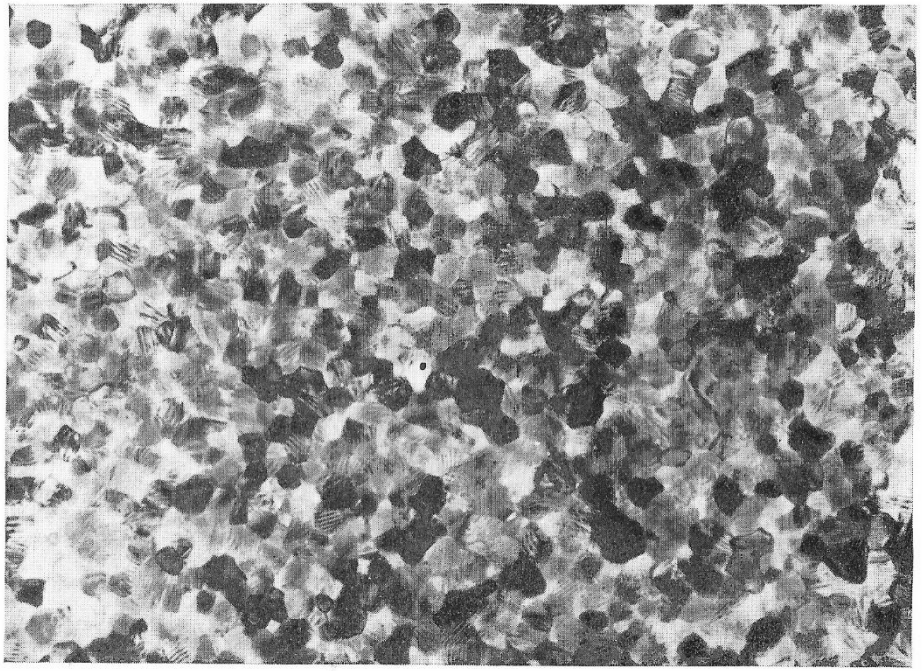
VEB KOMBINAT ELEKTRONISCHE BAUELEMENTE TELTOW

Arbeitsausschuß Kondensatoren der Kammer der Technik

BERICHTSBAND

zur 4. Fachtagung „Kondensatoren" mit internationaler Beteiligung



17. bis 19. März 1987

Karl-Marx-Stadt

VEB Kombinat Elektronische Bauelemente Teltow
Arbeitsausschuß Kondensatoren der KdT

Veröffentlichungen zur

4. Tagung "Kondensatoren"

17. bis 19. März 1987
Karl-Marx-Stadt

Herausgegeben im Auftrag des Generaldirektors des VEB Kombinat Elektronische Bauelemente Teltow

Doz.Dr.sc.nat. H.-D. Langer
(Herausg.)
Technische Universität
Karl-Marx-Stadt, Sektion
Physik/Elektronische Bauelemente

MODELLIERUNG DER ANODISCHEN OXYDATION PORÖSER TANTAL-SINTERKÖRPER

J. Richter, H.-D. Langer
Technische Universität Karl-Marx-Stadt

0. Einleitung und Motivation

Das Dielektrikum von Tantal-Festelektrolytkondensatoren besteht aus einer Schicht von amorphem Ta_2O_5, das auf die innere Oberfläche des Tantal-Sinterkörpers (Ta-SK) durch anodische Oxydation aufgebracht wird. Da die Güte der Oxidschicht maßgeblich die elektronischen Eigenschaften des Kondensatorbauelements beeinflußt, ist ihre Herstellung - meist als Formierung bezeichnet - ein sehr wichtiger Technologieschritt. Wünschenswert ist dabei ein möglichst gleichmäßiges Wachstum der Oxidschicht über den gesamten SK hinweg. Eine räumlich inhomogene Wachstumsrate der Oxidschicht führt z.B. zu lokalen Stromdichteüberhöhungen, die die elektrischen Eigenschaften der Oxidschicht negativ verändern. Im Endresultat entsteht eine Dickenverteilung der Oxidschicht im SK, die sich ungünstig auf die Bauelementefunktion, vor allem auch in Richtung auf eine Erniedrigung der Durchschlagsfeldstärke, auswirkt.
Die Erfahrung zeigt leider, daß inhomogenes Wachstum der Oxidschicht durchaus nicht die Ausnahme ist. Bild 1 zeigt schematisch den Prozeß des Aufwachsens der Oxidschicht unter durchschnittlichen technologischen Bedingungen. Danach werden eindeutig zunächst die Randzonen und nachfolgend erst das innere Gebiet des SK formiert. Das bedeutet aber nichts anderes, als daß zu Beginn der Formierung der gesamte Strom auf eine relativ geringe innere Oberfläche im SK verteilt wird, und somit die resultierende Stromdichte dort sehr hoch, im Inneren dagegen verschwindend gering ist.
In der Literatur werden im wesentlichen zwei Ursachen für diese Erscheinung diskutiert. Eine erste Hypothese besagt, daß der Elektrolyt, in dem die Formierung stattfindet, infolge hydrophober Bereiche im Innern des SK nicht in diesen eindringen kann. Die Grenzfläche zwischen benetzten und unbenetzten Bereichen wandert nach dieser Vorstellung mit der entstehenden Oxidschicht - die entsprechend andere Benetzungseigenschaften aufweist - ins Innere des SK

hinein. Die zweite Hypothese, die den Ausgangspunkt des vorliegenden Modells bildet, sieht in der elektrostatischen Abschirmung des Feldes durch das Metallgerüst des Ta-SK die wesentliche Ursache dafür, daß eine Oxydation im Innern nicht stattfindet: Die zur Formierung notwendige Feldstärke wird im Innern nicht erreicht. Erst in dem Maße, wie sich in den Randbereichen eine gewisse isolierende Oxidschicht gebildet hat, werden auch in inneren Bereichen wirksame Formierfeldstärken erreicht.
Experimentelle Untersuchungen zum Vergleich beider Prozesse wiesen eindeutig auf eine größere Relevanz der Abschirmhypothese /1/.

