

Viskositätsmessungen an Aluminium und Aluminiumlegierungen

Von F. Lihl, E. Nachtigall und A. Schwaiger, Wien

(Mitteilung aus dem Institut für Angewandte Physik der Technischen Hochschule Wien und der Versuchsanstalt der Vereinigten Metallwerke Ranshofen-Berndorf)

Um Aufschluß über die Struktur von Metallschmelzen zu erhalten, werden die verschiedensten Methoden eingesetzt. Neben röntgenographischen Untersuchungen spielen Messungen der elektrischen Leitfähigkeit, der magnetischen Suszeptibilität und schließlich auch Messungen der Temperaturabhängigkeit der Viskosität eine besondere Rolle. Im letzteren Fall interessieren natürlich nicht allein die reinen Metalle, sondern vor allem die Beeinflussung der Viskosität durch Legierungszusätze. Die Ergebnisse der in dieser Richtung durchgeführten Untersuchungen sind jedoch vor allem bezüglich des Aluminiums als Basismetall oft recht widersprechend. Der gesamte Fragenkomplex mußte daher einer neuerlichen eingehenden Bearbeitung unterzogen werden.

Die ersten Arbeiten¹⁾, bei denen Probleme der Meßtechnik im Vordergrund standen, liegen einige Jahre zurück. Bei den neueren, vor etwa drei Jahren begonnenen Untersuchungen hingegen interessierte primär die Antwort auf die Frage, ob bzw. inwiefern sich der Gefügebau im festen Zustand bereits in der Schmelze im Verlauf der Viskosität-Konzentration-Isothermen abzeichnet. Ein Teil dieser Versuchsergebnisse wurde kürzlich veröffentlicht²⁾ 3). Im nachfolgenden sollen diese Ergebnisse in Zusammenhang mit den Resultaten weiterer, bisher unveröffentlichter Untersuchungen diskutiert werden. Auf eine Zusammenstellung des umfangreichen, die Viskosität von Aluminium und von Aluminiumlegierungen betreffenden Schrifttums sei verzichtet. Die wichtigsten Literaturangaben sind in den bereits zitierten Arbeiten¹⁾ 2) 3) zu finden.

Versuchsdurchführung

Die Messung der Viskosität erfolgte nach der Schwingtiegelmethode, einem Verfahren, welches gerade für Untersuchungen von Metallschmelzen auch von anderen Forschern bevorzugt angewendet wurde. Ein Schema der Versuchsanlage zeigt Bild 1. Im Mittelteil eines stehenden, sehr gut wärmeisolierten Ofens (1) von 80 cm Länge und 55 cm Dmr. befindet sich der mit Schmelze gefüllte Tiegel aus Sinterkorund (2). Durch zusätzliches Anbringen eines Übertiegels aus Schamotte (3) ist die notwendige Temperaturkonstanz im gesamten Schmelzvolumen gesichert. Da eine Messung der Temperatur der Schmelze mit Hilfe eines in diese eintauchenden Thermoelements empfindliche Störungen zur Folge haben würde, erfolgt die Temperaturmessung durch ein von unten vakuumdicht eingeführtes Thermoelement (4) ungefähr 5 cm unterhalb des Tiegelbodens. Dieses Thermoelement, dessen Lage relativ zum Tiegel fixiert ist, war vorher mit Hilfe eines in die Schmelze eingetauchten Elementes geeicht worden. Zur Schwingungsanregung dienen zwei gegenläufig geschaltete Elektromotoren (5). Die Messung des logarithmischen Dämpfungsdekrementes erfolgt durch Reflexion eines Lichtstrahles an einem mit der Tiegelauflösung verbundenen Spiegel (6). Der Radius der 1,5 m langen Rundskala beträgt 2,58 m. Die ganze Anlage ist erschütterungsfrei in einem ehemaligen Luftschutzbunker aufgestellt und garantiert eine hohe Genauigkeit der Dekrementmessung. Eine wichtige Voraussetzung ist ferner die Garantie einer vollkommen inneren Atmosphäre. Eine zu diesem Zweck gebaute Schutzgasreinigungsanlage gewährleistet einen Sauerstoff-

und Stickstoffgehalt des als Schutzgas verwendeten Argons von weniger als 1 ppm. Als Eichmetall diente Zinn. Die Grundlage für die Berechnung der Viskosität bildete die Gleichung⁴⁾

$$\eta = \frac{(\Delta - \Delta_0)^2 \cdot \rho_t}{K^2 \cdot \rho_{ts}^2 \cdot \tau}$$

Darin bedeuten:

- η = dynamische Viskosität
- Δ bzw. Δ_0 = logarithmisches Dekrement des mit der Schmelze gefüllten bzw. des leeren Tiegels
- K = Eichkonstante
- ρ_t bzw. ρ_{ts} = Dichte der Metallschmelze bei der Versuchstemperatur bzw. beim Schmelzpunkt
- τ = Schwingungsdauer

Die Untersuchungen wurden an Reinaluminium Al99,99 sowie dessen Legierungen mit Silizium, Eisen, Nickel, Titan, Kupfer, Zink und Magnesium vorgenommen und erstreckten sich über den mit dieser Versuchsanlage erfaßbaren Konzentrationsbereich der betreffenden binären Systeme. Dieser Bereich war durch eine obere Grenztemperatur von 900°C gegeben.

