

# SCHNELLAUSGLÜHEN VON ALUMINIUM

Von

J. PROHÁSZKA und L. MÜLLER

Lehrstuhl für Technologie und Materialkunde für Elektroindustrie  
und Institut für Mechanische Technologie,  
Technische Universität, Budapest

(Eingegangen am 15. Dezember, 1971)

## I. Einführung

Der Anspruch auf die rasche Entwicklung der industriellen Produktion, der in unseren Tagen zu beobachten ist, hat auch die Erhöhung der Geschwindigkeit der technologischen Prozesse in den Vordergrund des Interesses gestellt. Diese Tatsache hat zur Folge, daß sich in letzter Zeit die Arbeiten vermehrten, die sich mit der Verkürzung der Wärmebehandlungszeit der Metalle und Legierungen befassen. Obzwar die Amortisation der bestehenden Wärmebehandlungsaggregate und die Anschaffungskosten der sich auch den neuen Schnellmethoden anpassenden Einrichtungen die Verbreitung der schnellen technologischen Prozesse erschweren, wurden in letzter Zeit viele Wärmebehandlungsprozesse um Größenordnungen rascher.

In der Praxis der Wärmebehandlung wurde zunächst der Prozeß des Drahtausglühens rascher, seitdem gelang es, die Kupferdrähte durch die Joule-Wärme des während des Ziehens durch den Draht geführten elektrischen Stromes auf der Ziehbank auszuglühen. Mit diesem Verfahren ist es möglich, zwischen zwei Kontakten z. B. mit 10–20 m/Sek. Geschwindigkeit laufende Drähte auszuglühen. Das bedeutet, daß die Ausglühdauer gegenüber den 20–40 Minuten von vorher auf die Größenordnung von Sekunden fiel.

Im folgenden berichten wir über eine Versuchsreihe, deren Ziel es war, die Schnellausglühmöglichkeiten von Drähten aus sogenanntem Hüttenaluminium zu klären. Das Ausglühen ist als Schnellausglühen betrachtet, wenn die Wärmehaltezeit der auszuglühenden Drähte von 5 bis 16 Sek. reicht.

## II. Versuchsmaterial

Das Versuchsmaterial war E 99,7 Al von handelsüblicher Qualität (Zusammensetzung: Fe 0,27%, Si 0,083%, Cu 0,003%, Mg 0,003%, Mn 0,005%, Zn 0,042%, Rest = Al). Das Material wurde mit dem üblichen Kaltziehverfahren auf 1,2 mm Diameter gezogen. Bei diesem Diameter war der

Kaltverformungsgrad des Materials  $q \cong 80\%$ . Die Ursache der Materialauswahl war, daß diese Qualität in großen Mengen hergestellt wird, und die Beschleunigung des Herstellungsprozesses von großer wirtschaftlicher Bedeutung wäre.

### III. Versuchsteil

Wir haben zwei verschiedene Wärmebehandlungsversuche durchgeführt. Einerseits wurden die im vorigen Teil beschriebenen Drähte 5, 15, 45 und 135 Minuten lang bei 100, 150, 175, 200, 225, 250, 275, 300, 350, 400 und 450 °C ohne Schutzgas in herkömmlichem Ofen ausgeglüht. Der Zweck dieser Versuchsserie war, die gewonnenen Ergebnisse mit denen des im folgenden beschriebenen Schnellausglühens zu vergleichen.

Abb. 1 zeigt das elektrische Schaltbild der Versuchsanordnung. Der zu erweichende Draht A ist an einen Transformator TR angeschlossen, der an eine 220 V Wechselstromquelle angeschlossen ist. Ein Nebenzwiderstand R<sub>s</sub> ist in Reihe mit dem Draht A geschaltet. Ein Voltmeter V misst die Spannung an dem Draht A, ein Amperemeter A misst den Strom durch den Draht A. Ein Registerinstrument RE ist ebenfalls angeschlossen. Ein mechanischer Schalter K und ein Magnetschalter M sind ebenfalls in der Schaltung. Ein Sicherungselement B ist ebenfalls angeschlossen. Die Schaltung ist an eine 220 V Wechselstromquelle angeschlossen.

