

(Mitteilung aus dem Kaiser Wilhelm-Institut für Metallforschung zu  
Berlin-Dahlem.)

## Festigkeitseigenschaften von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.

Von R. Karnop und G. Sachs.

Mit 20 Abbildungen. (Eingegangen am 13. Mai 1928.)

Einzelne Kristalle einer Legierung mit 5 % Cu lassen sich ähnlich wie von Aluminium durch Dehnen um 1,5 % und 6 tägiges Glühen bis 525° herstellen. Eine Reihe solcher Kristalle wurde Zerreißversuchen unterworfen, und zwar besonders, nachdem sie durch Abschrecken von 525° und Anlassen auf 100° veredelt worden waren. Die Streckgrenze dieser Kristalle lag zwischen 18 und 34,4 kg/mm<sup>2</sup>. Wurde unter der Annahme, daß die Kristalle sich ebenso wie Aluminiumkristalle verhalten, die wirksame Schubspannung in der Gleitfläche berechnet, so war diese mit einer mittleren Abweichung von  $\pm 8\%$  konstant = 9,3 kg/mm<sup>2</sup>. Auch die sehr verschiedenen Dehnungskurven der Kristalle rückten bei Umrechnung auf kristallographische Größen zusammen. Durch die Veredelung wird besonders die Streckgrenze und auch die Festigkeit der Kristalle sehr erhöht, ohne daß die Dehnung leidet. Es findet also eine Verbesserung der technisch wichtigen Eigenschaften statt, wie sie etwa durch Kaltverformung nicht erreicht werden kann. Weitere Versuche über die Rekristallisation der zerrissenen Kristallstäbe zeigten, daß die veredelten Kristalle ähnlich wie Aluminiumkristalle erst bei sehr hoher Temperatur rekristallisierten, und daß dabei verhältnismäßig große Kristalle entstanden. Bei den ausgeglühten Kristallen bildete sich dagegen schon etwa 100° früher ein feinkörniges Gefüge. In bezug auf die Rekristallisation sind also die ausgeglühten Kristalle viel stärker „gestört“ als die veredelten, vermutlich infolge der Anwesenheit der ausgeschiedenen Verunreinigungen. Im veredelten Zustande ist aber danach die Anwesenheit ausgeschiedener Bestandteile, auch in sehr fein verteiltem Zustande, wenig wirksam. Die Veredlungsfähigkeit müßte dann als eine Eigenschaft des Kristallgitters angesprochen werden, das durch das Ausscheidungsbestreben in einen besonderen, instabilen Zustand übergeführt wird.

Ebenso wie von reinen Metallen, lassen sich auch von einphasigen Legierungen einzelne Kristalle nach verschiedenen Verfahren planmäßig herstellen. Selbst die Anwesenheit einer zweiten Kristallart in geringer Menge beeinträchtigt die Kristallausbildung des Hauptbestandteils kaum. Bei der Rekristallisation fördern sogar gewisse Zusätze die Entstehung großer Kristalle.

Legierungen, die bei hohen Temperaturen aus einer Kristallart bestehen, bei niedrigen Temperaturen aber zur Ausscheidung einer zweiten Kristallart neigen, sind in der Regel vergütbar oder veredelbar. Bei Unterdrückung des Ausscheidungsvorganges durch Abschrecken und Auslösung durch Lagern oder gelindes Erwärmen können die Festigkeitseigenschaften in weiten Grenzen verändert werden. Die bekanntesten

Beispiele hierfür bieten die vergütbaren Aluminiumlegierungen. Daß die Eigenschaftsänderungen an den Ausscheidungsvorgang gebunden sind, ist durch zahlreiche Untersuchungen sichergestellt; jedoch ist es bisher nicht gelungen, die Veredelung mit dem Ablauf der Ausscheidung zu koppeln.

Auch von solchen Legierungen lassen sich, wie im folgenden gezeigt wird, äußerlich einheitliche Kristalle herstellen, die die Fähigkeit zur Vergütung besitzen\*. Die veredelten Kristalle verhalten sich bei mechanischer Beanspruchung nicht wesentlich anders als Kristalle anderer Aluminiumlegierungen\*\*.

Herstellung einzelner Kristalle. Es wurde zunächst versucht, von drei Legierungen (99 % Al, 0,5 % Mg — 95 % Al, 5 % Cu — 94 % Al, 0,5 % Mg, 5% Cu)\*\*\* Kristalle in ähnlicher Weise wie bei technisch reinem Aluminium\*\*\*\* zu züchten. 15 cm lange Stücke von gezogenem Draht von 3 mm Durchmesser wurden zunächst bei 525° 6 Stunden und bei 300° 1 Stunde gegläht, nach langsamer Abkühlung um 1 bis 3% in einer Zerreißmaschine gereckt und innerhalb 6 Tagen von 450 auf 515° C erhitzt. Die Legierung mit 5 % Cu † bildete nach 1,5 % Dehnung durchweg Kristalle, welche die Stablänge (150 mm) zum größten Teil einnahmen. Oberflächlich waren kleine Kristalle zurückgeblieben, die durch Abätzen beseitigt wurden.

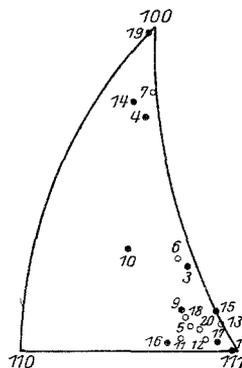


Fig. 1. Orientierung der untersuchten Kristalle.  
● veredelt,  
○ gegläht.

Bei den anderen beiden Legierungen entstanden auf diese Weise nur etwa 1 cm lange Kristallstücke. Die Legierung mit 0,5 % Mg neigte schon bei der ersten Glühbehandlung zur Ausbildung großer Kristalle, besonders auch bei Verwendung dünner Drähte von 1 mm Durchmesser.

Die Orientierungsbestimmung wurde an Hand von Laueaufnahmen (senkrecht zur Stabachse) vorgenommen ††. Eine Feststellung der

\* G. Sachs, ZS. f. Metallkde. 18, 209—212, 1926.

\*\* C. F. Elam, Proc. Roy. Soc. (A) 112, 289—296, 1926; (A) 115, 133—147, 1927.

\*\*\* Den Dürener Metallwerken sind wir für die bereitwillige Herstellung der benötigten Legierungen zu besonderem Danke verpflichtet.

\*\*\*\* H. C. H. Carpenter und C. F. Elam, Proc. Roy. Soc. (A) 100, 329—353, 1921; R. Karnop und G. Sachs, ZS. f. Phys. 42, 283—301, 1927.

† Genaue Zusammensetzung: 5,01 % Cu, 0,35 % Si, 0,37 % Fe, Rest Al.

†† E. Schiebold und G. Sachs, ZS. f. Krist. 63, 34—48, 1926.

