

**de Gruyter Lehrbuch
Hansen · Beiner
Heterogene Gleichgewichte**

Jörn Hansen · Friedhelm Beiner

Heterogene Gleichgewichte

**Ein Studienprogramm zur Einführung in die
Konstitutionslehre der Metallkunde**

Für Studierende der Hüttenkunde, Werkstoffkunde (Maschinenbau)
und Metallkunde
an Hoch- und Fachschulen und zum Selbststudium

Entwickelt an den Instituten für
Allgemeine Metallkunde und Metallphysik, Prof. Dr. K. Lücke
und Erziehungswissenschaft, Prof. Dr. J. Zielinski
der Technischen Hochschule Aachen.

Fachwissenschaftliche Beratung:
Wolfgang Pitsch



Walter de Gruyter · Berlin · New York 1974

Autoren:

Dipl. Phys. *Jörn Hansen*

RWTH Aachen

Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik

Dr. phil. *Friedhelm Beiner*

RWTH Aachen

Institut für Erziehungswissenschaft

Fachwissenschaftliche Beratung

Prof. Dr. rer. nat. Wolfgang Pitsch

Direktor am Max-Planck-Institut für Eisenforschung

Düsseldorf

©

Copyright 1974 by Walter de Gruyter & Co., vormals G.J. Göschen'sche Verlagshandlung J. Guttentag, Verlagsbuchhandlung – Georg Reimer – Karl J. Trübner – Veit & Comp., Berlin 30 – Alle Rechte, insbesondere das Recht der Vervielfältigung und Verbreitung sowie der Übersetzung, vorbehalten. Kein Teil des Werkes darf in irgendeiner Form (durch Photokopie, Mikrofilm oder ein anderes Verfahren) ohne schriftliche Genehmigung des Verlages reproduziert oder unter Verwendung elektronischer Systeme verarbeitet, vervielfältigt oder verbreitet werden. – Satz: IBM-Composer, Verena Boldin, Aachen – Grafik: Elisabeth Stadler, Aachen – Druck: Gerike, Berlin – Bindearbeiten: Buchbinderei Micolai, Berlin – Printed in Germany

ISBN 3 11 004829 9

Für Elli und Sigrun

**die sich trotz heterogener Elemente
nicht aus dem Gleichgewicht bringen ließen ...**

**.... Sie hatten einen Trost:
„Was Hänschen nicht lernt
– lernt Hans programmiert!“**

Wir danken

Herrn Professor Dr. K. Lücke und Herrn Professor Dr. J. Zielinski für ihre freundliche Unterstützung bei der Entwicklung und Erprobung des Studienprogramms;

Herrn Dr. habil. P. Paschen und dem Institut für Werkstoffkunde (B), Direktor Prof. Dr. Erdmann-Jesnitzer, der TU Hannover sowie Herrn Dr. H.G. Sockel und dem Institut für Werkstoffwissenschaften I, Direktor Prof. Dr. Ilchner, der Universität Erlangen-Nürnberg für die Durchführung von Testläufen an ihren Instituten;

dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung, Düsseldorf, für das Anfertigen von Gefügebildern;

den Herren W. Beckelmann, U. Droese, D. Geistert für die wertvollen Hilfen bei der Testung und Überarbeitung des Programms;

Fräulein Stadler für die Zeichnungen des Studienprogramms und Fräulein Boldin und Fräulein Steffens für das Schreiben

und nicht zuletzt allen Studierenden, die uns in den verschiedenen Testläufen zur Fortsetzung unserer Arbeit ermutigt und durch ihre konstruktive Kritik zur Optimierung des Studienprogramms beigetragen haben.

Begleitwort

Das vorliegende Studienprogramm ist aus der Vorlesung „Heterogene Gleichgewichte“ entstanden, die von dem Unterzeichner in der Zeit vom SS 1971 bis zum WS 1972/73 an der Technischen Hochschule Aachen im klassischen Stil gehalten wurde. Das Ziel der Vorlesung war, den Studierenden in die Grundbegriffe und Anwendungsmethoden der Phasendiagramme einzuführen.

Zwei Eigenheiten dieser Vorlesung müssen hier hervorgehoben werden, weil sie wesentliche Vorbedingungen für ihre Umschreibung in Form eines Studienprogramms waren: 1. der Vorlesungsinhalt ist fest fundiertes Wissen und längst nicht mehr Gegenstand der Forschung und 2. der Vorlesungsinhalt mußte dem Studierenden übermittelt werden hauptsächlich mit Hilfe vieler ungewohnter geometrischer Darstellungen, eben den Phasendiagrammen. Eine solche Übermittlung ist zeitraubend und obendrein unsicher, solange der Studierende die in Form von Tafelzeichnungen, Lichtbildern oder Drahtmodellen vorgestellten Diagramme während der Vorlesung selbst nachzeichnen muß. Deshalb wurde im SS 1972 der Versuch unternommen, Teile des Vorlesungsstoffes nach der Methode der Programmierten Unterweisung schriftlich auszuarbeiten und so von den Studenten bearbeiten zu lassen. Das gute Echo der Studierenden veranlaßte die Autoren zur Entwicklung des vorliegenden Studienprogramms.

Die Lernwirksamkeit des Programms geht natürlich über das hinaus, was in einer Vorlesung und Übung klassischen Stils bei gleichem Zeitaufwand erreicht werden kann: Das Programm umfaßt ein weit größeres Anschauungsmaterial und als Besonderheit die nach didaktischen und lernpsychologischen Gesichtspunkten ausgearbeiteten Studieneinheiten zur gründlichen Erarbeitung der Interpretationsregeln der Heterogenen Gleichgewichte.

Die Vorläufer dieser gedruckten Studieneinheiten wurden während der Vorlesungs- und Übungszeit von den Studenten im Hörsaal und zu Hause durchgearbeitet. Da die Dozenten von der Vermittlung der Grundkenntnisse und -fertigkeiten befreit waren, ergaben sich gute Möglichkeiten zur Erörterung individueller Fragen und Probleme, die im traditionellen Lehrbetrieb meist nicht behandelt werden können.

Das Zustandekommen dieses neuartigen Unterrichts war an den glücklichen Umständen geknüpft, daß sich zwei Wissenschaftler zu interdisziplinärer hochschuldidaktischer Arbeit zusammentaten, von denen der eine die fachlichen Einzelheiten, der andere die didaktischen Belange des Vorhabens bearbeitete. Den Nutzen werden ohne Zweifel in Zukunft die Studierenden haben, denen hier in konzentrierter Form ein schneller Zugang in das an sich etwas trockene Gebiet der heterogenen Gleichgewichte geboten wird.

Hinweise zum Aufbau und zum rechten Gebrauch des Studienprogramms Heterogene Gleichgewichte

Sicher ist Ihnen beim ersten Durchblättern des Buches aufgefallen, daß viele Seiten auf dem Kopf stehen. Dies ist kein Versehen der Druckerei, sondern hat sich aus dem Konzept ergeben, das dem Buch zugrundeliegt:

Es ist nach der Methode der Programmierten Unterweisung in Form eines Studienprogramms aufgebaut. Bei einem Studienprogramm stehen nicht, wie bei einem „klassischen“ Lehrbuch, die Lehrinhalte im Vordergrund, sondern die Lernziele. Sie geben an, welches Wissen, welche Kenntnisse und Fähigkeiten der Studierende am Ende des Lernprozesses beherrschen soll (s. unten). Nach Anforderungen, die sich aus den Lernzielen ergeben, wird der zu vermittelnde Stoff nach lernpsychologischen Gesichtspunkten aufgegliedert und angeordnet. Um Ihnen das Arbeiten mit diesem Studienprogramm zu erleichtern, geben wir Ihnen zunächst einige wichtige Hinweise:

I. Zum Aufbau des Studienprogramms

Das Lernpensum ist in viele kleine, überschaubare Einheiten aufgegliedert. Sie sollen durch einen rhythmischen Wechsel zwischen Bearbeiten von Lerntexten, Übungsaufgaben und Lösungskontrollen in Verbindung mit systematischen Wiederholungen und Zusammenfassungen intensives Lernen ermöglichen.

In der Regel sieht das so aus: Zunächst wird auf etwa einer halben Seite ein Lerntext vorgestellt. Es schließen sich Fragen und Übungsaufgaben (A) an, die Sie bitte schriftlich (im Buch!) bearbeiten. Auf der folgenden Seite finden Sie oben jeweils eine Musterlösung (L), die Ihnen eine Selbstkontrolle erlaubt. Dar- aus ergibt sich eine Lösungsbestätigung oder eine Antwortkorrektur.

Etwa 20 Seiten bilden jeweils eine geschlossene **Studieneinheit**. Das Buch enthält insgesamt 15 solcher Studieneinheiten. Am Schluß der meisten Studieneinheiten finden Sie einige Ergänzungen. Sie enthalten Vertiefungen, Erweiterungen und weitere Übungsaufgaben zu dem behandelten Stoff. Ein Erfolgstest in der VI. Studieneinheit über die binären Systeme und ein Schlußtest am Ende des Buches erlauben Ihnen eine Überprüfung Ihres Lernerfolges.

