

weitet sich das „Profil“ von δ proportional mit a aus, d. h. Linien, die tiefer unter der Oberfläche liegen, ergeben weiter voneinander entfernt liegende Extrema für δ . Dieser Umstand ermöglicht es, u. U. aus den Photogrammen a zu bestimmen.

Zum Vergleich der gemessenen Verzerrungen mit den theoretischen muß die Orientierung der Versetzungslinie, sowie ihr BURGERS-Vektor bzw. dessen Stufenkomponente bekannt sein. Der BURGERS-Vektor ist aber aus den Aufnahmen nicht unmittelbar zu entnehmen. Aus dem Profiltyp läßt er sich aber in manchen Fällen mit großer Wahrscheinlichkeit bestimmen, da bekanntlich die Auswahl der in Frage kommenden BURGERS-Vektoren sehr beschränkt ist. Abb. 2 zeigt z. B. 2 der beobachteten Profile (gestrichelte Kurven), dazu 2 theoretische (ausgezogene Kurven)*. Die der Rechnung zugrunde liegenden Versetzungen haben beide (101)-Richtung. Sie unterscheiden sich lediglich hinsichtlich der Orientierung der Stufenkomponente des BURGER-Vektors relativ zur Oberflächennormalen n . [Die Orientierung des BURGERS-Vektors ist festgelegt durch den Winkel γ (s. Abb. 2).] In Abb. 2 a hat der BURGERS-Vektor (010)-Richtung, in Abb. 2 b (011)- bzw. (110)-Richtung. Die Unterschiede im Profil sind deutlich, und die qualitative Übereinstimmung mit dem Photogramm ist erkennbar.

Alle sonst noch gemessenen Profiltypen lassen sich

prinzipiell ihrer Form nach aus der theoretischen Formel für δ herleiten. Es ist noch nicht geprüft, ob man für diese Herleitung mit der Annahme sonst üblicher BURGERS-Vektoren [z. B. (100) bzw. $\frac{1}{2}$ (110)] auskommt oder ob ungewöhnliche BURGERS-Vektoren angenommen werden müssen.

Im Quantitativen ergeben sich allerdings — wie erwähnt — wesentliche Abweichungen. Diese sind manchmal noch größer, als es bei den hier wiedergegebenen Profilen der Fall ist. Ursache hierfür ist wohl in erster Linie eine nicht immer exakte Justierung auf der Mitte der Flanke der Rocking-Kurve². Diese Justierung ist notwendige Voraussetzung für den skizzierten Zusammenhang zwischen Intensität und Verzerrung. Darüber hinaus kann verminderte primäre Extinktion infolge der zunehmenden Verzerrung in der Nähe des Versetzungskernes eine Rolle spielen. Ferner muß noch die endliche Eindringtiefe berücksichtigt werden. Außerdem liegt den Rechnungen die Annahme eines elastisch isotropen Gitters zugrunde. Zur genaueren Klärung sind noch weitere Untersuchungen notwendig.

Eine ausführliche Darstellung wird an anderer Stelle gegeben werden.

Der Deutschen Forschungsgemeinschaft danken wir für die Bereitstellung von Geräten.

* Die Ordinaten der gemessenen Profile sind willkürlich so normiert, daß beste Übereinstimmung erzielt wurde. Tatsächlich sind die gemessenen Verzerrungen nur etwa halb

so groß wie dargestellt. Hierzu vergleiche das weiter unten Gesagte.

Über den Zusammenhang der Vielkristalldehnungskurve mit den Einkristalldehnungskurven bei Aluminium

Von P. DERNER und E. KAPPLER

Physikalisches Institut der Universität Münster
(Z. Naturforschg. **14 a**, 1080—1081 [1959]; eingeg. am 4. November 1959)

Das in der Überschrift genannte Problem besteht aus 2 Fragen.

