

- Kopp M.*, Über das Sauerstoffbedürfnis wachsender Pflanzenzellen. Diss. ETH., Zürich, 1938, und Ber. Schweiz. Bot. Ges. **58** (1948): 283.
- Lundegårdh H.*, The Growth of Root Hairs. Ark. Bot. (Stockholm) **33 A**, (1946): 5.
- Mangin L.*, Sur un essai de classification des mucilages. Bull. Soc. Bot. France **41** (1894): XL.
- Mühlethaler K.*, Electron Micrographs of Plant Fibres. Biochim. et Biophys. Acta **3** (1949 a): 15.
- Investigation of the Development of Cell Walls. Biochim. et Biophys. Acta 1949 b (im Druck).
- Structures of Mucilages. Biochim. et Biophys. Acta 1949 c (im Druck).
- Roberts E. A.*, The Epidermal Cells of Roots. Bot. Gazz. **62** (1916): 488.
- Schwarz F.*, Die Wurzelhaare der Pflanzen. Unters. Bot. Inst. Tübingen **1** (1883): 135.
- Sierp H.* und *Brewig A.*, Quantitative Untersuchungen über die Wasserabsorptionszone der Wurzel. Jb. wiss. Bot. **82** (1936): 99.
- Tupper-Carey R. M.* und *Priestley J. H.*, The Composition of the Cell Wall at the Apical Meristem of Stem and Root. Proc. roy. Soc. London B **95** (1923): 109.
- Ursprung A.* und *Blum G.*, Die Lage der Wasserabsorptionszone in der Wurzel. Beih. Vierteljsch. Naturf. Ges. Zürich **15** (1928): 162.

DIFFUSIONSMESSUNGEN IN DÜNNEN SCHICHTEN MIT HILFE DER MIKROHÄRTE UND DER LOKALEN SPEKTRALANALYSE¹⁾

Mit 8 Abbildungen

Von DR.-ING. HELMUT BÜCKLE und DR. ALBERT KEIL (ONERA), Paris

I. Einführung

Die Diffusion spielt bekanntlich bei vielen metallurgischen Vorgängen und überhaupt in der Legierungstechnik eine wichtige, oft entscheidende Rolle. Insbesondere in der Plattiertechnik sind die Diffusionsvorgänge — teils unerlässlich und absichtlich herbeigeführt, teils unerwünscht, aber unvermeidlich — von ausschlaggebender Bedeutung. Ein bekanntes Beispiel sind die mit Reinstaluminium plattierten Duraluminbleche. Die Plattierschicht soll die Grundlegierung (Al-Cu-Mg) vor Korrosion schützen, die insbesondere durch den Kupfergehalt der Legierung begünstigt wird. Zum Zwecke der Aushärtung werden die Bleche einer Warmbehandlung von 15 bis 30 Minuten bei etwa 500° C unterworfen. Da bei dieser Temperatur die Diffusionsgeschwindigkeit des Kupfers im Aluminium schon recht erheblich ist, kann es besonders bei dünnen Blechen vorkommen, daß das Kupfer auf dem Weg der Diffusion an die Oberfläche der dünnen Plattierschicht gelangt und so die beabsichtigte Schutzwirkung zum Teil illusorisch macht. Eine Kontrolle dieser Diffusion ist daher dringend erwünscht.

¹⁾ BÜCKLE H. und KEIL A., Métaux et Corrosion No. 283 (1949).

Die Plattierschichten sind jedoch häufig so dünn — 50 bis 60 μ für ein Blech von 1 mm Dicke —, daß die klassischen Methoden der Diffusionsmessung versagen. Man hat sich daher damit begnügt, die Kupferkonzentration auf der Oberfläche röntgenographisch oder spektralanalytisch zu bestimmen. Selbst diese Verfahren sind jedoch bei dünnen Schichten nicht sicher, weil der Funken oder die Röntgenstrahlen eine gewisse Eindringtiefe haben.

