

ISBN 3-88 314-615-3

Forschungsbericht 134

**Bundesanstalt
für Materialforschung
und -prüfung (BAM) Berlin**

Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen

von Dr. Götz Andrae
Gottfried Niessen

Februar 1987

14 Seiten, 26 Abbildungen, 1 Tabelle

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon (030) 8104-1 Telex 183 261 bamb d Telefax (030) 8 112 029

Copyright © 1987 by Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH, Bremerhaven

Verlag und Vertrieb:
Wirtschaftsverlag NW
Verlag für neue Wissenschaft GmbH
Postfach 10 11 10, 2850 Bremerhaven 1
Telefon (0471) 46093-95

Zusammenfassung

Der Einfluß von Kernstrahlung auf Dehnungsmeßstreifen wird seit über 30 Jahren untersucht, ohne daß bisher eine allgemeingültige und erst damit dem Anwender nützliche Aussage gewonnen werden konnte. In der vorliegenden Arbeit wird dieses Ziel erstmals erreicht.

Der Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen besteht aus einer Überlagerung eines Primäreffektes (Erzeugung von Gitterdefekten, daraus folgend eine Widerstandserhöhung), eines Sekundäreffektes (Auswirkung der strahlungsinduzierten Diffusion, die — je nach Material und thermodynamischem Ausgangszustand — zu einer Widerstandserhöhung oder Widerstandserniedrigung führt) und einer Nachwirkung (Widerstandsänderung nach Beendigung der Bestrahlung bzw. in Bestrahlungspausen). Die Auswirkungen dieser Effekte hängen von verschiedenen Parametern ab und sind nicht voneinander unabhängig. Schlußfolgerung:

Unter Kernstrahlung ist die Verwendung von Einzel-Dehnungsmeßstreifen nicht sinnvoll, da eine allgemeingültige Vorhersage über den Strahlungseinfluß wegen der Vielfalt der — oft nicht genau bekannten — Einflußparameter praktisch nicht möglich ist. Insbesondere ist es nicht möglich, durch Wahl eines besonderen Materials oder durch eine besondere Vorbehandlung in technisch praktikabler Weise zu einem Dehnungsmeßstreifen zu gelangen, der unter Strahlung auch bis zu hohen Dosen verwendbar ist. Halbbrücken-Dehnungsmeßstreifen bilden die im Optimalfall kleine Differenz zweier großer, schwer überschaubarer Störungen, so daß eine Prognose des Verhaltens unter Strahlung zweifelhaft bleibt.

Dehnungsmeßstreifen — Kernstrahlung — Reaktorsicherheit — Spannungsanalyse — Hochtemperaturdehnungsmeßstreifen

Abstract

The influence of nuclear radiation on strain gauges has been investigated since 30 years without a result of general validity, which only would be helpful for the user. In this paper a satisfying approach is presented for the first time.

The influence of nuclear radiation on strain gauges is a superposition of a primary effect (generation of lattice defects resulting in an increase of resistance), a secondary effect (caused by radiation induced diffusion, which — depending on the material and its prior thermodynamic state — leads to a decrease or increase of resistance) and a after-effect (change of resistance after irradiation or between irradiations). The consequences of these effects depend on different parameters with mutual dependencies. Conclusion:

Single strain gauges (quarter bridges) should not be used under nuclear radiation; the multitude of — usually unknown — influence parameters makes a general prediction of the behaviour under radiation practically impossible. Particularly, it is impossible to apply methods such as choice of special materials or pretreatment procedures in order to get strain gauges for high radiation rates. Strain gauges in half-bridge configuration give — under optimum conditions — a small difference of two large interfering quantities, which can hardly be estimated. Thus a prognosis of the performance under radiation remains doubtful.