Eine wichtige Besonderheit dieses Studienprogramms gegenüber anderen Formen der Programmierten Unterweisung bieten die „GELBEN BLÄTTER“. Sie enthalten eine komprimierte Darstellung des gesamten Stoffes, die benutzten Formeln und Formelzeichen sowie ein Literatur- und Sachregister. Die Gelben Blätter sollen Ihnen die Strukturierung, Zusammenfassung und Wiederholung des Lernstoffes erleichtern, der in den Studieneinheiten ausführlich erarbeitet wird.

II. Lernziele und Lernergebnisse des Studienprogramms

Um Ihnen schon am Anfang eine Vorstellung über die Lernziele des Studienprogramms zu geben, seien die wichtigsten hier genannt:

A. Allgemeine Lernziele

Durch die Verstärkung des richtigen Arbeitsverhaltens in den einzelnen Studieneinheiten und die Verknüpfung von „programmierten“ Studienphasen mit den lehrbuchähnlichen Gelben Blättern sollen die Selbstinstruktionsfähigkeit des Studenten verbessert, seine Einsicht in die Sachzusammenhänge gefördert und eine positive Einstellung zum Fach Heterogene Gleichgewichte erzielt werden.

B. Spezielle Lernziele

1. Zweistoffsysteme

- a) Der Student ist in der Lage, ihm unbekannte komplizierte Gleichgewichtszustandsdiagramme zu interpretieren, d.h. im einzelnen, daß er in der Lage ist,
 - im Zustandsdiagramm die Ein- und Mehrphasenräume zu benennen,
 - für die Abkühlung einer Legierung
 - Angaben über die jeweiligen Phasengehalte zu machen,
 - die auftretenden Phasenreaktionen anzugeben und
 - die schematische Abkühlkurve zu konstruieren.
- b) Der Student kann Angaben über das Gefüge der einfachsten Legierungstypen machen.
- c) Der Student kann aus schematischen Abkühlkurven einfache Zustandsdiagramme entwickeln.

Ergänzungstoff:

Umrechnung von Stoffmengen- auf Massengehalt, Ableitung des Hebelgesetzes, Gibbs'sche Phasenregel und (ganz kurz) Dendritenbildung und Kornseigerung.

2. Dreistoffsysteme

- a) Der Student kann für einfache, ihm unbekannte Systeme im Gleichgewicht
 - die Phasengrenzen der Einphasenräume im ternären Körper angeben,
 - isotherme Schnitte konstruieren,
 - bei Abkühlung einer Legierung
 - die jeweiligen Phasengehalte abschätzen,
 - die auftretenden Phasenreaktionen benennen und
 - die schematische Abkühlkurve erstellen.
- b) Der Student kann für Systeme mit mehreren intermetallischen Phasen aus der Darstellung der Liquidusfläche für eine Legierung die auftretenden Phasenreaktionen bis zum vollständigen Zerfall der Schmelze angeben.

Ergänzungstoff:

Konstruktion von Gehaltsschnitten.

C. Lernergebnisse

Das Studienprogramm wurde an der Technischen Hochschule Aachen, Institut für Allgemeine Metallkunde und Metallphysik und Institut für Erziehungswissenschaft, entwickelt und in Testläufen an mehreren Hochschulen (TU Hannover, Uni Erlangen, TH Aachen) überarbeitet und erprobt. Danach kann sowohl der Lernerfolg als auch die Einstellung der Studierenden zur Lehrmethode „Studienprogramm“ als sehr positiv bezeichnet werden.

Nach Einsatz des Vorläufers dieses Buches ergab sich in einer Klausur (identisch mit Schlußtest ●, S. 275 ff.) im WS 73/74 folgende Punkteverteilung:

0– 50 Punkte	= 1 Student
50– 65 Punkte (ausreichend)	= 7 Studenten
65– 85 Punkte (befriedigend)	= 8 Studenten
85–100 Punkte (gut)	= 13 Studenten
100–110 Punkte (sehr gut)	= 18 Studenten

X

Mit einem Fragebogen, der am Schluß der letzten Studieneinheit ausgefüllt wurde, konnte die Einstellung der Studenten ermittelt werden. Hier einige Fragen mit Antworten:

Das Arbeiten mit dieser Lernmethode war

sehr langweilig 0 %; langweilig 3 %; neutral 9 %; interessant 32 %; sehr interessant 56 %.

Wie sollte Ihrer Meinung nach das Lernen des Stoffes „Heterogene Gleichgewichte“ aufgeteilt werden? Geben Sie bitte die entsprechenden Prozentsätze an:

Programmierter Unterricht 82 %; Vorlesung 1 %; Übung 15 %; selbständiges Literaturstudium 2 %.

Möchten Sie auch in anderen Fächern mit Hilfe dieser Unterrichtsmethode zumindest teilweise unterrichtet werden?

ja 97 %; nein 0 %; keine Meinung 3 %.

Für wie lernwirksam halten Sie den Programmiernten Unterricht im Vergleich zum herkömmlichen Unterricht? Sind Sie der Meinung

mehr gelernt zu haben 97 %; kein Unterschied 0 %; weniger gelernt zu haben 0 %; weiß nicht 3 %.

III. Stoff- und Zeiteinteilung des Studienprogramms

Das Studienprogramm eignet sich sowohl zum Selbststudium als auch zum Einsatz in einer Lehrveranstaltung.

Jede der 15 Studieneinheiten erfordert eine Bearbeitungszeit von 1 bis 2 Stunden, je nach individuellem Lerntempo. Die durchschnittliche Bearbeitungszeit beträgt etwa 80 Minuten.

Für den Fall, daß Sie bestimmte inhaltliche Schwerpunkte setzen möchten oder Ihnen weniger Zeit zur Verfügung steht, als für das gesamte Programm erforderlich ist, können Sie verschiedene Teile auslassen bzw. durch andere Unterrichtsformen ersetzen. Dabei können Sie von folgendem inhaltlichen und zeitlichen Rahmen ausgehen:

Grundlagen und binäre Systeme

Studieneinheit I bis VI = 6×80 Min. und Erfolgstest in Studieneinheit VI = 30 Min.

In Studieneinheit VI können Aufgaben ausgelassen werden.

Ternäre Systeme

Studieneinheit VII bis XV = 9×80 Min. und Zeit für eigene Konstruktion von Gehaltsschnitten. Fast alle Aufgaben zur Konstruktion von Gehaltsschnitten werden in den Ergänzungen angeboten. Damit besteht die Möglichkeit, Aufgaben, die verhältnismäßig viel Zeit benötigen (15 bis 45 Min. je Aufgabe), auszulassen. Außerdem kann bei Zeitmangel auf die Bearbeitung der Studieneinheit XII und einige Typen ternärer Systeme in den letzten Studieneinheiten verzichtet werden.

Schlußtest

80 Min. Bearbeitungszeit und 20 Min. Auswertung.

Der Schlußtest ist zweispurig angelegt: Eine Spur verlangt einen Gehaltsschnitt, die andere Spur nicht.

IV. Zur Technik des Lernens mit dem Studienprogramm

Damit auch Sie einen guten Lernerfolg erzielen, sollten Sie die folgenden Punkte beachten, die von Anfängen im Lernen mit Studienprogrammen oft nicht ausreichend berücksichtigt werden:

1. Lesen Sie sich den Lerntext jeder Seite sorgfältig durch, und durchdenken Sie seinen Inhalt.
2. Lösen Sie die mit A gekennzeichneten Aufgaben schriftlich, ohne vorher nach der Musterlösung auf der folgenden Seite zu sehen. Mit den unterschiedlich schweren Aufgaben werden unterschiedliche didaktische Funktionen erfüllt; jede Frage ist wichtig; oft wird mit ihr auch der nachfolgende Lernstoff vorbereitet.
3. Überprüfen Sie nach dem Umblättern Ihre eigene Antwort mit der vorgegebenen Musterlösung. Stimmen beide sinngemäß überein: o.k., wenn nicht, suchen Sie Ihren Fehler, und nehmen Sie bitte eine Berichtigung vor. Sie müssen den Stoff vollständig verstehen, lassen Sie also keine Wissenslücken aufkommen!
Blättern Sie gegebenenfalls zurück, oder lesen Sie in den Gelben Blättern nach.
4. Da die Musterlösungen während der Bearbeitung der Aufgaben verdeckt sein sollten, steht die Hälfte des Buches auf dem Kopf: Die Texte der Seiten 1, 2 ... 142 stehen jeweils auf den Blattvorderseiten; nach Erreichen der Seite 142 werden Sie aufgefordert, das Buch umzudrehen und die Seiten 143 ff. auf den Blattrückseiten von hinten nach vorn zu bearbeiten.
Zur besseren Orientierung in den Studieneinheiten dienen die Blattüberschriften. Sie enthalten neben der fortlaufenden Seitennumerierung noch Angaben über Nummer, Umfang und Bearbeitungsstand der jeweiligen Studieneinheit. Zum Beispiel bedeutet Studieneinheit X – 5/20: Sie bearbeiten die fünfte von insgesamt 20 Seiten der Studieneinheit X.
5. Bitte bearbeiten Sie nicht mehr als eine Studieneinheit pro Tag. Studieren ohne Konzentration und Aufnahmefähigkeit ist Zeitverschwendung.
Beginnen Sie nicht, ohne Ihr „Lernwerkzeug“ zu präparieren: Spitzer Bleistift, Radiergummi, Lineal, Lesezeichen und Kladdepapier.