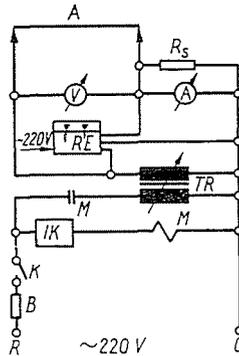


Abb. 1. Elektrisches Schaltbild. A: der zu erweichende Draht; TR: Transformator; RE: Registrierinstrument; V: Spannungsmesser; A: Strommesser; R<sub>t</sub>: Nebenzwiderstand; IK: mechanischer Schalter; M: Magnetschalter; K: Handschalter; B: Sicherung

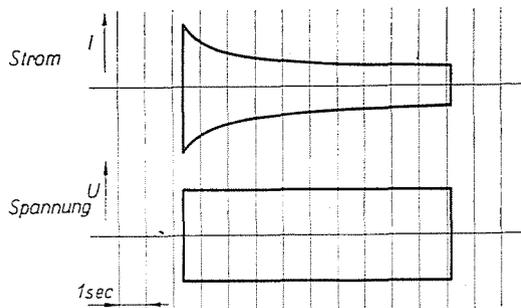


Abb. 2

Während des Schnellausglühens wurden die 3000 mm langen Drähte zwischen zwei elektrische Kontakte gelegt und eine bestimmte Zeit lang (5, 10 und 16 Sek.) mit Joule-Wärme bei verschiedenen Stromstärken geheizt. Das Schaltschema der zur Wärmung benutzten Einrichtung wird in Abb. 1 gezeigt. In Abb. 2 wird der Verlauf der Spannung (V) und des Stromes (I) einer 10

Sekunden dauernden Wärmung gezeigt. Aus dem Diagramm geht hervor, daß die Spannung während des Glühens praktisch konstant war, wogegen die Stromstärke allmählich abnahm. Das ist selbstverständlich, denn mit der Temperaturzunahme nimmt auch der Widerstand des Probekörpers zu, und damit — dem Ohmschen Gesetz nach — nimmt die Stromstärke ab. Der Abbildung gemäß nahm die Stromstärke bis zum Augenblick des Ausschaltens ab, was bedeutet, daß die Temperatur des Probekörpers während des Glühens ununterbrochen zunahm.

Die Temperatur der Probekörper wurde bei den im Ofen geglühten Stücken auf herkömmliche Weise, mit Thermoelement-Temperaturmesser gemessen. Die Temperatur der mit elektrischem Strom geglühten Stücke wurde nicht gemessen, da optische Pirometer wegen der kleinen Oberfläche pro Längeneinheit der Drähte und der Unkenntnis der Emissionskonstante für das Material nicht in Frage kommen konnten. Die Thermoelementmethode wurde deshalb verworfen, weil wegen des kleinen Durchmessers des Drahtes der Temperaturabfall am Berührungspunkt des Drahtes und des Thermoelements nicht verhindert werden konnte, auch nicht bei dem sogenannten Transient-Thermoelement, bei dem die zwei Drähte des Thermoelementes an das Probestück geschweißt werden. Mit dieser Methode wäre deshalb eine Temperatur gemessen, die niedriger als die Temperatur des Drahtes ist. So wurden die ermittelten mechanischen Eigenschaften als Funktion des bei dem Schnellglühen durch die Drähte strömenden Stromes angegeben (siehe Abb. 4).

Die durch elektrischen Strom unmittelbar geglühten Drähte waren 3000 mm lang. Wir haben diese Drahtlänge gewählt, um an den Drahtenden — mit Rücksicht auch auf den Kühleffekt der Kontakte — genügend lange Drähte zum Zweck weiterer Messungen zu erhalten, bei denen die gleichmäßige Temperaturverteilung noch anzunehmen ist. Sicherheitshalber wurden je 300 mm von beiden Enden des Drahtes abgeschnitten, und diese wurden bei den weiteren Messungen nicht verwendet.

#### *Die Messung der mechanischen Eigenschaften*

Aus den auf der obengenannten Weise wärmebehandelten sowie aus den rauhen, nicht behandelten Drähten wurden je 3 Probekörper mit 50 mm Meßlänge am Materialprüfapparat Instron zerrissen, außerdem wurde die  $\sigma-\sigma(\delta)$ -Kurve für sämtliche Probekörper aufgenommen.

#### IV. Versuchsergebnisse

Die bei Raumtemperatur gemessenen Zugfestigkeits- ( $\sigma_B$ ) und die Gesamtdehnungswerte ( $\delta$ ) der im Ofen durch verschiedenen lange Zeit geglühten Drähte werden in Abb. 3 in Abhängigkeit der Glühzeit gezeigt. Hier ent-

