

sich nur auf ein und denselben Zustand der Vorbehandlung beziehen, daß z. B. alle Legierungen derselben Reihe gegossen oder gewalzt sind usw., daß aber nicht Werte von gegossenen Materialien in eine c, q -Linie mit gewalzten gebracht werden. Ganz ist es nicht immer möglich, die Bedingung in vollem Umfang einzuhalten. Haben z. B. die Legierungen zwischen den Metallen A und B recht verschiedene Erstarrungstemperaturen, so ist man gezwungen, beim Guß entsprechend verschiedene Gießtemperaturen anzuwenden, die wieder, wenn z. B. in Formen gleicher Abmessungen und aus gleichem Material gegossen wird, zu verschieden schneller Abkühlungsgeschwindigkeit der einzelnen Güsse führen, wodurch die Einheitlichkeit der Vorbehandlung bereits in etwas beeinträchtigt wird. Es sind hierbei also technische Schwierigkeiten zu überwinden.

Durch Nichtbeachtung der obigen Bedingung wird undurchdringliche Verwirrung in die Literatur gebracht, die leider bereits ausreichend an diesem Übelstand leidet.

Will man die durch die c, q -Linie gegebene Beziehung benützen, um Rückschlüsse auf die Gestalt des c, t -Bildes zu ziehen, so wird man darauf bedacht sein müssen, nur solche Eigenschaften q zu verwenden, bei denen der Einfluß der Vorbehandlung möglichst zurücktritt. Treten dann in den Schaulinien c, q Unstetigkeiten auf, so ist immer erst die Frage zu beantworten, ob die Unstetigkeit nicht etwa die Folge ungleichartiger Vorbehandlung sein kann. Erst wenn diese Frage verneint werden kann, ist der Schluß berechtigt, aus der Unstetigkeit auf die Zahl der Phasen, auf das Auftreten oder Verschwinden einer Phase, auf einen Wechsel in der chemischen Zusammensetzung der Phasen zu schließen.

1. Spezifisches Gewicht und spezifisches Volumen.

213. Wenn eine Legierung nach Art $Aa2\gamma'$ zu einem Gemisch der reinen Stoffe A und B erstarrt, so ist zu erwarten, daß das Volumen der ganzen Legierung gleich ist der Summe der Volumina der beiden Stoffe A und B . Bezeichnet man mit v' das Volumen eines Grammes der Legierung (spezifisches Volumen), mit v_a und v_b die Volumina der beiden Stoffe A und B , die in einem Gramm der Legierung enthalten sind, so ergibt sich

$$v' = v_a + v_b.$$

Ist s_a und s_b das spezifische Gewicht der Metalle A und B , so ergibt sich für eine Legierung mit c_1 Gewichtsprozent an Stoff B

$$v' = \frac{100 - c_1}{100} \cdot \frac{1}{s_a} + \frac{c_1}{100} \cdot \frac{1}{s_b}.$$

Da $1/s_a = v_a'$ das spezifische Volumen des Stoffes A und $1/s_b = v_b'$ das spezifische Volumen des Stoffes B ist, so kann man auch schreiben

$$v' = \frac{100 - c_1}{100} \cdot v_a' + \frac{c_1}{100} \cdot v_b'$$

$$v' = v_a' + \frac{c_1}{100} (v_b' - v_a').$$

Das spezifische Volumen wäre sonach (209) eine additive Eigenschaft, wenn die erstarrte Legierung ein mechanisches Gemenge der beiden reinen Stoffe A und B ist.

Die c, v' -Linie ist also eine Gerade, wie in Abb. 146. Für das spezifische Gewicht gilt diese einfache lineare Beziehung nicht. Es ist deswegen zweckmäßiger, das spezifische Volumen, statt des spezifischen Gewichts in Abhängigkeit von dem

Gehalt der Legierung c zu wählen. Hierauf wurde von Ostwald (L_2 35) und von E. Maey (L_3 36) hingewiesen.