Fangen Sie auf Seite 1 nach den Gelben Blättern an zu arbeiten.
Und nun wünschen Ihnen die Verfasser einen guten Lernerfolg!

Übrigens: Wir sind dankbar, für jeden Verbesserungsvorschlag und würden uns gerne mitfreuen, wenn das Studienprogramm Ihnen gefällt.

Inhaltsverzeichnis

Begleitwort von Prof. Dr. W. Pitsch	VII
Zum Aufbau und rechten Gebrauch des Studienprogramms	VIII

GELBE BLÄTTER

Inhaltsverzeichnis	XIII
1. SACHSTRUKTUR	XVII
2. KERNINFORMATIONEN	XVIII
2.1 Grundlegende Begriffe und binäre Systeme	XXIII
2.1.1 Aufbau einer Legierung	XXIII
Komponenten; Gefüge; Phasen	
2.1.2 Zustand einer Legierung	XIX
Zustand; Gleichgewichtszustand; Zustandsvariable	
2.1.3 Zustandsdiagramm eines Systems	XX
Zustandspunkte von Legierungen und Phasen; Phasenräume; Hebelgesetz	
2.1.4 Abkühlung einer Legierung	XXII
Wege der Zustandspunkte ohne Phasenreaktion, mit Zweiphasenreaktion, mit Dreiphasenreaktion	
2.1.5 Abkühlkurven	XXIII
2.1.6 Thermische Analyse	XXIV
2.1.7 Gefüge	XXIV
2.2 Ternäre Systeme	XXV
2.2.1 Zustandsdiagramm	XXV
Gehaltsdreieck; Ternärer Körper; Einphasenräume; Mehrphasenräume; Gesetz der wechselnden Phasenzahl; Randsysteme; Isotherme Schnitte; Gehaltschnitte; Quasi-binäre Schnitte; Teilsysteme; Schwerpunktgesetz	
2.2.2 Abkühlung einer Legierung	XXXI
Wege der Zustandspunkte ohne Phasenreaktion, mit Zweiphasenreaktion, mit Dreiphasenreaktion, mit Vierphasenreaktion	
2.2.3 Thermische Analyse	XXXIII
3. FORMELZEICHEN	XXXIV
4. LITERATURVERZEICHNIS	XXXV
5. SACHREGISTER	XXXVI

STUDIENEINHEIT I

1. GRUNDLEGENDE BEGRIFFE	1
1.1 Aufbau einer Legierung	2
Komponenten; Gefüge; Phasen	
1.2 Zustand einer Legierung	5
Zustand; Gleichgewichtszustand; Zustandsvariable	
1.3 Zustandsdiagramm eines Systems	10
Zustandsdiagramm; Zustandspunkte; System	
Zusammenfassung	13
Heterogene Gleichgewichte als Lehrgebiet	14
Ergänzungen	15
Gefügebild einer einphasigen Probe; Umrechnung von Gehaltsangaben	

STUDIENEINHEIT II

1.4 Einstoff-Systeme	18
p-T- und T-Zustandsdiagramm; Abkühlkurve	

2.	BINÄRE (ZWEISTOFF-) SYSTEME	24
2.1	Grundlagen	24
2.1.1	Zustandspunkte in Ein- und Mehrphasenräumen	24
2.1.2	Hebelgesetz	29
	Ergänzungen	32
	Gibbs'sche Phasenregel, Anwendung auf Einstoffsysteme; Ag-Sn-Zustandsdiagramm; Zur Abkühlkurve eines Einstoffsystems; Ableitung des Hebelgesetzes	

STUDIENEINHEIT III

	Wiederholung zur Studieneinheit II	36
2.2	Eutektisches System	39
	Sn-Pb-Zustandsdiagramm	
2.2.1	Abkühlung von Legierungen	40
	Ohne Phasenreaktion; mit Zweiphasenreaktion; mit Dreiphasenreaktion; Dreiphasenraum	
2.2.2	Abkühlkurven	48
2.2.3	Eutektisches Gefüge	52
	Zusammenfassung	53
	Ergänzungen	54
	Dendriten; Kornseigerung	

STUDIENEINHEIT IV

	Wiederholungsaufgaben	57
2.3	Thermische Analyse	60
2.4	System mit zwei eutektischen Punkten	63
2.4.1	Einphasenräume	63
2.4.2	Magnesium-Kalzium-System	64
2.5	Peritektisches System	69
2.5.1	Gold-Wismut-System	69
2.5.2	Abkühlung charakteristischer Legierungen	71
	Dreiphasenraum	
	Ergänzungen	76
	Silber-Strontium-System; Gold-Blei-System	

STUDIENEINHEIT V

	Wiederholung zum Lesen eines Zustandsdiagramms	81
	Erfolgstest	81
2.6	System mit vollständiger Mischbarkeit	86
2.7	System mit Mischungslücke	88
2.8	Systeme mit verschiedenen Grundtypen	90
	Aluminium-Zink-System; Palladium-Titan-System	
	Ergänzungen	97
	Gibbs'sche Phasenregel, Anwendung auf binäre Systeme; Zur thermischen Analyse	

STUDIENEINHEIT VI

2.9	Sachlogischer Zusammenhang der binären Systeme	101
	Übungsaufgaben zu den binären Systemen	102
	Erfolgstest zu den binären Systemen	110
	Ergänzung: Eisen-Kohlenstoff-System	113

STUDIENEINHEIT VII

3.	TERNÄRE (DREISTOFF-) SYSTEME	115
3.1	Grundlagen	115
3.1.1	Zustandsvariablen	115
3.1.2	Gehaltsdreieck	116
3.1.3	Ternärer Körper	121
3.1.4	Randsysteme	124
3.1.5	Isotherme Schnitte	125
3.1.6	Schwerpunktgesetz	127
	Zusammenfassung	129
	Ergänzungen	130
	Wiederholung zu binären Systemen; Ableitung des Schwerpunktgesetzes	

STUDIENEINHEIT VIII

	Wiederholung	133
	Vergleich von binären und ternären Systemen	134
3.2	Ternäres System mit drei eutektischen Randsystemen	135
3.2.1	Ternärer Körper	135
3.2.2	Einphasenraum der Schmelze	136
3.2.3	Randsysteme	136
3.2.4	Isotherme Schnitte	137
3.2.5	Abkühlung einer Legierung	141
3.2.6	Isotherme Schnitte mit Konoden	146

STUDIENEINHEIT IX

	Wiederholung	154
3.2.7	Gehaltsschnitte	158
3.2.8	Mehrphasenräume des ternären Körpers	160
3.2.9	Konstruktion eines Gehaltsschnittes	161
	Ergänzungen	165
	Gesetz der wechselnden Phasenzahl; Übung zur Konstruktion von Gehaltsschnitten	

STUDIENEINHEIT X

3.3	Zwei ternäre Systeme mit einer intermetallischen Phase ohne Mischbarkeiten im festen Zustand	169
3.3.1	Die ternären Körper	169
3.3.2	Ternäres System mit zwei ternären eutektischen Punkten	170
	Quasi-binärer Schnitt und Teilsystem	
3.3.3	Ternäres System mit einem ternären eutektischen und einem ternären peritektischen Punkt	177
	Abkühlung zweier Legierungen; Ternäre peritektische Reaktion	
	Zusammenfassung	180
	Ergänzungen	181
	Gibbs'sche Phasenregel, Anwendung auf Dreistoffsysteme; Gehaltsschnitt in einem System mit zwei ternären eutektischen Punkten	

STUDIENEINHEIT XI

	Wiederholung	184
	Zusammenfassung; NaF-CaF ₂ -MgF ₂ -System	

3.3.3 Ternäres System mit einem ternären eutektischen und einem ternären peritektischen Punkt (Fortsetzung)	189
Ergänzungen	195
Konstruktion von Gehaltsschnitten	

STUDIENEINHEIT XII

3.4 Zwei Systeme mit mehreren intermetallischen Phasen ohne Mischbarkeiten im festen Zustand	202
3.4.1 KF-NaF-MgF ₂ -System	202
Ternäre peritektische Reaktion; Abkühlung der Legierungen U, V und W; Abkühlung der Legierung X	
3.4.2 CaO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ -System	217
Randsysteme; Gehaltsschnitte und Teilsystem	
Ergänzungen	223
Gehaltsschnitt im MgF ₂ -KF-NaF-System	

STUDIENEINHEIT XIII

Wiederholung: Gold-Antimon-Germanium-System	227
Randsysteme; Realdiagramm mit Schmelzisoothermen	
3.5 Ternäre Systeme mit vollständiger Mischbarkeit im festen Zustand	233
Ternärer Körper; Abkühlung einer Legierung; vollständige isotherme Schnitte; Gehaltsschnitte	
3.6 Ternäre Systeme mit Mischungslücke in der festen Phase	238
Wiederholung einiger Regeln zu den ternären Systemen	240
3.7 Ternäres System mit zwei eutektischen Randsystemen und einem mit vollständiger Mischbarkeit	241
Abkühlung einer Legierung X	
Ergänzungen	244
Konstruktion eines Gehaltsschnittes im Au-Ge-Sb-System; Mischungslücke in der Schmelzphase	