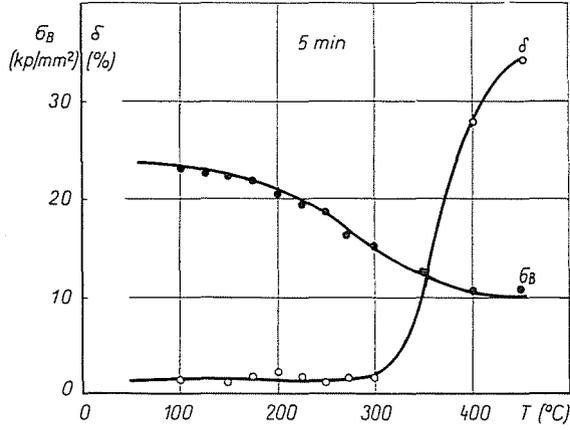


Abb. 3a

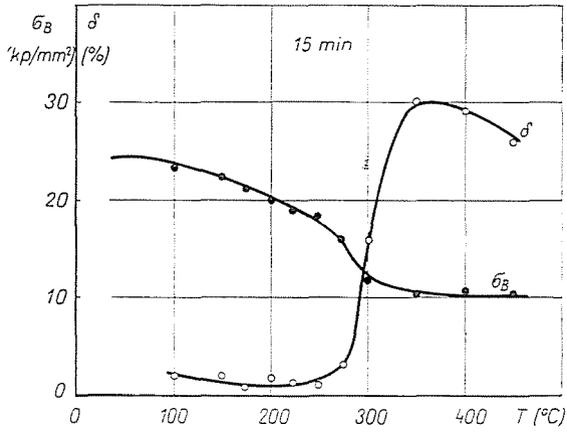


Abb. 3b

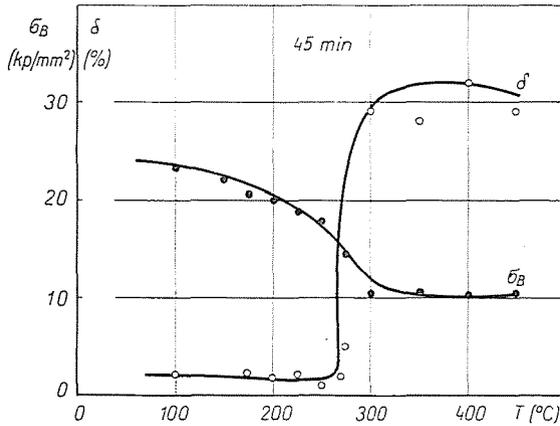


Abb. 3c

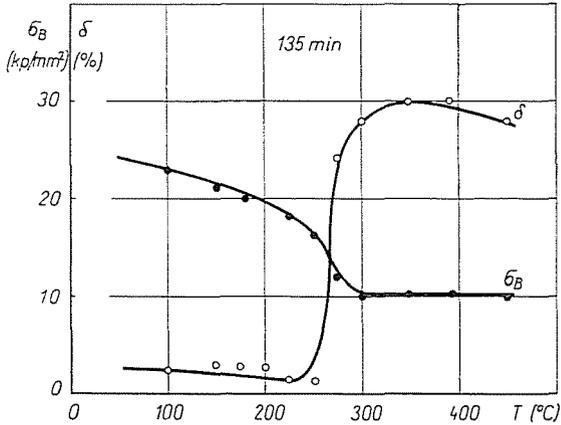


Abb. 3d

spricht die Gesamtdehnung praktisch der gleichmäßigen Dehnung, denn die Länge der untersuchten Probekörper war mehr als der 41fache Durchmesser, und so kann der auf die Längeneinheit fallende Teil der bei Kontraktion eintreffenden lokalen Dehnung vernachlässigt werden. So, wie es zu erwarten ist, ermäßigt sich mit der Zunahme der Glühzeit sowohl die Anfangs- als auch die Endtemperatur des Ausglühens. Vielleicht ist die einzige bemerkenswerte Eigenheit dieser Abbildungen, daß die Veränderung der Plastizitätskennzahl ( $\delta$ ) — bei sämtlichen Ausglühzeiten — bei viel höherer Temperatur anfängt als die Veränderung der Festigkeitskennzahl ( $\sigma_B$ ), die eigentlich schon bei der kleinsten Ausglühtemperatur sich zu vermindern anfängt.

Abb. 4 zeigt die Veränderung der Plastizität ( $\delta$ ) und Festigkeit ( $\sigma_B$ ) der schnellausgeglühten Probekörper in Abhängigkeit der Stromstärke bei ver-