1. Mikroskopische Gleichungen

Die anodische Oxydation von Tantal erfolgt in mehreren, z.T. konkurrierenden Teilprozessen, für Einzelheiten siehe z.B. /2/. Für das vorliegende Modell werden zwei Gleichungen verwendet, die die Kinetik des Prozesses beschreiben:

a) Die Formierstromdichte i hängt nichtlinear von der wirksamen Formierfeldstärke E = U/d (d Schichtdicke, U Spannung über der Oxidschicht) ab:

$$i = f(U/d) \qquad (1)$$

Die Ursache dafür liegt in den auftretenden Ionentransportmechanismen. Für den Zusammenhang zwischen i und U/d kann man als gute Annäherung

$$i = i_0 \exp(a\, U/d) \qquad (1a)$$

setzen, wobei i_0 und a halbempirische Parameter sind, die von weiteren Größen abhängen können.

b) Die Stromdichte i repräsentiert eine Anzahl transportierter Ionen pro Zeiteinheit, die an der Grenzfläche Metall-Oxid zur Bildung weiterer Oxidmoleküle führen. Damit ist der Dickenzuwachs pro Zeiteinheit proportional zur Stromdichte i (das bekannte Faradaysche Gesetz der Elektrochemie):

$$\frac{d}{dt}\, d(r,t) = \beta\; i \qquad (2)$$

Im Elektrolyt, der das Feld von der Katode aus erst einmal an die Metall- bzw. schon entstandene Oxidoberfläche heranführt, gilt für den Zusammenhang zwischen Stromdichte im Elektrolyt $\vec{j}$ und Feldstärke $\vec{E}$ das Ohmsche Gesetz (in Vektorschreibweise)

$$\vec{j} = \varkappa \vec{E} \qquad (3)$$

wobei $\varkappa$ die Leitfähigkeit des Elektrolyten darstellt. $\vec{E}$ kann als Gradient der Spannung dargestellt werden:

$$\vec{E} = -\nabla U, \qquad (4)$$

so daß man erhält

$$\vec{j} = -\varkappa \nabla U. \qquad (5)$$

Im Elektrolyt gibt es natürlich keine Ansammlung von Ladung, die Stromdichte ist quellfrei,

$$\mathrm{div}\, \vec{j} = \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \cdot \vec{j} = 0, \qquad (6)$$

so daß man für die Spannung die übliche Potentialgleichung

$$\Delta U = \frac{\partial^2}{\partial \vec{r}^{\,2}} U = 0 \qquad (7)$$

formulieren kann.
Wesentlich für die Bestimmung des räumlichen Verlaufs des entstehenden Potentialfelds sind die Randbedingungen an der Oxidschicht, mit denen eine Verknüpfung der Formierbeziehungen (1) und (2) mit den übrigen Relationen erfolgt.
Es gilt offensichtlich, daß die im Oxid wirksame Formierstromdichte i gleich der Senkrechtkomponente der auf die Oxidschicht treffenden Elektrolytstromdichte $\vec{j}$ ist:

$$i = \vec{j}\,\Big|_{\perp} = -\varkappa \frac{\partial}{\partial \vec{r}} U\Big|_{\perp} \qquad (8)$$

Führt man das Flächenelement $\vec{dA}$ ein, das jeweils einen kleinen Ausschnitt dA der <u>inneren</u> Oberfläche mit dem dazugehörigen Normalenvektor verknüpft, kann man (8) auch in der Form

$$\vec{j}\, \vec{dA} = i\, dA \qquad (9)$$

darstellen.

Aus (8) und (1) erhält man nun die gewünschte Randbedingung für U, die an der <u>inneren</u> Oberfläche die Gestalt

$$-\varkappa \frac{\partial}{\partial \vec{r}} U\Big|_{\perp} = f(U/d) \qquad (10)$$

bekommt. Wegen der Nichtlinearität von f(U/d) handelt es sich hier um eine nichtlineare Randbedingung, die die Lösung des aus Glchg. (7) und (10) bestehenden Systems schon für einfachste Geometrien sehr schwer macht.

Bild 2 zeigt qualitativ die Verhältnisse bei der Formierung der Innenwand einer Kapillare für zwei Elektrolyte verschiedener Leitfähigkeit $\varkappa_1 \gg \varkappa_2$. Während das Feld im Elektrolyt 1 so gut wie ohne Verluste auch an die weit innen liegenden Wandbereiche herangeführt wird, werden bei geringerer Leitfähigkeit die Feldlinien schon im vorderen Bereich stark deformiert. Man kann auch davon sprechen, daß bei geringerer Leitfähigkeit der "Spannungsabfall" längs des Bahnwiderstandes der Kapillare größer wird.

