

4.7 Allgemeine Systeme

Prinzipiell lassen sich die bisher gezeigten Abkühlverhalten auf alle anderen - auch wesentlich komplizierteren - binären Phasendiagramme übertragen. Als Beispiel ist in Abbildung 4.23 das Ag-Sn-Phasendiagramm gezeigt. Hier sind vier reine feste Phasen und die Schmelze zu erkennen: α , β , γ , β -Sn und S.

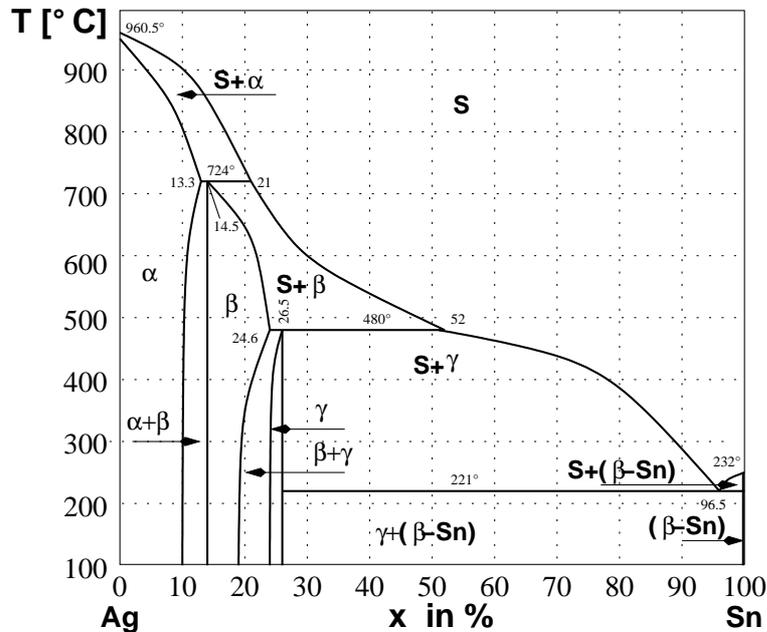


Abbildung 4.23: Ag-Sn-Phasendiagramm

α ist der (Ag)-Mischkristall, der sich oberhalb von 724°C aus der Schmelze herstellen läßt, vorausgesetzt die Sn-Konzentration in der Schmelze ist hinreichend klein. Der Erstarrungsverlauf entspricht in diesem Bereich dem einer vollständig mischbaren Legierung - aber nur in diesem Bereich! Unterhalb von 724°C wird die Phase β peritektisch gebildet. Dieser Verlauf ist von der Diskussion über peritektische Zustandsdiagramme, wie z. B. Au-Bi bekannt. Hierbei gilt lediglich zu beachten, daß nur über einen Ausschnitt des Phasendiagramms diskutiert wird, anstelle des gesamten Systems. In diesem Fall wird die peritektisch gebildete Phase β im Konzentrationsbereich $x_{\text{Sn}} \leq 52\text{at.}\%$ betrachtet.

Bei der Diskussion und Betrachtung von Schmelz- oder Erstarrungsvorgängen ist primär der Dreiphasenraum von Bedeutung. Dieser ist durch die horizontale Linie von $13,3\text{at.}\% \leq x_{\text{Sn}} \leq 21\text{at.}\%$ bei $T = 724^{\circ}\text{C}$ gegeben. In gleicher Weise findet man ein Peritektikum bei $24,6\text{at.}\% \leq x_{\text{Sn}} \leq 53\text{at.}\%$ bei $T = 480^{\circ}\text{C}$, welches im Bereich von $T = 400^{\circ}\text{C}$ bis 600°C und von $20\text{at.}\%\text{Sn}$ bis $60\text{at.}\%\text{Sn}$ betrachtet wird. Die peritektisch schmelzenden Zusammensetzungen β , oder γ werden jeweils von zwei Phasen gebildet, nämlich α und S im Fall von β , sowie β und S im Fall von γ .

Man findet einen dritten Bereich, der das Phasendiagramm charakterisiert, nämlich das Eutektikum bei $96,5\text{at.}\%\text{Sn}$ und $T = 221^{\circ}\text{C}$. Wieder betrachtet man nur einen Ausschnitt; $25\text{at.}\%\text{Sn} < x$ und $T < 480^{\circ}\text{C}$ und kann den Ausschnitt auf die bekannte Struktur eines eutektischen Phasendiagramms zurückführen. Auf diese Weise kann jedes beliebige auch noch so komplizierte Phasendiagramm in Ausschnitte um die entsprechenden Dreiphasenräume zerlegt und verstanden werden.