Orientierung an Hand der Ätzreflexe war nicht möglich, da eine genügend glänzende Ätzung nicht erzielt werden konnte. Die Kristalle bevorzugten die Würfeldiagonale als Wachstumsrichtung und mieden die Würfel-flächendiagonale (vgl. Fig. 1).

Der größte Teil der Kristalle wurde durch Abschrecken von  $525^{\circ}$  ( $1/2$  Stde.) in Wasser von Raumtemperatur und Anlassen auf  $100^{\circ}$  ( $1/2$  Stde.) in einen Zustand gebracht, der nach Versuchen an feinkristallinem Draht hohe Festigkeit und Dehnung aufwies. Die übrig-gebliebenen Kristalle waren nach dem Glühen bei  $525^{\circ}$  langsam im Ofen erkaltet, der noch 1 Stunde auf  $300^{\circ}$  gehalten wurde. Die wichtigsten Daten der untersuchten Kristalle gibt Tabelle 1 wieder.

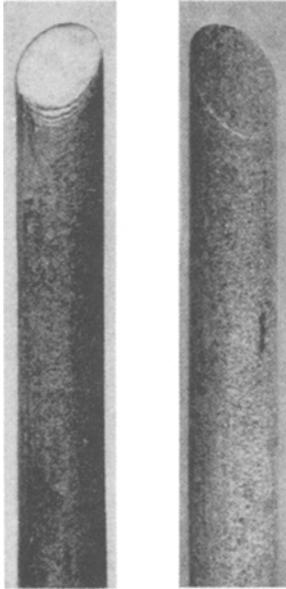


Fig. 2. Andeutungen von Gleitlinien bei einem zerrissenen Kristall. Viermal vergrößert.

Der Verformungsvorgang. Die Kristallstäbe wurden Zerreißversuchen unterworfen und bei verschiedenen Belastungen der größte und kleinste Durchmesser an 1 bis 2 Stellen mit Hilfe einer Mikrometerschraube gemessen.

Dieses Verfahren gibt schon einen gewissen Einblick in den Verformungsmechanismus. Solange nämlich einfache Gleitung auf einem Gleitsystem stattfindet (nach Taylor und Elam\* ist die Gleitfläche eine Oktaederfläche  $\{111\}$  und die Gleitrichtung eine Würfel-flächendiagonale  $[110]$ ), muß sich ein Kristallstab im allgemeinen in einer Richtung verbreitern\*\*. Im vorliegenden Falle war allerdings eine genaue Beurteilung dadurch beeinträchtigt,

daß die Kristalle keinen runden, sondern einen annähernd elliptischen Querschnitt (bis 2 % Unterschied) hatten. Auch erfolgte anfänglich bei den nahezu elastischen Beanspruchungen eine Dickenabnahme in allen Richtungen um einige  $1/1000$  mm. Trotzdem konnte bei Kristallen solcher Orientierungen, die sich theoretisch am stärksten verbreitern mußten, die

\* G. J. Taylor und C. F. Elam, Proc. Roy. Soc. (A) **102**, 643—667, 1923; (A) **108**, 28—51, 1925.

\*\* H. Mark, M. Polanyi und E. Schmid, ZS. f. Phys. **12**, 58—116, 1922; Frhr. v. Göler und G. Sachs, ZS. f. Phys. **41**, 103—115, 1927.

Tabelle 1. Kennziffern von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.

Zustand	Nr.	Winkel der Stabachse zu den Würfelflächen			Streckgrenze			Höchstlast $\sigma_B$	Gleichmäßige Verformung $\frac{\epsilon}{h}$ o/o	Gleichmäßige Dehnung $\frac{\delta}{h}$ o/o	Trennspannung			Winkel der Bruchfläche zur Stabachse	Bemerkungen		
		$\alpha_1$	$\alpha_2$	$\alpha_3$	$\tau/s$	Zugspannung $\sigma_s$ kg/mm <sup>2</sup>	$\tau/s$				Schubspannung $\tau_s$ kg/mm <sup>2</sup>	Reißfestigkeit $\delta_0$ kg/mm <sup>2</sup>	$\tau/s$			Schubspannung $\tau_0$ kg/mm <sup>2</sup>	
																	kg/mm <sup>2</sup>
Veredelt (abgeschreckt von 525° in H <sub>2</sub> O; an- gelassen 100° 1/2 Stde).	1	54	54	56	0,286	34,4	0,286	9,8	7,2	8	49,2	0,291	14,3	—	Zusammen- gesetzte Bruchfläche		
	3	36	64	67	0,399	22,5?	0,399	8,9	12,3	14	41,4	0,400	16,6	42			
	4	12	80	83	0,462	18,8	0,462	8,7	13,2	15	38,7	0,454	17,6	46			
	9	43	57	66	0,400	24,5	0,400	9,8	12,6	14	47,0	0,371	17,4	42			
	10	31	62	77	0,482	20,2	0,482	9,7	10,4	11 <sup>b</sup>	40,9	0,461	18,9	40 <sup>b</sup>			
	14	10	81	86	0,462	18,0	0,462	8,3	16,3	19	39,4	0,453	17,8	48			
	15	46	60	60	0,340	25,0	0,340	8,5	6,7	7	44,9	0,347	15,6	43			
	16	47	50	68	0,400	22,2	0,400	8,9	20,7	26	47,9	0,364	17,4	37			
	17	51	54	59	0,320	31,0	0,320	9,4	9,0	10	48,5	0,312	15,2	—			
	19	1	89	90	0,418	24,0	0,418	10,1	16,0	19	43,8	0,436	19,1	—			
	Haufwerk do.	—	—	—	—	—	—	—	9,3 ± 0,7	—	—	—	—	—		—	Zusammen- gesetzte Bruchfläche Fließkegel
		—	—	—	—	—	—	—	—	16,6	20	—	—	—		—	
	Geglüht (300° 1 Stde.)	5	46	55	64	0,380	6,4	0,380	2,4	11,1	13	—	—	—		45 <sup>b</sup>	Fließkegel
		6	35	64	69	0,433	4,0	0,433	1,9	13,9	16	—	—	—		48	
		7	9	83	84	0,452	3,2	0,452	1,5	9,2	10	—	—	—		—	
		11	48	52	66	0,378	5,4	0,378	2,2	14,3	17	—	—	—		43	
		12	51	53	60	0,325	7,2	0,325	2,5	10,8	12	—	—	—		44	
		13	49	57	59	0,328	5,4	0,328	1,9	11,2	13	—	—	—		46	
		18	44	55	66	0,404	3,2	0,404	1,6	14,7	17	—	—	—		45	
20		48	55	63	0,365	4,2	0,365	1,5	10,1	11	—	—	—	—			
Haufwerk		—	—	—	—	—	—	—	1,9 ± 0,4	—	—	—	—	—	—		
do.		—	—	—	—	—	—	—	—	11,7	13	—	—	—	—		