2. Mittelungsprozedur: Notwendigkeit und Verfahren

Die bisher aufgestellten Gleichungen gelten exakt, d.h. sie beschreiben die Verhältnisse an jedem Punkt im Elektrolytraum bzw. an der inneren Oberfläche. Es ist allerdings fraglich, ob man mit diesen Gleichungen etwas anfangen kann, wenn man versucht, das Geschehen im realen Porenraum zu beschreiben. Bild 3 zeigt einen Ausschnitt aus dem realen Porenraum. Hier hätte man das System der Glchg. (7) und (10) für die unregelmäßige, vielfach zusammenhängende Porenstruktur mit der inneren Oberfläche des SK als Grenzfläche zu lösen, ein Unternehmen, das aussichtslos ist. Auch wäre das erhaltene Ergebnis von geringem Wert, denn für die Beurteilung des Oxidwachstums interessiert im allgemeinen nicht, wie sich die Wachstumskinetik im µm-Bereich gestaltet. Interessant ist vielmehr, welche Variation der Kinetik man in Bereichen von etwa 100 µm zu erwarten hat. Das führt zu der Idee, aus den mikroskopisch definierten Größen durch eine geeignete Mittelungsprozedur Größen zu machen, die die wesentlichen Prozesse auf einem Niveau zwischen dem mikroskopischen und dem makroskopischen (für letzteres stehen z.B. die angelegte Formierspannung U_F und der Formierstrom) beschreiben, so genannte "mesoskopische" Größen. Der Raumbereich, über den eine solche Mittelung zu erfolgen hat, muß dabei folgenden Forderungen genügen:

a) Das Mittelungsvolumen V_M ist nach wie vor klein gegenüber dem Volumen des Sinterkörpers V_{SK}. Das sichert eine hinreichend feine Beschreibung der Vorgänge durch die gemittelten Größen.
b) Andererseits enthält das Mittelungsvolumen genügend viele Poren, so daß gemittelte Größen tatsächlich repräsentativ für die mittleren Eigenschaften des Materials und unempfindlich gegen lokale, mikroskopische Schwankungen sind. Bezeichnet man den mittleren Porenradius im SK mit R_p, so kann man dieser Forderung durch die Ungleichung $V_M \gg R_p^3$ Ausdruck geben. Insgesamt erhält man eine Abschätzung der Größenordnung des Mittelungsvolumens zu

$$R_p^3 \ll V_M \ll V_{SK} \qquad (11)$$

Nachdem man sich derart über die Größe des Mittelungsvolumens verständigt hat, kann man zur eigentlichen Mittelungsdefinition übergehen. Eine sehr brauchbare und plausible Art der Mittelung besteht darin, daß man die mikroskopischen Größen U, $\vec{E}$, $\vec{j}$, die ja nur im Porenraum definiert sind, über eben diesen Porenraum innerhalb des Mittelungsvolumens integriert und durch das Mittelungsvolumen dividiert. Bild 5 zeigt anschaulich, was dabei gemacht wird: Man ersetzt jeweils für ein Mittelungsvolumen, dessen Mittelpunkt $\vec{r}$ (s. Bild 4) ist, die an jedem Ort $\vec{r}'$ (s. Bild 4) im Porenraum des Mittelungsvolumens definierte mikroskopische Größe $G(\vec{r}')$ durch ihren Mittelwert, den man dem Ort $\vec{r}$ zuordnet /3/:

$$\langle G(\vec{r}) \rangle = 1/V_M \int_{V_M} dV' G(\vec{r}') \qquad (12)$$

Dabei ist G eine beliebige Größe (Skalar, Vektor), und $\int dV'$ bedeutet: Integration über den gesamten, mit Elektrolyt gefüllten Porenraum. Die Dreiecksklammern sollen hier und im folgenden immer die gemittelten Größen kennzeichnen.

Nun kommt es darauf an, aus den mikroskopischen Beziehungen (1) bis (10) entsprechende Relationen für die gemittelten Größen zu

gewinnen. Wegen der Linearität der Mittelungsprozedur ist z.B. klar, daß die Beziehung (3) auch zwischen den gemittelten Größen gültig bleibt. Von anderen Gleichungen wird man dies nicht so ohne weiteres behaupten dürfen.

3. Ableitungen gemittelter Größen. Die Formel von SLATTERY

Insbesondere steht die Frage, wie sich Ableitungen gemittelter Größen aus denen der mikroskopischen berechnen. Naheliegend wäre die Vermutung, daß man die Ableitung der gemittelten Größe erhält, indem man die Ableitung der mikroskopischen Größe nach der obigen Prozedur mittelt. In diesem Fall würde wegen Glchg. (6) div $\langle\vec{j}\rangle = \langle \mathrm{div}\ \vec{j}\rangle = 0$ gelten. Daß dies nicht der Fall ist, kann man anschaulich an Bild 6 ablesen, das den qualitativen Verlauf von $\langle\vec{j}\rangle$ ins Innere eines zylindrischen SK hinein zeigt.
Es ist klar, daß der Betrag von $\langle\vec{j}\rangle$ nach innen zu abnimmt, da ein Teil des Stromes für die Formierung der Oxidschicht abgezweigt wird, der über das Metallgerüst abfließt. Bei div $\langle\vec{j}\rangle = 0$ müßte der Betrag von $\langle\vec{j}\rangle$ allerdings nach innen zunehmen.
Den tatsächlichen Zusammenhang zwischen Ableitungen der gemittelten Größen und den Mittelwerten von mikroskopischen Ableitungen gibt die folgende Formel von SLATTERY /4/:

$$\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\circ\langle G\rangle = \left\langle\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\circ G\right\rangle - 1/V_m \int_{A_{inn}} G \circ d\vec{A} \qquad (13)$$

Dabei ist die Integration im 2.Term auf der rechten Seite über die gesamte innere Oberfläche (Porenwände) im Mittelungsvolumen V_M zu erstrecken. Durch konsequente Anwendung dieser Gleichung auf die Glchg. (4) bzw. (5) und (6) erhält man die Beziehungen, die man für die Beschreibung der Formierkinetik benötigt.