Bei der Präparation von Phasen, denen ein solches Zustandsdiagramm zugrunde liegt, stellt sich die Angelegenheit schon komplizierter dar. Es wurde bereits erwähnt, daß die Phasenbildung ein thermodynamischer Prozeß ist, der viel Zeit in Anspruch nehmen kann. Will man zum Beispiel eine Phase β mit einer nominellen Zusammensetzung von $17\text{at.}\%\text{Sn}$ herstellen verfährt man wie folgt. Man kühlt diese Zusammensetzung aus der Schmelze ab, somit erstarrt zunächst α , bis sich die Zusammensetzung der Schmelze bis zum peritektischen Punkt ($x_{\text{Sn}} = 21\text{at.}\%$) verschoben hat. An dieser Stelle reagieren α

und S zu β , bis α komplett umgewandelt wurde. Dieser Vorgang kann sehr lange dauern. Kühlt man die Legierung weiter ab, bevor der Vorgang abgeschlossen ist, wird immer ein Anteil primär erstarrten α -Mischkristalles im Gefüge zu finden sein. Da aber in diesem Fall mehr Schmelze vorhanden ist, als nötig wäre, um die gesamte α -Phase umzuwandeln wird der Prozeß schneller voranschreiten. In dem Fall, in dem direkt die peritektische Zusammensetzung $x_{\text{Sn}} = 14,5\text{at.}\%$ kristallisieren soll, kann die Verweildauer extrem lang sein, da die ganze Probe in ihrem Volumen homogenisiert werden muß, während in dem besprochenen Fall lediglich die Sn-Konzentration über eine gewisse Schwelle geschoben werden muß. Kühlt man die Legierung weiter ab, so scheidet sich β aus der Schmelze aus, bis die Konzentration der β -Phase einen so großen Wert angenommen hat, daß alle Schmelze umgewandelt wurde. Es liegt nun ein reiner β -Mischkristall vor, der noch Konzentrationschwankungen aufweist, die leicht durch Glühbehandlungen ausgeglichen werden können.

Die Präparation der γ -Phase verläuft äquivalent. Will man hingegen eine ausscheidungsgehärtete $\beta + \gamma$ -Phase herstellen, benötigt man noch mehr Zeit, da man diese nicht direkt aus der Schmelze herstellen kann. Zunächst wird β auskristallisiert (wie im Fall der Au – 20at.-%Bi-Legierung), das mit der Schmelze zu γ reagiert, aber im Überschuß vorliegt, sodaß noch β -Phase vorhanden bleibt, wenn die gesamte Schmelze mit β zu γ umgewandelt wurde.

Jede Zusammensetzung im Bereich $52 < x_{\text{Sn}} < 100\text{at.}\%$ erstarrt eutektisch zu γ und ($\beta - \text{Sn}$). Zusammensetzungen im Bereich $26,5 < x_{\text{Sn}} < 52\text{at.}\%$ sollten dies auch tun, wobei auch hier wieder ein hinreichend langsamer Präparationsverlauf vorausgesetzt wird. In diesem Bereich kristallisiert nämlich zunächst die β -Phase aus, die dann wieder mit der Schmelze zur γ -Phase umgewandelt werden muß. Sie bleibt jedoch als Gefügebestandteil erhalten, wenn die peritektische Phasenreaktion nicht abgeschlossen ist, bevor die Legierung unter die peritektische Temperatur von $T = 480^\circ\text{C}$ abgekühlt wurde.

Will man den Prozeß, eine peritektische Phase zu erstarren beschleunigen, so muß man erreichen, daß die Schmelze eine andere Zusammensetzung hat, als die der festen Phasen. Darüberhinaus müssen diese Zusammensetzungen (peritektische für die feste Phase und die Zusammensetzung des peritektischen Punktes für die Schmelze - 14,5at.-%Sn für β und 21at.-%Sn für S) während des ganzen Kristallisationsvorganges konstant bleiben. Nach dem bisher Bekannten ist dies unmöglich, da eine Schmelze an einer Komponente angereichert wird, sobald Bestandteile kristallisieren, die eine geringere Konzentration dieser Komponente aufweisen. Der Ausweg ist z. B. das Zonenschmelzen. Nährstab und Ziehstab haben die peritektische Zusammensetzung, während die flüssige Zone dazwischen die Zusammensetzung des peritektischen Punktes aufweist. Nun braucht man nur noch dafür zu sorgen, daß immer gleich viel Material in die Schmelze nachgeführt wird, wie auskristallisiert. Weiterhin muß das Volumen der Schmelzzone konstant gehalten werden, was sich in der Praxis oft als die größte Herausforderung erweist. Hierdurch wird ein stationärer Zustand erreicht, mit dem man peritektische Phasen schnell und in größerer Menge kristallisieren kann.