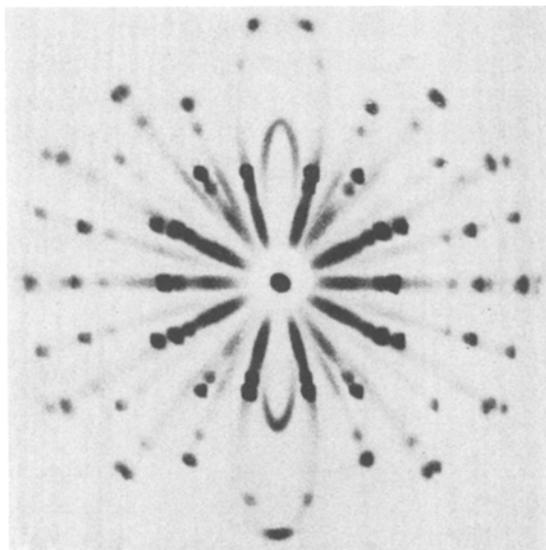


Fig. 3.  
Kristall 3: Stabachse nahe [211].

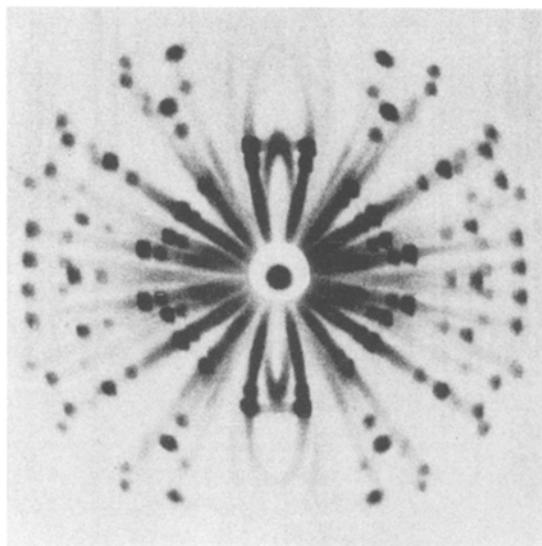


Fig. 4.  
Kristall 4: Stabachse nahe [511].

Fig. 3 und 4. Drehaufnahmen von zerrissenen Kristallen einer Aluminiumlegierung.

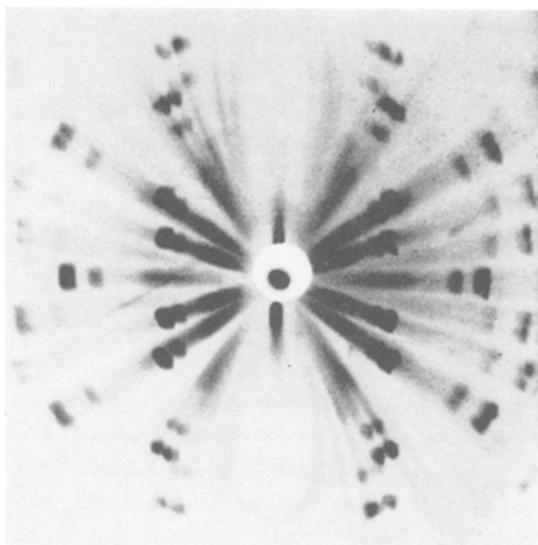


Fig. 5.  
Kristall 19: Stabachse nahe [100].

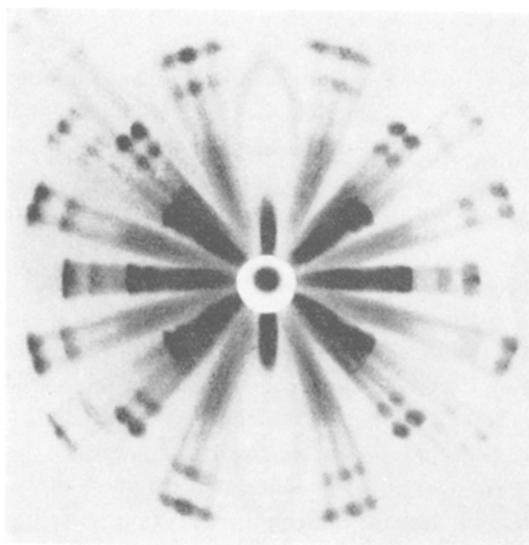


Fig. 6.  
Kristall 1: Stabachse nahe [111].

Fig. 5 und 6. Drehaufnahmen von zerrissenen Kristallen einer Aluminiumlegierung.

zu erwartende Verbreiterung festgestellt werden. Es sind dies die Kristalle im Mittelfeld, besonders 16 und 9 in Fig. 1, bei denen Durchmesserbreiterungen von 0,3 bis 0,4 % beobachtet wurden. Bei anderen Orientierungen sind die Verbreiterungen auch bei reinem Aluminium gering oder negativ\*. Die veredelten Kristalle verhalten sich also darin ganz ähnlich wie Aluminiumkristalle.

Gleitlinien ließen sich bei gedehnten Stäben nicht mit Sicherheit nachweisen. Erst nach dem Bruch waren, wie z. B. Fig. 2 zeigt, bei einigen Stäben in der Nähe der Bruchstelle zwei Streifensysteme zu erkennen. Sie waren jedoch so unvollkommen, daß eine Vermessung unmöglich war.

Die Orientierung einiger Kristalle nach dem Bruch wurde an Hand von Drehaufnahmen, Fig. 3 bis 6, bestimmt. Und zwar wurden zwei

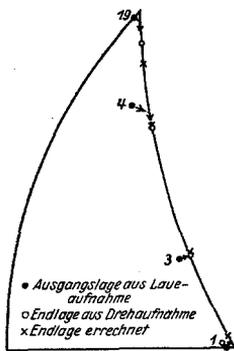


Fig. 7. Orientierungsänderungen von Kristallen einer Aluminiumlegierung beim Zerreiβversuch.