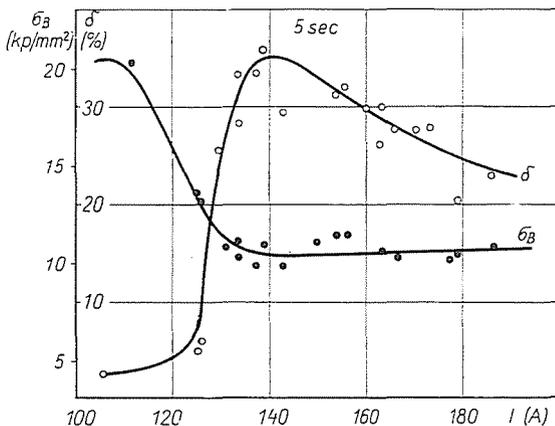


Abb. 4a

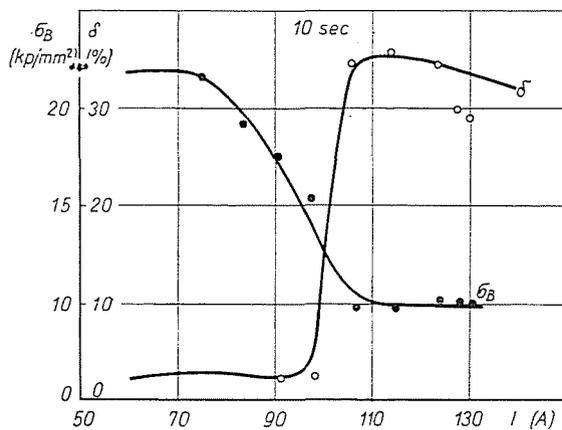


Abb. 4b

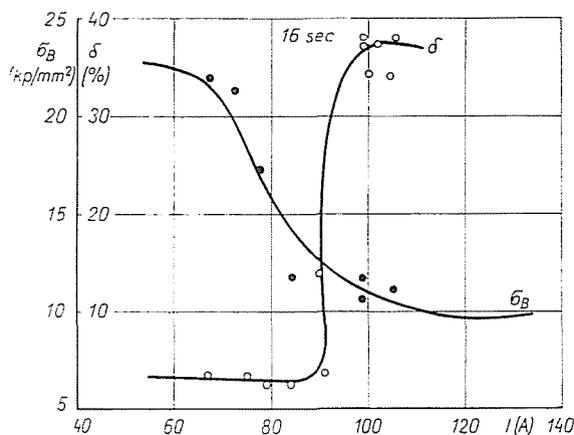


Abb. 4c

schiedener Glühdauer. Aus den Abbildungen geht eindeutig hervor, daß sich die untersuchten Aluminiumdrähte schon bei der kürzesten Ausglühungszeit (5 Sek.) vollkommen ausglühen, wenn die angewandte Stromstärke höher als ein kritischer Wert ist.

Wir haben keinen auffälligen Unterschied zwischen den mit herkömmlichen Verfahren im Ofen geglühten und den schnellgeglühten Probekörpern gefunden. Die mit beiden Methoden geglühten Probekörper haben — abgesehen von den gewöhnlichen Streuungen — dieselben charakteristischen mechanischen Eigenschaften gezeigt.

Unseren metallographischen Untersuchungen nach vollzog sich die Rekristallisation in allen vollkommen ausgeglühten Drähten. Die Mikrostruktur der im Ofen geglühten und der schnellgeglühten Probekörper zeigte keinen mit metallographischen Methoden ausweisbaren Unterschied. Zwischen den mit

herkömmlichem Verfahren — im Ofen — geglühten und schnellgeglühten Probekörpern fanden wir auch mit Röntgen-Feinstruktur-Untersuchung keinen Unterschied. Die mit beiden Methoden ausgeglühten Probekörper haben — abgesehen von den üblichen Streuungen — dieselben charakteristischen mechanischen Eigenschaften gezeigt.

In der Literatur wird die zu der Erholung benötigte Zeitdauer in Abhängigkeit der Glühtemperatur oft mit einer Gleichung vom Typ Arrhenius, das heißt mit der Gleichung

$$\frac{1}{t} = C e^{-\frac{Q}{RT}}$$

angegeben, wo  $t$  die Zeitdauer ist, die bei der Temperatur von  $T$  °K zum Erreichen des durch einen  $p$  Parameter angegebenen Erholungsgrades notwendig ist.  $C$  und  $Q$  sind die dem Versuchsmaterial und dem auserwählten Parameter entsprechenden Kennwerte,  $R$  ist die universelle Gaskonstante.