4.8 Beispiel: Stahl

Stahl spielt in der Technologie von heute eine wichtige Rolle, daher ist das zugrundeliegende Fe-C-Phasendiagramm so wichtig, daß es an dieser Stelle vorgestellt wird.

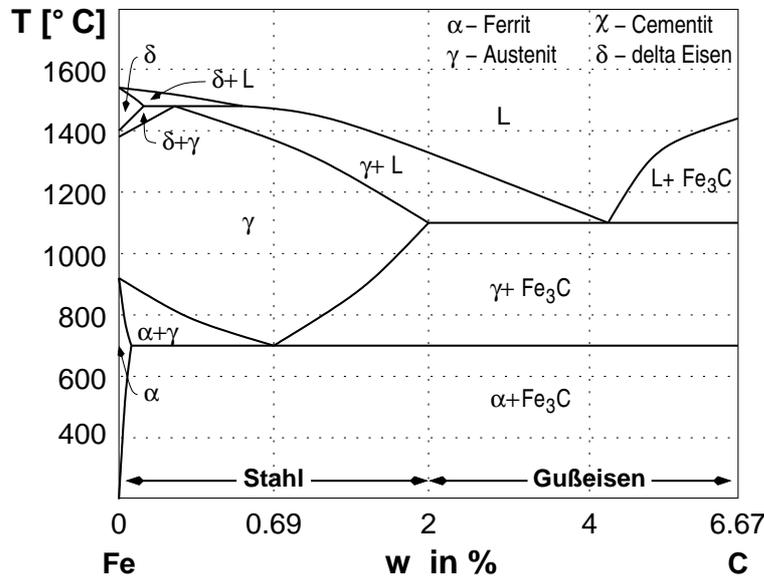


Abbildung 4.24: Das Fe-C- oder auch Stahl-Phasendiagramm

Das Zustandsdiagramm wird im Wesentlichen durch das Eutektikum bei $4,26\text{wt.}\% \text{C}$ und die eutektoide Reaktion bei $0,69\text{wt.}\% \text{C}$ bestimmt. Die einzelnen Phasenräume haben besondere Namen:

- ▷ **Ledeburit**: Eutektikum bei $4,26\text{wt.}\% \text{C}$, sowie die Phasen dieser Zusammensetzung
- ▷ **Perlit**: eutektoide Reaktion bei $0,69\text{wt.}\% \text{C}$
- ▷ **Ferrit**: reines Eisen unterhalb von 911°C (bcc)
- ▷ **δ -Fe**: bcc-Hochtemperaturphase des Eisens
- ▷ **Austenit**: fcc-Phase des Eisens zwischen den beiden vorher genannten
- ▷ **Zementit**: scheidet sich mit $x > 4,26\text{wt.}\% \text{C}$ eutektisch aus der Schmelze aus (Fe_3C)
- ▷ **Martensit**: entsteht aus Austenit bei schneller Abkühlung

Eigenschaften Ferrit - Perlit - Zementit
 → Festigkeit und Sprödigkeit nimmt zu
 → Umform- und Zerspanbarkeit nimmt ab

Der Zusatz von Kohlenstoff in Eisen erweitert das γ -Feld des Austenit und schließt den Existenzbereich von α auf der Temperaturachse. Maximal $2\text{wt.}\% \text{C}$ lösen sich in γ , aber nur $0,02\text{wt.}\% \text{C}$ in α . Dies liegt an der Größe der Zwischengitterplätze, die in fcc, beziehungsweise in bcc-Phasen zur Verfügung stehen. Ternäre (und noch mehrkomponentigere) Eisenlegierungen mit interstitiellen C-Atomen und weiteren substitutionellen Legierungszusätzen spielen als Edelmstähle eine technisch bedeutende Rolle. Die Zusätze verändern das γ -Feld in verschiedener Weise.

- ▷ Die γ -Öffner (Ni, Co, Mn) ergeben austenitische, oft gut verformbare und rostfreie Stähle.
- ▷ Die γ -Schließer (Al, Si, Ti, Mo, V, Cr, Nb) bilden Karbide und intermetallische Phasen mit α -Eisen.