

14,5 V gemessen, während sich für die Summe von Kathoden- und Anodenfall der Wert von 10 ± 1 V ergab. Die spektroskopische Abschätzung der Achsentemperatur dieses Bogens, von dem die Linien des N, N⁺, N⁺⁺ und N⁺⁺⁺ emittiert werden, ergab nahe der Kathode einen Wert von etwa 35 000° K. Das Auftreten von Hochstrombögen sehr hoher Temperatur mit einem merklich unter der Ionisierungsspannung liegenden Brennspannungsminimum ist also nicht auf das Argon beschränkt.

Es ist interessant zu bemerken, daß bei 35 000° K das Plasma unseres Stickstoff-Hochstrombogens zu 66% aus Elektronen und zu 30,6% aus doppelt ionisierten Stickstoff-Ionen besteht, während einfach ionisierter Stickstoff mit nur 3,3% und neutrale Stickstoffatome gar mit nur 0,1% vertreten sind. Es handelt sich also um ein sehr extremes Lichtbogenplasma.

Über alle Einzelheiten der elektrischen und spektroskopischen Untersuchung dieser Bögen wird an anderer Stelle berichtet werden. Die Tatsache aber, daß es voll entwickelte Hochstrombögen gibt, deren maximale Potentialdifferenz wesentlich unter der Ionisierungsspannung des Trägergases liegt, scheint uns für das Verständnis des Mechanismus der Bogenentladungen von Interesse. Wir werden in unserer späteren Veröffentlichung begründen, daß es sich bei diesen Hochstrombögen sehr hoher Temperatur unseres Erachtens um den Idealfall eines thermischen Bogens handeln muß, bei dem die mittlere thermische Geschwindigkeit der Ladungsträger deren Driftgeschwindigkeit im elektrischen Feld so stark überschreitet, daß auch die Fallgebiete thermisch behandelt werden dürfen, die Ionisation also im gesamten Bogen in guter Näherung thermisch erfolgt.

Erlangen, Forschungslaboratorium der Siemens-Schuckert-Werke AG.

G. BUSZ und W. FINKELNBURG.

Eingegangen am 14. September 1953.

¹⁾ SKOLNIK, M., u. T. B. JONES: J. Appl. Physics 23, 643 (1952).

²⁾ FINKELNBURG, W., u. S. M. SEGAL: Physic. Rev. 80, 258 (1950).

A Combination of Electron Microscopy and Diffraction.

Focusing in electron microscopy is performed by observing the image on a fluorescent screen with the naked eye. This is difficult to perform when the image is very dark. A combination of electron microscopy and diffraction described here made it possible to focus the microscope without observing the image.

In the present study, one microscope and one diffraction apparatus were connected to a common terminal of a high tension source supplying the two (vid. Fig. 1); in this way electrons in the two apparatus were always accelerated by one and the same voltage (V). The position of specimens in the microscope and the diffraction apparatus were kept fixed throughout the duration of the experiment. The following relations are now obtained:

$$\text{For microscopy: } 1/f = kI^2/V, \quad (1)$$

where f : the focal length, I : the current flowing in the winding of the magnetic lens and k : a constant depending on the number of turns in the winding, on its geometrical form and on the nature of magnetic material of the lens.

$$\text{For diffraction: } R d V^{1/2} = 2 \times 12.3 L, \quad (2)$$

where R : the diameter of diffraction ring, d : the interplanar spacing of specimen crystal, and L : the camera length (150 mm). Eliminating V in Eq. (1) and (2), the relation

$$IR = \text{constant} \quad (3)$$

is obtained. Eq. (3) was examined with a microscope and a diffraction apparatus connected to each other as is shown in Fig. 1. In Table 1, R denotes the diameters of the (200) diffraction rings of a gold foil under various wave length of electrons and I denotes the current flowing in the lens indicated by a milli-ammeter for exact focus. Table 1 shows that Eq. (3) is valid under the above-mentioned conditions. The results of Table 1 give the curve of Fig. 2.

We can focus in electron microscopy by marking an intense diffraction ring and by referring to the relation between

Table 1. R : diameter of (200) diffraction rings of gold foil. Camera length: 150 mm. Driving potential of electrons: about 30 kV. I : current flowing in the winding of magnetic lens for exact focus. This Table shows that $I \times R$ is constant.