Versuchsergebnisse

Reinaluminium

Viskositätsmessungen an Aluminium wurden bisher meist, beginnend bei 900°C, mit fallender Temperatur in Temperaturschritten von etwa 50°C durchgeführt. Es gilt dies auch für die im Jahre 1964 publizierten Ergebnisse¹⁾.

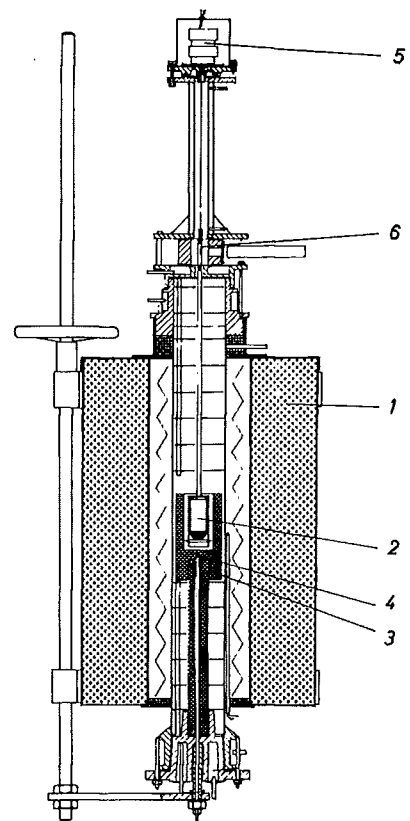


Bild 1: Schema des Torsionsviskosimeters

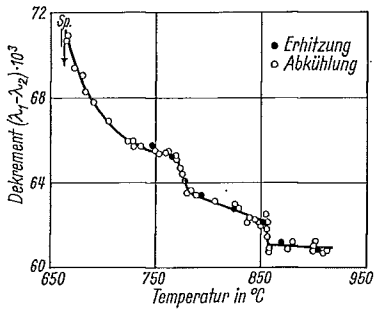


Bild 2: Temperaturabhängigkeit der Differenz der logarithmischen Dämpfungsdekremente des mit der Reinstaluminiumschmelze gefüllten Tiegels und des leeren Tiegels

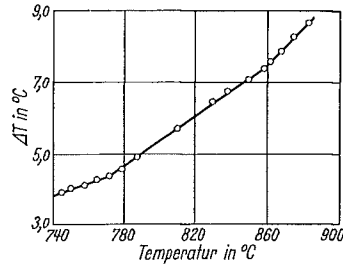


Bild 3: Temperaturabhängigkeit der Differenztemperatur zwischen Aluminium und einer Aluminiumlegierung mit 39,2 Gew.-% Mg

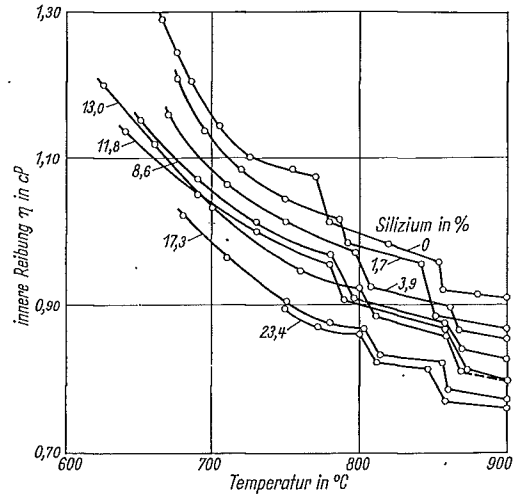


Bild 4: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Silizium-Legierungen

Bild 5: Temperaturabhängigkeit der 775°C-Stufe bei Aluminium-Silizium-Legierungen (oberes Diagramm); Abhängigkeit der Stufenhöhe für beide Umwandlungen vom Siliziumgehalt (unteres Diagramm)