Kristalle gewählt, deren Stabachsen bei dem bekannten Gleitmechanismus des Aluminiums (zunächst Orientierungsänderung bis zur Grenze des sphärischen Dreiecks, Fig. 1, auf die Gleitrichtung  $[101]$ , dann auf der Grenzlinie auf die  $[211]$ -Richtung hin\*\*) in die Nähe wichtiger Kristallrichtungen kommen mußten. Und zwar Kristall 3 nach  $[211]$ , Kristall 4 nach  $[511]$ . Die entsprechenden Drehaufnahmen, Fig. 3 und 4, zeigen, daß die Kristalle tatsächlich fast genau diese Lagen angenommen haben. In Fig. 7 sind die aus den Röntgenaufnahmen ermittelten Lagen den berechneten gegenübergestellt. Ferner wurden zwei Kristalle untersucht, bei denen von vorn-

herein Abweichungen vom üblichen Gleitmechanismus zu erwarten waren. Diese Kristalle 19 und 1 hatten hochsymmetrische Orientierungen, nahe der Würfelkante  $[100]$  und der Würfeldiagonalen  $[111]$ ; sie behielten beim Zerreiβversuch einen nahezu runden Querschnitt bei; und nach den Erfahrungen an Aluminium\*\*\* konnten bei solchen Kristallen leicht mehrere Gleitsysteme wirksam gewesen sein. Dies führt aber dazu, daß die Orientierung solcher Kristalle sich beim Versuch wenig ändert, was in der Tat durch die Drehaufnahmen, Fig. 5 und 6,

\* R. Karnop und G. Sachs, ZS. f. Phys. **41**, 116—139, 1927.

\*\* G. I. Taylor und C. F. Elam, a. a. O.

\*\*\* R. Karnop und G. Sachs, a. a. O.

bestätigt wird. Die Stabachse des Kristalls 19 liegt nach dem Bruch etwa  $4^\circ$  von  $[100]$  [entfernt nach  $[111]$  hin, diejenige des Kristalls 1 höchstens  $2^\circ$  von  $[111]$  ab. Dabei weichen die Kristalle allerdings, wie

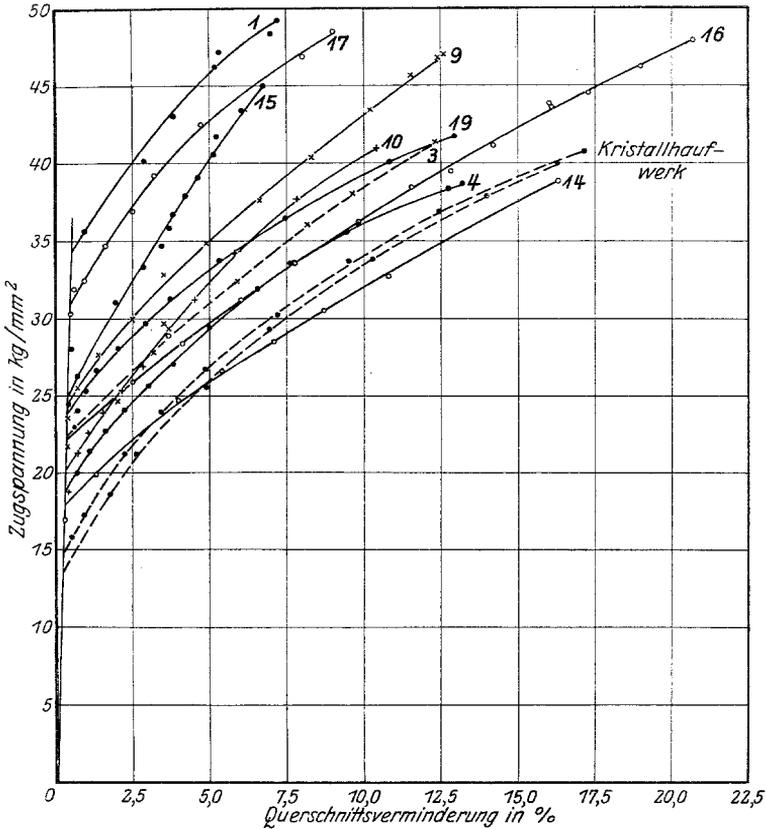


Fig. 8. Spannung-Querschnittsverminderungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung in veredeltem Zustande.

Fig. 7 zeigt, auch gar nicht sehr weit im erwartetem Sinne von den aus dem strengen Gleitmechanismus heraus berechneten Lagen ab.

Eine besondere Stütze für die Übereinstimmung der Gleitelemente der Legierungskristalle mit denen von Aluminium bieten außerdem die Spannungsverhältnisse.

Der Fließbeginn. In Fig. 8 ist der Spannungsverlauf der veredelten Kristalle in Abhängigkeit von der Querschnittsverminderung aufgetragen. Das Fließen setzt nach geringen elastischen Verformungen

ziemlich plötzlich ein\*. Die Zugspannung an dieser Streckgrenze liegt zwischen 18 und 36 kg/mm<sup>2</sup> und ist nach Fig. 9 und 10 eine Funktion der Orientierung, und zwar ganz so, wie es bei konstanter Schubspannung auf der Gleitfläche des Aluminiums (Oktaederfläche) in der Gleitrichtung (Flächendiagonale) zu erwarten ist (Winkel: Stabachse—Gleitflächennormale =  $\varphi$ , Stabachse—Gleitrichtung =  $\rho$ ). Die mittlere Abweichung vom Mittelwert 9,3 kg/mm<sup>2</sup> beträgt  $\pm 8\%$ , die größte — 11%. Für die veredelten Kristalle gilt also mit guter Annäherung das von Schmid\*\* an Zink und Wismut nachgewiesene Grundgesetz der Kristallverformung,

daß die „wirksame“ Schubspannung (auf der Gleitfläche in der Gleitrichtung) unabhängig von der Orientierung ist.

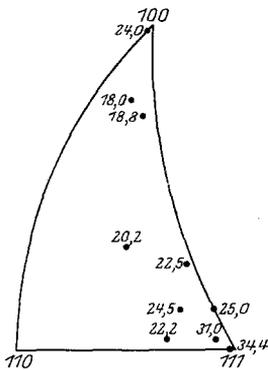


Fig. 9.  
Streckgrenze (in kg/mm<sup>2</sup>)  
von Kristallen verschiedener  
Orientierung einer veredelten  
Aluminiumlegierung.

Bei den unveredelten Kristallen war die Orientierungsmannigfaltigkeit verhältnismäßig gering (vgl. Fig. 1). Die Verformungskurven, Fig. 11, fallen daher viel dichter zusammen als bei den veredelten Kristallen. Die Streckgrenze ist auch bei ihnen ausgesprochen, liegt aber mit etwa 4 bis 8 kg/mm<sup>2</sup> ziemlich niedrig. Die Streuung ist dabei im Mittel über  $\pm 20\%$  und wird auch bei Umrechnung auf wirksame Schubspannungen nicht kleiner.