Bei den im Ofen geglühten Probekörpern — in Kenntnis des Erholungsgrades der Zugfestigkeit und der Gesamtdehnung bei der gegebenen Temperatur — haben wir zur Bestimmung der Werte  $C$  und  $Q$  in Abhängigkeit der Reziprokwerte der Glühtemperatur den Logarithmus jener Glühzeit dargestellt, die nötig ist, um die durch die Kaltverformung verursachte  $\Delta\sigma_B$ - und  $\Delta\delta$ -Werte auf die Hälfte zu vermindern. Hier bedeuten  $\Delta\sigma_B$  bzw.  $\Delta\delta$  die Differenz der zum weichen und harten Zustand gehörenden Zugfestigkeits- und der Gesamtdehnungswerte. Wir haben das Verminderungsverhältnis 1 : 2 deshalb gewählt, weil — wie das auch aus Abb. 3 ersichtlich ist — der Verlauf der Ausglühkurve bei diesem Wert am steilsten ist, und die zusammengehörenden Zeit- und Temperaturwerte bei diesem Punkt am sichersten festgestellt werden können. Die zusammengehörenden Werte, die bei den Rechnungen mit Hilfe der kleinsten Fehlerquadrate als Basis dienen, sind in Tabelle 1 angegeben.

Tabelle I

Ausglühdauer (Minuten)	5	15	45	135
Zum halbausgeglühten Zustand benötigte Temperatur ( $\sigma_B$ )	271 °C	267 °C	256 °C	244 °C
Zum halbausgeglühten Zustand benötigte Temperatur ( $\delta$ )	371 °C	302 °C	285 °C	257 °C

Der früheren Feststellung entsprechend, nach der die Verminderung der Zugfestigkeit bei niedrigerer Temperatur anfängt als die Steigung der Dehnung, gehört in Abb. 5 zur Temperaturabhängigkeit von  $\sigma_B$  und  $\delta$  je eine andere  $Q$  Aktivierungsenergie. Die Werte dieser beiden Aktivierungsenergien betragen  $Q\sigma_B = 68,0$  Kcal/mol und  $Q\delta = 19,3$  Kcal/mol.

Auf die senkrechte Achse der Abb. 5 wurde der Logarithmus der Schnellglühzeit aufgetragen, und unter Annahme, daß die Gleichung des Typs Arrhe-

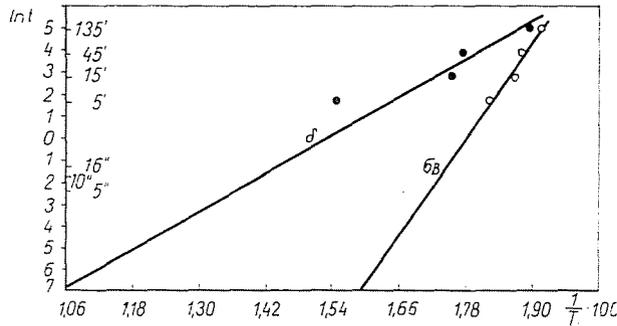


Abb. 5

nus in dem ganzen Temperaturintervall gültig ist, kann die Temperatur geschätzt werden, bei welcher in gegebener Glühzeit 50% der Folgen der Kaltverformung verschwinden. Dabei nahmen wir selbstverständlich an, daß die Ursache der Erweichung des Materials bei höheren Temperaturen dieselbe kristallstrukturelle Verwandlung ist, die die Erweichung bei niedrigen Temperaturen verursacht.

## V. Deutung der Versuchsergebnisse

Das Wichtigste unter den im vorigen erörterten Ergebnissen ist die Feststellung, daß die Wirkung der Kaltverformung bei dem untersuchten Hüttenaluminium in sehr kurzer Zeit — 5 Sek. — behoben werden kann. Das bedeutet offenbar nicht die kürzeste Ausglühzeit, und aus unseren Versuchen können wir die Folgerung ziehen, daß die Ausglühzeit noch weiter vermindert werden kann. Diese Folgerung kann mit den folgenden Gedanken unterstützt werden.

Mit der Annahme, daß die Ursache des Ausglühens die Verringerung der Versetzungsdichte ( $\rho$ ) ist, muß zur Deutung der Ergebnisse des Schnellausglühens irgendeine Theorie gesucht werden, mit der die — im Vergleich mit den üblichen Ausglühzeiten — sehr kurze Verschwindezeit der Versetzungen erklärt werden kann [1].

Die starke plastische Verformung erhöht die Versetzungsdichte auf den Wert von  $10^{11}$ — $10^{12}$   $\text{cm}^{-2}$ , während die Werte der zum weichen Zustand gehörenden Dichten zwischen  $10^5$  und  $10^6$   $\text{cm}^{-2}$  liegen [2]. Es gibt drei Möglichkeiten zum Abbau der Versetzungen: a) die gleichnamigen Versetzungen

mit entgegengesetzten Vorzeichen löschen einander aus, wenn sie sich in derselben Gleitebene befinden; b) die Versetzungen können auf die Oberfläche oder auf die Korngrenze auslaufen und c) im Laufe der Rekristallisation verschwinden die Kristallite von großer Versetzungsdichte als Folge der Bewegung der Kristallitgrenzen von kleiner Versetzungsdichte (Großwinkel-Korngrenzen).