Neuerdings hat D. P. JENSEN (1) die Diffusion in einer Plattierschicht mit Hilfe eines spektralanalytischen Verfahrens untersucht, dessen Prinzip schon lange bekannt ist (2, 3). Nach diesem Verfahren trägt man mittels einer Präzisionsfräsmaschine eine dünne Schicht parallel zur Oberfläche ab und unterwirft die so freigelegte Oberfläche der Spektralanalyse. Durch schrittweise Wiederholung des Verfahrens kann so die Konzentrationsverteilung stufenweise bestimmt werden. D. P. JENSEN, der eine Schicht von 170 μ Dicke untersuchte, erhielt befriedigende Ergebnisse, da es ihm

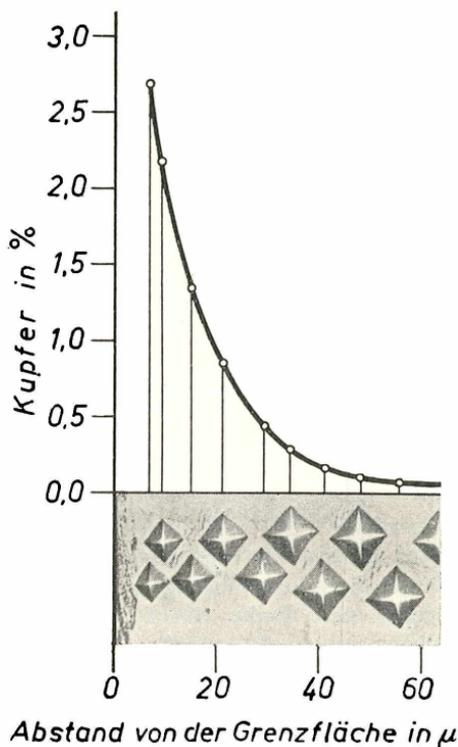


Abb. 1. Diffusion in einer Plattierschicht (Al).

gelang, Schichten von nur $25\ \mu$ Dicke abzutragen. Es ist jedoch sicher, daß selbst diese verfeinerte Technik bei Schichten von nur $50\ \mu$ Gesamtdicke versagen muß. Außerdem ist bei diesem Verfahren die für die Beurteilung der Diffusion wichtige Lage der ehemaligen Grenzfläche, bzw. der Abstand von dieser, nur sehr ungenau bekannt. D. P. JENSEN untersuchte seine Probe noch zusätzlich mit Hilfe der Mikrohärteprüfung an einem Querschliff, wobei er Eindrucksdurchmesser von $30\ \mu$ erzielte.

Die Mikrohärte eignet sich in der Tat ausgezeichnet für die Untersuchung dünner Diffusionszonen. Mit Hilfe dieser Methode hat H. BÜCKLE (4) zum erstenmal quantitativ die Diffusionskurve in einer Aluminium-Kupfer-Diffusionsschicht von nur $60\ \mu$ Dicke gemessen. In Abb. 1 ist als Beispiel das Ergebnis dieser Messung wiedergegeben. In der 60 dicken Diffusionsschicht konnten 9 Meßpunkte untergebracht werden. Der Vorteil dieses Verfahrens liegt auf der Hand.

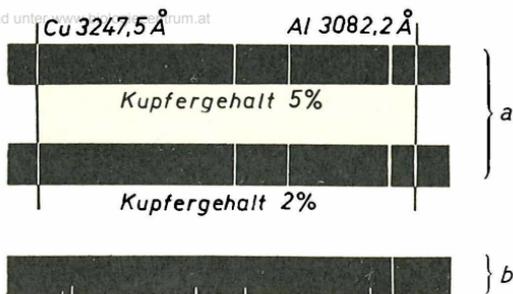
Allerdings handelt es sich bei der Mikrohärteprüfung um ein indirektes Verfahren. Die unmittelbar gemessenen Vickers-Härtewerte müssen mittels einer Eichkurve in Konzentrationswerte umgewandelt werden. Bei Zweistofflegierungen macht das keine grundsätzlichen Schwierigkeiten. Bei Mehrstofflegierungen ist jedoch die Beziehung zwischen Mikrohärte und Konzentration nicht mehr eindeutig und bedarf einer weiteren Untersuchung. In der Probe in der Abb. 1 war zwischen Grundlegierung und Plattierschicht eine $0,5\ \mu$ dicke Kupferschicht eingeschaltet worden, um die Diffusion der weiteren Legierungsbestandteile zu unterdrücken. In technischen plattierten Duraluminiumblechen muß aber die Beeinflussung der Kupferdiffusion durch die anderen Legierungselemente (Mg, Si) näher geprüft werden. Zu diesem Zweck wurde die vorliegende Untersuchung unternommen. Da wir großen Wert auf die genaue mikroskopische Bestimmung des Analysenortes legten, entwickelten wir eine Methode, die die gleichzeitige Anwendung der lokalen Spektralanalyse und der Mikrohärteprüfung an ein und demselben mikroskopischen Schliff erlaubt. Hierzu mußte ein spektralanalytisches Verfahren angewendet werden, das die Analyse eines möglichst kleinen Punktes der Schliffoberfläche erlaubt. Im folgenden ist diese Methode beschrieben, die von A. KEIL entwickelt wurde.