Die Verformungskurven. Unter der Annahme, daß der Gleitmechanismus der veredelten Kristalle der gleiche ist wie bei Aluminium, lassen sich die Zugspannungen und Querschnittsverminderungen auf dem früher\*\*\* entwickelten Wege in Schubspannungen und Ableitungen umrechnen. Die auf diese Weise gewonnenen Kurven, Fig. 12, zeigen eine wesentlich geringere Streuung als die technologischen Kurven, Fig. 8. Sie verlaufen innerhalb eines Streuungsgebietes, das mit  $\pm 15\%$  Abweichung von einer mittleren Kurve von gleicher Größenordnung ist wie für die Schubspannung an der Streckgrenze ( $\pm 8\%$ ) und nicht wesentlich über die

\* Der allmähliche Übergang bei einigen Kristallen ist vermutlich auf Störungen zurückzuführen (vgl. G. Sachs und H. Shoji, ZS. f. Phys. **45**, 776—796, 1927). Er wurde, wie Fig. 8 zeigt, durch einen scharfen Knick wie bei den andern Kristallen ersetzt.

\*\* E. Schmid, Proc. Int. Congress Applied Mechanics Delft 1925, S. 342—353; P. Rosbaud und E. Schmid, ZS. f. Phys. **32**, 197—225, 1925; M. Georgieff und E. Schmid, ZS. f. Phys. **36**, 759—774, 1926.

\*\*\* Frhr. v. Göler und G. Sachs, a. a. O.; R. Karnop und G. Sachs, a. a. O.

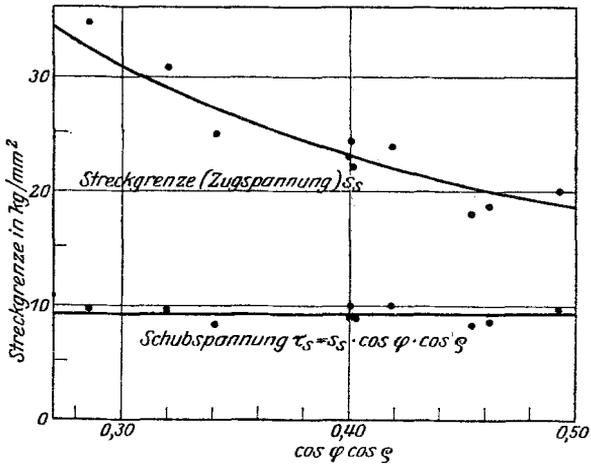


Fig. 10. Abhängigkeit der Streckgrenze von Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung von der Orientierung.  
 ( $\varepsilon$  = Winkel der Stabachse zur Gleitrichtung)  
 ( $\varphi$  = Winkel der Stabachse zur Gleitflächennormale.)

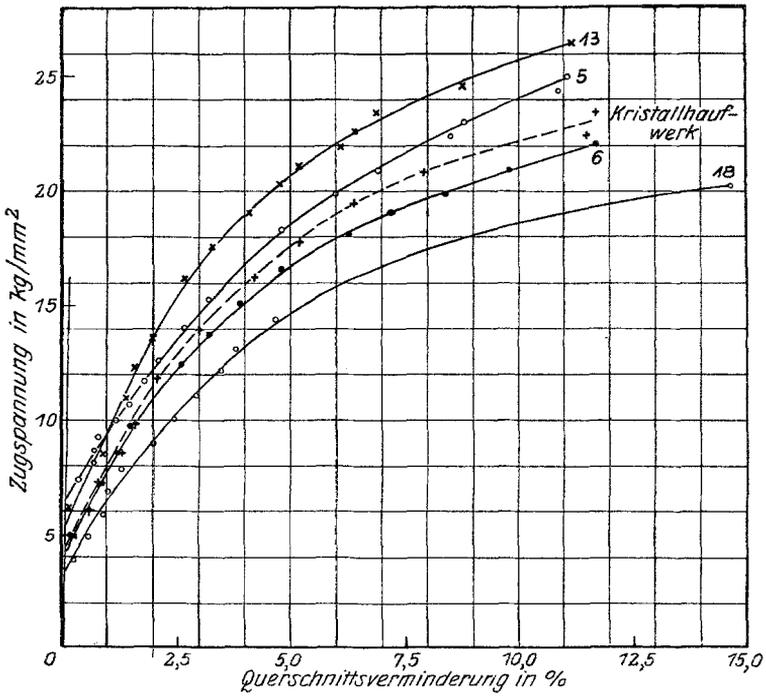


Fig. 11. Spannung=Querschnittsverminderungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung (geglüht).

zufälligen Abweichungen gleichorientierter Kristalle hinausgeht. Die technologischen Kurven gehen dagegen etwa  $\pm 25$ —50 % auseinander.

Festigkeit und Dehnung. Die Festigkeiten und Dehnungen der untersuchten Kristalle sind in Tabelle 1 zusammengestellt und die Werte der veredelten Kristalle in Fig. 13 und 14 eingetragen. Die Dehnungswerte bewegen sich zwischen 7 und 26 % und streuen erheblich, im

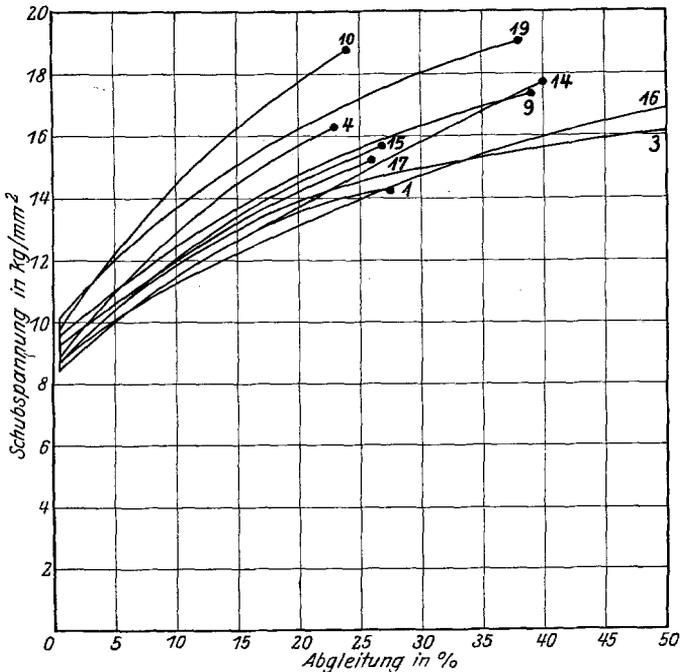


Fig. 12. Schubspannung-Ableitungskurven von Kristallen einer Aluminiumlegierung in veredeltem Zustande.

großen ganzen liegen sie für Kristalle mit großer Festigkeit verhältnismäßig niedrig.

Die Festigkeit der vergüteten Kristalle, Fig. 13, zeigt einen ähnlichen Gang mit der Orientierung wie die Streckgrenze, Fig. 9, ändert sich aber nur im Verhältnis 1 : 1,4 (33,0 bis 45,6 kg/mm<sup>2</sup>). Die geringere Orientierungsabhängigkeit gegenüber der Festigkeit von Aluminiumkristallen\* erklärt sich daraus, daß bei den veredelten Kristallen der Bruch durch einen bisher noch nicht bekannten Umstand ziemlich plötzlich eintritt. Bei Aluminiumkristallen hängt dagegen die Festigkeit mit dem Verlauf

\* R. Karnop und G. Sachs, a. a. O.

der Spannung während der Verformung eng zusammen und läßt sich sogar rechnerisch erfassen\*.