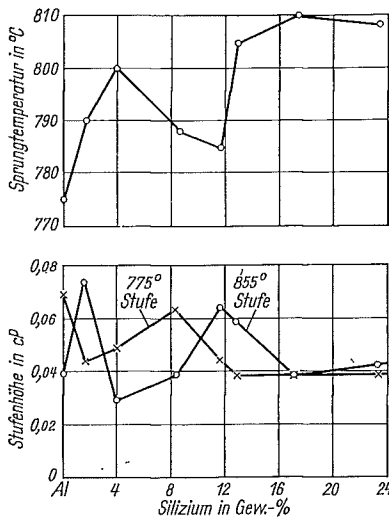


Bild 6: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Silizium-Legierungen

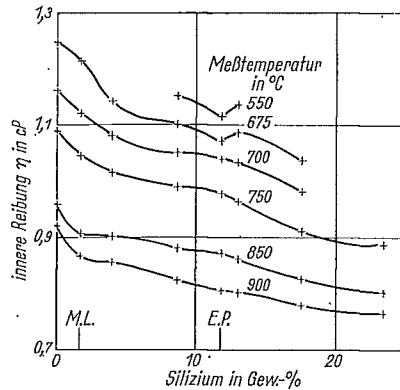
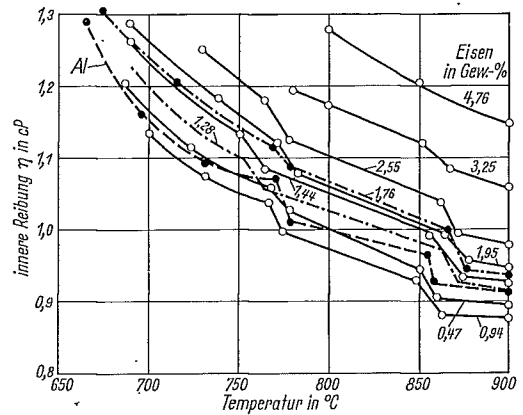


Bild 7: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Eisen-Legierungen



Man erhält dann eine stetige, monoton gegen höhere Temperaturen abfallende Kurve. Als aber bei den neuerlichen Untersuchungen kleinere Intervalle gewählt wurden, mußte festgestellt werden, daß die Viskosität-Temperatur-Kurve durchaus nicht stetig ist. Es wurde nämlich für die Temperaturabhängigkeit der Differenz der logarithmischen Dämpfungsdekremente des mit der Schmelze gefüllten Tiegels und des leeren Tiegels die in Bild 2 dargestellte Kurve erhalten. Diese Kurve läßt, streng reproduzierbar, zwei Unstetigkeitsstellen bei 775°C und bei 855°C erkennen. Ferner muß oberhalb 900°C noch eine dritte Stufe vorhanden sein, wie man auf Grund des fast horizontalen Verlaufes der Kurve oberhalb 855°C schließen kann. Diese Stufe liegt jedoch außerhalb des mit der beschriebenen Anlage erfassbaren Temperaturbereiches.

In Bild 3 ist das Ergebnis differentialthermischer Untersuchungen wiedergegeben. Als Vergleichssubstanz diente dabei eine Aluminium-Magnesium-Legierung mit 39,2% Magnesium, welche keine Unstetigkeiten im Viskosität-Temperatur-Verlauf besitzt. Diese Kurve zeigt bei 773 und 858°C, also bei den gleichen Temperaturen, bei denen im Viskosität-Temperatur-Verlauf Unstetigkeiten beobachtet werden, unstetige Richtungsänderungen. Aus der Steigungsänderung muß auf eine unstetige Zunahme der spezifischen Wärme geschlossen werden. Bei diesen Stufen, die, wie noch ausgeführt werden wird, auch bei Aluminiumlegierungen auftreten können, handelt es sich somit offenbar um unstetige Änderungen der Koordinationszahl in der Schmelze, also

in gewissem Sinn um Analoga zu den polymorphen Umwandlungen im festen Zustand.

Es sei bemerkt, daß Hinweise auf solche Umwandlungen schon im älteren Schrifttum zu finden sind. In diesem Zusammenhang seien die Arbeiten von Saito und Matzokawa⁵⁾ sowie von Jones und Bartlett⁶⁾ angeführt. Die genannten Forscher hatten in der Viskosität-Temperatur-Kurve des Aluminiums wohl keine Unstetigkeiten, jedoch schwach ausgeprägte Knickbeobachtet. Warum diese Arbeiten später keine Beachtung gefunden haben, ist wohl darauf zurückzuführen, daß die von den genannten Forschern gewählte Versuchsdurchführung für heutige Begriffe als nicht entsprechend gelten kann. Die von ihnen gemessenen Viskositätswerte betragen ein Vielfaches der im späteren Schrifttum publizierten Zahlen.