STUDIENEINHEIT XIV

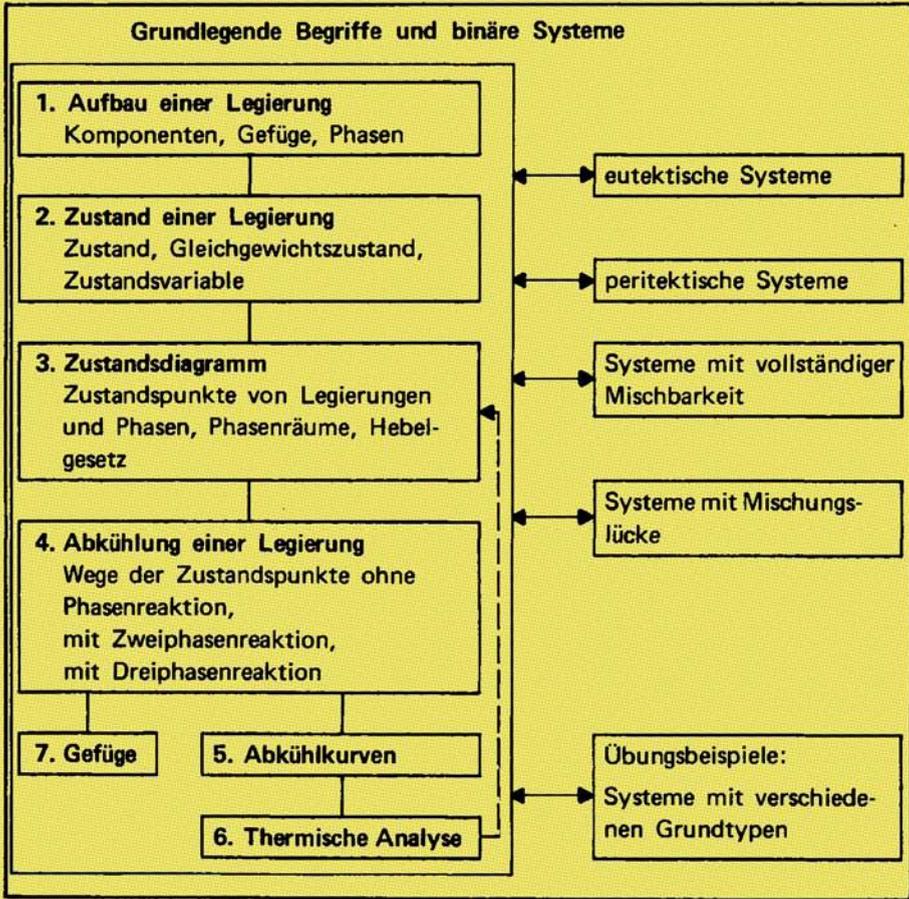
3.7 Ternäres System mit zwei eutektischen Randsystemen und einem mit vollständiger Mischbarkeit (Fortsetzung)	247
Abkühlung charakteristischer Legierungen; isotherme Schnitte	
Ergänzungen	258
Isothermer Schnitt im Wismut(Bi)-Antimon(Sb)-Zinn(Sn)-System; Gehaltsschnitt im System mit Mischbarkeiten im festen Zustand	

STUDIENEINHEIT XV

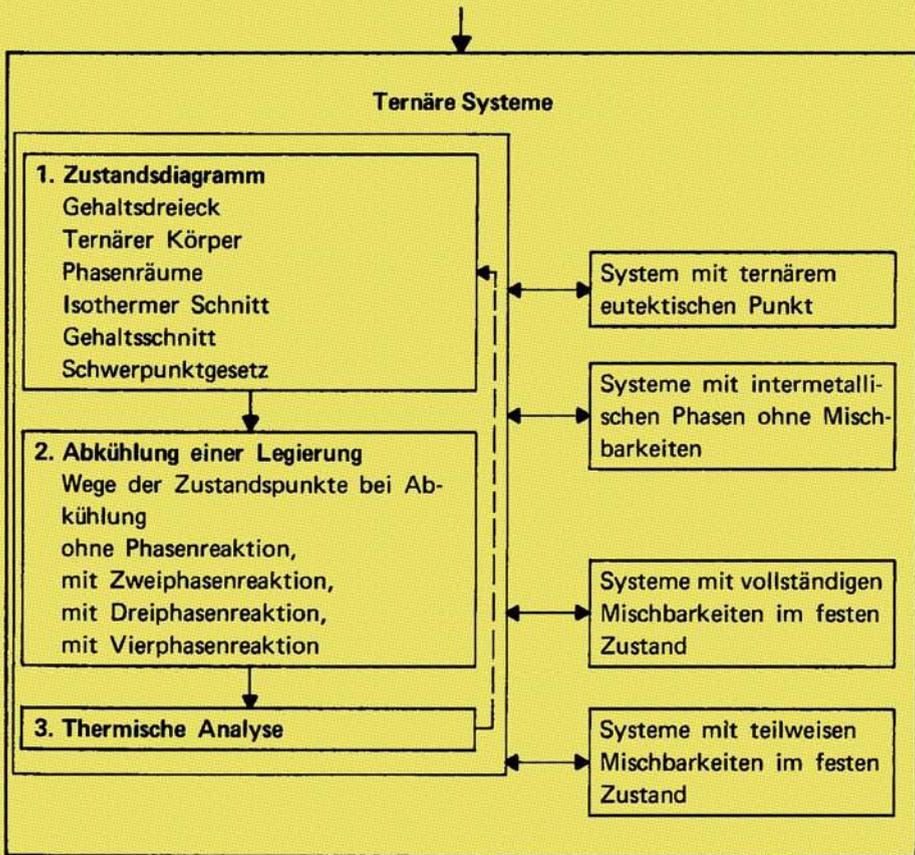
3.8 Ternäres System mit einem eutektischen, einem peritektischen und einem Randsystem mit vollständiger Mischbarkeit	262
Ternärer Körper; Abkühlung verschiedener Legierungen; Verschiebung des Konodendreiecks; Isothermer Schnitt	

SCHLUSSTEST	275
Aufgaben; Lösungen	

1. SACHSTRUKTUR DER „HETEROGENEN GLEICHGEWICHTE“



(b.w.)



2. KERNINFORMATIONEN

2.1 GRUNDLEGENDE BEGRIFFE UND BINÄRE SYSTEME

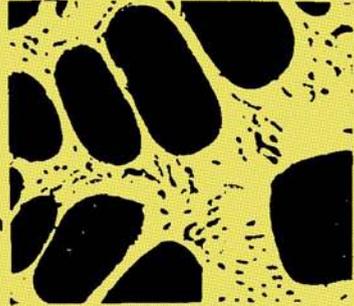
2.1.1 Aufbau einer Legierung (vgl. S. 2 ff.)

Eine **Legierung** besteht aus der Mischung eines Metalls mit einem oder mehreren anderen Metallen oder Nichtmetallen.

Komponenten sind die verschiedenen chemischen Elemente, aus denen die **Legierung** zusammengesetzt ist.

Das **Gefüge** einer Legierung kann durch Schleifen, Polieren und geeignetes Ätzen einer Probe sichtbar gemacht werden. Es ist abhängig von Zusammensetzung und Vorbehandlung (meist Wärmebehandlung) der Probe.

Alle Bereiche im Gefüge einer Legierung, die gleiche physikalische und chemische Eigenschaften und gleiche Gehalte der Komponenten besitzen, faßt man jeweils als eine **Phase** zusammen.



2.1.2 Zustand einer Legierung (vgl. S. 5 ff.)

Der **Zustand** einer Legierung wird bestimmt durch Angaben darüber,

- welche Phasen in der Legierung auftreten,
- wie groß die Phasengehalte in der Legierung sind und
- wie groß die Komponentengehalte in den Phasen sind.

Die Kenntnis des Zustandes einer Legierung ist eine notwendige Voraussetzung, um Angaben über Werkstoffeigenschaften machen zu können.

Eine Probe ist dann im **Gleichgewichtszustand**, wenn sich bei

- gleichbleibendem Druck,
- gleichbleibender Temperatur und
- gleichbleibenden Gehalten

ihr Zustand auch nach sehr langer Zeit nicht mehr ändert.

Je nachdem, ob in einem Zustand eine oder mehrere Phasen auftreten, unterscheidet man zwischen einem **homogenen** und **heterogenen Zustand**.

Treten im Gleichgewichtszustand mehrere Phasen auf, spricht man von einem **heterogenen Gleichgewicht**.

Phasen, die im Gleichgewichtszustand auftreten, nennt man kurz **stabile Phasen**.

Der Gleichgewichtszustand hängt von den **Zustandsvariablen** Temperatur T , Druck p , Komponentengehalten x_A , x_B (bzw. w_A , w_B) und dem Volumen V ab. Zwischen den Zustandsvariablen bestehen thermodynamische Beziehungen. Deshalb sind nach Vorgabe von einigen Variablen, den sogenannten **unabhängigen Variablen**, die anderen abhängig, sogenannte **abhängige Variablen**. In der Regel wählt man p , T und x_B als unabhängige Variablen; damit ergeben sich V und x_A ($x_A = 100\% - x_B$) als abhängige Variablen.