Bei Schnellausglühen können alle drei Möglichkeiten in Frage kommen, deshalb muß es erwogen werden, in welchem Maße die einzelnen Mechanismen zum Verschwinden der Versetzungsdichte beitragen.

Die Versetzungen mit entgegengesetzten Vorzeichen können auf zweierlei Weise auf dieselbe Gleitebene gelangen, abhängig davon, ob sie Stufen- oder Schraubenversetzungen sind. Die Stufenversetzungen können nur durch Diffusion von punktartigen Fehlern — leeren Gitterstellen und Interstitutionsatomen — auf andere Gleitebenen geraten, während die Schraubenversetzungen durch Quergleiten ihre Gleitebene verändern können.

Die Zahl der Punktfehler ist bei dem Schnellglühen viel größer als beim Ausglühen in normalem Ofen, weil ihre Konzentration in Abhängigkeit der Temperatur ebenfalls durch eine Arrheniussche Funktion angegeben wird. Das bedeutet bei höheren Temperaturen eine um Größenordnungen höhere Konzentration, als die zur Ausglühtemperatur der im Ofen ausgeglühten Probekörper gehört. Daraus folgt, daß viel mehr Stufenversetzungen beim Schnellausglühen, als beim Ofenglühen verschwinden. Es ergäbe sich die Einwendung, daß trotz der höheren Konzentration die zur Verfügung stehende Zeit viel kürzer ist. Wenn wir aber in Betracht ziehen, daß sowohl die Bewegung wie die Entstehung der Punktfehler thermisch aktivierte Prozesse sind, dann kann man einsehen, daß während der zur Verfügung stehenden kurzen Zeit mehr Stufenversetzungen ihre Gleitebene verändern können als bei niedrigerer Temperatur. Die zahlenmäßige Einschätzung wird erleichtert, wenn wir den Wert der Aktivierungsenergie  $Q_k = 0,75$  eV und  $Q_m = 0,58$  eV, die zur Entstehung und Bewegung der Leerstellen des Aluminiums nötig sind, in Betracht nehmen [3, 4]. Das bedeutet, daß bei höherer Temperatur die Konzentration der Leerstellen in höherem Maße zunimmt als deren Beweglichkeit. Der Unterschied ist noch größer bei der sich erhöhenden Bewegung der Stufenversetzungen von Zwischengitteratomen eigener Art, weil nach der Schätzung von HUNTINGTON und SEITZ [5] in den am dichtesten gepackten Metallen — und Aluminium gehört zu dieser Gruppe — die Bildungsenergie eines Zwischengitteratoms 5 eV beträgt, während die Aktivierungsenergie der Bewegung desselben Atoms ungefähr 0,1 eV ist. Mit Hilfe dieser Werte wurde Tabelle II zusammengestellt. Hier wurde die relative Konzentration und relative Beweglichkeit der Leerstellen und Zwischengitteratome in der Weise dargestellt, daß die Punktfehlerkonzentration bzw. die Beweglichkeit bei der zu dem halben Wert beider Parameter gehörenden Temperatur als Einheit genommen wurde. Die relative Konzentration wurde aus dem Ausdruck

$$\frac{n}{n_{135'}} = e^{\frac{Q_k}{K} \left( \frac{1}{T_{135'}} - \frac{1}{T} \right)}$$

und die relative Beweglichkeit aus dem Ausdruck

$$\frac{v}{v_{135'}} = e^{\frac{Q_m}{K} \left( \frac{1}{T_{135'}} - \frac{1}{T} \right)}$$

ausgerechnet, wo  $Q_k$  die zur Entstehung der zu Rede stehenden Punktfehler und  $Q_m$  die zu ihrer Bewegung notwendige Aktivierungsenergie ist;  $n$  ist die Zahl der zur Temperatur  $T$ ,  $n_{135'}$  gehörenden Punktfehler, und  $v$  bzw.  $v_{135'}$  ist die Geschwindigkeit der Bewegung des entsprechenden Punktfehlers.