II. Spektralanalyse

Die Lokalisierung des Funkens auf einen mikroskopisch kleinen Teil der Schliffoberfläche ist in der Metallographie von großem allgemeinem Interesse. Daher finden sich bereits eine Reihe von Veröffentlichungen über diese Frage. Das erste, schon recht vollkommene Gerät dieser Art wird von G. SCHEIBE und J. MARTIN (5) beschrieben, die die Gegenelektrode in einer Quarzkapillare führten und einen Funkenerzeuger verwendeten, der intermittierenden, gut polarisierten Strom lieferte. Die vom Funken erfaßte Fläche hat einen Durchmesser von etwa $0,02\ \text{mm}$, aber die erhaltenen Spektrallinien sind zu schlecht definiert, um eine einwandfreie Photometrierung

Abb. 2. Aussehen einiger Spektren.

- a links: photometrierbare Linie der Probe, rechts: Linie der Gegenelektrode;
 b Spektrum zwischen 2400 und 2500 Ångström, links: photometrierbare Linie der Probe, rechts: Linie der Gegenelektrode.



zu gestatten. Es handelt sich um eine qualitative Analyse. Andere Forscher haben diese Idee weiterverfolgt, ohne daß eine entscheidende Verbesserung erzielt wurde. Der heutige Stand dieses Verfahrens findet sich in einer Veröffentlichung von F. R. BRYAN und G. A. NAHSTOLL (6) zusammengefaßt. G. THANHEISER und J. HEYES (7) verfolgten eine andere Idee, indem sie die zu prüfende Probe mit einem etwa 0,05 mm dicken Glimmerblättchen bedeckten, das ein Loch von etwa 0,01 mm Durchmesser hatte. Das Loch wird über die zu analysierende Stelle zentriert, so daß der Funke gut lokalisiert ist. Aber auch hier ist der Funke sehr lichtschwach und das Bild der Spektrallinien für eine quantitative Auswertung durch Photometrieren zu unregelmäßig. Da dieses Verfahren jedoch leicht anwendbar ist, haben wir es uns zum Ziel gesetzt, es in der Weise zu entwickeln, daß die Linien photometrierbar werden, wobei ein normaler Spektrograph ohne Sonderkonstruktion und die üblichen Belichtungszeiten beibehalten werden sollten. Unter diesen Bedingungen muß man sich allerdings auf einen Durchmesser von 0,1 mm für den Analysenpunkt beschränken (eine Sonder-einrichtung für noch kleinere Punkte ist z. Zt. in Vorbereitung). Im folgenden werden die Analysenbedingungen näher beschrieben:

Spektrograph Q 24 von Zeiß. Spaltbreite 0,03 mm. Funke: Hochspannungsentladung („Tesla“) eines „Pfeilsticker“-Gerätes (intermittierend, 120 Entladungen pro Minute), Verhältnis der Entladungsdauer zur Unterbrechungsdauer 1 : 3. Das „Pfeilsticker“-Gerät wurde gespeist von einem „Feußner“-Funkenerzeuger mit rotierendem Unterbrecher im Sekundärkreis, einer Kapazität von 500 cm und einer Spannung von 8000 V. Die hochgespannte Hochfrequenzentladung (Tesla) ist praktisch, weil dadurch der Funkenübergang selbst bei großem Elektrodenabstand keinerlei Schwierigkeiten macht, was die homogene Lichtverteilung auf dem Spalt erleichtert. Außerdem kann die Probe zu Justierzwecken gefahrlos während der Entladung berührt werden. Die Probe wurde mit einem Glimmerblättchen von 0,05 mm Dicke abgeschirmt, das mit einem Loch von 0,05—0,1 mm Durchmesser versehen war. Das Glimmerblättchen wurde mit Apiezonfett auf die Schlißoberfläche geklebt.