Aluminium-Silizium-Legierungen

Wie bereits erwähnt und wie dies Bild 4 besonders eindrucksvoll zeigt, treten die Unstetigkeiten in den Viskosität-Temperatur-Kurven auch bei Legierungen des Aluminiums, beispielsweise bei Aluminium-Silizium-Legierungen, auf, und zwar im gesamten untersuchten Bereich bis 23,4 Gew.-% Si. Dieses Diagramm, das auf Grund von mehr als 1500 Einzelmessungen erstellt ist, beweist die ausgezeichnete Reproduzierbarkeit der Messungen. Wie man bereits bei oberflächlicher Betrachtung erkennt, ändern sich sowohl die Lage wie die Höhe der Stufen mit dem Siliziumgehalt. Die Konzentrationsabhängigkeit der Temperatur der 775°C-Umwand-

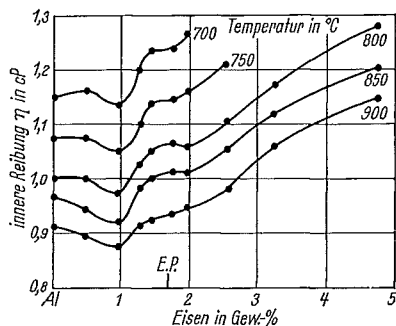


Bild 8: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Eisen-Legierungen

ist in diesem Bild, daß die erwähnten Umwandlungen viel schwächer ausgeprägt sind als bei den Aluminium-Eisen-Legierungen und vermutlich schon bei einem Nickelgehalt von knapp über 1 Gew.-% nicht mehr festgestellt werden können. Die eutektische Zusammensetzung äußert sich, wie aus Bild 10 hervorgeht, wieder als Wendepunkt. Auch die maximale Löslichkeit zeichnet sich in allen Kurven klar ab.

lung und der Stufenhöhe für beide Umwandlungen veranschaulicht Bild 5. In allen Fällen zeichnet sich deutlich die eutektische Zusammensetzung, in dem unteren Diagramm auch die Konzentration der maximalen Löslichkeit im festen Zustand ab. Man kann also sagen, daß die Lage und die Höhe der Stufen in direktem Zusammenhang mit dem Zustandsdiagramm stehen.

Die aus Bild 4 abgeleiteten Viskosität-Konzentration-Isothermen vermittelt Bild 6. Demnach setzt Silizium unabhängig von der Temperatur die Viskosität des Aluminiums herab. Besonders bemerkenswert ist aber in diesem Diagramm das bei Annäherung an die Liquidustemperatur sich ausbildende, der eutektischen Zusammensetzung entsprechende Minimum; es ist bereits bei 675°C, also 100°C oberhalb der eutektischen Temperatur, deutlich ausgeprägt. Auch die maximale Löslichkeit des Siliziums in Aluminium scheint sich in diesen Kurven abzuzeichnen.

Aluminium-Eisen-Legierungen

Das System Aluminium-Eisen wurde nur bis 4,76 Gew.-% Fe untersucht (Bild 7). Wie man erkennt, sind die Unstetigkeiten in der Viskosität-Temperatur-Kurve bis 3,25 Gew.-% Eisen nachweisbar. Ferner kann man auch hier wieder eine deutliche Verschiebung der Umwandlungstemperatur, vor allem bei der 855°C-Stufe, feststellen. Während bis zur eutektischen Zusammensetzung die Umwandlungstemperatur gegenüber dem Reinaluminium unverändert ist, liegt diese Temperatur für die übereutektischen Legierungen um ungefähr 20°C höher. In den Viskosität-Konzentration-Isothermen (Bild 8) äußert sich die eutektische Zusammensetzung als Wendepunkt, wie dies auch schon bei früheren Untersuchungen¹⁾ festgestellt werden konnte.

Aluminium-Nickel-Legierungen

Ähnliche Ergebnisse wurden auch bei der Untersuchung des Systems Aluminium-Nickel erhalten (Bild 9). Bemerkenswert

Aluminium-Titan-Legierungen

Bei den Viskositätsmessungen an Aluminium-Titan-Legierungen ergaben sich insofern experimentelle Schwierigkeiten, als bei Titangehalten von mehr als 0,3 Gew.-% Seigerungen auftraten — eine Erscheinung, die auch schon bei den früheren Untersuchungen beobachtet worden war. Damals war es aber gelungen, einige seigerungsfreie Legierungen zu erhalten und an ihnen die Temperaturabhängigkeit der Viskosität zu messen. Es wurden daher die Ergebnisse der alten und der neuen Messungen in einem Diagramm vereinigt.