Die in Tabelle II befindlichen, zum Schnellausglühen gehörenden Temperaturwerte haben wir, von Abb. 5 bei 5, 10 und 16 Sekunden genommen, zu den beiden Geraden  $\sigma_B$  und  $\delta$  gehörende Temperaturwerte! Aus der Tabelle ist ersichtlich, daß die relative Konzentration der Leerstellen bei 27facher Geschwindigkeitszunahme (die Zeitdauer des Prozesses vermindert sich in der Relation von 135/5) auf das 2,19fache, und ihre relative Beweglichkeit auf das 1,83fache wächst. Bei weiterer 30facher Schnelligkeitszunahme vergrößert sich dieser Quotient (siehe die zu den 10 Sekunden gehörenden Daten) auf das 2,37fache (Konzentration) bzw. auf das 1,96fache (Beweglichkeit). Für die

Tabelle II

	Zum halbwei- chen Zustand gehörende Temperatur, °C	Leere Gitterstelle				Interstitials-Atom				
		$\sigma_B$		Zum halbwei- chen Zustand gehörende Temperatur, °C	$\delta$	$\sigma_B$		$\delta$		
		$\frac{n}{n_k}$	$\frac{v}{v_k}$			$\frac{n}{n_k}$	$\frac{v}{v_k}$			
135'	244	1	1	257	1	1	1	1	1	1
45'	256	1,416	1,308	285	2,002	1,713	11	1,0474	102	1,0972
15'	267	2,002	1,713	302	3,095	2,39	102	1,0972	$1,9 \cdot 10^3$	1,163
5'	271	2,19	1,832	371	16,15	8,55	182	1,105	$1,1 \cdot 10^8$	1,45
16"	295	4,38	3,13	417	33,4	16,7	$1,9 \cdot 10^4$	1,218	$3,87 \cdot 10^{10}$	1,636
10"	302	5,20	3,58	431	50,0	20,5	$6,0 \cdot 10^4$	1,246	$2,13 \cdot 10^{11}$	1,686
5"	305	5,68	3,82	452	71	27	$1,09 \cdot 10^5$	1,261	$2,18 \cdot 10^{12}$	1,766

Zwischengitteratome erhalten wir einen ähnlichen Wert. Daraus kann gefolgert werden, daß die durch die Punktfehler verursachte Verminderung der Versetzungen durch die Temperatursteigerung des Schnellglühprozesses nicht beschränkt sondern beschleunigt wird.

Die Schraubenversetzungen verändern ihre Gleitebenen durch Quergleiten. Dieses Quergleiten wird bei der plastischen Verformung durch komplexes Gleiten — simultan Gleiten in mehreren Gleitsystemen — ermöglicht, bei dem der Schmidt-Koeffizient für mehrere Gleitsysteme gleichen Wert hat. Im Laufe der Rekristallisation werden die Versetzungen durch die Wechselwirkung mit den anderen Gitterfehlern (Anzieh- oder Abstoßkräfte) bewegt. Die Versetzungen sind auf Einwirkung der durch die Gitterunordnungen ihrer Umgebung angegebenen Spannungen im Gleichgewicht. Das Aufhören des Gleichgewichtszustandes — die Einleitung der plastischen Verformung — wird eben durch eine der Streckgrenze ( $\sigma_F$ ) entsprechende Belastung ausgelöst. Deshalb nehmen wir an, daß sich die Versetzungen auch bei der Abwesenheit äußerer Belastung bei der Zunahme der Temperatur in Bewegung setzen.

Die Versetzungen werden durch eine Belastung von  $\Delta\sigma_f = \sigma_{20} - \sigma_T$  verursachte Wirkung bewegt. Dadurch erfolgt eine den Anzieh- und Abstoßkräften entsprechende Neuordnung der Versetzungen. Die Geschwindigkeit dieses Prozesses kann sich nicht wesentlich von der Geschwindigkeit der Versetzungsbewegung der im Ofen geglühten Probekörper unterscheiden. Die Geschwindigkeit der Bewegung der Versetzungen wird nämlich in erster Linie durch die dem Körper aufgezwungene Verformungsgeschwindigkeit und die Dichte der bewegungsfähigen Versetzungen zusammen bestimmt. Während des Ausglühens gibt es im allgemeinen keine meßbare plastische Verformung, da sich die Wirkungen der im realen Gitter aus Wechselwirkungen stammenden Versetzungsbewegungen ausgleichen. Die Geschwindigkeit der Bewegung der Versetzungen nimmt mit der Größe der Wechselwirkungen zu, wird aber durch die zu der größeren Geschwindigkeit gehörende Energiezunahme verlangsamt [6]. Diese Wirkungen können praktisch als von der Temperatur unabhängig betrachtet werden, und deshalb können wir annehmen, daß dieser Prozeß in ähnlicher Zeitdauer vor sich geht, wie bei dem Ofenausglühen, da die obengenannten Argumente sowohl für das Quergleiten der Schraubenversetzungen als für die Bewegung von allerlei Versetzungen in der Richtung der Oberfläche und der Korngrenze gültig sind.

