

# Nahentmischung in Nickel-Kupfer-Legierungen

RUUDOLF BURGER

Ludwig-Boltzmann-Institut für Festkörperphysik, Wien

und JOACHIM AUER

Institut für Angewandte Physik der T.H. Wien

(Z. Naturforsch. 23 a, 2125—2126 [1968]; eingeg. am 6. November 1968)

In den letzten Jahren ist die Stabilität von Nickel-Kupfer-Legierungen mehrmals untersucht worden. RYAN, PUGH und SMOLUCHOWSKI<sup>1</sup> schlossen aus ihren, im Konzentrationsbereich von 38–46 At.-% Ni durchgeführten Untersuchungen auf das Auftreten von Superparamagnetismus, wogegen KUSZMANN und WOLLENBERGER<sup>2</sup> ihre an Proben der Zusammensetzung 58,7–71,5 At.-% Ni gewonnenen Meßergebnisse als Anzeichen einer Nahentmischung deuteten, aber kein Auftreten von Superparamagnetismus feststellen konnten.

| Proben Nr. | 1    | 2    | 3    | 4    |
|------------|------|------|------|------|
| Einwaage   | 57,0 | 52,0 | 51,0 | 47,0 |
| Analyse    | 58,3 | 52,5 | 51,0 | 48,2 |

Tab. 1. Zusammensetzung der Proben (At.-% Ni).

Wir haben Suszeptibilitätsmessungen an Ni-Cu-Legierungen mit den in Tab. 1 angegebenen Konzentrationen durchgeführt. Zur Feststellung der Temperatur, bei der die größte Entmischungstendenz vorliegt, wurden die bei 900 °C homogenisierten Legierungen vor Beginn der eigentlichen Messungen einer mehrstufigen Wärmebehandlung bei 270 °C, 380 °C, 500 °C, 600 °C und 800 °C unterzogen. Die Proben wurden jeweils zwei Stunden auf den angegebenen Temperaturen gehalten, abgeschreckt, die Suszeptibilität bei Raumtemperatur gemessen und anschließend die Wärmebehandlung bei der nächsthöheren Temperatur durchgeführt. Dieser Vorgang ist sodann nach 50%iger Kaltverformung der Proben wiederholt worden. Wie die Ergebnisse der Messungen lehrten, wird die maximale Relativänderung der Raumtemperatursuszeptibilität sowohl bei den homogenisierten als auch bei den kaltverformten Proben durch die Wärmebehandlung bei 380 °C hervorgerufen.

Nachdem die neuerlich homogenisierten Legierungen (24 Stunden bei 900 °C) einer etwa 50%igen Kaltverformung unterworfen worden waren, wurde die Suszeptibilität in Abhängigkeit von der Temperatur im Bereich von 150 °K bis Raumtemperatur gemessen. Anschließend erfolgte eine 200 Stunden dauernde Temperung bei 380 °C mit nachfolgendem Abschrecken. Der nächste Schritt bestand in einem 120-stündigen Homogenisierungsglühn bei 900 °C und Abschrecken von dieser Temperatur. Eine abermalige 200-stündige Tem-

perung bei 380 °C an den nunmehr homogenisierten Proben schloß die Folge der Wärmebehandlungen ab. Nach jedem Behandlungsschritt wurde die Suszeptibilität im Bereich von 150 °K bis 300 °K bestimmt.

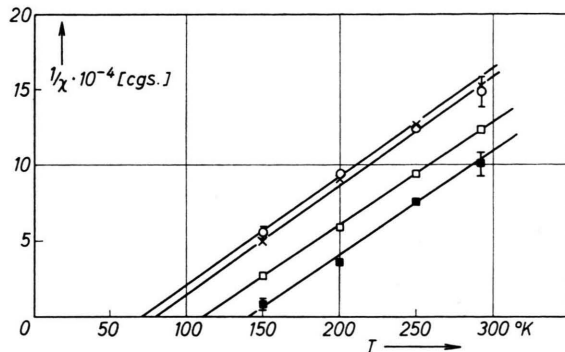


Abb. 1. Die Curie-Weißschen Geraden der Probe 3 nach den verschiedenen Vorbehandlungen. × 50% kaltverformt; ■ kaltverformte Proben 200 h bei 380 °C getempert; ○ 120 h bei 900 °C homogenisiert; □ homogenisierte Proben 200 h bei 380 °C getempert.