4. Die Gleichungen für die Formierkinetik

Zunächst wird Glchg. (13) für die Stromdichte ausgewertet. Man findet:

$$\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\cdot\langle\vec{j}\rangle = \left\langle\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\cdot\vec{j}\right\rangle - 1/V_m \int_{A_{inn}} \vec{j}\cdot d\vec{A} \qquad (14)$$

Der erste Term auf der rechten Seite verschwindet wegen der Divergenzfreiheit der Stromdichte (Glchg. (6)). Im verbleibenden Integral kann das Skalarprodukt $\vec{j}\cdot d\vec{A}$ nach Glchg. (9) durch das Produkt i dA ersetzt werden. Das Integral wird über die gesamte innere Oberfläche in V_m geführt. Bekanntlich ist die Größe dieser inneren Oberfläche mit dem Volumen über die Beziehung

$$A_{inn} = s\ V_M \qquad (15)$$

verknüpft, in der s, die spezifische innere Oberfläche, auftritt. Man erhält somit aus (14)

$$\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\cdot\langle\vec{j}\rangle = - s\cdot 1/A_{inn}. \int_{A_{inn}} i\ dA \qquad (16)$$

Das nun rechts stehende Integral ist offenbar nichts anderes als die über die innere Oberfläche gemittelte Oxidstromdichte i. Man kann also abschließend die Relation

$$\frac{\partial}{\partial\vec{r}}\cdot\langle\vec{j}\rangle = - s\ \langle i\rangle \qquad (17)$$

aufstellen, die besagt, daß die über die innere Oberfläche im Mittelungsvolumen abfließende Formierstromdichte $\langle i\rangle$ eine Senke für die gemittelte Elektrolytstromdichte darstellt.
Nun muß noch Glchg. (4) gemittelt werden. Man erhält durch Einsetzen in (13)

$$\langle\vec{E}\rangle = -\langle\nabla U\rangle = -\nabla\langle U\rangle - 1/V_M \int_{A_{inn}} U\ d\vec{A}. \qquad (18)$$

Hier <u>verschwindet</u> das Integral über die innere Oberfläche. Man kann sich das anhand folgender Überlegungen plausibel machen. Der Wert von U ist innerhalb von V_M nur gering, veränderlich. Insbesonde-

re wird U über einen Kapillarquerschnitt kaum variieren. Bei der Integration über das vektorielle Flächenelement werden also im wesentlichen identische U-Werte mit nacheinander in alle Richtungen zeigenden Flächenelementen bewertet (Bild 7)).
Da zu jedem Flächenelement auch ein in die entgegengesetzte Richtung zeigendes existiert, verschwindet der Gesamtwert des Integrals. Allgemeiner gespochen ist die Tatsache, daß ein derartiges Integral mit einer langsam veränderlichen skalaren Größe U verschwindet, Ausdruck der statistischen Isotropie der inneren Oberfläche, d.h. der Tatsache, daß jede Richtung des Normalenvektors der inneren Oberfläche mikroskopisch gleich häufig, mit dem gleichen Flächenanteil vorhanden ist. Man erhält daher aus (18)

$$\langle \vec{E} \rangle = - \nabla \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle U \rangle \qquad (19)$$

und mit (17)

$$s \cdot \langle i \rangle = - \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle \vec{j} \rangle = - \varkappa \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle \vec{E} \rangle = \varkappa \Delta \langle U \rangle \qquad (20)$$

Nun bleibt noch zu untersuchen, inwieweit die mikroskopische Beziehung (1) auf gemittelte Größen übertragen werden kann. Man kann zeigen, daß bei nicht zu großen Gradienten $\frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle U \rangle$ die Gleichsetzung

$$\langle i \rangle = f(\langle U \rangle / d) \qquad (21)$$

gültig ist. Damit erhält man in Modifikation von Glchg. (7)

$$\Delta \langle U \rangle = s/\varkappa \quad f(\langle U \rangle / d) \qquad (22)$$

als Differentialgleichung, die die räumliche Verteilung von $\langle U \rangle$ beschreibt.
Die Kinetik des Vorgangs kommt dadurch ins Spiel, daß in f auf der rechten Seite von (22) $d(\vec{r}, t)$, die ständig wachsende Schichtdicke, enthalten ist. Ihr Wachstum ist durch

$$\frac{d}{dt} d(r, t) = \beta f(\langle U \rangle / d) \qquad (23)$$

gegeben. (22) und (23) geben mit noch hinzuzufügenden geeigneten Randbedingungen für $\langle U \rangle$ bzw. $\frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle U \rangle$ das die Formierkinetik beschreibende System nichtlinearer partieller Differentialgleichungen.

Eine analytische Lösung für die Zeitabhängigkeit von $\langle U \rangle$ oder d ist nicht möglich; hier ist man auf numerische Verfahren angewiesen, die aber durchaus mit Kleinrechentechnik realisierbar sind. Es läßt sich aber für zylindrische SK wenigstens die Spannungsverteilung zum Zeitpunkt t = 0 angeben, wenn man voraussetzt, daß zu Beginn der Formierung bereits eine dünne, durch Passivierung an Luft entstandene Oxidschicht der Dicke d_o im gesamten SK vorhanden ist und für die Formierstromdichte i = f(U) aus Glchg. (1a) gilt.
In diesem Fall ist (r Radiusvektor)

$$U(r, 0) = d/a \quad \ln\left(\frac{8k}{1 - k(R/L)^2)^2}\right) \qquad (24)$$

Dabei ist L eine Art "Eindringtiefe" des Feldes, die sich aus

$$L^2 = \frac{d_o}{a \, s \, i_o} \qquad (25)$$

ergibt, und k ein Parameter, der insbesondere von der bei r = R (R Radius des SK) anliegenden Spannung abhängt (vgl. /5/).
Die Auswertung von (24) für technologisch relevante Größen von $\varkappa$ und U(R) zeigt, daß gerade in jenen Fällen, wo Inhomogenitäten experimentell sichtbar wurden (niedrige $\varkappa$, hohe Randspannungen) die entsprechenden Verläufe von U(r,0) auch krass inhomogen waren. Dies ist ein Beweis für die Anwendbarkeit des Modells zur Beschreibung der Formierkinetik poröser Ta-SK. Erste Modellierungen wurden bereits durchgeführt, weitere mit präzisierten numerischen Ansätzen sind in Vorbereitung.