2.1.3 Zustandsdiagramm eines Systems (vgl. S. 10 ff., 18, 24, 81, 92, 115)

Jeder Satz von Zustandsvariablen legt einen Gleichgewichtszustand fest. Wie dieser allerdings aussieht, muß man experimentell bestimmen: Ein geeignetes Experiment ist die thermische Analyse. Sind die Gleichgewichtszustände ermittelt, lassen sie sich in Abhängigkeit von ihren Zustandsvariablen in einem **Zustandsdiagramm** darstellen. (Richtiger wäre eigentlich, von einem Gleichgewichts-Zustandsdiagramm zu sprechen.)

In einem (A-B-)Zweistoffsystem werden als unabhängige Variablen eine Gehaltsangabe x_B , die Temperatur T und der Druck p gewählt. Setzt man $p = \text{const.}$, läßt sich das Zustandsdiagramm zweidimensional als x_B - T - (oder w_B - T -)Diagramm darstellen.

Zustandspunkte

Die Zustandsvariablen x_B und T einer Legierung legen im Zustandsdiagramm einen Punkt, den **Legierungszustandspunkt** fest.

Weist eine Legierung mehrere Phasen (α , β) auf, so lassen auch sie sich durch Gehaltsangaben (x_B^α , x_B^β) und Temperatur charakterisieren und im Zustandsdiagramm durch die Zustandspunkte der Phasen oder **Phasenzustandspunkte** darstellen.

Die Verbindungslinie von zwei im Gleichgewicht stehenden Phasenzustandspunkten nennt man **Konode**.

Das Zustandsdiagramm ist in Ein- und Mehrphasenräume aufgeteilt.

Einphasenräume (vgl. S. 24 ff, 63, 86 ff, 206)

Liegt der Zustandspunkt einer Legierung innerhalb eines Einphasenraumes, ist die Legierung einphasig, und die Zustandspunkte von Legierung und Phase fallen zusammen.

In allen Diagrammen treten ein Schmelzphasenraum und die zwei Einphasenräume der festen Randphasen auf. Wenn ein System **intermetallische Phasen** bilden kann, sind auch diesen Einphasenräume zugeordnet. Bei **Mischkristallbildung** sind die Einphasenräume flächenhaft ausgedehnt. Eine Besonderheit bei Einphasenräumen ist die **Mischungslücke**, die sich durch eine Einwölbung in Einphasenräumen zeigt.

Die Grenzen der Einphasenräume heißen **Phasengrenzen**.

Liquiduslinien sind die unteren Phasengrenzen des Schmelzphasenraumes. **Soliduslinien** heißen die oberen Phasengrenzen von festen Phasen, wenn sie Liquiduslinien gegenüberliegen.

Zweiphasenräume (vgl. S. 92)

Liegt der Zustandspunkt einer Legierung zwischen zwei Einphasenräumen, so muß die Legierung in zwei Phasen aufspalten. Die Zustandspunkte beider Phasen liegen bei gleicher Temperatur auf den Phasengrenzen der links und rechts benachbarten Einphasenräume.

Entsprechend werden die Zweiphasenräume nach den links und rechts liegenden Einphasenräumen benannt.

Dreiphasenräume (vgl. S. 47 ff, 75, 92)

Jede obere bzw. untere Spitze eines Einphasenraumes, die nicht einen anderen Einphasenraum berührt, führt zu einem Dreiphasenraum. Die Zustandspunkte der drei Phasen liegen in dieser Spitze und bei gleicher Temperatur auf den Phasengrenzen der links und rechts benachbarten Einphasenräume. Der Dreiphasenraum ist (bei Zweistoffsystemen) zu einem waagerechten Strich entartet, der die drei Phasenzustandspunkte miteinander verbindet.

Der Dreiphasenraum wird nach den drei im Gleichgewicht stehenden Phasen benannt.

Hebelgesetz (vgl. S. 29 ff, 35)

Eine A-B-Legierung mit x_B ist aufgespalten zu x^a in α -Phase mit x_B^a und zu x^b in β -Phase mit x_B^b . Den Zusammenhang zwischen den fünf Größen gibt das

Hebelgesetz: $(x_B^a - x_B) \cdot x^a = (x_B - x_B^b) \cdot x^b$

umgestellt ergibt sich:

$$x^a = \frac{x_B - x_B^b}{x_B^a - x_B^b} \cdot 100 \%$$

Setzt man anstatt der Stoffmengenanteile die Massenanteile w_B , w_B^a und w_B^b ein, dann erhält man als Ergebnis die Massenanteile w^a und w^b .

Dieses Gesetz eignet sich nicht nur zum Berechnen, sondern auch zum leichten Abschätzen der Phasenanteile in einer Legierung.

Die Differenz $(x_B^a - x_B)$ wird als Hebelarm l^a und die Differenz $(x_B - x_B^b)$ wird als Hebelarm l^b eines Waagebalkens gedeutet, der bei x_B unterstützt wird.

An den Enden wird der Waagebalken mit den „Gewichten“ x^a und x^b belastet: $l^a \cdot x^a = l^b \cdot x^b$.

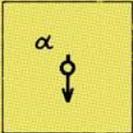
Die Phase mit dem längeren Hebelarm tritt in der Legierung mit geringerem Phasenanteil auf.

2.1.4 Abkühlung einer Legierung (vgl. S. 40 ff., 71 ff.)

Bei der Abkühlung bewegt sich der Zustandspunkt einer Legierung im Zustandsdiagramm senkrecht nach unten.

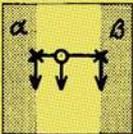
Mit dem Legierungszustandspunkt bewegen sich auch die Phasenzustandspunkte zu tieferen Temperaturen. Ändern sich während der Abkühlung die Phasengehalte in der Legierung, spricht man von **Phasenreaktionen**.

Abkühlung ohne Phasenreaktion:



Sie tritt auf:

– wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Einphasenraum läuft.



– wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Zweiphasenraum wandert, dessen linke und rechte Phasengrenzen senkrecht verlaufen.

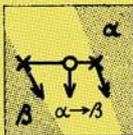
Abkühlung mit einer Zweiphasenreaktion: $\alpha \rightarrow \beta$

Sie tritt auf:



– wenn der Legierungszustandspunkt von einem Einphasenraum in einen anderen Einphasenraum überwechselt. In diesem Fall läuft die Reaktion vollständig bei der Temperatur des Berührungspunktes dieser Art ab.

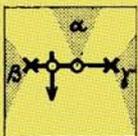
Berührungspunkte dieser Art sind der Punkt ($x_{Ni} \approx 42\%$, $T = 950^\circ$) im Au-Ni-System Seite 87 und alle Phasenumwandlungspunkte in Einstoffsystemen.



– wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Zweiphasenraum wandert, dessen linke und/oder rechte Grenze nicht senkrecht verlaufen. Dann ändert sich das Verhältnis der „Hebelarme“ der Konode. Die Reaktion läuft in einem Temperaturintervall ab.

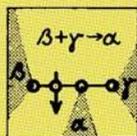
Abkühlung mit einer Dreiphasenreaktion

Sie tritt auf, wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Dreiphasenraum wandert. Ein Dreiphasenraum liegt, wie beschrieben, an der Spitze eines Einphasenraumes.



– Wenn es sich um die **untere Spitze** eines Einphasenraumes (eutektischer Punkt) handelt, erhält man eine **eutektische Reaktion**: $\alpha \rightarrow \beta + \gamma$.

Eine **eutektische Reaktion** ist eine Reaktion, bei der (bei Abkühlung) eine Phase in zwei andere Phasen zerfällt.



– Wenn es sich um die **obere Spitze** eines Einphasenraumes (peritektischer Punkt) handelt, erhält man eine **peritektische Reaktion**: $\beta + \gamma \rightarrow \alpha$.

Eine **peritektische Reaktion** ist eine Reaktion, bei der (bei Abkühlung) zwei Phasen eine dritte Phase bilden.

Alle Dreiphasenreaktionen laufen bei Zweistoffsystemen bei einer festen Temperatur ab, der eutektischen bzw. peritektischen Temperatur.

2.1.5 Abkühlkurven (vgl. S. 20ff., 48ff.)

Eine Probe wird von hohen Temperaturen aus abgekühlt. Hierbei nimmt man die Abkühlkurve auf, die den Temperatur-Zeitverlauf der Abkühlung wiedergibt. An der Abkühlkurve ist abzulesen, ob irgendwelche Phasenreaktionen während der Abkühlung aufgetreten sind. Man unterscheidet Kurvenstücke mit und ohne **thermischen Effekt**, je nachdem, ob eine Phasenreaktion stattfindet oder nicht.