Inhalt	Seite
Einleitung	1
1. Zur Problematik	1
2. Der Wirkungsmechanismus beim Bestrahlen mit energiereichen Teilchen	2
3. Zur Auswirkung von Primär- und Sekundäreffekt	2
4. Thermische Untersuchungen an DMS-Leitermaterialien	7
5. Der Einfluß hochenergetischer Elektronenstrahlung auf DMS-Leitermaterialien	11
6. Der Einfluß von Neutronenstrahlung	12
7. Zusammenfassung	12
8. Schlußfolgerung	12
Literatur	12

Einleitung

Die sicherheitstechnische Beurteilung von Kernreaktorkomponenten erfordert u. a. auch Dehnungsmessungen an Konstruktionsteilen während des Betriebes und damit unter dem Einfluß von Kernstrahlung. Da Dehnungsmeßstreifen (DMS) zu den am meisten angewendeten und in ihrer Handhabung besonders zweckmäßigen Dehnungsmeßelementen gehören, hat man schon vor über 30 Jahren [1] versucht, den Einfluß von Kernstrahlung auf DMS zu bestimmen, um die Verlässlichkeit von DMS-Meßergebnissen unter so schwierigen Einsatzbedingungen beurteilen zu können. Seither sind allerdings nur neun weitere Arbeiten zu diesem Thema bekannt geworden, die erwähnenswerte Fortschritte auf diesem Gebiet der Meßtechnik gebracht haben [2 bis 10]; in dieser Tatsache spiegeln sich fraglos auch die erheblichen experimentellen Schwierigkeiten wider, die dem Gewinnen einer einigermaßen allgemeingültigen und erst damit dem DMS-Anwender wirklich nützlichen Aussage entgegenstehen. Eine sorgfältige Durchsicht dieser Arbeiten läßt allerdings auch das ganze Dilemma deutlich werden, in dem sich der „Stand der Technik“ hier befindet: die Ergebnisse der einzelnen Autoren sind z. T. nur schwer, z. T. auch gar nicht miteinander vergleichbar, da die jeweiligen Versuchsbedingungen und oft auch nur die Ergebnisdarstellungen zu unterschiedlich sind.

In der folgend beschriebenen Arbeit wurde versucht, das Problem grundlegend zu behandeln und zu lösen.

1. Zur Problematik

Dehnungsmeßstreifen bestehen — von Halbleiter-DMS abgesehen — aus metallischen Leitern sehr kleinen Querschnitts, die in Träger/Klebermaterialien eingebettet und mit dem zu untersuchenden Bauteil verbunden sind. Träger/Kleber sind meist organischer Natur, bei Hochtemperatur-DMS jedoch auch keramisch bzw. metall-keramisch komplexer Art.

Der hier wesentliche Teil der Kernstrahlung besteht aus γ -Strahlung sowie vor allem Neutronenstrahlung, beide mit sehr breitem Energiespektrum. Während γ -Strahlung im wesentlichen nur Isolationsdefekte und eine Aufheizung bewirkt — die umgesetzte Leistung kann allerdings Werte zwischen 10 W/g und 100 W/g erreichen —, verursachen Neutronen je nach Energie sehr unterschiedliche Veränderungen.

Thermische Neutronen (mittlere Energie $E < 0,1$ eV für Temperaturen unter 500°C) verursachen insbesondere Elementumwandlungen, d. h. hier Änderungen der Legierungszusammensetzung der DMS-Leitermaterialien. Über das Ausmaß dieser Umwandlungen als Funktion der integrierten Neutronenflußdichte nvt (Dosis) sind nur wenig hier benutzbare Zahlenwerte bekannt; *Tabelle 1* vermag aber Anhaltswerte zu geben [11]. Daraus folgt, daß die Leitermaterialien Konstantan, Ni-Cr- und Pt-W (mit 8 % W) bis zu sehr hohen Dosen nur wenig verändert

Tabelle 1
Transmutationen durch $6,3 \cdot 10^{22}$ nvt mit $E < 0,4$ eV nach [11]

Material	ungefähre Zusammensetzung	Transmutation
Chromel	90 % Ni, 10 % Cr	Änderungen < 1 %
Alumel	94 % Ni, 2,5 % Mn, 2,5 % Al	(Mn, Al) \rightarrow 2 % Fe
Constantan	45 % Ni, 55 % Cu	ca. 5 % Cu \rightarrow Ni
Cu		ca. 20 % Cu \rightarrow Ni, Zn
Fe		ca. 1 % Fe \rightarrow diverse Elemente
Pt		Änderungen < 1 %
W		ca. 27 % W \rightarrow 24 % Os + 3 % Re
Re		fast völlige Umwandlung \rightarrow div. Elemente
Rh		fast völlig \rightarrow Pd

werden; erst oberhalb 10^{20} nvt wird man den Einfluß thermischer Neutronen mit berücksichtigen müssen.