Die Wahl der Analysenstelle und die Justierung des Glimmers erfolgte unter einem Mikroskop mit Objektisch-Mikrometer (Vergrößerung $70\times$). Schließlich wurde die Probe auf einen isolierten Halter gelegt, der sich auf der optischen Bank unmittelbar vor dem Spektrographenspalt befand. Als Gegenelektrode wurde eine Nadel aus Reinsilber verwendet. Die Entfernung zwischen Probe und Gegenelektrode betrug 2 mm, die zwischen Funken und Spalt 20 mm, ohne jede Zwischenabbildung. Die Justierung ist nicht ganz einfach. Am besten geht man so vor, daß man an Stelle der Spektrographenkassette eine starke Lichtquelle (z. B. Quecksilberlampe) setzt. In dem nun aus dem völlig geöffneten Spalt austretenden Lichtband können das Loch im Glimmer und die Gegenelektrode justiert werden, die sich dann in der optischen Achse des Spektrographen befinden. Nach einiger Übung findet man leicht die geeignete Stellung der Elektroden, die gut photometrierbare Spektrallinien der Probe ergibt, während sich die Linien der Gegenelektrode nur im oberen Teil des Spektrums markieren (Abb. 2). Die Belichtungszeit betrug 3 Minuten.

Die verschiedenen Analysenpunkte wurden der Reihe nach auf dieselbe photographische Platte („Guilleminot U. V., rapid“) aufgenommen, ergänzt durch die Spektren einiger Eichproben mit bekannten Gehalten an Cu, Mg, Si usw. Die Auswertung erfolgte durch die übliche Schwärzungsvergleichsmessung (Schnellphotometer von Zeiß). Für die Berechnung der Schwärzung der schwächsten Linien wendeten wir die Seidelsche Transformation an (8). Der Durchmesser der vom Funken angegriffenen Stellen lag zwischen 0,1 und 0,15 mm, da die Löcher im Glimmer durch den Funkenübergang etwas aufgeweitet wurden. Die mittlere Tiefe der vom Funken erzeugten Löcher war 0,01 bis 0,02 mm, was einer verdampften Menge von $0,0000005\text{ g} = 0,5\gamma$ entspricht. Dies dürfte nach unseren Erfahrungen die Mindestmenge sein, die zur Erzielung photometrierbarer Linien nötig ist, solange man die üblichen Spektrographen mit Spalt verwendet. Wollte man noch kleinere „Analysenlöcher“ mit gleichzeitig photometrierbaren Spektrallinien erzielen, so müßte man den ganzen Beleuchtungsteil grundlegend ändern, bzw. durch eine zu diesem Zweck erdachte Sondervorrichtung ersetzen. Damit ginge allerdings der große Vorteil verloren, der darin besteht, daß man einen serienmäßigen Spektrographen ohne jede konstruktive Veränderung benützen und mit den üblichen Belichtungszeiten auskommen kann.

III. Mikrohärtete

Die Mikrohärteprüfung wurde mit einem Zeiß-Mikrohärtprüfer nach HANEMANN ausgeführt, bei dem bekanntlich (9) der Vickers-Diamant in der Mitte der Frontlinse des Suchobjektivs eingesetzt ist. Dadurch wird eine besonders hohe Treffsicherheit ($\approx 1\mu$) erzielt, was das Gerät für die Untersuchung heterogener Strukturen und dünnster Diffusionszonen (4, 10) besonders geeignet macht. Grundsätzlich eignet sich für die vorliegenden Messungen jeder Mikrohärtprüfer, der eine hinreichend große Treff-

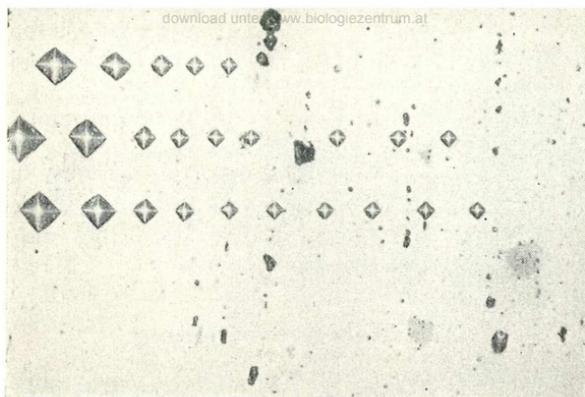


Abb. 3. Plattiertes Duralumin. Querschliff (ungeätzt). 350:1.

sicherheit besitzt (einige Mikron) und die Anwendung kleinster Lasten (einige Gramm) gestattet. Wir verwendeten eine konstante Last von 5 g, was einem Eindrucksdiameter von 8 bis 10 μ im Mittel entspricht. Als Versuchsprobe wählten wir ein Duraluminblech von 1 mm Dicke, das mit einer Reinstaluminiumplattierung von etwa 60 μ Dicke versehen war.