5. Literatur

/1/ J. Richter: Bericht zum Industriepraktikum, VEB Kondensatorenwerk Freiberg TH Karl-Marx-Stadt (1980)

/2/ H.-D. Langer: Festkörperelektrolytkondensatoren, Akademie-Verlag, Berlin (1982)

/3/ F.A.L. Dullien: Porous Media, Academic Press New York (1979)

/4/ J.C. Slattery: Momentum, Energy and Mass Transfer in Continua

/5/ J. Richter, H.-D. Langer: Berichtsband 6. Zentrale Physik-Studentenkonferenz, Rostock (1982)

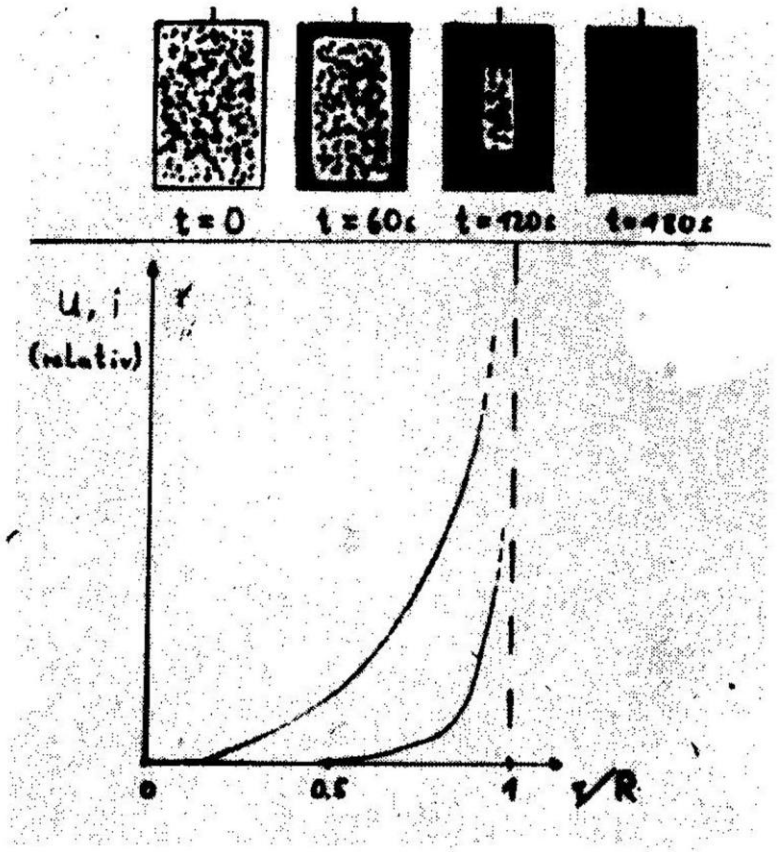


Bild 1: Charakterisierung der Formierung poröser zylindrischer Ventilmetallanoden (halbquantitativ, Anfangsstadium der Gesamtformierung): punktiert - noch nicht formierter Bereich, schwarz - formierter Bereich

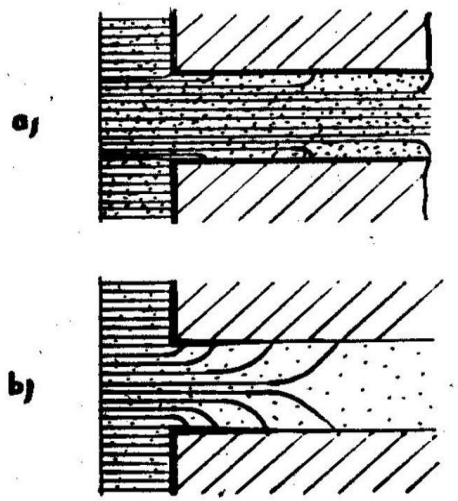


Bild 2: Qualitative Feldverhältnisse im Elektrolyt (außerhalb der Anode und innerhalb der Poren)
a) gut leitender Elektrolyt
b) schlecht leitender Elektrolyt

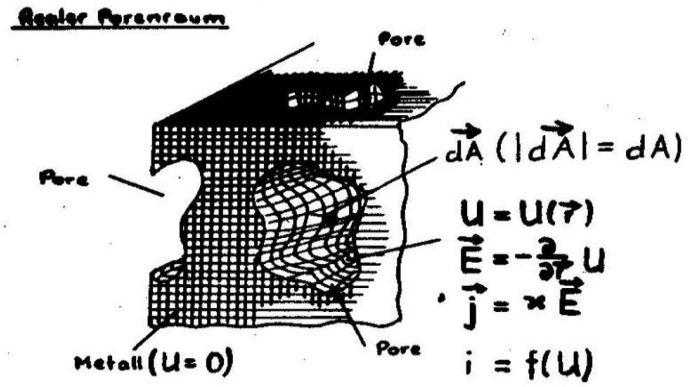


Bild 3: Reale Struktur des porösen Anodenkörpers

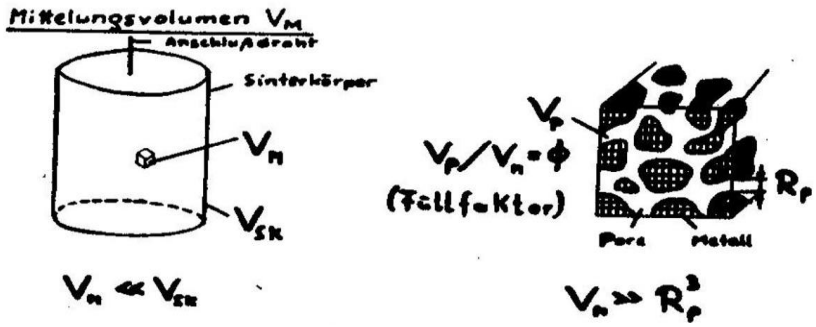


Bild 4: Relationen des Mittelungsvolumens, bezogen auf das Sinterkörper- und das Porenvolumen