Zunächst ist aus Bild 11 zu ersehen, daß bei allen Aluminium-Titan-Legierungen bis 0,3 Gew.-% Titan Unstetigkeiten in den Viskosität-Temperatur-Kurven auftreten und daß schon bei sehr kleinen Titangehalten unter 0,1 Gew.-% die Umwandlungstemperaturen merklich erhöht werden (rd. 10°C bei der ersten und 20°C bei der zweiten Umwandlungsstufe). Die Viskosität-Konzentration-Isothermen (Bild 12) lassen erkennen, daß die peritektische Zusammensetzung sich als Maximum in den Viskosität-Temperatur-Kurven kundtut. Über 0,3 Gew.-% Titan steigen die Kurven unabhängig von der Temperatur etwa in gleichem Maße steil an.

Aluminium-Kupfer-Legierungen

Das System Aluminium-Kupfer konnte mit der beschriebenen Anlage der Verfasser bis über 60 Gew.-% Cu untersucht werden. Die Viskosität-Konzentration-Kurven bis 26,2 Gew.-% Cu sind in Bild 13 a, die einem höheren Kupfergehalt entsprechenden Kurven in Bild 13 b zusammengestellt. Die bei Aluminium beobachteten Unstetigkeiten in den Viskosität-Temperatur-Kurven sind demnach bis zu einem verhältnismäßig hohen Kupfergehalt nachweisbar. Die Grenze liegt höher als die eutektische Konzentration. Aus Bild 13 a folgt ferner, daß mit steigendem Kupfergehalt eine beachtliche Verschiebung des ersten Umwandlungspunktes eintritt. Bis zur maximalen Löslichkeit von 5,7 Gew.-% Cu beobachtet man eine, dem Kupfergehalt annähernd proportionale Erhöhung von 775 auf 790°C. Mit weiter steigendem Kupferzusatz sinkt die Umwandlungstemperatur bis

Bild 9: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Nickel-Legierungen

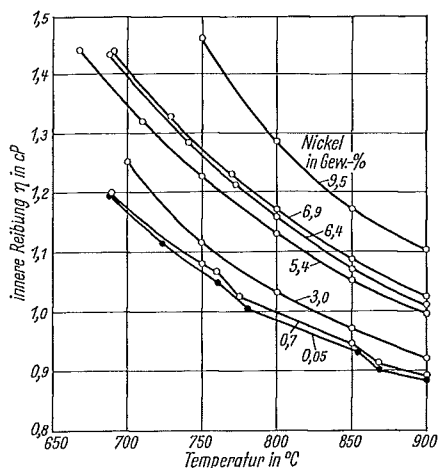


Bild 10: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Nickel-Legierungen

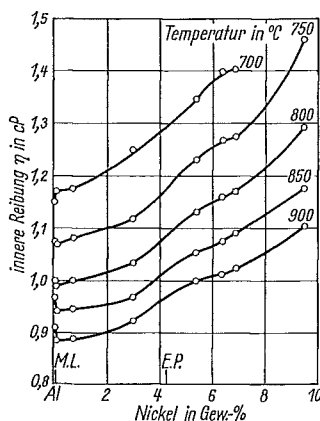
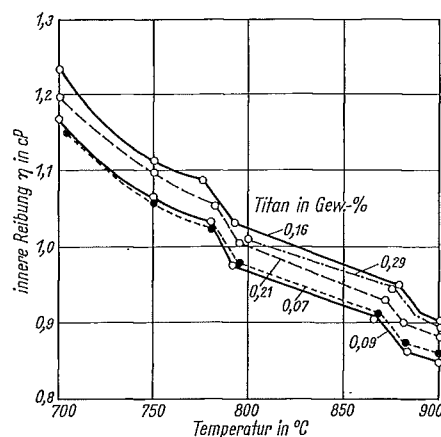


Bild 11: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Titan-Legierungen



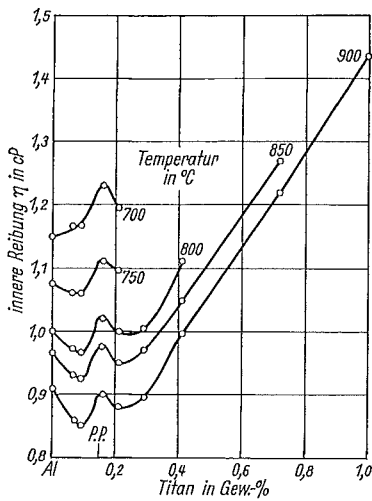
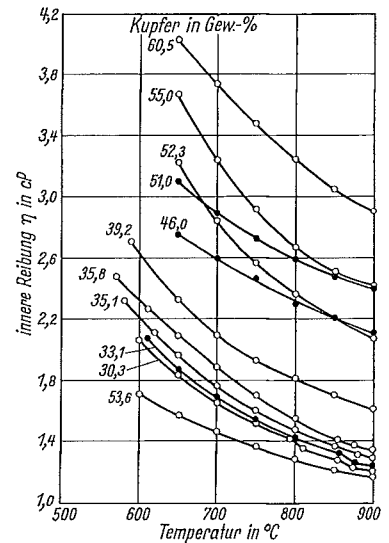
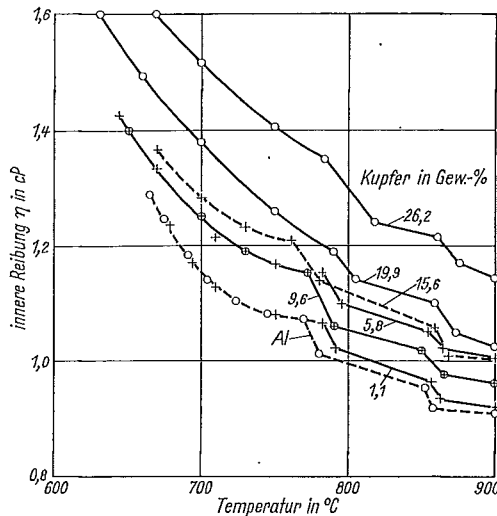