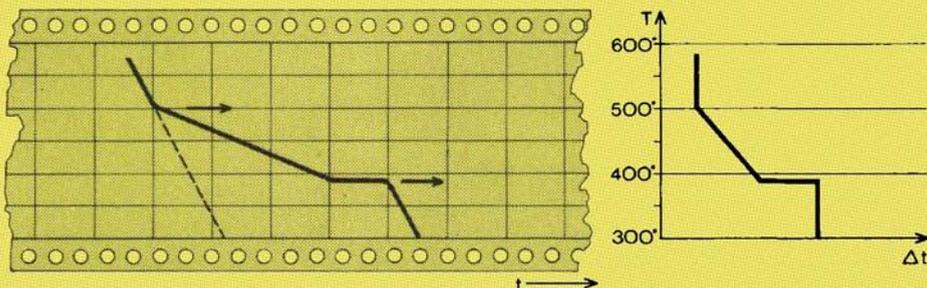
Bei jeder Phasenreaktion wird eine gewisse Reaktions-Wärmemenge frei, die zusätzlich abtransportiert werden muß. Dadurch wird, abhängig von der Wärmemenge, die Abkühlung mehr oder weniger verzögert. Hierbei treten zwei Fälle auf:

1. Die Phasenumwandlung erfolgt bei einer Temperatur.

Die Abkühlung wird bei dieser Temperatur so lange verzögert, bis die gesamte Reaktionswärme abgeführt ist. Die Abkühlkurve zeigt einen waagerechten Kurvenverlauf, einen sogenannten **Haltepunkt**. Haltepunkte treten bei jeder Phasenumwandlung in Einstoff-Systemen auf.

2. Die Phasenumwandlung erfolgt in einem Temperaturintervall.

Während des gesamten Intervalls erfolgt die Phasenumwandlung und verzögert die Abkühlung. Die Abkühlkurve wird flacher verlaufen, als sie ohne thermischen Effekt verlaufen würde. Man sagt, die Abkühlkurve zeigt eine **verzögerte Abkühlung**.



Zur Auswertung einer Abkühlkurve fertigt man zunächst eine sogenannte **schematische Abkühlkurve** an: Man zieht von der gemessenen Abkühlkurve eine gedachte Abkühlkurve ab, die sich ohne Phasenumwandlungen ergeben würde. Genauer, man zieht die t -Werte der beiden Kurven voneinander ab.

Die schematische Abkühlkurve zeigt drei unterschiedliche Kurvenabschnitte:

- senkrechter Verlauf: ohne thermischen Effekt
- waagerechter Verlauf: Haltepunkt
- schräger Verlauf: verzögerte Abkühlung.

2.1.6 Thermische Analyse (vgl. S. 60 ff., 98)

Die thermische Analyse ist eine Methode, um das Zustandsdiagramm eines Systems experimentell zu ermitteln. Man mißt von einer Reihe von Legierungen des Systems die Abkühlkurven. Diese werden auf thermische Effekte untersucht. Knickstellen und Haltepunkte legen mit ihrer Temperatur und dem Gehalt der jeweiligen Legierung Punkte im Zustandsdiagramm fest. Mit Hilfe dieser Punkte können die Phasengrenzen konstruiert werden. Gefälle der verschiedenen Kurvenstücke und Länge der Haltepunkte geben zusätzliche Informationen über den Verlauf der Phasengrenzen.

2.1.7 Gefüge (vgl. S. 52, 54, 59, 71 ff.)

Wenn man eine Legierung aus der Schmelzphase nicht zu schnell abkühlt, durchläuft die Probe mindestens angenähert Gleichgewichtszustände. Dann lassen sich aus dem Zustandsdiagramm gewisse Vorhersagen über das Gefüge der Legierung machen.

Als **Primärkristalle** bezeichnet man die Körner der ersten Phase, die beim Abkühlen aus der Schmelze auskristallisieren. Bei bestimmten Abkühlbedingungen können die Primärkristalle **dendritisch** sein.

Eutektisches Gefüge besteht aus einer Mischung der beiden festen Phasen, die bei einer eutektischen Reaktion entstehen.

Untersucht man das eutektische Gefüge verschiedener Legierungen eines Systems, so unterscheiden sie sich nur in ihrem Verhältnis von Primärkristallen zu eutektischem Gefüge. Innerhalb des eutektischen Gefüges ist der Anteil beider beteiligten Phasen bei allen Legierungen gleich.

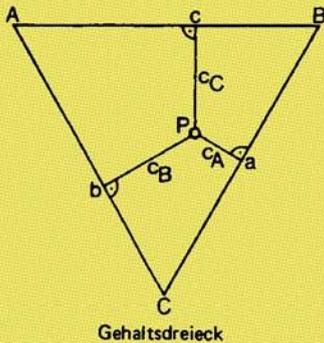
Peritektisches Gefüge entsteht bei einer peritektischen Reaktion $S + \alpha \rightarrow \beta$. Die primär kristallisierten α -Körner reagieren mit der Schmelze zu β -Kristallen, die die α -Körner mit einer Schicht überziehen.

2.2 TERNÄRE SYSTEME

2.2.1 Zustandsdiagramm

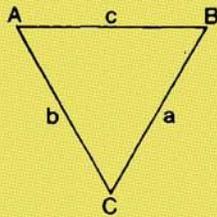
Gehaltsdreieck (vgl. S. 156 ff)

A, B und C seien die Komponenten einer Legierung mit den Gehalten x_A , x_B und x_C (bzw. w_A , w_B , w_C). Da nur zwei Gehalte einer Legierung unabhängig sind ($x_A + x_B + x_C = 100\%$), lassen sich die drei als ein Punkt in einer Fläche darstellen. Als Fläche wählt man ein gleichseitiges Dreieck, das sogenannte **Gehaltsdreieck**.



In der Abbildung möge der Punkt P eine Legierung repräsentieren, dann entsprechen die drei Abstände des Punktes P von den Seiten den drei Gehalten. Diese erstaunlich einfache Darstellung hat ihren Grund in einem Gesetz der Geometrie: „Für jeden Punkt in einem gleichseitigen Dreieck ist die Summe der drei Abstände von den Seiten gleich der Höhe des Dreiecks.“

Die Höhe des Dreiecks setzt man gleich 100 %. Zum leichten Ablesen der Gehalte benutzt man ein Dreieckskoordinatennetz.



Die Darstellung der Gehalte im Gehaltsdreieck führt zu folgenden wichtigen Einzelheiten:

Der Eckpunkt A liegt auf den Seiten b und c; x_B und x_C sind also Null. Der Abstand x_A zu a ist gleich 100 %, das bedeutet, daß der Eckpunkt A nur aus der reinen Komponente A besteht. Entsprechend bestehen die Eckpunkte B und C nur aus den reinen Komponenten B bzw. C.

Für alle Punkte auf der Seite b ist $x_B = 0$, die zugehörigen Legierungen enthalten also keine Komponente B.

Je dichter ein Punkt an einer Ecke liegt, desto größer ist sein Gehalt an der zur Ecke gehörenden Komponente.

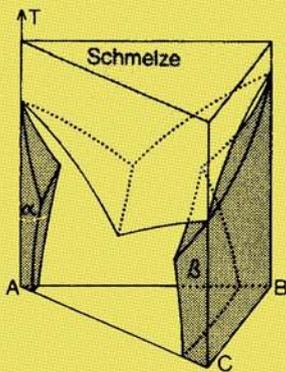
Ternärer Körper (vgl. S. 121)

Zur Darstellung des Dreistoffsystems trägt man über dem Gehaltsdreieck die dritte Variable, die Temperatur, nach oben auf. Dadurch wird ein gleichseitiges Prisma gebildet, der sogenannte ternäre Körper. Durch drei Zustandsvariablen (zwei Gehaltsangaben und eine Temperatur) wird im ternären Körper der Zustandspunkt einer Legierung festgelegt. Wie bei den Zweistoffdiagrammen gilt hier:

Der ternäre Körper setzt sich zusammen aus Ein- und Mehrphasenräumen. Legierungen, die mit ihren Zustandspunkten in den Mehrphasenräumen liegen, müssen in zwei oder mehrere Phasen aufspalten, deren Phasenzustandspunkte auf den Phasengrenzen der Einphasenräume liegen.

Einphasenräume (vgl. S. 121 ff, 136, 206, 233)

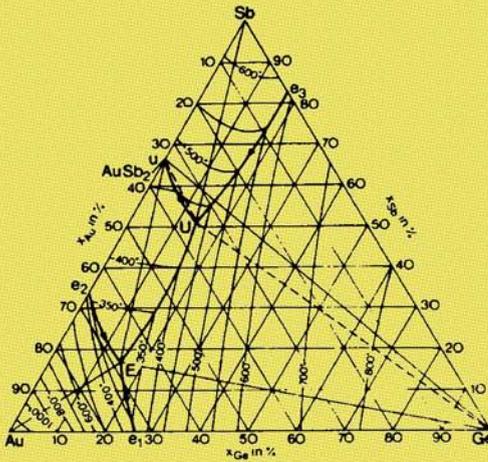
Liegt der Zustandspunkt einer Legierung innerhalb eines Einphasenraumes, ist die Legierung einphasig, und die Zustandspunkte von Legierung und Phase fallen zusammen.