Zuerst wurde eine Mikrohärteprüfung auf einer zur Oberfläche senk-

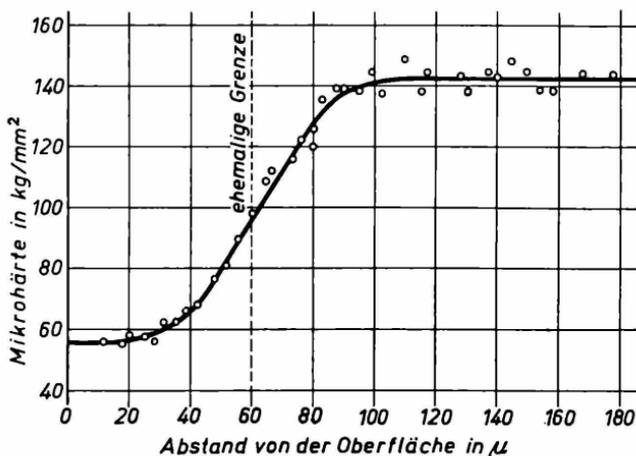


Abb. 4. Mikrohärtekurve, gemessen auf dem Querschliff.

rechten Mikroschliff durchgeführt. In Abb. 3 zeigen wir die Mikrostruktur der Probe mit einigen Mikrohärteeindrücken (rechts Basislegierung, links Al-Plattierung). Wenn man nun die so gemessenen Mikrohärtewerte als Funktion des Abstandes von der Oberfläche (linker Rand von Abb. 3) aufträgt, so erhält man die Kurve in Abb. 4. In dieser ist außerdem die ursprüngliche Grenze zwischen Kern und Plattierung mit eingezeichnet. Die Kurve, deren Meßpunkte nur eine geringe Streuung aufweisen, hat schon das typische Aussehen einer Diffusionskurve. Aber die Beziehung der Mikrohärtewerte zum Kupfergehalt (der allein von Interesse ist) ist noch unbekannt. Deshalb haben wir an derselben Probe die obenerwähnte spektralanalytische Untersuchung durchgeführt.

IV. Probenvorbereitung

Da der Durchmesser der spektralanalytischen Analysenpunkte 100 bis 105 μ beträgt, ist es offensichtlich unmöglich, auf diese Weise eine Diffusionszone von 60 μ Dicke direkt zu vermessen. Andererseits legen wir großen Wert auf die genaue unmittelbare Messung der Abstände der Analysen-

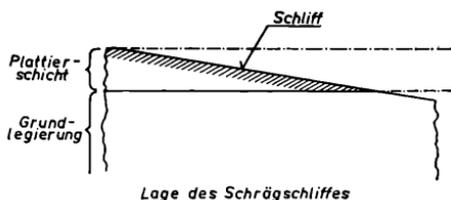
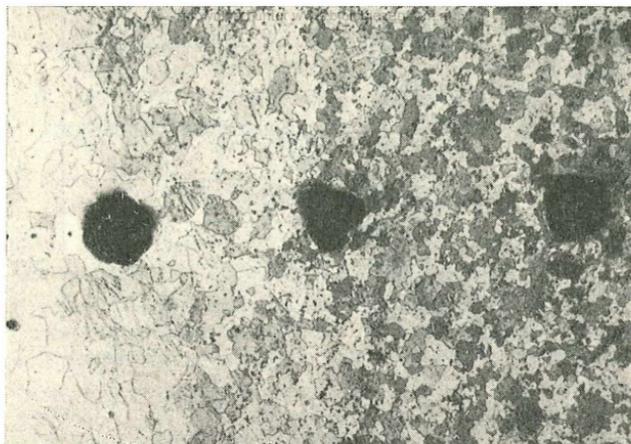


Abb. 5. Lage des Schrägschliffes.

