dieser Effekt lässt sich auf die Behinderung der Keimbildung durch die niedrig schmelzende Komponente zurückführen.

Die Halte- und Knickpunkte, die bei der Abkühlung ermittelt wurden, werden auf die Konzentrationen c_1 bis c_5 im Zustandsdiagramm übertragen (Bild 1-14b).

Für die Vervollständigung des Zustandsdiagramms müssen nur noch die Halte- und Knickpunkte identifiziert werden, die zur gleichen Phasenumwandlung gehören. Die Verbindung von Punkten, die zur gleichen Phasenumwandlung gehören, wird als Gleichgewichtslinie bezeichnet. Oberhalb des ersten Halte- und Knickpunktes liegt immer die homogene schmelzflüssige Phase vor (Bild 1-15a). Diese Punkte können der beginnenden Kristallisation zuge-

Stoff mit der Konzentration c :

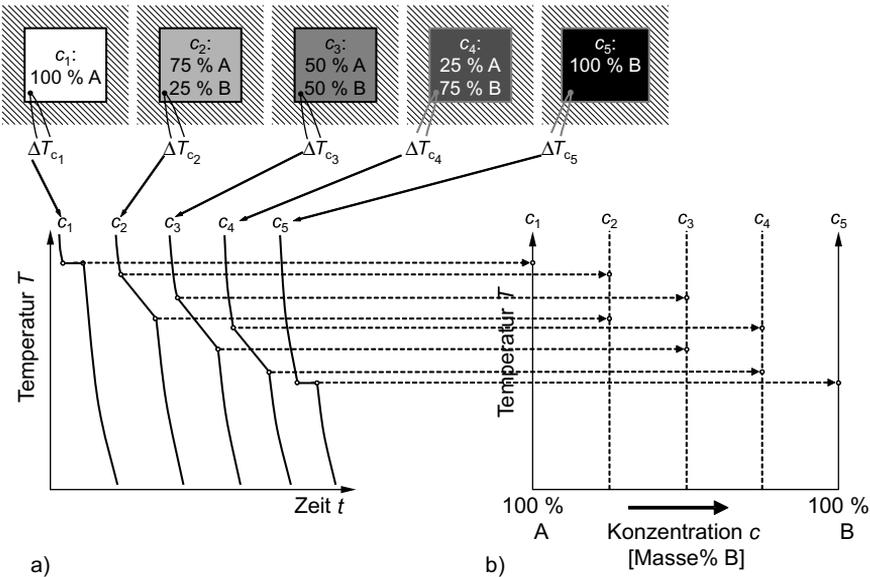


Bild 1-14 Zustandssystem mit vollständiger Mischbarkeit im flüssigen und festen Zustand; a) Abkühlverläufe unterschiedlich zusammengesetzter Legierungen des Stoffsystems; b) Übertragung der Umwandlungstemperaturen auf das Zustandsdiagramm

ordnet werden. Die Verbindung der Punkte im Zustandsdiagramm (Bild 1-15b) ergibt die Liquiduslinie. Über Liquidus (liquid = flüssig) liegt unabhängig vom Grundtyp des Zweistoffsystems immer eine homogene Schmelze vor. An der Liquiduslinie und darunter liegt die Schmelze im Gleichgewicht mit dem α -Mischkristall. Es gilt:

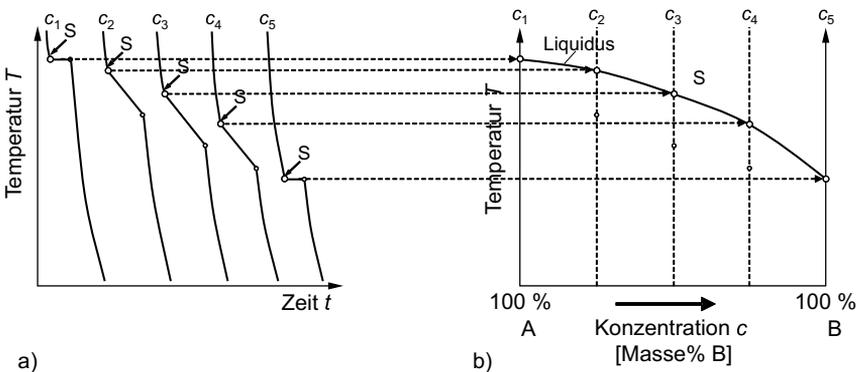


Bild 1-15 Wurden die Legierungen c_1 bis c_5 aufgeschmolzen und anschließend abgekühlt, dann kann der erste Halte- bzw. Knickpunkt a) der beginnenden Erstarung zugeordnet werden. Nach einer Übertragung und Verbindung dieser Punkte ins Zustandsdiagramm b) ergibt sich die Liquiduslinie.