214. Auch für solche Legierungen, die sich aus zwei Grenzmischkristallen unveränderlicher Zusammensetzung c_p und c_q aufbauen (Legierungen nach Art $Aa2a$ und $Aa2\gamma$) ist zu erwarten, daß sich das spezifische Volumen der Legierungen zwischen P und Q durch eine Gerade darstellen läßt, und zwar aus gleichen Gründen wie unter 213. S. Abb. 147. Dagegen wissen wir nichts über den Verlauf der Strecken AP' und $Q'B$, da in diesem Bereich die Legierungen aus Mischkristallen verschiedener Zusammensetzung bestehen. Diese Strecken können nur geradlinig sein, wenn durch die Auflösung des Stoffes B in A und umgekehrt weder Volumzusammenziehung noch Volumvermehrung eintritt. Ist der Grad dieser Volumänderung gering, so wird sich die c, v' -Linie zwischen A und P' und Q' und B annähernd als Gerade darstellen. Andernfalls weicht sie mehr oder weniger von der Geraden ab.

Alle diese Betrachtungen gelten natürlich nur für den Fall, daß die Legierungen vom Dichtigkeitsgrade 1 sind (I, 21).

Systematische Untersuchungen darüber, ob für Legierungen nach der Art $Aa2a$ und $Aa2\gamma$ die c, v' -Linie tatsächlich den in Abb. 147 gezeichneten Verlauf hat, liegen nicht vor. Die Arbeiten, die sich mit dem Gegenstand beschäftigen, benutzen meist die von anderen Beobachtern bestimmten spezifischen Gewichte, vorwiegend die von Matthiessen (L_2 37), die aus einer Zeit stammen, wo die Ansichten über Legierungen noch recht ungeklärt waren. Es ist demnach auch nicht durchweg sicher, ob die in 212 verlangte Bedingung erfüllt ist. Es scheint, als ob die Unstetigkeit bei P' und Q' gegenüber den Versuchsfehlern und gegenüber den nicht berücksichtigten Einflüssen der Vorbehandlung zurücktritt, so daß wenig Aussicht vorhanden ist, mit Hilfe dieses Verfahrens die Lage der Punkte P und Q im c, t -Bild festzustellen.

Erstarren die Legierungen nach Art $Aa1a$, $Aa1\beta$, $Aa1\gamma$ zu einer ununterbrochenen Reihe von Mischkristallen, so gilt dasselbe, was für die Legierungen zwischen A und P und Q und B gesagt wurde. Die Linie c, v' kann von der Geraden abweichen.

215. Bilden die beiden Stoffe A und B eine oder mehrere chemische Verbindungen V , die bis zu gewöhnlichen Temperaturen bestehen bleiben (Abb. 30 und 31), so ist eine Unstetigkeit in der c, v' -Linie bei V zu erwarten, wenn die

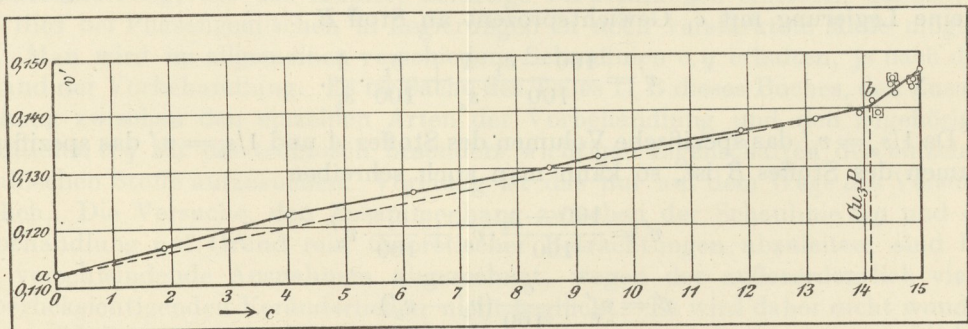


Abb. 148. Legierungen von Kupfer und Phosphor. c, v' -Linie. c : Gewichtsprocente Phosphor.

Bildung der Verbindung unter merklicher Volumänderung vor sich geht, und diese Volumänderung auch bis herunter zu gewöhnlicher Temperatur merkbar bleibt.

Beispiel: Bei den Legierungen von Kupfer und Phosphor (c, t -Bild s. Abb. 136) ergab sich nach dem thermischen Verfahren (191) die Verbindung Cu_3P . Die c, v' -Linie für gegossene Legie-

rungen ist in Abb. 148 dargestellt. Der Richtungswechsel der Schaulinie bei b , entsprechend der Verbindung Cu_3P bestätigt die Beobachtungen, die mittels des thermischen Verfahrens gemacht wurden (L_2 21).