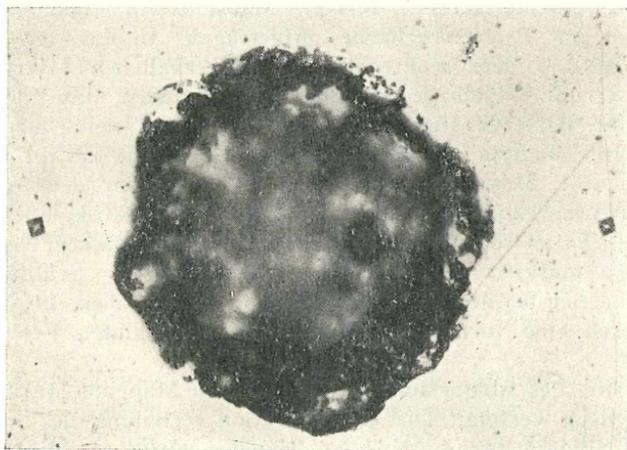
punkte. Um dies zu erreichen, haben wir die Probe schräg angeschliffen, so daß die Plattierschicht auf diesem Schrägschliff in viel größerer Breite erscheint als auf dem senkrechten Querschliff (Abb. 5). Es gelang, eine Ebene anzuschleifen und zu polieren, die mit der Blechoberfläche einen Winkel von weniger als einem Grad ($51'$) bildet. Die Breite der so im Schliffbild erscheinenden Schicht ist 4000 μ , was einer „Vergrößerung“ von 67 \times entspricht.

V. Ergebnisse

In dieser künstlich verbreiterten Schicht konnte man leicht etwa 15 spektralanalytische Analysenpunkte legen. Anschließend erzeugten wir entlang dieser Punktreihe etwa 100 Mikrohärteeindrücke. Man erkennt in Abb. 6 die Mikrostruktur eines Teils der Diffusionsschicht (Übergangszone vom Kern zur Plattierung) mit Analysenpunkten und sehr kleinen Mikrohärteeindrücken zwischen diesen Punkten. Der Unterschied der Durch-



*Abb. 6. Plattiertes Duralumin. Schrägschliff.
Spektralanalysenpunkte und Mikrohärtepunkte. 50:1.*



*Abb. 7 Plattiertes Duralumin. Schrägschliff.
Spektralanalysenpunkt und 2 Mikrohärteteindrücke. 300:1.*

messer der Analysenpunkte und der Mikrohärteteindrücke ist in Abb. 7 in stärkerer Vergrößerung deutlich gemacht. Die Abstände dieser Meßpunkte können unter dem Mikroskop mit größter Genauigkeit gemessen werden. In Abb. 8 haben wir die Mikrohärtewerte (kleine schwarze Punkte, linker

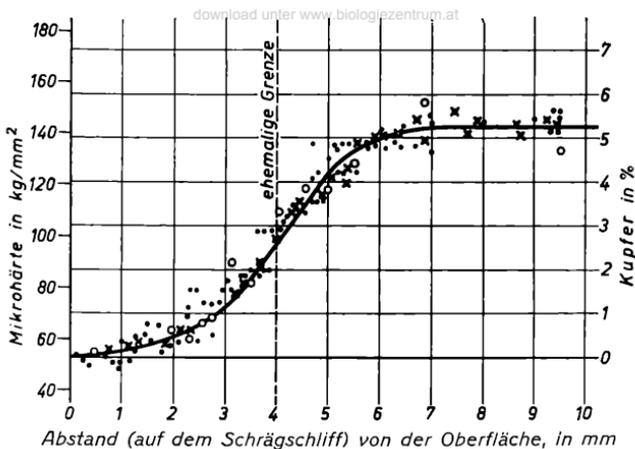


Abb. 8. Diffusionskurve, gemessen auf dem Schrägschliff.

Maßstab) sowie die nach der spektrographischen Analyse berechneten Kupfergehalte (kleine Kreise, rechter Maßstab) in Abhängigkeit vom Abstand von der Probenoberfläche aufgetragen. In dasselbe Diagramm haben wir die auf dem senkrechten Schliff erhaltenen Mikrohärtewerte (siehe Abb. 4) mit eingetragen (kleine Kreuze, linker Maßstab). Die Abstände für die letzteren Punkte wurden auf Grund der bekannten Vergrößerung der Schichtdicke umgerechnet. Man erkennt, daß die drei, durch drei verschiedene Messungen erhaltenen Punktmengen deutlich ein und dieselbe Kurve ergeben, die in Abb. 8 gezeichnet ist. Die Lage der ursprünglichen Grenzlinie zwischen Kern und Plattierschicht ist mit eingezeichnet. Diese Grenze markiert sich häufig im (gutpolierten) Schliffbild durch Oxydreste, die sich bei der Plattierung dort abgesetzt haben. Im Zweifelsfall kann sie durch eine vorherige Messung der ungeglühten Probe ermittelt werden.