Epithermische Neutronen haben mittlere Energien oberhalb der thermischen bis etwa 100 eV. Sie sind noch nicht fähig, in Metallen Gitterdefekte zu verursachen; sie bewirken eine Erwärmung.

Neutronen mit Energien oberhalb etwa 100 eV bis zu 0,1 MeV werden als mittelschnell bezeichnet. Sie verursachen bereits Gitterdefekte.

Neutronen mit Energien $> 0,1$ MeV werden als schnelle Neutronen bezeichnet; sie verursachen in Metallen große Defektkaskaden und weitere erhebliche Strukturveränderungen (verdünnte Zonen, Cluster, Versetzungsänderung usw.).

Die hier interessierenden Folgen sind Änderungen des spezifischen Widerstandes und des k-Faktors. Ganz wesentlich ist, daß diese Schäden zum großen Teil reversibel sind und durch Temperaturbehandlung ausgeheilt werden können. Für das Beurteilen der Schädigung von Dehnungsmeßstreifen durch schnelle Neutronen muß deshalb zusätzlich zur Dosis bzw. Flußdichte auch die Temperatur berücksichtigt werden.

Bei den Isoliermaterialien, und zwar sowohl den organischen wie auch den anorganischen, treten insbesondere während der Bestrahlung (reversibel), weniger als Funktion der Dosis (überwiegend irreversibel) z. T. sehr erhebliche Verminderungen des Isolationswiderstandes auf, die sowohl auf Neutronen- als auch auf γ -Strahlung zurückzuführen sind. Dem erheblichen Unterschied zwischen dem Isolationswiderstand als Funktion der Strahlungsintensität (flux) und Strahlungsdosis (fluence) wird leider nicht immer ausreichend Rechnung getragen.

Neben den bisher genannten Schädigungsmöglichkeiten ist noch die Korrosion zu beachten. Kernstrahlung führt in Gegenwart von O_2 oder H_2O zu erhöhter Korrosion; fast alle neueren Versuche sind deshalb in sehr trockener Helium-Atmosphäre durchgeführt worden.

Einen Überblick über das Neutronenspektrum am Innenrand des Stahlbehälters eines Druckwasserreaktors gibt beispielhaft *Abb. 1*. Im Inneren eines Hochtemperaturreaktors treten um den Faktor 1.000 bis 3.000 höhere Strahlungsintensitäten mit etwas anderer Energieverteilung auf.

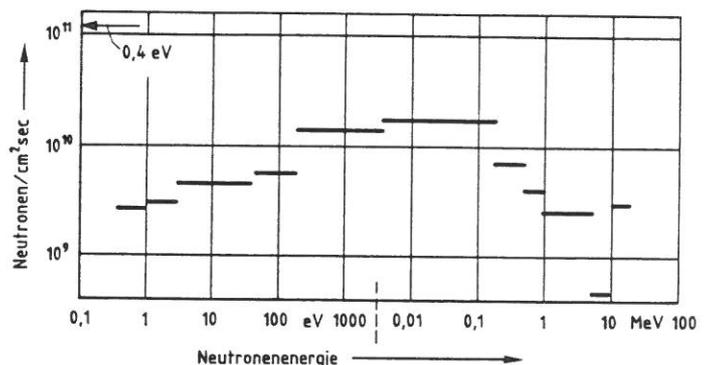


Abb. 1
Neutronenspektrum am Innenrand des Stahlbehälters eines Druckwasser-Kernreaktors

Die für die Dehnungsmeßstreifen-Technik bedeutsamste Störung ist die Veränderung des spezifischen Widerstandes des Leitermaterials. Für die weitere Behandlung des Problems war es daher sinnvoll, zunächst nur den Kernstrahlungseinfluß auf das Leitermaterial allein zu untersuchen und erst später die zusätzlichen Probleme des Dehnungsmeßstreifen-Trägers zu behandeln. Wegen der nicht geringen Schwierigkeiten experimenteller und auch sicherheitstechnischer Art, die mit Reaktor-experimenten verbunden sind, wurde ferner zunächst nicht mit

Neutronen bestrahlt, sondern mit schnellen Elektronen. Die Verwendung schneller Elektronen hat den großen Vorteil, daß bei Energien um 10 MeV nahezu keine Aktivierung auftritt, so daß die bestrahlten Proben einer Nachuntersuchung leicht zugänglich sind; andererseits wird dennoch der gleiche Effekt im bestrahlten Material erzielt, worauf noch näher eingegangen wird.