Bild 12: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Titan-Legierungen



Bilder 13a und b: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Kupfer-Legierungen

15 Gew.-% Kupfer wieder auf den Wert für Aluminium ab, um dann erneut bis zur eutektischen Konzentration auf 805°C anzusteigen. Der zweite Umwandlungspunkt ändert sich hingegen nur unwesentlich. Die Viskosität-Konzentration-Isothermen zeigt das Bild 14. Demnach ist die maximale Löslichkeit des Kupfers in Aluminium durch ein Maximum gekennzeichnet. Auch die eutektische Zusammensetzung äußert sich in bereits bekannter Weise als Wendepunkt. Auffallend ist ferner der starke Anstieg der Viskosität im Bereich der eutektischen Horizontale, insbesondere oberhalb des eutektischen Punktes. Besonders bemerkenswert ist jedoch das steile Viskositätsminimum an der Stelle der Verbindung Al_2Cu und die Tatsache, daß dieses Minimum schon bei Temperaturen, die mehrere hundert Grad oberhalb der Liquidustemperatur liegen, deutlich ausgeprägt ist.

Aluminium-Zink-Legierungen

Bei der Untersuchung an Aluminium-Zink-Legierungen mußte wegen des hohen Dampfdruckes des Zinks die Versuchstemperatur mit 750°C begrenzt bleiben, so daß es unmöglich war, das Temperaturgebiet der Umwandlungen zu erfassen. Die hier nicht wiedergegebenen Viskosität-Temperatur-Kurven zeigen daher einen stetigen Verlauf. Bild 15 vermittelt die Viskosität-Konzentration-Isothermen im ge-

samten Legierungsbereich. Demnach sind die Viskositätsänderungen bis zur Konzentration der maximalen Löslichkeit des Zinks in Aluminium gering. Der Bereich der eutektischen Horizontale ist jedoch, wie im System Aluminium-Kupfer, durch einen steilen Viskositätsanstieg, der eutektische Punkt wieder als Wendepunkt gekennzeichnet. Vom Ende der eutektischen Horizontale im Bereich der festen Lösung des Aluminiums im Zink nimmt die Steilheit des Anstieges stark zu, und zwar um so mehr, je niedriger die Versuchstemperatur liegt. Es tritt daher auch die Konzentration der maximalen Löslichkeit des Aluminiums im Zink in den Viskositätskurven in Erscheinung. Bemerkenswert ist ferner das Maximum in der Umgebung von 60% Zink. Dieses Maximum könnte dem Maximum der Mischungslücke im festen Zustand zugeordnet werden.

Aluminium-Magnesium-Legierungen

Im System Aluminium-Magnesium existieren zwei eutektische Punkte und zwei kongruent schmelzende Verbindungen Al_3Mg_2 und $Al_{12}Mg_{17}$. Gemäß Bild 16 a und b werden Umwandlungen im flüssigen Zustand bis zu einem Magnesiumgehalt von etwa 15 Gew.-% beobachtet. Es ändert sich ferner auch die Umwandlungstemperatur mit dem Magnesiumgehalt, und zwar gilt dies in diesem Fall für beide Um-