Unterhalb des niedrigsten Halte- bzw. Knickpunktes (Bild 1-16a) jeder Legierung im Zustandssystem liegt der α -Mischkristall vor. Im Zustandsdiagramm (Bild 1-16b) werden die übertragenen Punkte zur Soliduslinie (solid = fest) verbunden. Zwischen Liquidus- und Soliduslinie befindet sich ein Zweiphasengebiet, in dem die Schmelze mit dem α -Mischkristall im Gleichgewicht liegt. Beide Phasen können in diesem Bereich parallel nebeneinander existieren.

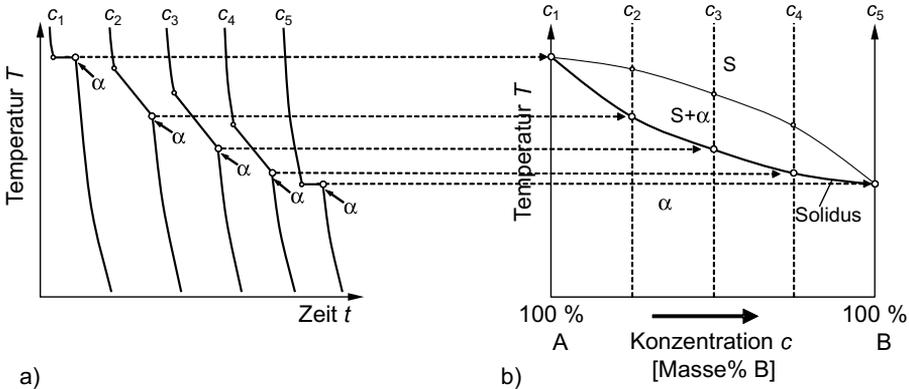


Bild 1-16 Der niedrigste Halte- bzw. Knickpunkt im Temperaturverlauf jeder Legierung a) wird auf das Zustandsdiagramm b) übertragen und zur Soliduslinie verbunden. Unterhalb von Solidus ist die Erstarrung abgeschlossen und es liegt nur α -Mischkristall vor.

Im Zweiphasengebiet $S + \alpha$ besitzt das System einen Freiheitsgrad. Bei einem Freiheitsgrad weist der Abkühlverlauf einen Knickpunkt bzw. ein Umwandlungsintervall auf. Ein Freiheitsgrad bedeutet aber auch, dass nur eine von den zwei Zustandsgrößen (T, c) variabel ist. Die zweite Zustandsgröße ist an die erste gekoppelt. Deshalb sind im Zweiphasengebiet nicht nur die Menge, sondern auch die Zusammensetzung der Schmelze und des α -Mischkristalls unmittelbar von der Temperatur T abhängig. Menge und Zusammensetzung der Einzelphasen verändern sich mit der Temperatur. Am Beispiel der Legierung c_3 (50 % A + 50 % B) soll dieser Zusammenhang erklärt werden (Bild 1-17). Ausgangspunkt ist der geschmolzene und homogene Zustand der Legierung c_3 (T_0 und T_1). Aus der Schmelze wird an die Umgebung Wärme abgegeben. Die Temperatur im System fällt bis die Kristallisation bei Liquidus einsetzt. Bei beginnender Erstarrung sind aber Kristalle der Zusammensetzung 50 % A : 50 % B noch nicht stabil. Bei dieser hohen Temperatur T_2 ist ein deutlich größerer Anteil der höher schmelzenden Komponente A im Mischkristall erforderlich. Wie hoch die Konzentration der B-Teilchen bei T_2 im α -Mischkristall sein darf, lässt sich bestimmen, in dem eine Konode (isotherme Linie) bis zur Soliduslinie gezogen wird. Der Schnittpunkt von Konode und Soliduslinie gibt die Konzentration $c_{\alpha T_2}$ der Komponente B (15 % B) im α -Mischkristall bei dieser Temperatur an.

Sinkt die Temperatur weiter, nimmt der Anteil der festen Phase zu und die Menge der Restschmelze ab. Der α -Mischkristall kann bei der Temperatur T_3 mehr von der niedrig schmelzenden Komponente B (28 % B) aufnehmen, ohne dass im Mischkristall die Ausgangszusammensetzung der Legierung erreicht wird (Konode bis Solidus, $c_{\alpha T_3}$). Durch Diffusion werden auch die Bereiche, die zu Beginn der Kristallisation entstanden sind, weiter mit B angereichert, bis innerhalb des Mischkristalls ein Konzentrationsausgleich stattgefunden hat (Bild 1-17, Zustand bei T_3). Wenn bei der Erstarrung im Mischkristall mehr A eingebaut wurde als