Der Bruch. Eine vollständige Klärung des Bruchvorganges ist bisher nicht gelungen.

Die Bruchausbildung der einzelnen Kristalle ist, wie Fig. 15 zeigt, von ihrer Orientierung abhängig. Bei mittleren Orientierungen tritt, ähnlich wie bei den von Elam\*\* untersuchten Aluminium-Zinkkristallen, eine einzige, ziemlich glatte Bruchfläche auf. Bei den unveredelten Kristallen war die Neigung dieser Bruchfläche durchschnittlich  $45^\circ$ ; die Einzelwerte schwankten ohne ersichtliche Gesetzmäßigkeit zwischen  $43$  und  $48^\circ$  (vgl. Tabelle 1). Bei den veredelten Kristallen zeigt die Neigung

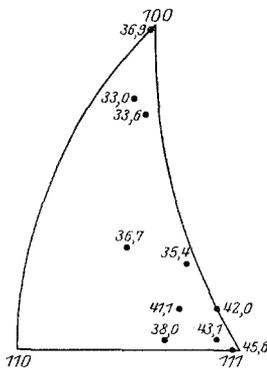


Fig. 13. Festigkeit (in  $\text{kg/mm}^2$ ) von Kristallen verschiedener Orientierung einer veredelten Aluminiumlegierung.

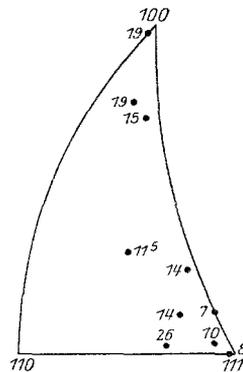


Fig. 14. Höchstlastdehnung (in %) von Kristallen verschiedener Orientierung einer veredelten Aluminiumlegierung.

der Bruchfläche zur Stabachse nach Fig. 16 einen systematischen Gang mit der Orientierung. Mit Ausnahme der beiden in Fig. 16 eingeklammerten Kristalle scheint dabei die Bruchfläche einem Gleitliniensystem parallel zu verlaufen (vgl. Fig. 2); die Neigung der Bruchfläche ergibt sich aber für diese Kristalle um etwa  $10^\circ$  flacher als die Neigung der Gleitfläche. Bei den beiden in Fig. 16 eingeklammerten Kristallen nimmt die Bruchfläche eine ganz andere Lage ein als die Gleitfläche, die bei diesen Kristallen verhältnismäßig steil liegt.

Bei Kristallstäben, die nahezu nach einer Würfeldiagonale orientiert sind, setzt sich der Bruch, wie Fig. 15 zeigt, aus mehreren fast ebenen

\* Frhr. v. Göler und G. Sachs, ZS. f. techn. Phys. 8, 586—594, 1927.

\*\* C. F. Elam, a. a. O.

Flächen zusammen. Die Neigung dieser Flächen zueinander läßt jedoch ebenfalls keine Rückschlüsse zu, ob wir es hier mit wirklichen Kristallflächen zu tun haben. Kristalle, deren Stabachse nahe einer Würfelkante liegt, zeigen keine glatten Trennungsflächen, sondern ziehen sich ähnlich wie Haufwerkstäbe zu einem deutlichen Fließkegel aus.

Die Kräfteverhältnisse beim Bruch veranschaulicht Fig. 17. Da der Bruch unter geringem Lastabfall ziemlich plötzlich erfolgt, kann die im

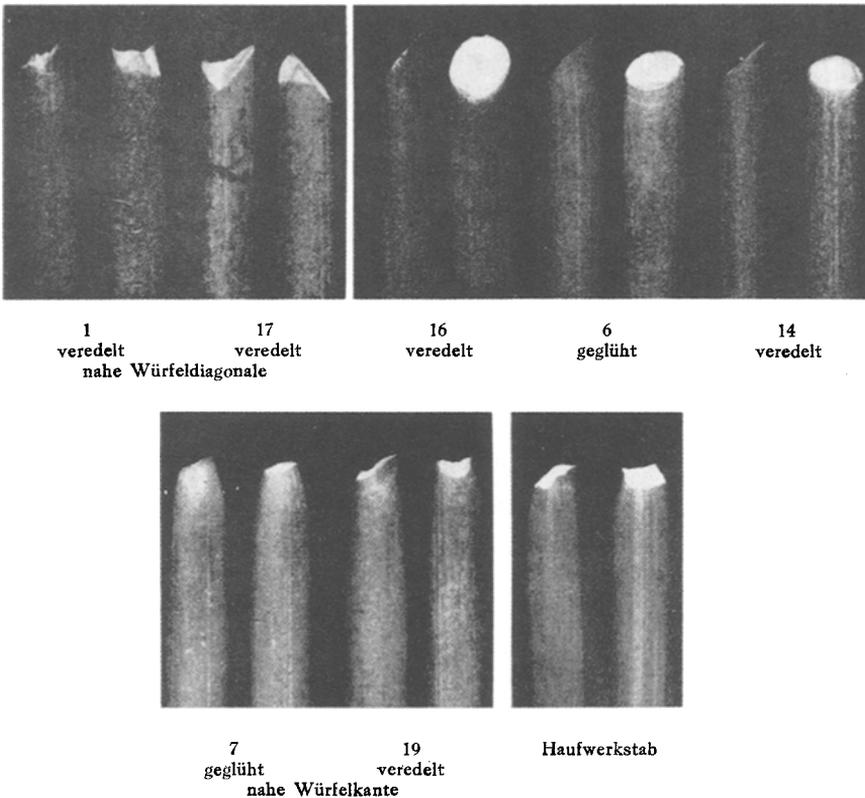


Fig. 15. Bruchausbildung von Kristallen einer veredelbaren Aluminiumlegierung.  
2,5 mal vergrößert.

Augenblick der Höchstlast getragene Spannung wohl als Reißfestigkeit angesprochen werden. Diese ist in systematischer Weise von der Orientierung abhängig. Berechnet man hieraus nun etwa die Schubspannung auf der Gleitfläche, so ist diese in umgekehrter Weise von der Orientierung abhängig. In noch stärkerem Maße gilt dies für die Normalspannung auf der Gleitfläche. Die Schubspannung auf der gemessenen

Bruchfläche andererseits ist in ähnlicher Weise von der Orientierung abhängig wie die Reißfestigkeit, und nur die Normalspannung auf der Bruchfläche zeigt keinen Gang mit der Orientierung. Die Übereinstimmung dieser Werte ist aber nicht gut genug, um hieraus den Schluß ziehen zu können, daß allein die Größe der Normalspannung in der Bruchfläche für den Bruchvorgang maßgebend ist.