Abb. 1 zeigt, repräsentativ für alle Proben, die Curie-Weißschen Geraden der Probe 3. In Übereinstimmung mit den Ergebnissen von KUSZMANN und WOLLENBERGER<sup>2</sup> zeigen auch unsere Messungen, daß die Vorbehandlung die Steigung der  $1/\chi \cdot (T)$ -Geraden nur wenig, die Curie-Temperatur hingegen sehr merklich beeinflusst. In Tab. 2 sind die Curie-Temperaturen der untersuchten Proben in Abhängigkeit von der Vorbehandlung wiedergegeben.

| Pro-<br>Nr. | kalt-<br>verformt | (kaltverformt)–<br>getempert 1 | 120 h bei 900 °C (homogenisiert)<br>(homogenisiert) | getempert 2 |
|-------------|-------------------|--------------------------------|---|-------------|
| 1           | 140               | 170                            | 160   | 190         |
| 2           | 90                | 140                            | 90  | 125         |
| 3           | 80                | 140                            | 70  | 110         |
| 4           | 60                | 110                            | 50  | 85          |

Tab. 2. Curie-Temperaturen in °K.

Nach Lit.<sup>2</sup> ist die Curie-Temperatur  $T_c$  einer binären Legierung  $A_mB_n$ , bestehend aus einer ferromagnetischen (A) und einer nichtferromagnetischen Komponente (B), näherungsweise dem Austauschintegral  $I$  und  $p^{AA}$  (Wahrscheinlichkeit, daß der nächste Nachbar eines A-Atoms ein A-Atom ist) proportional:

$$T_c \sim I p^{AA}. \quad (1)$$

Der Nahordnungsparameter ist definiert durch:

$$\alpha = \frac{p^{AA} - c_A}{1 - c_A} \quad (\text{s. Anm. }^3) \quad (2)$$

<sup>1</sup> F. M. RYAN, E. W. PUGH u. R. SMOLUCHOWSKI, Phys. Rev. **116**, (H. 5) 1106 [1959].

<sup>2</sup> A. KUSZMANN u. H. WOLLENBERGER, Z. Metallk. **54**, (H. 9) 521 [1963].

<sup>3</sup> U. DEHLINGER, Z. Metallk. **53**, (H. 9) 577 [1962].



statistischer M. K.:  $p^{AA} = c_A$ ,  $\alpha = 0$ ,  
 Nahordnung:  $p^{AA} < c_A$ ,  $\alpha < 0$ ,  
 Nahentmischung:  $p^{AA} > c_A$ ,  $\alpha > 0$ .

Bleibt bei einer Änderung der Nachbarschaftverhältnisse, d. h. bei einer Änderung des Nahordnungsparameters  $\alpha$  um  $\Delta\alpha$  die Gitterkonstante, und damit in erster Näherung das Austauschintegral  $I$  konstant, so hat dies — wie eine kurze Rechnung zeigt — eine relative Änderung der Curie-Temperatur gemäß:

$$\frac{\Delta T_c}{T_c} = \frac{1 - c_A}{c_A} \Delta\alpha \quad (3)$$

zur Folge. — Wir nehmen an, daß die bei 900 °C 120 Stunden lang geglühten Proben eine statistische Atomverteilung besitzen, und daher der an diesen Proben ermittelte Wert von  $T_c$  dem Nahordnungsparameter  $\alpha = 0$  entspricht. Aus den durch das Tempern der homogenisierten Proben hervorgerufenen relativen Curie-Punkts-Änderungen  $\Delta T_c$  können demnach die Nahordnungsparameter der getemperten Proben nach Gl. (3) bestimmt werden. (Die Voraussetzung, daß die Gitterkonstante von den vorgenommenen Wärmebehandlungen unbeeinflusst bleibt, erscheint nach COLES<sup>4</sup> als erfüllt.)

## Diffusion of Indium in Lithium Metal

A. OTT

Physics Department, Chalmers University of Technology,  
 Gothenburg, Sweden

(Z. Naturforsch. 23 a, 2126—2127 [1968]; received 14 October 1968)

The diffusion of  $\text{In}^{114\text{m}}$  in lithium has been measured using a thin film plating and sectioning method, between 75 °C and 170 °C.