2. Der Wirkungsmechanismus beim Bestrahlen mit energiereichen Teilchen

Trifft ein Teilchen — z. B. ein Elektron oder ein Neutron — der Masse M_1 und der kinetischen Energie E_k auf ein vorhandenes Gitteratom der Masse M_2 , so wird gemäß der Mechanik elastischer Stöße auf M_2 maximal — zentraler Stoß — die Energie

$$E_m = E_k \frac{4 M_1 \cdot M_2}{(M_1 + M_2)^2} \quad (\text{nicht relativistischer Fall}) \quad (1)$$

$$\text{bzw. } E_m = E_k \frac{2 \cdot (E_k + 2 M_1 \cdot C^2)}{M_2 \cdot C^2} \quad (\text{relativistischer Fall}) \quad (2)$$

übertragen ($C =$ Lichtgeschwindigkeit). Auf die Besonderheiten, die bei elektrisch nicht neutralen Teilchen auftreten (Bremsstrahlung, Anregung, . . .), sei hier nicht eingegangen, da sie für die weiteren Aussagen nicht wesentlich sind. Für Neutronen wird im allgemeinen Gl. (1) genügen, während für schnelle Elektronen Gl. (2) anzusetzen ist. Für Kupfer, das von einem 1 MeV-Elektron getroffen wird, folgt z. B. aus Gl. (2): $E_m \approx 68$ eV; aus Gl. (1) wird dagegen nur $E_m \approx 34$ eV erhalten. Für Kupfer und ein 1 MeV-Neutron folgt aus Gl. (2): $E_m \approx 63$ keV, während aus Gl. (1) $E_m \approx 61$ keV erhalten wird. Da jedoch nicht alle Stöße zentral erfolgen, wird im Mittel erheblich weniger Energie übertragen: anstatt $E_m \approx 68$ eV sind es nach [12] im Mittel nur $\bar{E} \approx 33$ eV, beim Neutronenstoß anstatt $E_m \approx 63$ keV nur $\bar{E} \approx 20$ keV.

Ist E_m größer als die „Wigner-Energie“ E_d (displacement-Energie, in den meisten Metallen ca. 10 bis 40 eV), so kann das angestoßene Gitteratom seinen Gitterplatz verlassen und selbst als stoßendes Teilchen (primäres Rückstoßatom PRA) wirken; wegen seiner größeren Masse ist seine Energieübertragung besonders effektiv. Ist seine Energie $(E_m)_{PRA} \gg E_d$, so kann sich eine Verlagerungskaskade entwickeln, an deren Ende oft auf engstem Raum so viele Gitteratome von ihren Plätzen „geschleudert“ werden, daß nach [12] eine verdünnte Zone entsteht (Abb. 2). Für die Gesamtzahl n der in einer solchen Kaskade von ihren Gitterplätzen gestoßenen Atome gilt nach [13; 14] angenähert

$$n \approx \frac{(E_m)_{PRA}}{2 E_d} \quad (3)$$

Bei Kupfer mit $E_d \approx 22$ eV wird für 1 MeV-Elektronen $n \approx 1$, für 15 MeV-Elektronen $n \approx 293$; 15 MeV-Elektronen können also schon Verlagerungskaskaden und verdünnte Zonen von erhebli-