R (mm)	I (mA)	$I \times R$	R (mm)	I (mA)	$I \times R$
11.3	26.4	298	10.5	28.5	299
11.1	27.0	300	10.3	29.0	299
10.9	27.5	300	10.2	29.4	300
10.7	28.0	300			

R and I shown in Fig. 2 without observing microscopic image. This method is powerful particularly where it is necessary to take a micrograph of a „dim“ sample. This is the case where we want to avoid deterioration of a sample by electron beam.

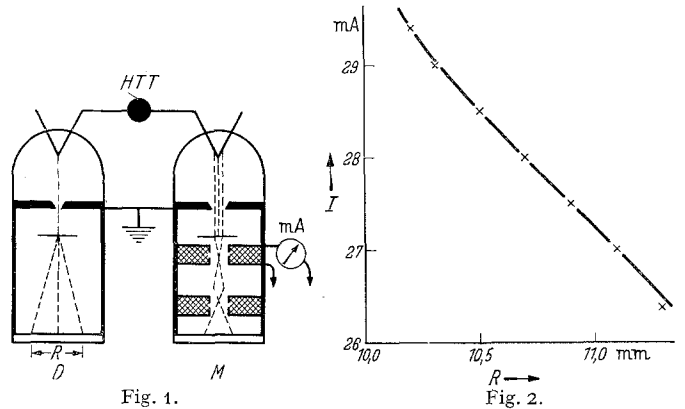


Fig. 1.

Fig. 2.

Fig. 1. This figure shows that a microscope and a diffraction apparatus are connected to a common terminal of a high tension source. Electrons are accelerated by one and the same voltage. Position of specimens in the two apparatus are fixed. D Diffraction; M Microscopy; HTT High Tension Terminal.

Fig. 2. This figure shows the relation between R (diameter of the diffraction ring) and I (current through the magnetic lens for exact focus). It is possible to focus in microscopy by marking a diffraction ring and utilizing this curve.

The method might be recommended when we want to have an image of extremely high magnification obtainable but consequently of a very dark illumination.

Scientific Research Institute, Ltd., Hongo, Tokyo (Japan).

SHIGETO YAMAGUCHI.

Eingegangen am 29. August 1953.

Elektronenmikroskopische Untersuchungen über den Oxydationsvorgang von Metallen.

Die als Zunder- und Anlaufvorgänge bezeichneten Oxydationsreaktionen von Metallen bei höheren Temperaturen beginnen in dünnsten Schichten, die mit fortschreitender Reaktion dicker werden. Man hat die Gesetze des Wachstums dieser Oxydschichten unter der Voraussetzung, daß sich gleichmäßig dicke Schichten parallel zur Metalloberfläche bilden, erforscht. Bisher kennt man kompakte sowie aufreißende und poröse Schichten.

Betrachtet man Oxydschichten im Elektronenmikroskop, so sieht man, daß sie bei verschiedenen Metallen dicht mit Nadeln, vereinzelt auch mit dünnen Blättchen besetzt sind (Fig. 1). Kurz nach der Bildung der ersten Anlauffarbe wachsen aus der Oberfläche feinste Nadeln heraus. Bei fortgesetzter Oxydation treten mehr Nadeln auf, die länger und etwas dicker werden. Schließlich setzt sich an ihrem Grunde der Bereich zwischen ihnen zu, so daß die kompakte Oxydschicht dicker wird. Bei höheren Temperaturen bilden sich im Durchschnitt weniger zahlreiche, dickere Nadeln. Schon weit unterhalb der Schmelztemperatur des Oxydes (bei Kupferoxyd über 600° C) treten Schmelzvorgänge auf. Verfolgt man das Wachstum von CuO-Nadeln in aufeinanderfolgenden Oxydationsprozessen, so stellt man fest, daß die Nadeln an der Spitze weiterwachsen. Hierbei müssen dabei im Innern oder an der Oberfläche von Nadeln Metall-Ionen, die dann an der Luft oxydiert werden, bzw. Oxydmolekeln zum Nadelende transportiert und dort in das Kristallgitter eingebaut werden. In heißem Zustande zusammentreffende Nadeln haften aneinander, und um die Berührungsstelle herum wird Oxyd abgelagert. Die durchschnittliche Nadelstärke entspricht der