

## C. Ergänzung des $c, t$ -Bildes auf Grund der Beobachtung des Kleingefüges.

**206.** Die mikroskopische Beobachtung (226—282) gestattet, die einzelnen Phasen, aus denen eine erstarrte Legierung bei der Beobachtungstemperatur besteht, mit dem Auge wahrzunehmen, so daß man sich zum mindesten über die Zahl der Phasen unterrichten kann.

Die mikroskopische Beobachtung läßt aber auch quantitative Schlüsse zu. Sie ermöglicht z. B. bei den Erstarrungs-(Umwandlungs-)arten  $Aa2\alpha$  und  $Aa2\gamma$  die Feststellung der Mischkristallücke  $PQ$  (vgl. Abb. 15 und 21). Hier besteht auch nicht die Beeinträchtigung durch unvollkommene Gleichgewichte (138), die das thermische Verfahren vielfach von der Anwendung ausschließt. Man kann die Legierungen beliebig langsam abkühlen (gegebenenfalls während Tage und Wochen), um sicher zu sein, daß das Gleichgewicht vollkommen ist. Man verfährt folgendermaßen: Man stellt Legierungen mit stufenweise steigenden Gehalten an Stoff  $B$  in der vermuteten Umgebung des Punktes  $P$  her, kühlt sie entsprechend langsam ab und beobachtet bei Zimmerwärme, ob sie aus einer Kristallart bestehen, oder ob bereits die zweite Kristallart hinzutritt. Man findet so zwei Legierungen mit den Gehalten  $c_1$  und  $c_2$  an Stoff  $B$ , zwischen denen die dem Punkte  $P$  entsprechende Legierung liegen muß. Innerhalb der Grenzen  $c_1$  und  $c_2$  stellt man wieder Legierungen mit stufenweise steigenden Gehalten an Stoff  $B$  dar usw. Auf diese Weise kann man die Lage des Punktes  $P$  mit beliebiger Genauigkeit festlegen.

**207.** In ähnlicher Weise kann man aber auch die Punkte der Linien  $EP$  und  $DQ$  bei anderen Temperaturen ermitteln, die z. B. für Abb. 15 zwischen  $t_u$  und Zimmerwärme bei einer Temperatur  $t_x$  liegen. Man stellt wiederum Legierungen mit stufenweise steigenden Gehalten an Stoff  $B$  her und läßt die flüssigen Legierungen sehr langsam (wenn das Gleichgewicht sich sehr langsam einstellt, unter Umständen während der Zeit von Tagen und Wochen) auf  $t_x$  abkühlen, so daß mit Sicherheit das für  $t_x$  gültige Gleichgewicht erreicht ist. Bei  $t_x$  wird nun die Legierung plötzlich in Wasser abgeschreckt, und zwar in kleinen Massen, damit die Abkühlung auf Zimmerwärme möglichst schroff erfolgt, und Änderungen, die sich zwischen  $t_x$  und Zimmerwärme vollziehen könnten, möglichst unterdrückt werden. Man stellt nun wieder wie unter 206 fest, welche Legierung noch aus einheitlichen Kristallen besteht, und welche bereits Kristalle der zweiten Art enthält ( $L_2$  34).

Den Vorgang wiederholt man für verschiedene Temperaturen  $t_x$  und erhält so die einzelnen Punkte der Linien  $EP$  und  $DQ$ . Die Schnittpunkte dieser Linien mit der Wagerechten in  $t_u$  oder  $t_e$  (vgl. Abb. 15 und 21) ergeben dann auch die richtige Lage der Punkte  $E$  und  $D$ .

Bedingung für die Durchführbarkeit des Verfahrens ist, daß die Abschreckung genügt, um die Änderungen zu verhindern, die sich in der Legierung bei langsamer Abkühlung zwischen  $t_x$  und Zimmerwärme einstellen würden. Das trifft in der Regel zu, braucht aber nicht notwendigerweise der Fall zu sein. Man kann sich ja aber durch den Versuch selbst von der Geschwindigkeit der Einstellung des Gleichgewichts überzeugen, indem man die Abkühlung mit verschiedenen Geschwindigkeiten vornimmt. Kann bereits eine mäßige Abkühlungsgeschwindigkeit die Einstellung des Gleichgewichts beeinträchtigen, so kann man sicher sein, daß plötzliche Abschreckung den Gleichgewichtszustand, der für die Temperatur  $t_x$  gilt, auch bis Zimmerwärme unverändert läßt.