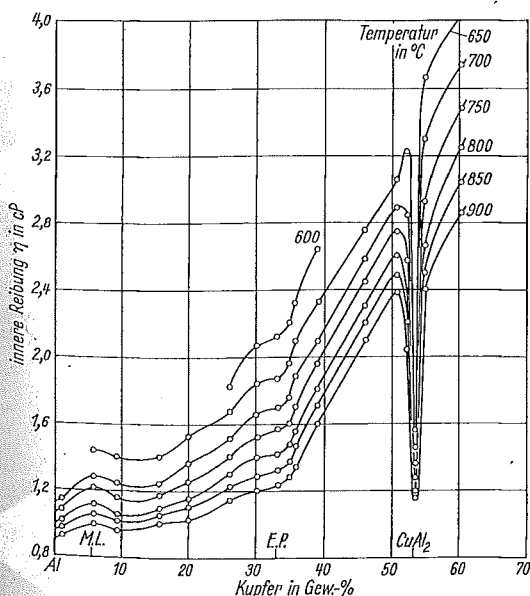


Bild 14: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Kupfer-Legierungen

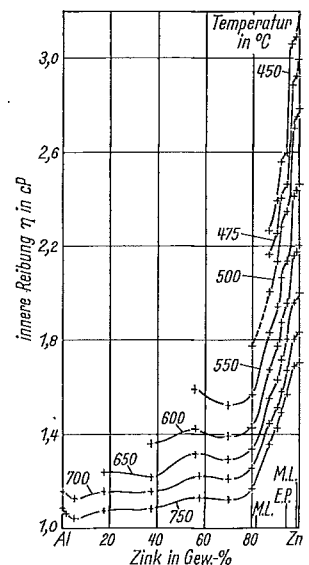
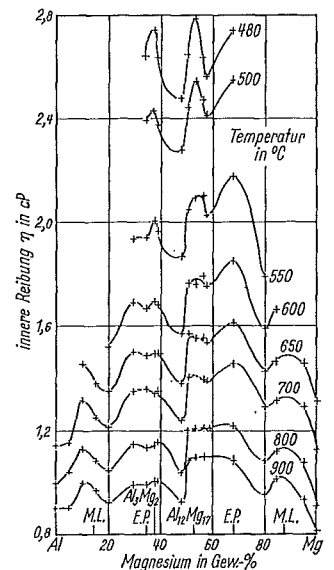
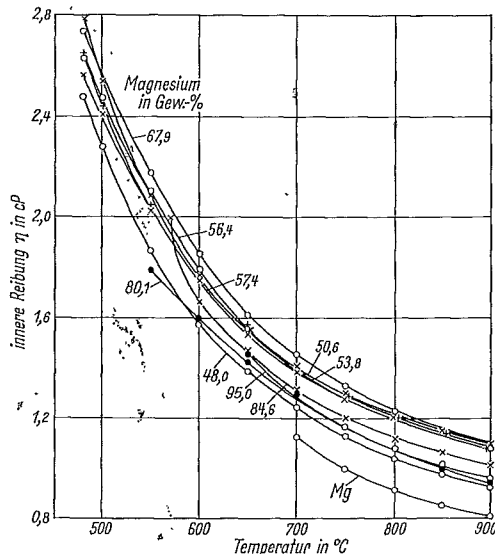
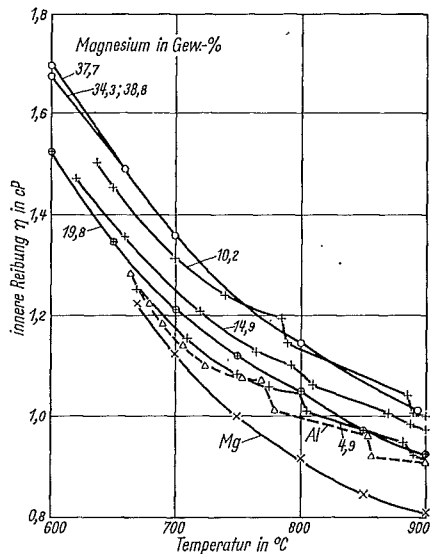


Bild 15: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Zink-Legierungen



Bilder 16a und b: Viskosität-Temperatur-Kurven von Aluminium-Magnesium-Legierungen