Einfluß der Veredelung. Die Laueaufnahmen von veredelten und unveredelten Kristallen unterscheiden sich, wie Fig. 18 und 19 zeigen, nur sehr wenig voneinander. Beim geglähten Kristall ist allerdings die Begrenzung der Laueflecken schärfer, der Asterismus geringer. Daraus läßt sich aber nur entnehmen, daß das an sich niemals vollkommen einwandfreie Gitter von Metallkristallen bei diesen Legierungen durch den Vergütungs Vorgang in geringem Maße unregelmäßig verzerrt wird. Diese Feststellung will wenig besagen, da der gleiche Effekt z. B. auch bei geringen Verformungen der Kristalle entsteht. Ob irgendwelche für die Veredelung kennzeichnenden Gitteränderungen eintreten, kann nur auf Grund von sehr verfeinerten Röntgenverfahren festgestellt werden.

Sehr bedeutend sind dagegen die Veränderungen der Festigkeitseigenschaften durch die Vergütung. Besonders die Schubspannung an der Streckgrenze wird von etwa 2 auf 9,5 kg/mm<sup>2</sup>, also fast auf den fünffachen Wert erhöht. Die Trennschubspannung beim Bruch steigt von 20 bis 25 kg/mm<sup>2</sup> auf 40 bis 50 kg/mm<sup>2</sup>. Die Dehnung schließlich wird wenig geändert, so daß also die Vergütung tatsächlich ihrem Namen entsprechend eine wesentliche Steigerung der Belastbarkeit in der Technik zur Folge hat, ohne daß dadurch der in der Dehnung liegende Sicherheitsfaktor in Anspruch genommen wird.

Schließlich wurde noch der Einfluß der Veredelung auf das Rekristallisationsvermögen untersucht. Einige zerrissene und dabei um 7 bis 20% gedehnte Kristalle wurden stufenweise auf wachsende Temperatur gebracht. Die veredelten Kristalle rekristallisierten erheblich später und zerfielen, wie Fig. 20 zeigt, in wesentlich größere Kristalle als die unveredelten. Im Vergleich zu reinem Aluminium\* zeigt sich, daß die veredelten Kristalle

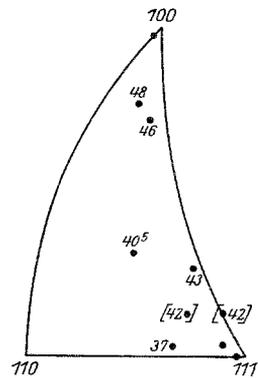


Fig. 16. Neigung der Bruchfläche zur Stabachse bei verschieden orientierten Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung.

\* R. Karnop und G. Sachs, ZS. f. Phys. 42, 283—301, 1927.

mit 450 bis 470° bei etwas niedrigeren Temperaturen rekristallisieren als Kristalle von Aluminium, die unveredelten aber mit 330 bis 340° ein stärkeres Rekristallisationsvermögen aufweisen als feinkristallines Aluminium.

Die veredelten Kristalle verhalten sich also in bezug auf ihre Rekristallisation wie einwandfreie Kristalle. Bei den geglähten Kristallen müssen dagegen Störungen des einfachen Gleitvorganges vorliegen, wie

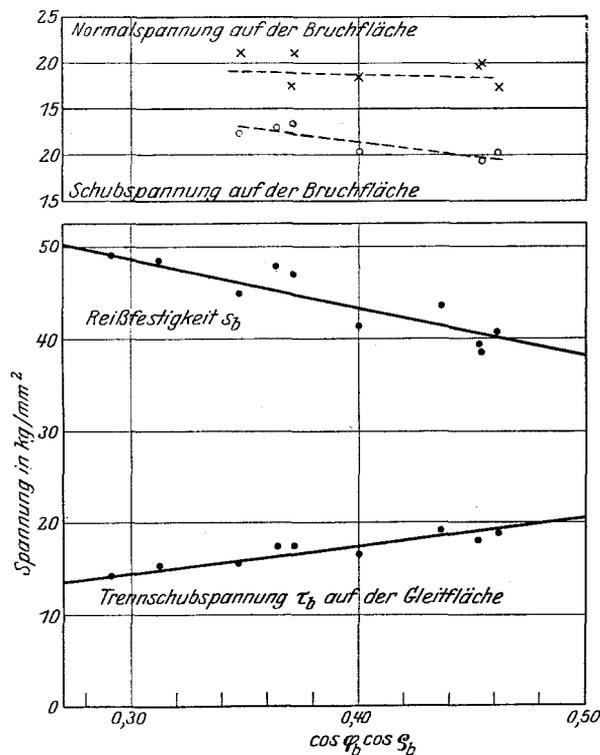


Fig. 17. Trennspannungen von Kristallen einer veredelten Aluminiumlegierung.

sie z. B. auch beim Ziehen von Kristallen durch eine Düse eintreten\*. Es liegt nahe, den Grund für diese Störungen in den Ausscheidungen zu suchen, welche bei der Verformung zu örtlichen Unregelmäßigkeiten im Kristallgitter und damit zu einem erhöhten Rekristallisationsbestreben führen.

Nach allgemeiner technologischer Erfahrung haben nun solche Störungen sowohl eine Erhöhung der Widerstandswerte (Streckgrenze,

\* R. Karnop und G. Sachs, a. a. O.

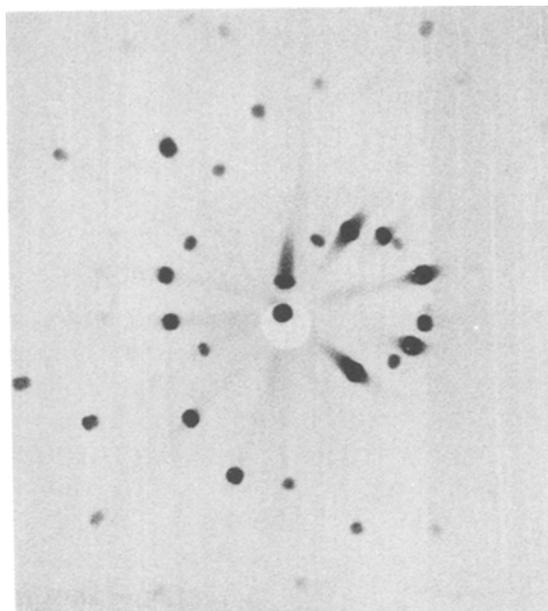


Fig. 18. Veredelt (abgeschreckt von 525° in H<sub>2</sub>O; angelassen 100°, 1/2 Stunde).