Die Abweichung der c, v' -Linie von der Geraden zwischen a und b mahnt aber gleichzeitig zur Vorsicht. Wegen der geringfügigen Mischkristallbildung wäre zu erwarten gewesen, daß zwischen a und b die Schaulinie geradlinigen Verlauf habe. Sie weicht aber ziemlich erheblich davon ab. Die Ursache kann darin liegen, daß der Dichtigkeitsgrad der Legierungen nicht in allen Fällen 1 war; ferner auch darin, daß die Legierungen während der Zeitdauer der Erstarrung und Abkühlung noch nicht Zeit fanden, vollkommenes Gleichgewicht anzunehmen. Letzterer Fall ist hier der wahrscheinlichere. Man hätte diesen Nebeneinfluß durch sehr langsame Abkühlung vermindern oder beseitigen können; es besteht dann aber andererseits die Gefahr, daß die Legierung in der Mitte der Güsse undicht wird, lunkert und sich so der Dichtigkeitsgrad von dem Wert 1 entfernt.

216. Zusammenfassend kann gesagt werden, daß aus einer Unstetigkeit der Linie c, v' jedenfalls ein Fingerzeig dafür gewonnen werden kann, daß in der Legierungsreihe bei der der Unstetigkeitsstelle entsprechenden Zusammensetzung eine plötzliche Änderung des Volumens nach einem anderen Gesetz eintritt. Sie kann zurückgeführt werden auf das Bestehen einer chemischen Verbindung, oder das Auftreten einer neuen Phase oder das Verschwinden einer Phase. Der Nachweis ist aber nicht so sicher, daß er als allein maßgebend betrachtet werden könnte. Er kann nur als Stütze der Ergebnisse aus der thermischen und mikroskopischen Untersuchung verwendet werden.

2. Wärmedehnungszahl.

217. Das Auftreten oder Verschwinden einer Phase innerhalb einer erstarrten Legierung bei der Abkühlung oder Erhitzung ist in der Regel mit einer Änderung des Volumens verknüpft. Sobald diese Volumänderung meßbar ist, muß sie sich in einer Schaulinie $t, \Delta l$, in der die Temperaturen als Abszissen, und die Längenänderungen eines Stabes der betr. Legierung als Ordinaten eingetragen sind, durch eine Unstetigkeit bemerkbar machen. Hierbei ist man nicht wie bei dem thermischen Verfahren an gewisse Grenzen der Geschwindigkeit der Erhitzung oder Abkühlung gebunden, sondern man kann die Temperaturänderung beliebig langsam vornehmen, um sicher zu sein, daß jeder Temperatur der endgültige Gleichgewichtszustand entspricht. Das Verfahren ist insbesondere von Henri Le Chatelier und von Charpy (L_2 38 und 39) für das Studium der Vorgänge in erstarrten Eisenkohlenstoff-Legierungen angewendet worden (II B, 17).

Handelt es sich um die Ermittlung von Δl in Abhängigkeit von der Temperatur t bei niederen Wärmegraden, so wird die Längenänderung eines Stabes der zu untersuchenden Legierung in derselben Weise festgestellt, wie die Dehnung beim Zerreißversuch mittels Spiegelapparat (I, 81 bis 89). Die Erwärmung des Stabes geschieht mit Hilfe des elektrischen Heizstroms oder in Luft- oder Flüssigkeitsbädern.

Sind die Temperaturen, bei denen die Beobachtungen zu erfolgen haben, hoch, so empfiehlt sich das Verfahren von Le Chatelier und Charpy (L_2 38 und L_2 39). In Abb. 149 ist a ein Stäbchen der zu untersuchenden Legierung. Es ruht bei c auf der Schneide eines Stabes b aus Porzellan oder feuerfester Masse, der von Rollen r getragen wird. s ist ein kleiner Quarzglasspiegel. Das

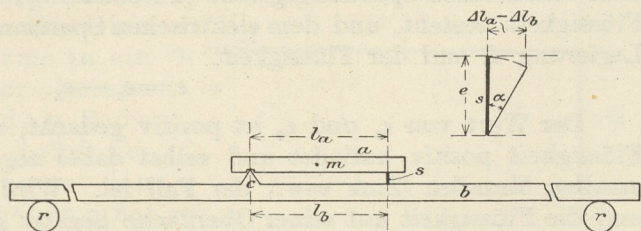


Abb. 149.