Bild 17: Viskosität-Konzentration-Isothermen von Aluminium-Magnesium-Legierungen

wandlungspunkte. Schon durch einen Zusatz von 5 Gew.-% Magnesium rückt der erste Umwandlungspunkt auf 805°C und der zweite auf 885°C. Die Verschiebung beträgt daher für beide Umwandlungspunkte 30°C. Interessant ist nun Bild 17, in welchem die Viskosität-Konzentration-Isothermen dargestellt sind. Man erkennt, daß erstens die Kurven sowohl von der Aluminium- als auch von der Magnesiumseite her bis zu einem Maximum ansteigen. Während das rechte Maximum sehr genau mit der Konzentration der maximalen Löslichkeit des Aluminiums in Magnesium übereinstimmt, liegt das linke Maximum etwas links von der aus dem Zustandsdiagramm folgenden Konzentration der maximalen Löslichkeit des Magnesiums in Aluminium. Zweitens stellt man fest, daß der zweite eutektische Punkt bei 70 Gew.-% Magnesium durch ein Maximum gekennzeichnet ist und bereits in der 800°C-Isotherme, also mehr als 350°C oberhalb der eutektischen Temperatur, ausgeprägt ist. Der eutektische Punkt bei 37,4 Gew.-% Magnesium wird offenbar durch die nahe benachbarte Verbindung Al_3Mg_2 überdeckt. Drittens sind die beiden Verbindungen durch Maxima gekennzeichnet, die sich bereits in der 800°C-Isotherme, also wieder ungefähr 350°C oberhalb der Liquidustemperatur, abzeichnen. Ferner ist das der Verbindung $Al_{12}Mg_{17}$ zugehörige Maximum entsprechend der größeren Breite des Homogenitätsbereiches breiter als das Maximum der Verbindung Al_3Mg_2 . Es dürfte sich somit auch die Breite des Homogenitätsbereiches in den Viskosität-Konzentration-Isothermen äußern — eine Tatsache, die auch schon deshalb plausibel ist, da sich doch auch die maximale Löslichkeit eines elementaren Metalls in einem anderen in den Isothermen abzeichnet.

Zusammenfassung

Die wichtigsten Ergebnisse dieser Untersuchungen können wie folgt zusammengefaßt werden:

1. Auch im flüssigen Zustand gibt es Umwandlungen. Es handelt sich in diesem Fall um un stetige Änderungen der Koordinationszahl. Diese Umwandlungen sind auch bei Zusatz einer zweiten Komponente festzustellen, wobei jedoch die Breite des Legierungsbereiches, in dem solche Umwandlungen beobachtet werden, vom Zusatzelement abhängt. Außerdem ändern sich die Umwandlungstemperaturen, wobei ein gewisser Zusammenhang mit den Zustandsschaubildern zu erkennen ist.

2. Der Verlauf der Viskosität-Konzentration-Isothermen hängt eng mit dem Aufbau der Legierungen im festen Zustand zusammen. Alle Veränderungen im festen Zustand, wie Löslichkeitsgrenzen, eutektische und peritektische Punkte, Verbindungen, ja selbst Mischungslücken im festen Zustand, kommen in diesen Kurven oft schon mehr als 100°C oberhalb der Liquidustemperatur in ganz charakteristischer Weise zum Ausdruck. Warum aber die eutektische Zusammensetzung, wie im System Aluminium-Silizium als Minimum, in einem anderen System wie Aluminium-Magnesium als Maximum und wieder in anderen Systemen wie Al-Cu, Al-Zn, Al-Fe und Al-Ni als Wendepunkt erscheint, das bedarf natürlich noch einer Klärung. Dasselbe gilt auch für die Maxima bzw. Minima an der Stelle intermetallischer Verbindungen. Ein Verständnis dieses unterschiedlichen Verhaltens ist auf Grund des bisher vorliegenden Versuchsmaterials noch nicht möglich. Augenblicklich muß man sich damit begnügen, Tatsachen und Gesetzmäßigkeiten zu registrieren.

Jedenfalls dürfte aber sichergestellt sein, daß Messungen der Viskosität von flüssigen Legierungen viele wichtige Informationen vermitteln. Um den Informationsgehalt solcher Messungen ausschöpfen zu können, werden aber noch andere Untersuchungen, wie Messungen der elektrischen Leitfähigkeit und der magnetischen Suszeptibilität, ferner Untersuchungen mit Röntgenstrahlen und Neutronen notwendig sein. Dieser große Einsatz wird sich jedoch schon deshalb lohnen, weil von solchen Untersuchungen wichtige Aufschlüsse über die Struktur von Schmelzen und über die Bindungsverhältnisse im flüssigen Zustand und schließlich auch Erkenntnisse über die Kinetik der Kristallisation zu erhoffen sind.

Die Verfasser sprechen dem Österreichischen Bundesministerium für Verkehr und verstaatlichte Unternehmungen für die finanzielle Unterstützung der Arbeiten ihren besonderen Dank aus.

Schrifttum

- 1) Lihl, F., E. Nachtigall und G. Pointer: Metall 18 (1964) S. 1054.
- 2) Lihl, F., und A. Schwaiger: Z. f. Metallkunde 58 (1967) S. 777.
- 3) Lihl, F., E. Nachtigall und A. Schwaiger: Z. f. Metallkunde 59 (1968) S. 213.
- 4) Gebhardt, E., und M. Becker: Z. f. Metallkunde 42 (1951) S. 111.
- 5) Saito, D., und T. Matzokawa: Mem. Doll. Engng. Kyoto Imp. Univ. 7 (1932) S. 49.
- 6) Jones, W. R. D., und W. L. Bartlett: J. Inst. Metals 81 (1952) S. 145.