Die Diffusion des Magnesiums, Siliziums und Mangans wurde ebenfalls spektralanalytisch verfolgt. Die Konzentrationsverteilung des Magnesiums und die des Siliziums ergibt Kurven derselben Form wie die der Abb. 8. Aber die Meßfehler bei der Analyse sind viel größer, weil die Ausgangskonzentrationen viel kleiner sind (5,2 % Cu, 0,8 % Mg, 0,5 % Si), so daß die Linien nicht mehr sicher photometrierbar sind. Jedoch interessiert hier nur der Kupfergehalt, da nur dieser für das Korrosionsverhalten von Bedeutung ist. Die Manganlinien erscheinen nicht in den Spektren der Diffusionschicht, obwohl sie in der Grundlegierung deutlich vorhanden sind. Das Mangan diffundiert also nicht meßbar unter den gegebenen Versuchsbedingungen, was mit seiner außerordentlich kleinen Diffusionskonstanten in Einklang steht (Diffusionskonstanten bei 500° C: Mg-Al 2×10^{-4} ;

Si-Al 1×10^{-4} ; Cu-Al 3×10^{-5} ; Mn-Al 6×10^{-8} cm²/d [11]). Die Tatsache, daß die Manganlinien in den Spektren der Kernlegierung, aber nicht in denen der Schicht auftreten, beweist übrigens, daß die Eindringtiefe des Funkens genügend klein ist, um das Analysenverhältnis nicht durch die darunterliegenden Schichten zu fälschen.

VI. Schlußfolgerungen

Die in Abb. 8 gezeigten Ergebnisse lehren, daß die Mikrohärtigkeit — wenigstens im Rahmen der Streuung unserer Messung — dem Kupfergehalt proportional ist. Weiterhin ist zu beachten, daß die auf dem senkrechten Querschliff erhaltenen Mikrohärtewerte auf der gleichen Kurve liegen wie die auf dem Schrägschliff erhaltenen. Somit besteht Proportionalität zwischen den unmittelbar auf einem Querschliff gemessenen Mikrohärtewerten einerseits und dem Kupfergehalt andererseits. Ein senkrechter Querschliff ist aber viel leichter herzustellen als ein stark geneigter Schrägschliff, und die Mikrohärteprüfung ergibt in etwa 20 Minuten schon eine Kurve der relativen Kupfergehalte. Der Kupfergehalt der Grundlegierung ist bekannt, und der Nullpunkt des Konzentrationsmaßstabes (Cu-Gehalt = 0) entspricht dem unteren horizontalen Kurvenzweig der Mikrohärtedate. Da man somit Anfang und Ende der Konzentrationskala (Cu-Gehalte) kennt, kann man angesichts der oben nachgewiesenen Proportionalität zwischen Cu-Konzentration und Mikrohärtigkeit die ganze Cu-Skala einzeichnen, womit die gesamte Konzentrationsverteilung des Kupfers lediglich auf Grund der Mikrohärtedate bekannt ist. Es sei noch auf die geringe Streuung der Mikrohärtewerte in der eigentlichen Diffusionszone des Querschliffes hingewiesen (Kreuze in Abb. 8).

Vom theoretischen Standpunkt aus ist die Kurve Abb. 8 mit den klassischen Diffusionsgesetzen verträglich. Die Kurve weicht nur leicht von der Gleichung ab:

$$c = \frac{c_0}{2} \left[1 - \Phi \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \right],$$

wo c die Konzentration in Abhängigkeit vom Abstand x von der Grenzfläche, c_0 die Konzentration der Ausgangslegierung, D den Diffusionskoeffizienten und t die Diffusionszeit bedeuten, während Φ das Gaußsche Fehlerintegral darstellt:

$$\Phi(\xi) = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^\xi e^{-x^2} dx.$$