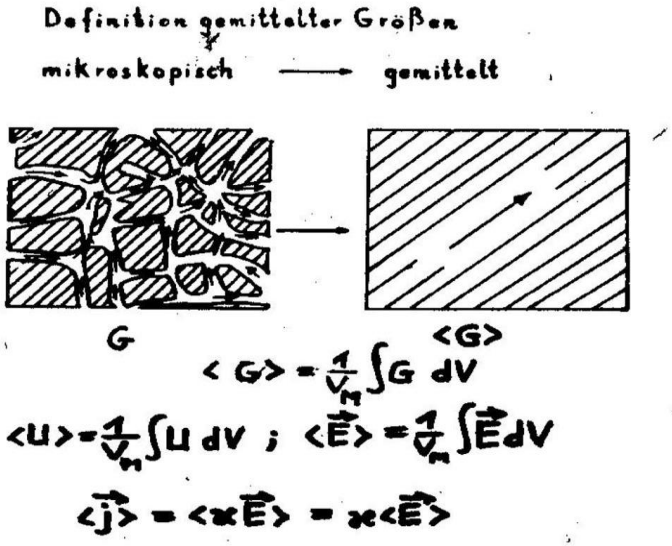


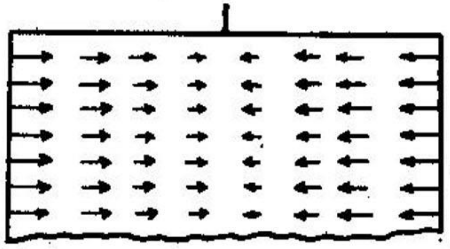
Bild 5: Zur Definition der gemittelten Größen

Ableitungen gemittelter Größen

$$\frac{\partial}{\partial \vec{r}} G \xrightarrow{?} \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle G \rangle$$

Beispiel:

mikroskopisch: $\frac{\partial}{\partial \vec{r}} \cdot \vec{j} = \operatorname{div} \vec{j} = 0$



gemittelt: $\frac{\partial}{\partial \vec{r}} \langle \vec{j} \rangle = \operatorname{div} \langle \vec{j} \rangle \neq 0$!

Formel von SLATTERY:

$$\frac{\partial}{\partial \vec{r}} \cdot \langle G \rangle = \left\langle \frac{\partial}{\partial \vec{r}} \cdot G \right\rangle - \frac{1}{V_n} \int_{A_{i\ldots}} G \cdot d\vec{A}$$

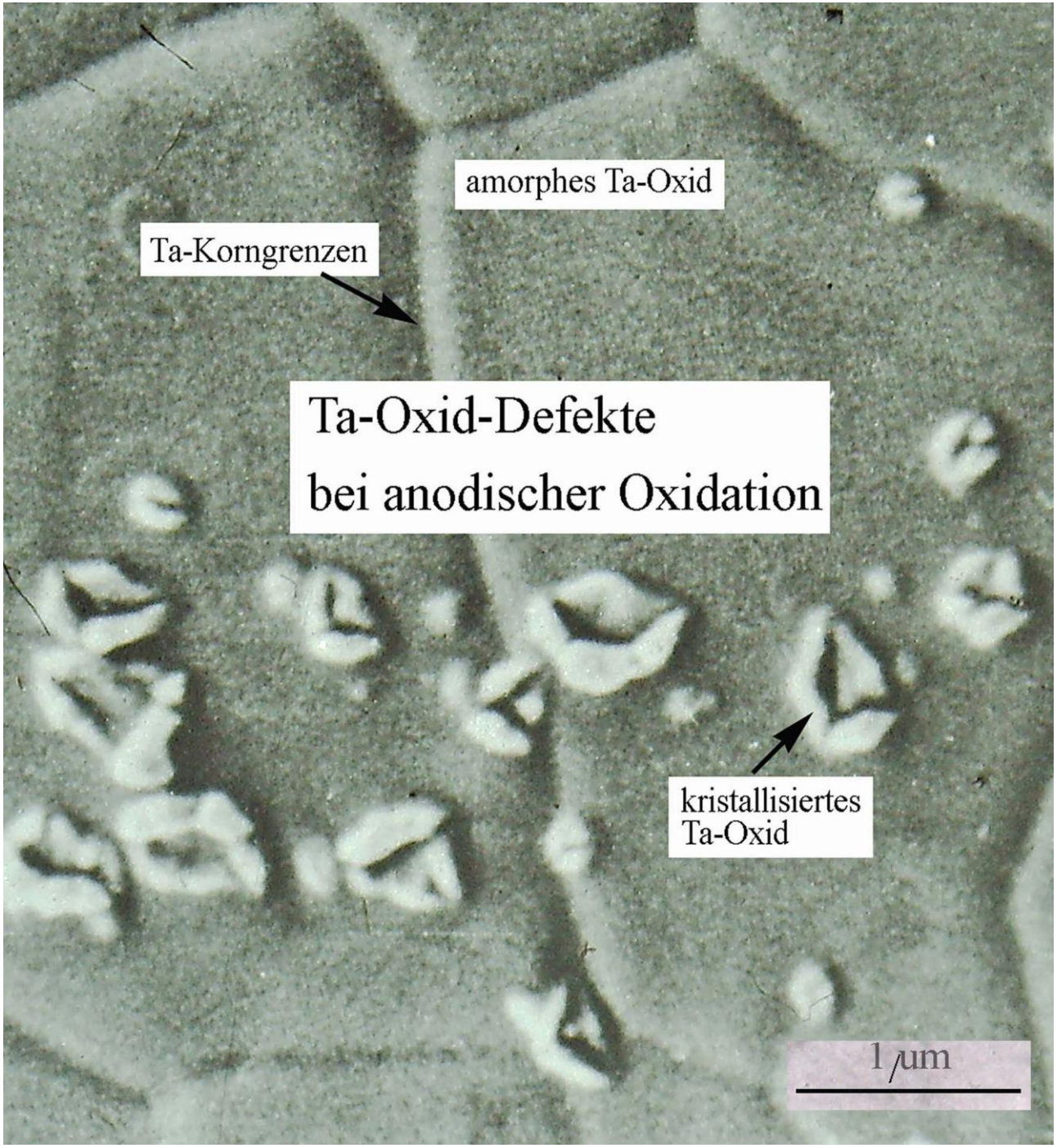
Bild 6: Veranschaulichung des Unterschiedes im Betrag der Divergenz des Mittelwertes im Vergleich zur mittleren Divergenz des Wertes am Beispiel der Stromdichte in der porösen Anode