In allen Systemen tritt ein Schmelzphasenraum und drei Phasenräume fester Phasen an den Ecken des Zustandsdiagramms auf. Wenn ein System **intermetallische Phasen** bilden kann, sind auch ihnen Einphasenräume im Zustandsdiagramm zugeordnet. Wenn zwischen den Komponenten **Mischbarkeit** auftritt, zeigt sich dies in einer räumlichen Ausdehnung der Einphasenräume. Eine Besonderheit bei Einphasenräumen ist die **Mischungslücke**, die sich durch Einwölbungen in Einphasenräumen zeigt (S. 238 ff. und 245). Die Grenzen der Einphasenräume heißen **Phasengrenzen**.

Liquidusflächen sind die unteren Phasengrenzen des Schmelzphasenraumes. **Solidusflächen** heißen die oberen Phasengrenzen von festen Phasen, wenn sie Liquidusflächen gegenüberliegen.

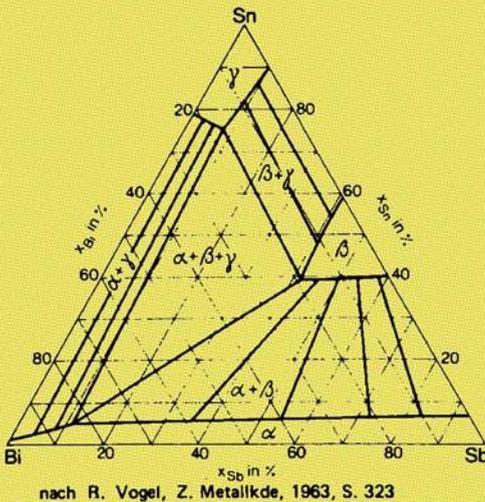
Die Schnittlinie zweier Liquidusflächen wird **Liquidusschnittlinie** genannt.



Die Darstellung der Einphasenräume erfolgt in der Literatur meistens durch charakteristische Linien wie Liquidusschnittlinie oder bei festen Phasen durch die Linien, die die maximale Löslichkeit angeben (z.B. die besprochenen Innenkanten). Häufig werden die Einphasenräume durch Isothermen dargestellt. Außerdem kann man gegebenen Gehaltsschnitten Angaben über die Ausdehnung der Einphasenräume entnehmen. Vereinzelt werden Einphasenräume perspektivisch dargestellt.

Mehrphasenräume (vgl. S. 160)

Zwischen den Einphasenräumen liegen Zwei-, Drei- oder Vierphasenräume. Auf die Gestalt dieser Räume ist im Programm nicht eingegangen worden. Ihre Schnittlinien mit isothermen Schnitten und Gehaltsschnitten teilen diese in verschiedene Bereiche auf.



Der nebenstehende isotherme Schnitt zeigt, daß drei Einphasenräume (α , β , γ), drei Zweiphasenräume ($\alpha + \beta$, $\beta + \gamma$, $\gamma + \alpha$) und ein Dreiphasenraum ($\alpha + \beta + \gamma$) geschnitten werden.

Vierphasenräume treten nur als viereckige Fläche bei den Temperaturen der ternären eutektischen oder peritektischen Punkte auf.

Liegt ein Legierungszustandspunkt in einem Zweiphasenraum, so ist die Legierung in zwei Phasen aufgespalten mit Phasenzustandspunkten auf den Phasengrenzen der benachbarten Einphasenräume.

Wo die Punkte genau liegen, muß experimentell ermittelt werden. Häufig sind experimentell ermittelte Konoden in isotherme Schnitte eingetragen (s. Abb.). Die Konode, die zwei Phasenzustandspunkte verbindet, muß durch den Legierungszustandspunkt laufen.

Die Konoden sind nur dann direkt zu ermitteln, wenn einer der beiden benachbarten Einphasenräume zu einem Punkt entartet ist (keine Mischbarkeit). Dann gehen die Konoden sternförmig von diesem Punkt aus.

Liegt ein Legierungszustandspunkt in einem Drei- oder Vierphasenraum, so ist die Legierung in drei oder vier Phasen aufgespalten. Die Phasenzustandspunkte liegen auf Kanten der benachbarten Einphasenräume. Die Konoden, die die Phasenzustandspunkte miteinander verbinden, bilden die besprochenen Konodendreiecke bzw. -vierecke.

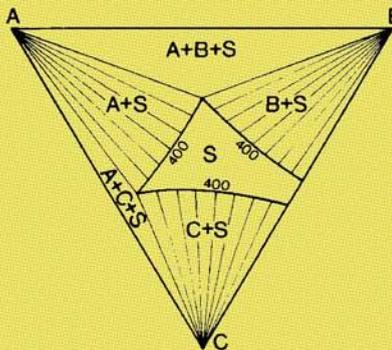
Gesetz der wechselnden Phasenzahl (vgl. S. 165)

Wenn zwei Phasenräume eine gemeinsame Phasengrenze besitzen, muß sich die Anzahl ihrer stabilen Phasen mindestens um 1 unterscheiden. Anderenfalls können sich die Phasenräume höchstens in Punkten berühren.

Randsysteme (vgl. S. 124)

Die Legierungen, die auf den Seiten des Gehaltsdreiecks liegen, enthalten nur zwei Komponenten. Der Gehalt der dritten Komponente ist ja Null. So bildet jede Seite des ternären Körpers ein Zweistoff-Zustandsdiagramm, ein sogenanntes (binäres) Randsystem.

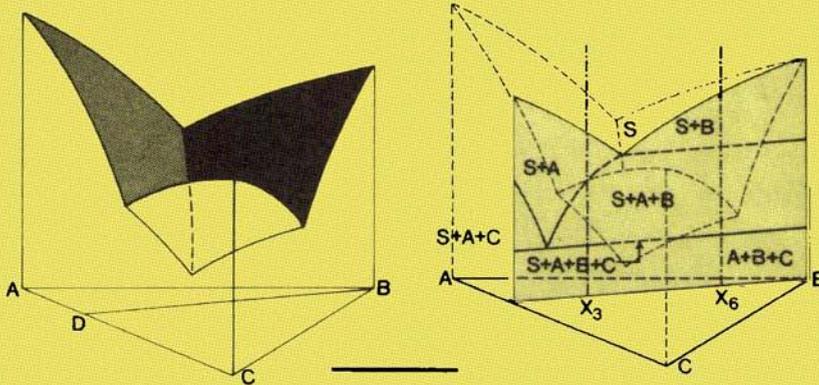
Isotherme Schnitte (vgl. S. 125, 137, 149)



Bei den isothermen Schnitten handelt es sich, wie der Name schon sagt, um Schnitte des ternären Körpers in isothermen Ebenen. Man erhält für die entsprechende Temperatur „Höhenschichtlinien“ der Phasenräume.

Die linke Abbildung zeigt die komplette Darstellung eines isothermen Schnittes. Dazu gehören:

- die Grenzen der verschiedenen Bereiche,
- die Angabe der stabilen Phasen,
- die charakteristischen Konoden.

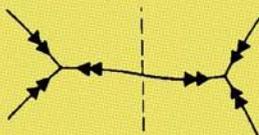
Gehaltsschnitte (vgl. S. 158 ff, Konstruktion: S. 161, 195)

Der Gehaltsschnitt ist nach den isothermen Schnitten die zweite flächenhafte Darstellung eines Dreistoffsystems. Die Variablen dieses Schnittes sind x und T , wobei $x = x(x_A, x_B, x_C)$ als eine Schnittlinie im Gehaltsdreieck gewählt wird.

Die Abbildung oben links zeigt den ternären Körper mit der Schnittlinie DB im Gehaltsdreieck. Die rechte Seite zeigt wieder den ternären Körper. In den Körper ist perspektivisch der Gehaltsschnitt DB dargestellt. Der Gehaltsschnitt läßt ablesen, welche Phasengleichgewichte eine Legierung (auf DB) bei der Abkühlung durchläuft. Er gibt aber keine Auskunft über die Phasenzustandspunkte der Legierungen.

Quasi-binäre Schnitte (vgl. S. 176)

Manche Gehaltsschnitte zwischen zwei Einphasenräumen sind so aufgebaut, wie Zweistoffzustandsdiagramme, wenn man die beiden Eckphasen als Komponenten des Zweistoffdiagramms deutet. Deshalb nennt man sie quasi-binäre Schnitte.

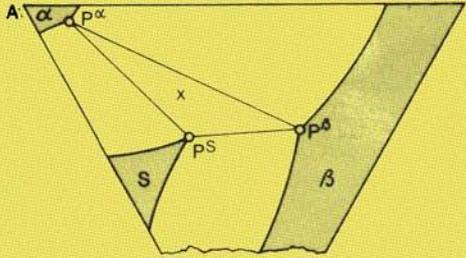


Wenn die Schnittlinie zwischen zwei Einphasenräumen nur von Liquidusschnittlinien geschnitten wird, die an der Schnittstelle Sattelpunkte aufweisen, liegt ein quasi-binärer Schnitt vor.

Teilsysteme (vgl. S. 176)

Durch die quasi-binären Schnitte können Dreistoffsysteme in Teilsysteme zerlegt werden, die völlig unabhängig voneinander sind. Hierbei treten die quasi-binären Schnitte als binäre Randsysteme auf.