1. Die Einkristallkurven sind orientierungsabhängig. Gibt es eine mittlere Einkristallkurve, mit der sinnvoller Weise die Vielkristallkurve in Verbindung zu bringen ist und — wenn ja — nach welcher Gewichtsfunktion ist diese Mittelung über die verschiedenen Orientierungen zu bilden?

2. Läßt sich eine Vorschrift angeben, nach der man aus der mittleren Einkristallkurve die Vielkristallkurve berechnen und ableiten kann? Gilt z. B. eine Beziehung, wie sie von TAYLOR¹ angenommen worden ist, wonach die Fließspannung σ_V des Vielkristalls für alle Dehnungswerte durch einen konstanten Faktor aus derjenigen der mittleren Einkristallkurve σ_E ableitbar ist oder werden die Verhältnisse durch den Ansatz von KOCHEN-

DÖRFER² besser beschrieben, nach dem σ_V von σ_E um ein konstantes additives Glied σ_S (Spannungsverfestigung) verschieden ist oder sind kompliziertere Ansätze notwendig?

Die erste Frage soll hier nicht entschieden werden. Dann läßt sich natürlich auch die zweite Frage nicht vollständig beantworten. Immerhin sind auch ohne eine Lösung der ersten Frage bemerkenswerte Zusammenhänge zwischen dem plastischen Verhalten des Vielkristalls und des Einkristalls feststellbar. Im folgenden wird über Messungen der Vielkristalldehnungskurve bei verschiedenen Temperaturen an Proben aus technisch reinem Aluminium (99,5% Al) und Raffinal (99,99% Al) von verschiedener Korngröße (von 0,05 mm bis 5 mm ϕ) berichtet.

Es sei zunächst an die Besonderheiten der Einkristalldehnungskurven der kubisch-flächenzentrierten Metalle erinnert. Bei allen Orientierungen treten mehr oder weniger stark ausgeprägt 3 Bereiche auf: Der lineare Bereich I mit geringer Verfestigung („easy-glide-Bereich“ mit Einfachgleitung); der lineare Bereich II mit starkem, aber temperaturunabhängigem Verfestigungsanstieg (Einfachgleitung, jedoch unter Beteiligung latenter Gleitsysteme, die Hindernisse für das Hauptgleitsystem bilden); der stark temperaturabhängige Bereich III mit abnehmendem Verfestigungsanstieg (durch thermisch aktivierte Quergleitung wird stärkeres Gleiten ermöglicht).

¹ G. J. TAYLOR, J. Inst. Met. **62**, 307 [1938].

² A. KOCHENDÖRFER, Plastische Eigenschaften von Kristallen, Springer-Verlag, Berlin 1941.



Die Vielkristalldehnungskurven ergeben 2 Bereiche, in denen offensichtlich verschiedene Gesetzmäßigkeiten vorliegen.

Bereich A: Die Verfestigungskurve ist nahezu linear. Die Ausdehnung dieses Bereiches ist bei tiefen Temperaturen größer als bei hohen; ebenso ist er größer bei grobem Korn als bei feinem (z. B. bei 80° abs. bei 0,05 mm Korngröße bis 0,7%, bei 5 mm Korngröße bis zu 2% Dehnung). Die Steilheit der Dehnungskurve ist nahezu temperaturunabhängig, dagegen hängt sie erheblich von der Korngröße ab; sie ist bei feinem Korn größer als bei grobem Korn (Abb. 1).

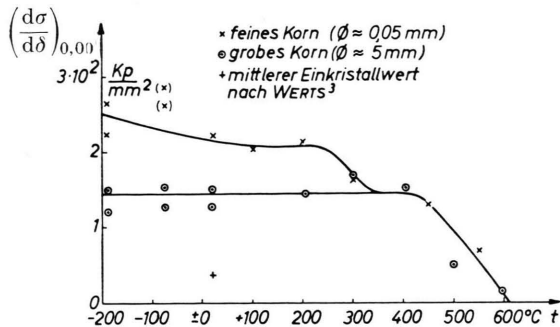


Abb. 1. Anfangsanstieg der Spannungsdehnungskurve von vielkristallinem technisch reinem Aluminium als Funktion der Temperatur.