The data fit the Arrhenius relation  $D = D_0 \exp(-Q/RT)$  where

$D_0 = (0.39 \pm 0.25) \text{ cm}^2 \cdot \text{sec}^{-1}$  and  $Q = (15.87 \pm 0.36) \text{ kcal} \cdot \text{mol}^{-1}$ .

The activation energy for In tracer diffusion in Li is by 3  $\text{kcal} \cdot \text{mol}^{-1}$  higher than that for Li self-diffusion. This result is not in line with the common model of vacancies attracted by ions with excess valency, and thus presents a contrast to known observations of impurity diffusion in close packed metals.

The experimental method has been described elsewhere<sup>1</sup>. The  $\text{In}^{114\text{m}}$  was from New England Nuclear Corporation, checked with a multichannel analyzer and found to be free from radioactive impurities. The lithium was from Foote Lithium Corporation and had a purity of 3N5.

| $T$ (°C) | $D \cdot 10^{11}$ (cm <sup>2</sup> /sec) |
|----------|--|
| 171.5    | $663.7 \pm 21.2$                         |
| 160.5    | $402.8 \pm 13.4$                         |
| 151.0    | $242.8 \pm 8.2$                          |
| 138.6    | $132.7 \pm 4.8$                          |
| 117.4    | $58.59 \pm 2.2$                          |
| 107.2    | $27.57 \pm 0.80$                         |
| 75.5     | $4.50 \pm 0.15$                          |

Table 1.  
Experimental results.

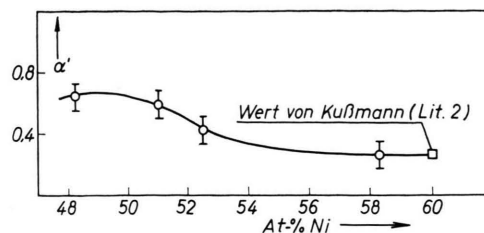


Abb. 2. Nahentmischungsparameter  $\alpha'$  nach 200-stdg. Tempern bei 380 °C (Ausgangszustand: homogenisiert).

In Abb. 2 ist der Verlauf des Nahordnungsparameters über der Konzentration dargestellt. Ob die Nahentmischung im Bereich von 50 : 50 At.-% ein Maximum durchläuft oder mit zunehmendem Cu-Gehalt weiter ansteigt, kann auf Grund der bisher durchgeführten Messungen nicht entschieden werden.

Den Herren Professoren Dr. F. LIHL und Dr. K. M. KOCH danken wir für ihre freundliche Unterstützung.

<sup>4</sup> B. R. COLES, J. Inst. Metal. 84, 346 [1955/56].

The experimental values of the diffusion coefficient,  $D$ , are given in Table 1 and plotted in Fig. 1, where the solid curve is a least squares fit of the experimental points.

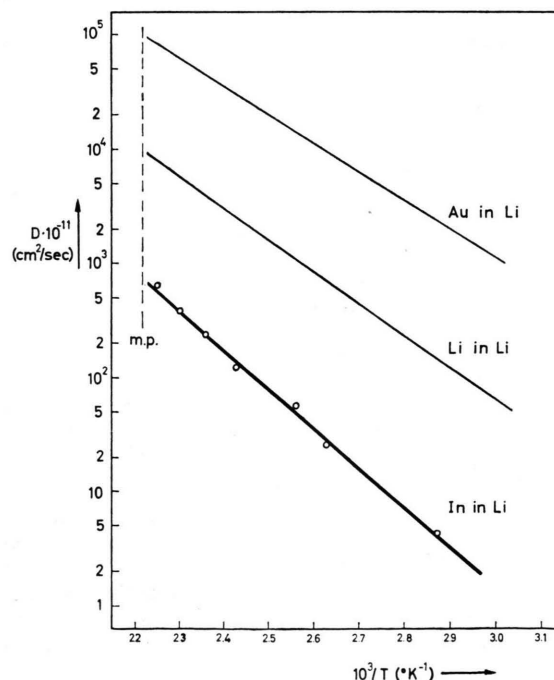


Fig. 1. Arrhenius plot of diffusion in lithium metal. The present work is here compared with the diffusion results for  $\text{Au}^{195}$  and  $\text{Li}^6$  tracers in Li.