Die geringe Abweichung von obigem Gesetz kann durch die Konzentrationsabhängigkeit von D erklärt werden (4,12); D wächst nämlich mit abnehmender Konzentration. Wenn man eine Diffusionstemperatur von 505° C zu Grunde legt (übliche Temperatur), erhält man für 1,5% Cu einen Diffusionskoeffizienten von 2×10^{-5} cm²/d (4), und man errechnet aus

der Kurve Abb. 8 Diffusionskoeffizienten von $D = 2,5 \times 10^{-5}$ für $c = 1,0\%$ Cu, $D = 4,0 \times 10^{-5}$ für $c = 0,5\%$ Cu und $D = 5,8 \times 10^{-5}$ für $c = 0,2\%$ Cu, in befriedigender Übereinstimmung mit den Ergebnissen von H. BÜCKLE (4) und R. F. MEHL (12).

D. P. JENSEN erwähnt in seiner Veröffentlichung (1) die ihm unerklärliche Tatsache, daß seine Diffusionskurven nicht symmetrisch in bezug auf die ursprüngliche Grenze sind, und fragt nach den möglichen Gründen für diese Anomalie. In diesem Fall kann die Konzentrationsabhängigkeit des Diffusionskoeffizienten nicht zur Erklärung herangezogen werden, da diese Abhängigkeit eine Abweichung gerade im entgegengesetzten Sinne als die von D. P. JENSEN festgestellte ergeben müßte. Wir glauben vielmehr, daß die Lage der ursprünglichen Grenze nicht genau genug festgelegt wurde. In der Tat gestattet das von D. P. JENSEN angewendete Ätzverfahren keine sichere Bestimmung der ehemaligen Grenze, da die Ätzwirkung je nach Ätzdauer sich über diese Grenze hinaus ins Innere der Plattierschicht erstrecken kann, so daß eine kleinere „ursprüngliche Schichtdicke“ vorgtäuscht wird.

Zusammenfassend kann man auf Grund der spektrographischen Eichung sagen, daß im Falle der Diffusion des Kupfers in Aluminium der Mikrohärteverlauf die Konzentrationsverteilung richtig wiedergibt. Daraus folgt, daß in diesem Falle die Mikrohärtepprüfung an einem Querschliff die beste Methode zur Messung dieser Diffusion ist, angesichts der bequemen, raschen und sicheren Arbeitsweise. Es muß jedoch betont werden, daß in unbekanntem oder zweifelhaften Fällen eine vorherige Eichung mittels der lokalen Spektralanalyse an einem Schrägschliff unerlässlich ist.

Wir danken Frau C. BÜCKLE und Fräulein E. HOFER für die verständnisvolle Unterstützung bei der Durchführung der experimentellen Arbeiten.

Literatur

1. Jensen D. P., *Iron Age* **161** (1948): 66.
2. Seith W und Laird J. G., *Z. Metallk.* **24** (1932): 193.
3. Lay E. und Keil A., *Aluminium* **19** (1937): 749.
4. Bückle H., *Z. Metallk.* **34** (1942): 130.
5. Scheibe G. und Martin J., (Diss. 1937), *Spektrochim. Acta I* (1939): 47.
6. Bryan F. R und Nahstoll G. A., *Journ. Opt. Soc. Amer.* **37** (1947): 311.
7. Thanheiser G. und Heyes J., *Naturwiss.* **29** (1941): 488.
8. Honerjäger-Sohm M. und Kaiser H., *Spektrochim Acta II* (1944): 396.
9. Haneman H. und Bernhardt E. O., *Z. Metallk.* **32** (1940): 35.
10. Bückle H., *Metallforsch.* **1** (1946): 175.
11. — *Z. Elektrochem.* **49** (1943): 238.
12. Mehl R. F., *Metals and Alloys* **12** (1941): 41.

ZOBODAT - www.zobodat.at

Zoologisch-Botanische Datenbank/Zoological-Botanical Database

Digitale Literatur/Digital Literature

Zeitschrift/Journal: [Mikroskopie - Zentralblatt für Mikroskopische Forschung und Methodik](#)

Jahr/Year: 1949

Band/Volume: [4](#)

Autor(en)/Author(s): Bückle Helmut, Keil Albert

Artikel/Article: [Diffusionsmessungen in dünnen Schichten mit Hilfe der Mikrohärte und der lokalen Spektralanalyse. 266-276](#)