Schwerpunktgesetz (vgl. S. 127 ff)



Legierungen, die mit ihren Zustandspunkten in Mehrphasenräumen liegen, sind in zwei oder mehr Phasen aufgespalten.

Die Abbildung zeigt einen isothermen Schnitt mit einem Legierungszustandspunkt X. Die Legierung ist in die Phasen mit den Zustandspunkten p^α , p^β , p^S aufgespalten.

Zur Bestimmung der Gehalte der stabilen Phasen in der Legierung (x^α , x^β , x^γ) dient das Schwerpunktgesetz. Es ist eine Verallgemeinerung des Hebelgesetzes.

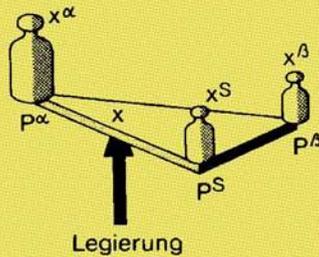
Das Schwerpunktgesetz:

bezogen auf Massen: $(x_i^\alpha - x_i)x_i^\alpha + (x_i^\beta - x_i)x_i^\beta + (x_i^\gamma - x_i)x_i^\gamma = 0$

bezogen auf Stoffmengen: $(w_i^\alpha - w_i)w_i^S + (w_i^\beta - w_i)w_i^\beta + (w_i^\gamma - w_i)w_i^\gamma = 0$
(i = beliebige Komponente)

Ableitung s. Ergänzungen S. 131.

Das Gesetz hat seinen Namen von dem formelgleichen Schwerpunktgesetz aus der Mechanik, mit dessen Hilfe sich die Verteilung der Mengen auf die Phasen anschaulich machen läßt:



Legierung

- Die Konoden, die die Zustandspunkte der stabilen Phasen einer Legierung verbinden, umrunden eine Fläche.
- An den Ecken der Fläche liegen die Phasenzustandspunkte, in der Fläche liegt der Legierungszustandspunkt.
- Mit den jeweiligen Phasengehalten werden die Phasenzustandspunkte belastet.

- Damit liegt der Legierungszustandspunkt im **Schwerpunkt der Fläche**.

Wählt man innerhalb der Fläche eine andere Legierung, so wird die Dreiecksfläche an einer anderen Stelle unterstützt. Damit die Fläche wieder in Balance bleibt, müssen jetzt andere Gewichte (andere Phasengehalte in der Legierung) auf die Ecken gestellt werden.

Auch das Schwerpunktgesetz eignet sich gut zum Abschätzen der Mengenverhältnisse:

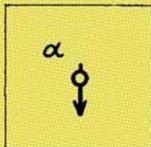
- Je dichter der Legierungszustandspunkt an einem Phasenzustandspunkt liegt, desto größer ist der zugehörige Phasengehalt in der Legierung.
- Wenn der Legierungszustandspunkt auf einer Konode liegt (die Verbindungslinien der drei Phasenzustandspunkte sind ja Konoden), ist die Menge der gegenüberliegenden Phase gleich Null.
- Der Legierungszustandspunkt muß innerhalb seiner Konodenfläche liegen.

2.2.2 Abkühlung einer Legierung (vgl. S. 141 ff., 248 ff.)

Bei der Abkühlung bewegt sich der Zustandspunkt einer Legierung im Zustandsdiagramm senkrecht nach unten.

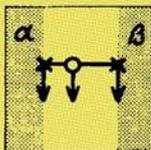
Mit dem Legierungszustandspunkt bewegen sich auch die Phasenzustandspunkte zu tieferen Temperaturen. Ändern sich während der Abkühlung die Anteile der Phasen, spricht man von Phasenreaktionen.

Abkühlung ohne Phasenreaktion:



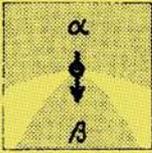
Sie tritt auf:

- wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Einphasenraum läuft.



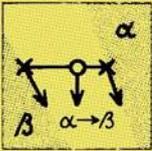
- wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Mehrphasenraum wandert, wobei auch die Phasenzustandspunkte senkrecht nach unten wandern müssen.

Abkühlung mit einer Zweiphasenreaktion: $a \rightarrow \beta$ (vgl. S. 141, 234).



Sie tritt auf:

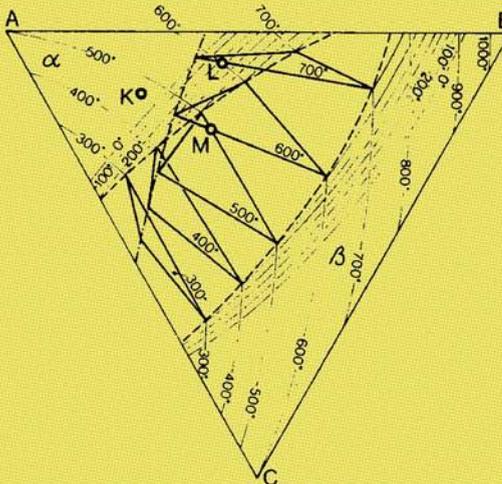
– wenn der Legierungszustandspunkt von einem Einphasenraum direkt in einen anderen Einphasenraum überwechselt. In diesem Fall läuft die Reaktion vollständig bei der Temperatur des Berührungspunktes beider Einphasenräume ab.



– wenn der Legierungszustandspunkt durch einen Zweiphasenraum wandert, dessen linke und/oder rechte Grenze nicht senkrecht verläuft. Dann ändert sich das Verhältnis der „Hebelarme“ der Konode. Die Reaktion läuft in einem Temperaturintervall ab.

Mit dem Legierungszustandspunkt wandern die Phasenzustandspunkte auf ihren Phasengrenzen zu tieferen Temperaturen. Ihre genauen Wege auf den Grenzflächen lassen sich nicht direkt aus dem Zustandsdiagramm ermitteln. Die Konode läuft immer durch den Legierungszustandspunkt.

Abkühlung mit einer Dreiphasenreaktion: $S \rightarrow a + \beta$ oder $S + a \rightarrow \beta$ (vgl. S. 142, 205 ff, 211 ff)



B Im Programm wurden nur Dreiphasenreaktionen behandelt, bei denen die Schmelze ein Reaktionspartner war. Die Schmelze wandert in einer Liquidusschnittlinie und die Zustandspunkte der beiden festen Phasen auf den Innenkanten ihrer Einphasenräume zu tieferen Temperaturen. Mit den drei Punkten bewegt sich das Konodendreieck. Bei der Abkühlung überstreicht das Konodendreieck den Legierungszustandspunkt. Die Dreiphasenreaktion beginnt, wenn der Punkt in das Dreieck eintritt und endet,

wenn er wieder aus dem Dreieck austritt. Ob es sich um eine eutektische ($S \rightarrow a + \beta$) oder peritektische ($S + a \rightarrow \beta$ bzw. $S + \beta \rightarrow a$) Reaktion handelt, hängt von der Form des Konodendreiecks und der Lage und Verschiebung des Legierungszustandspunktes im Dreieck ab.

Abkühlung mit einer Vierphasenreaktion: $S \rightarrow a + \beta + \gamma$ oder $S + a \rightarrow \beta + \gamma$
(vgl. S. 180)

Im Programm wurden nur Vierphasenreaktionen behandelt, bei denen die Schmelze ein Reaktionspartner war.

1. Ternäre eutektische Reaktion: $S + a \rightarrow \beta + \gamma$



Ein ternärer eutektischer Punkt tritt immer dann auf, wenn drei Liquiduschnittlinien zu einem Punkt herunterlaufen.

2. Ternäre peritektische Reaktion: $S + a \rightarrow \beta + \gamma$ (vgl. S. 178 ff)

Bei der ternären peritektischen Reaktion setzen sich zwei im Konodenviereck gegenüberliegende Phasen in die beiden anderen Phasen um. Die Reaktion ist beendet, sobald eine Phase verbraucht ist. Welche es ist, richtet sich nach der Lage des Legierungszustandspunktes im Konodenviereck.



Ein ternärer peritektischer Punkt tritt immer dann auf, wenn ein oder zwei Liquiduschnittlinien vom Punkt weg zu tieferen Temperaturen laufen.

(Diese Definition eines ternären peritektischen Punktes weicht von der des peritektischen Punktes in Zweistoffsystemen [= obere Spitze eines Einphasenraumes] ab!)

2.2.3 Thermische Analyse (vgl. S. 142 und 159)

Zu den bereits bei den binären Systemen besprochenen thermischen Effekten, die Abkühlkurven zeigen, kann bei ternären Legierungen noch ein Knick zwischen zwei verzögerten Abkühlbereichen in der Abkühlkurve auftreten.

Die **thermische Analyse** ist eine Methode, um das Zustandsdiagramm eines Systems experimentell zu gewinnen.

Ermittlung eines ternären Systems:

- Man legt durch das Gehaltdreieck eine Reihe von Gehaltsschnitten;
- für jeden Gehaltsschnitt werden die Abkühlkurven verschiedener Legierungen gemessen;
- die thermischen Effekte werden ermittelt
- und in den Gehaltsschnitt übertragen. Mit ihrer Hilfe werden die Grenzen der Phasenräume konstruiert.