Bereich B: Die Steigung der Verfestigungskurve nimmt mit zunehmender Verformung laufend ab, sie ist stark temperaturabhängig und unabhängig von der Korngröße.

Aus dem Vergleich mit den Einkristallkurven folgt: Der Bereich I tritt im Vielkristall nicht auf. Das ist verständlich, da im Vielkristall wegen der inhomogenen Verformung der einzelnen Kristallite infolge der Randbedingungen an den Korngrenzen Einfachgleitung nicht auftritt. Der Bereich A entspricht dem Bereich II der Einkristallkurven. Die Steigung ist aber in diesem Bereich beim Vielkristall größer als die Steigung der mittleren Einkristallkurve. Das liegt daran, daß infolge der eben erwähnten inhomogenen Verformung der einzelnen Kristallite im Vielkristall bei der gleichen Dehnung im Verhältnis mehr latente Gleitsysteme in Wirksamkeit treten als bei den meisten Orientierungen im Einkristall. Aus dem gleichen Grunde ist auch der Bereich A kürzer als der Bereich II bei der mittleren Einkristallkurve.

Es ist verständlich, daß beide Einflüsse bei feinem Korn stärker sind. Der Bereich B entspricht dem Bereich III der Einkristallkurve.

Neben den Bereichen A und B, in denen das Einkristallverhalten sich widerspiegelt, gibt es noch bei sehr kleinen Dehnungen vor dem linearen Bereich A noch einen weiteren Bereich C, der durch eine mehr oder weniger starke Krümmung ausgezeichnet ist. Sie ist bei technisch reinem Aluminium so stark, daß man von einem scharfen Knick sprechen kann, den man als Streckgrenze ansprechen kann. Bei Raffinal (99,99% rein) ist diese Krümmung weniger ausgeprägt und die Streckgrenze schlechter definiert. Das Streckgrenzenverhältnis bei 80° abs. und Raumtemperatur hat hier den gleichen Wert 1,3 wie beim Einkristall, während er bei technisch reinem Aluminium 1,7 bei feinem und 1,5 bei grobem Korn ist. Dieser Bereich C ist ein typischer Vielkristalleffekt und beruht vermutlich darauf, daß in den Randzonen der Kristallite die Verformung in stärkerem Maße inhomogen ist als im Inneren, daß also Randzone und Korninneres sich verschieden stark verfestigen.

Die Existenz der beiden Bereiche A und B im Vielkristall bzw. II und III im Einkristall, denen ein verschiedener Verfestigungsmechanismus zugrunde liegt, lassen vermuten, daß es nicht möglich sein wird, die gesamte Verfestigungskurve durch eine einheitliche mathematische Funktion zu beschreiben. Aus demselben Grunde ist es wahrscheinlich, daß auch eine Berechnung der Vielkristallkurve aus dem Einkristallverhalten in den beiden Bereichen A und B nach verschiedenen Prinzipien erfolgen muß, vermutlich im Bereich A wegen der unterschiedlichen Steigung nach einem dem TAYLORschen Verfahren verwandten, im Bereich B nach einem dem Verfahren von KOCHENDÖRFER ähnlichen, da dort die Kurven von Proben verschiedener Korngröße parallel verlaufen. Die Konzeption einer solchen Umrechnung für den gesamten Dehnungsbereich ist auch deshalb gar nicht sinnvoll, weil die Ausdehnung des Bereichs A beim Vielkristall von der Korngröße abhängt und sich somit allgemein nicht mit dem Bereich II der Einkristallkurve — gleichgültig wie sie definiert ist — decken kann. Es gibt eben nicht „die“ Vielkristallkurve, sondern sie hängt von der mikroskopischen Struktur ab.

Zur Frage 1 ist zu sagen, daß die Mittelung möglicherweise für die beiden Bereiche A und B in verschiedener Weise vorzunehmen ist.

³ I. WERTS, Forschungsarb. d. VDI, Heft 323 [1929].