Die dritte Möglichkeit für das Verschwinden der Versetzungen während der Rekristallisation ist durch die Bewegung der Großwinkelkorngrenzen gegeben. In der Mehrheit der Fälle bewegen sich nämlich die Korngrenzen in Richtung der größeren Versetzungsdichten. Die Rekristallisation ist ein bei hoher Temperatur, also während des Schnellausglühens in sehr kurzer Zeit vor sich gehender Prozeß, da die diesen thermisch aktivierten Prozeß determinierenden zwei Parameter ebenfalls mit einem Arrheniusschen Zusammenhang

gegeben werden können. Diese zwei Parameter sind: die Frequenz der Keimbildung (Keimbildungshäufigkeit) und die Wachstumsgeschwindigkeit der Kristallitgrenzen.

Nehmen wir an, daß die Temperaturabhängigkeit beider Parameter durch den Zusammenhang

$$p = Ae^{-\frac{37,5}{RT}}$$

angegeben ist. Dabei ist  $p$  die Geschwindigkeit der Korngrenzenbewegung oder die Anzahl der sich in der Volumeneinheit während 1 Sek. bildenden Rekristallisationskeime,  $R$  ist die universelle Gaskonstante,  $T$  die absolute Temperatur und 37,5 Kcal/mol die für die Selbstdiffusion des Aluminiums angenommene Aktivierungsenergie [7]. Wir haben mit diesem Wert gerechnet, weil wir den aus den Angaben der im Ofen ausgeglühten Probekörper zur Erholung der Zugfestigkeit bestimmten Wert (68,1 Kcal/mol) als zu groß und den Wert (19,3 Kcal/mol) als zu niedrig fanden.

Wenn wir annehmen, daß auch die Geschwindigkeit der Rekristallisation mit einem

$$\frac{1}{t} = Ae^{-\frac{Q}{RT}}$$

Zusammenhang gegeben werden kann ( $t$  ist die zur Rekristallisation notwendige Zeit bei der Temperatur  $T$ , und  $Q = 37,5$  Kcal/mol), dann in dem Falle, wenn sich die Rekristallisation bei 350 °C in 15 Minuten vollzieht, erhalten wir, daß sich die Rekristallisation bei 450 °C in 12 Sekunden und bei 550 °C in 0,6 Sekunden vollzieht. Auch diese letzte Möglichkeit weist darauf hin, daß die sich in der Kristallstruktur vollziehenden Veränderungen die bei dem Schnellausglühen erreichbare maximale Geschwindigkeit nicht beschränken.

Die oben erörterte Gedankenfolge gibt bloß ein annäherndes Bild über die Möglichkeiten der Beschleunigung des Ausglühprozesses. Man kann aber daraus auf die Folgerung kommen, daß die weitere Erhöhung der Ausglühgeschwindigkeit von weiterem Erfolg begleitet wäre. Die errungenen Erfolge werden uns als Ansporn zur Durchführung einer weiteren Versuchsserie dienen, im Laufe derer die Wirkung von im Vergleich mit den gegenwärtigen um zwei Größenordnungen höheren Erhitzungsgeschwindigkeiten untersucht werden.

### Zusammenfassung

Die Verfasser berichten über eine Versuchsserie, im Laufe welcher plastisch geformte Aluminiumdrähte durch elektrische Wärmung in 5, 10 und 16 Sek. ausgeglüht wurden. Es werden die mechanischen Eigenschaften der schnell ausgeglühten Drähte erörtert und mit denen der herkömmlich (im Ofen) ausgeglühten Drähte verglichen. Die Eigenschaften der mit

Schnellglühen ausgeglühten Drähte entsprechen in jeder Beziehung den üblichen Anforderungen. Die Verfasser folgern daraus, daß die im Material während des Ausglühens und der Rekristallisation sich vollziehenden strukturellen Veränderungen selbst bei dem technisch erreichbaren schnellsten Ausglühen den Erfolg des Prozesses nicht hemmen.

### Literatur

1. CAHN, R. W.: Physical Metallurgy. North Holland Publ. Amsterdam, 1965.
2. McLEAN, D.: Mechanical properties of metals. John Wiley and Sons, London, 1965.
3. SIMMONS, R. O., KOEHLER, J. S., BALUFFI, R. W.: Radiation damage in solids. Vol. 1, p. 55. IAEA Vienna, 1962.
4. PANSERI, G., FEDERIGHI, T.: Phil. Mag. **3**, 1223 (1958).
5. HUNTINGTON, H. B., SEITZ, P.: Phys. Rev. **61**, 315 (1942).
6. FRANK, F. C.: Proc. Phys. Soc. **A62**, 131 (1949).
7. TING-SUI KE: Phys. Rev. **73**, 267 (1948).

Prof. Dr. János PROHÁSZKA }  
László MÜLLER } Budapest XI., Garami E. tér 3, Ungarn