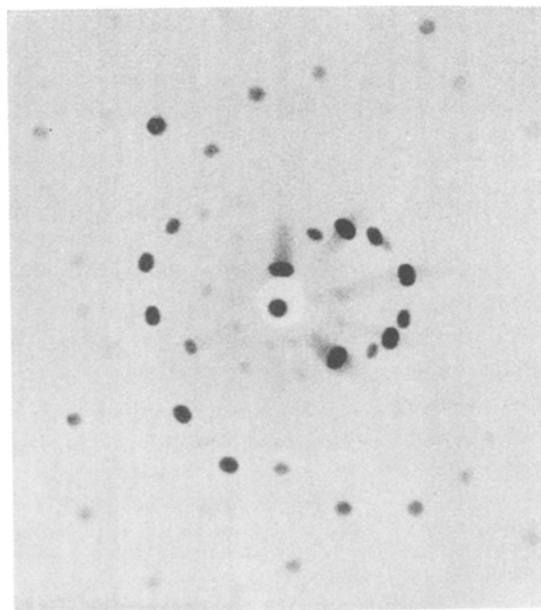
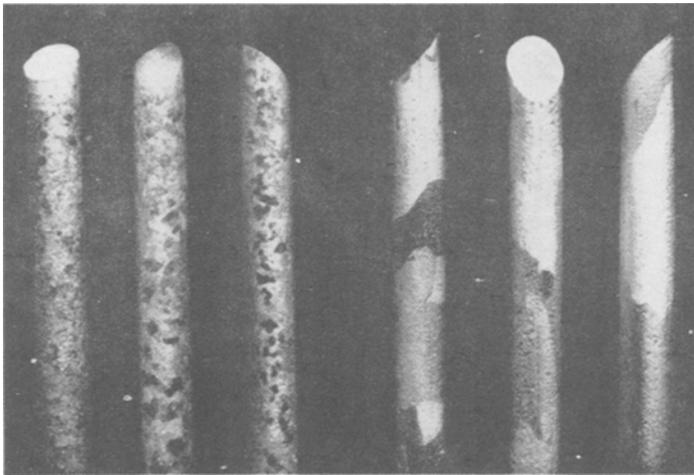


Fig. 19. Geglüht (400°, 1/2 Stunde; 300°, 1/2 Stunde).  
Fig. 18 und 19. Laueaufnahmen eines Kristalls einer Aluminiumlegierung  
in veredeltem und geglühtem Zustande.

Festigkeit) als auch des Rekristallisationsbestrebens zur Folge. Bei den veredelten Kristallen ist jedoch der hohe Verformungswiderstand mit einem geringen Rekristallisationsbestreben verbunden. Dies legt den Schluß nahe, daß die Störungen durch erfolgte Ausscheidung nur gering sein können, auch wenn diese in besonders feiner Form vor sich gegangen sind. Eine solche „kritische Dispersion“ wird aber vielfach für die Veredelung verantwortlich gemacht. Falls dieser Ausdruck jedoch mehr aussagen soll, als daß die Veredelung mit der Übersättigung und dem



geglüht  
(bei 340° rekr.)

veredelt  
(bei 470° rekr.)

Fig. 20. Rekristallisation einzelner Kristalle einer Aluminiumlegierung.  
(Dehnung  $\sim 10\%$ ) 2,5mal vergrößert. Geätzt abwechselnd mit 50% HCl und 50% HNO<sub>3</sub>.

dadurch bedingten Ausscheidungsbestreben verbunden ist, entbehrt er bisher einer experimentellen Begründung.

Die Versuche sprechen vielmehr dafür, daß die große Härte des veredelten Materials an einen besonderen Zwangszustand des Kristallgitters gebunden ist, der sich vor und während der eigentlichen Ausscheidung einstellt\*. Ein solcher Zwangszustand ist ja bei Stahl im Martensit

\* Vgl. P. Ludwik, ZS. d. Ver. D. Ing. **70**, 380, 1926; sowie die eingehenden Untersuchungen von W. Fraenkel und seinen Mitarbeitern, z. B. ZS. f. Metallkde. **18**, 189—192, 1926. Diese Auffassung wird durch eine soeben erschienene Untersuchung von P. Chevenard und A. Portevin (C. R. **186**, 144—146, 1928) gestützt. Danach geht die Härtesteigerung beim Anlassen nicht der Ausscheidung von CuAl<sub>2</sub> parallel, die mit Volumenvergrößerung verbunden ist, sondern einer Volumenverminderung, deren Ursache nicht festgestellt ist.

erkannt worden\*. Die Härtung durch Abschrecken und Anlassen wäre danach — ebenso wie die Härtung durch Legierung — als eine besondere physikalische Erscheinung anzusprechen. Ihre wirkliche Aufklärung werden beide erst finden, wenn nähere Vorstellungen über die Bindungskräfte in Metallgittern entwickelt worden sind.

Kristalle und Kristallhaufwerk. Zum Vergleich mit den Kristallen wurden einige bei  $525^{\circ}$   $\frac{1}{2}$  Stunde ausgeglüht und danach ebenso wie die Kristalle behandelte feinkristalline Stäbe untersucht.

Die Verformungskurve des unveredelten Haufwerkstabes verläuft nach Fig. 11 mitten zwischen denen der Kristalle. Im Gegensatz zu reinem Aluminium\*\* — und noch viel mehr zum hexagonal kristallisierenden Zink\*\*\* — ist danach der Unterschied im Verformungswiderstand der Kristalle und des Kristallhaufwerkes gering.

Beim veredelten Material liegen sogar, wie Fig. 8 zeigt, die Kurven der Haufwerkstäbe unter denen der Kristalle, besonders im Gebiet der Streckgrenze. Diese Erscheinung kann nur dadurch erklärt werden, daß der Veredelungseffekt aus irgend einem Grunde bei den Kristallen größer ausfällt als beim Kristallhaufwerk. Die hohen Festigkeitswerte, die hier für Kristalle mitgeteilt sind, überschreiten auch die sonst bekannten Werte für vergütete (und nicht nachträglich kaltverformte) Aluminiumlegierungen.

Der Notgemeinschaft der Deutschen Wissenschaft sind wir für die großzügige Unterstützung unserer Untersuchungen zu besonderem Dank verpflichtet.

---

\* Die Modifikationsänderung beim Stahl hat an sich nichts damit zu tun, daß der Martensit einen unbeständigen Zustand des  $\alpha$ -Eisens darstellt. Eine geringe Lösungsfähigkeit für Kohlenstoff besitzt wahrscheinlich auch  $\alpha$ -Eisen (vgl. G. Masing und L. Koch, Wiss. Ver. Siemens-Konzern 6, 202—210, 1927).

\*\* R. Karnop und G. Sachs, ZS. f. Phys. 41, 116—139, 1927.

\*\*\* M. Polanyi und E. Schmid, ZS. f. Phys. 32, 684—712, 1925.