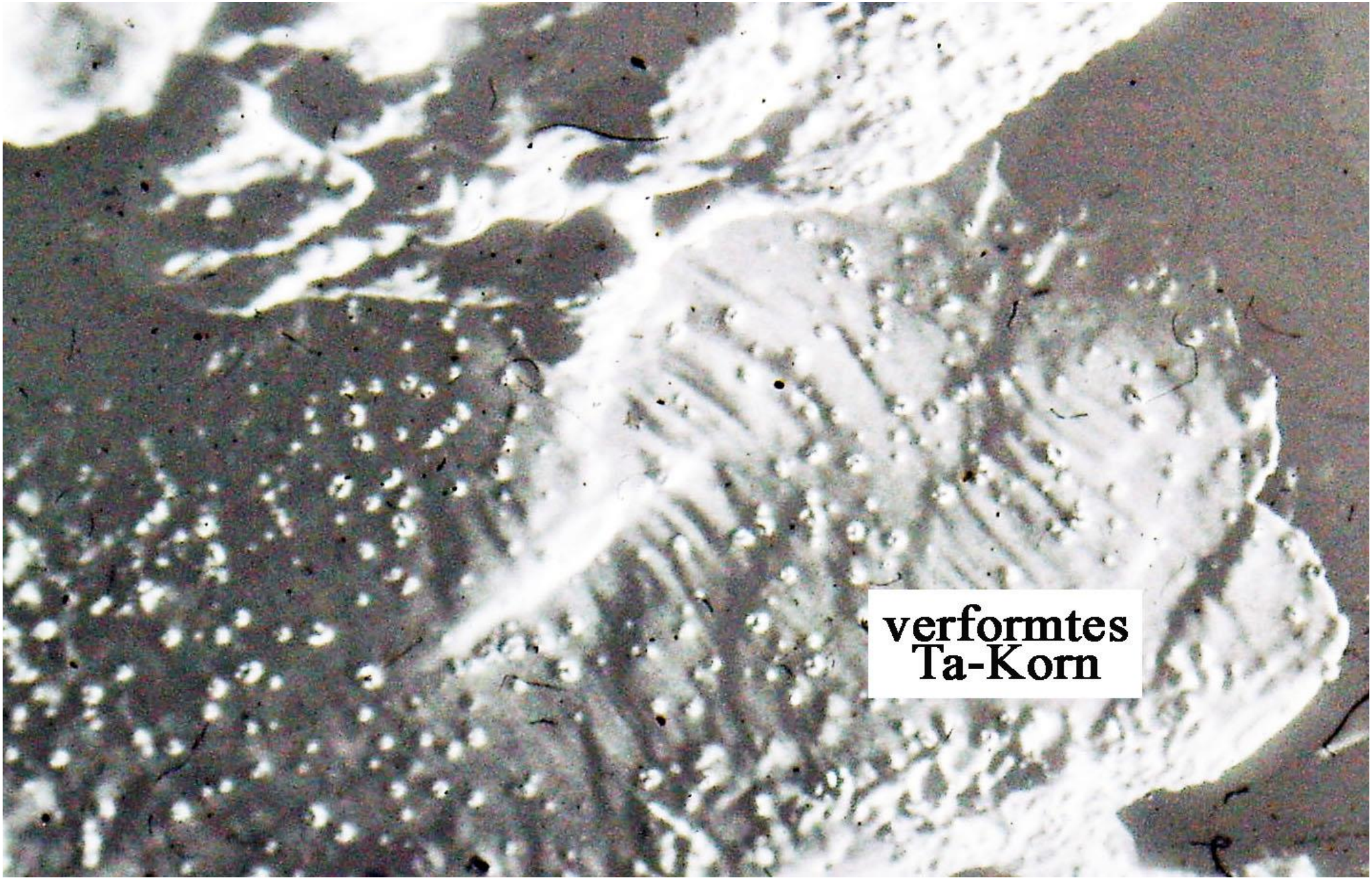
Ergänzung vom federführenden Autor:

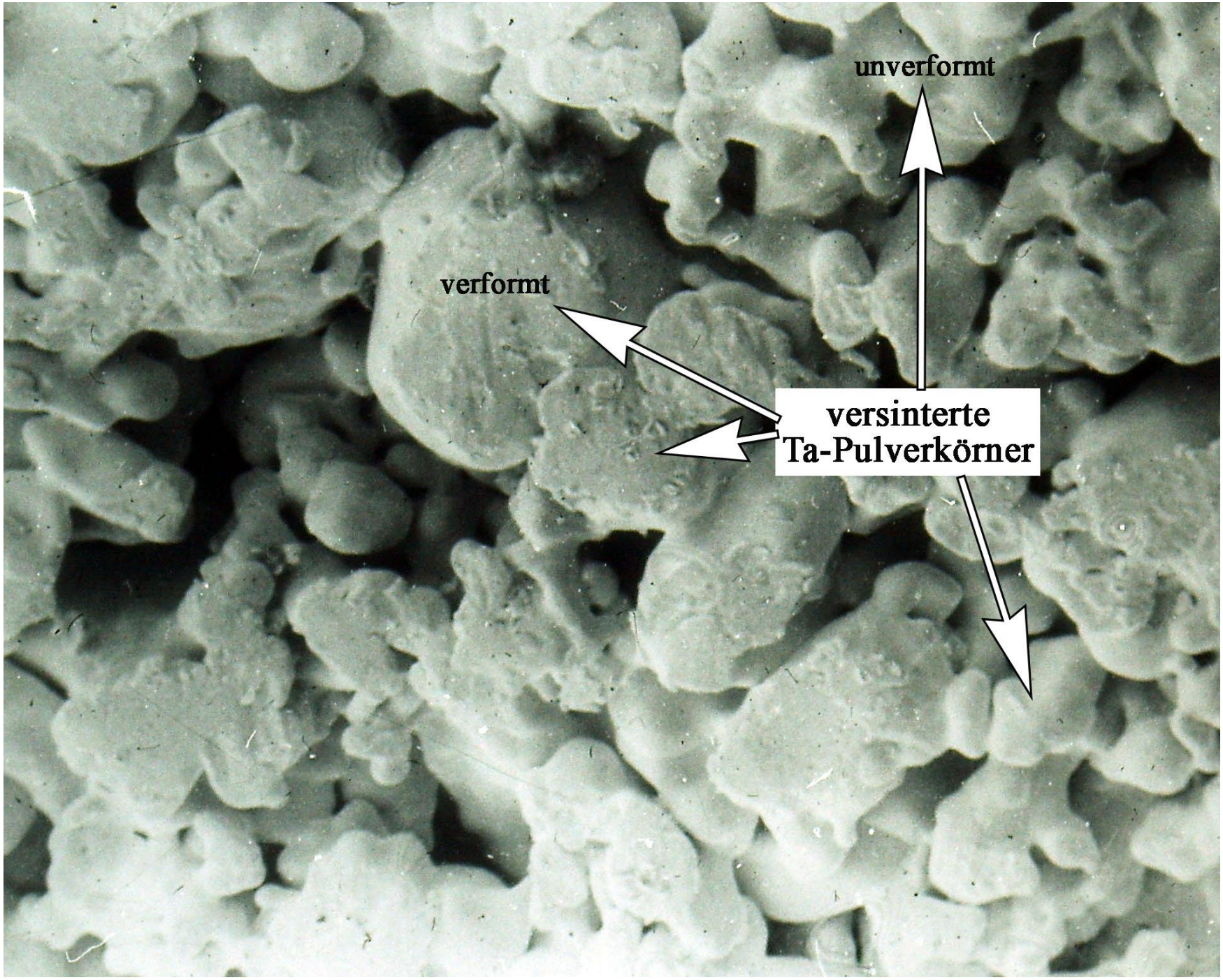
In den folgenden rasterelektronenmikroskopischen Fotos sind Defekte im anodischen Ta-Oxid zu erkennen, die bei der Formierung am und im Ta-Sinterkörper bzw. am darin eingebetteten Ta-Draht entstehen. Sie werden durch lokal kristallisierte Ta_2O_5-Spots (Nachweis per Elektronenbeugung im streifenden Strahlengang!) in dieser charakteristischen Weise markiert, was auf zu hohe lokale Formierstromdichten mit nachfolgender thermischer Kristallisation der amorphen Ta-Oxid-Matrix hinweist. In der Regel sind diese Mechanismen auf den Abschirmeffekt bzw. die daran gekoppelten Spannungsspitzen im Mikrobereich der Formierfront zurückzuführen. Auch Kristallfehler, Korngrenzen, Verunreinigungen und/oder die Rauigkeit sowie Ziehriefen der Ta-Oberfläche können beteiligt sein. Es ist klar, dass dies letztlich die Spannungsfestigkeit und das gesamte Langzeitverhalten der Kondensatoren bestimmt. Deshalb sei an dieser Stelle angedeutet, dass im technologischen Prozess die sogenannte schrittweise Zwischenformierung (unter Beteiligung der Mn-Oxid-Beschichtung) deshalb zwingend notwendig ist.

Auf jeden Fall ist das oben theoretisch behandelte Abschirmphänomen von großer technologischer Relevanz.

Hinweis: Pardon, die Fuseln in den Fotos sind auf unsachgemäße Digitalisierung von alten verunreinigten Dia-Vorlagen zurückzuführen.


amorphes Ta-Oxid
Ta-Korngrenzen
Ta-Oxid-Defekte
bei anodischer Oxidation
kristallisiertes
Ta-Oxid
1 µm


verformtes
Ta-Korn


unverformt
verformt
versinterte
Ta-Pulverkörner

Ziehriefen auf dem
Ta-Anodendraht
(nach der ersten Mn-Oxid-Beschichtung)