Es ist allerdings zu beachten, daß unter Umständen Nebenerscheinungen hinzukommen können. Es können zwischen dem bei  $t_x$  bestehenden und dem der

gewöhnlichen Temperatur zukommenden Gleichgewicht bei der Abschreckung metastabile Zwischenstufen auftreten, die unter dem Mikroskop als neue Gefügebestandteile erscheinen. Solche Verwickelungen sind z. B. bei den Eisenkohlenstoff-Legierungen zu verzeichnen (II B, 22—33).

**208.** Wenn die genannten Verwickelungen nicht eintreten, so kann das Verfahren, den bei einer Temperatur  $t_x$  herrschenden Gleichgewichtszustand durch Abschrecken bei gewöhnlicher Temperatur festzuhalten und so der mikroskopischen Beobachtung zugänglich zu machen, auch anderweitig noch gute Dienste leisten. Wir wollen das Verfahren kurz als „Abschreckverfahren“ bezeichnen. So kann man es z. B. benutzen, um den Verlauf des Endes der Erstarrung (die gestrichelten Linien in Abb. 8, 10, 11) bei den Erstarrungsarten  $Aa1\alpha$ ,  $Aa1\beta$ ,  $Aa1\gamma$ , ferner den Verlauf der Linien  $AE$  und  $BD$  (Abb. 15 und 21) bei den Erstarrungsarten  $Aa2\alpha$  und  $Aa2\gamma$  festzustellen. Man läßt z. B. die Legierung  $\mathfrak{R}_1$  (Abb. 8) sehr langsam (wenn nötig während der Zeit von Tagen und Wochen, um unvollkommene Gleichgewichte auszuschließen) auf verschiedene unterhalb  $t_2$  gelegene Temperaturen  $t$  abkühlen und schreckt dann bei  $t$  plötzlich in Wasser ab. Solange die Temperatur  $t$  noch oberhalb  $t_3$  (Punkt  $D$ ) liegt, besteht die Legierung aus einer flüssigen und einer festen Phase. Die erstere erstarrt zwar bei der Abschreckung, sie behält aber nach der Abschreckung ungefähr die äußeren Umrisse bei, die die flüssige Phase bei  $t$  besaß. Man erkennt dann zwei Gefügebestandteile; der eine entspricht der bei  $t$  flüssigen, nach dem Abschrecken erstarrten Phase, der andere entspricht den bei  $t$  bereits ausgeschiedenen festen Mischkristallen  $M$ . Sobald aber die Abschrecktemperatur  $t$  unterhalb des Endes der Erstarrung  $t_3$  liegt, ist die Legierung vor und nach dem Abschrecken einheitlich, sie besteht nur aus Mischkristallen  $M$ . Man kann so durch Wiederholung der Versuche mit verschieden abgestuften Temperaturen  $t$  schließlich die Grenztemperatur  $t_3$  ermitteln.

Das Abschreckverfahren zur Ermittlung des Endes der Erstarrung von Mischkristallen ist sicherer, als das thermische. Seine sachgemäße Anwendung schließt auch die Fehler aus, die beim thermischen Verfahren infolge unvollkommener Gleichgewichte unvermeidlich sind (136—138).

Das Abschreckverfahren ist besonders ausgebildet worden durch Osmond für die Erforschung der Eisenkohlenstoff-Legierungen, und von Heycock und Neville zum Studium der Kupfer-Zinn-Legierungen ( $L_2$  34).

## D. Ergänzende Aufschlüsse aus dem Vergleich verschiedener physikalischer Eigenschaften erstarrter Legierungen mit ihrer Zusammensetzung $c$ .

**209.** Stellt man schaubildlich die Abhängigkeit irgendeiner zahlenmäßig bestimmbaren physikalischen Eigenschaft  $q$  von der Zusammensetzung der Legierung dar, so erhält man bei Zweistofflegierungen eine Linie mit dem Prozentgehalt  $c$  der Legierung an Stoff  $B$  als Abszisse und dem Maß der betreffenden Eigenschaft  $q$  als Ordinate, und bei Dreistofflegierungen eine Fläche, wobei die Zusammensetzung der Legierungen durch zwei Koordinaten  $c_b$  und  $c_c$  im Dreiecksdiagramm (101), und das Maß der Eigenschaft  $q$  als dritte senkrechte Koordinate aufgetragen ist. Wir wollen der Einfachheit halber nur von Zweistofflegierungen sprechen, und erhalten dann die Schaulinie  $c, q$ . Auf Dreistoffsysteme lassen sich die folgenden Betrachtungen leicht übertragen.