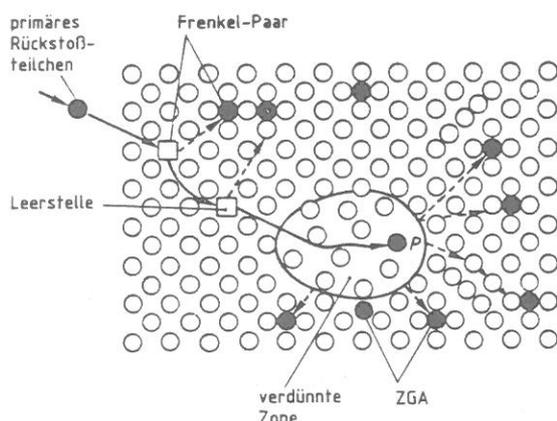


Abb. 2
Überblick über die von einem primären Rückstoßteilchen erzeugten Gitterbaufehler (nach A. Seeger)

chem Ausmaß erzeugen. Für 1 MeV-Neutronen folgt aus Gl. (2, 3) $n \approx 1.430$. Die von ihrem Gitterplatz gestoßenen Atome ordnen sich, falls sie nicht zufällig auf eine Leerstelle (LS) treffen, als Zwischengitteratome (ZGA) ein; 1 Zwischengitteratom und 1 Leerstelle bilden zusammen 1 Frenkelpaar. Ist die beim Stoß übertragene Energie $< E_d$, so wird das gestoßene Atom nur zu Schwingungen angeregt, d. h. es erfolgt Erwärmung. Auf Feinheiten wie z. B. thermal spikes, Fokuson, Crowdion sei hier nicht eingegangen, da sie für die weiteren Überlegungen und Schlußfolgerungen ohne wesentliche Bedeutung sind.

Der oben dargelegte Wirkungsmechanismus beschreibt den Primäreffekt des Kernstrahlungseinflusses. Er ist in allen Metallen qualitativ gleich und besteht eben darin, daß Frenkelpaare erzeugt werden und eine Erwärmung des Materials erfolgt. Die durch Strahlung erzeugten Frenkelpaare kommen zu jenen Frenkelpaaren hinzu, die bereits — entsprechend der Materialtemperatur — im thermodynamischen Gleichgewicht vorhanden sind. Die Konzentration an Frenkelpaaren wird dadurch größer als es dem thermodynamischen Gleichgewicht entspricht.

Durch thermische Diffusion zu Senken (z. B. Versetzungen) wird der Überschuß bis hin zum Gleichgewicht wieder abgebaut. Bei hoher Konzentration an strahlungsinduzierten Frenkelpaaren tritt dadurch schon bei Temperaturen, bei denen die thermisch induzierte Diffusion noch vernachlässigbar klein ist, ein merklicher Materialtransport ein, wie später noch gezeigt wird. Er wird strahlungsinduzierte Diffusion (SID) genannt. Die Frenkelpaare werden hier also durch Strahlung erzeugt, wandern aber „thermisch“, d. h. die Platzwechselenergie, die $\ll E_d$ ist, wird thermisch aufgebracht.

Ein weiterer Effekt besteht darin, daß punktförmig, d. h. auf einzelne Atome des Gitters, soviel Energie übertragen wird, daß die gestoßenen Atome nicht nur ihren Gitterplatz verlassen und dabei eine Leerstelle zurücklassen, sondern auch über „größere“ Strecken — d. h. viele Atomabstände — „diffundieren“, vergl. Abb. 2. In diesem Fall werden die Zwischengitteratome nicht nur durch Strahlung erzeugt, sondern auch durch eingestrahlte Energie „bewegt“. Befindet sich das Material, z. B. eine Legierung, nicht im thermodynamischen (Phasen-)Gleichgewicht, so bewirkt die strahlungsinduzierte Diffusion eine Veränderung in Richtung auf das Gleichgewicht hin, worauf noch näher eingegangen wird; diese Veränderung stellt den Sekundäreffekt dar.

Der Sekundäreffekt und seine Auswirkung auf den DMS (Änderung des Widerstandes und des k -Faktors) ist von Material zu Material verschieden und für ein gegebenes Material vom Zustand vor der Bestrahlung abhängig. Für das Verständnis des Verhaltens von DMS unter dem Einfluß von Kernstrahlung ist deshalb eine Untersuchung des Verhaltens ihrer Leitermaterialien in Abhängigkeit von der Temperatur erforderlich, um Veränderungen, die sich auf die Leitfähigkeit und/oder auf den k -Faktor auswirken wie z. B. order-disorder-Erscheinungen*, Phasenumwandlungen, Ausscheidungen, Clusterbildung** usw., zu ermitteln. Erst wenn potentielle Veränderungen dieser Art in Abhängigkeit von der Vorgeschichte eindeutig geklärt sind, rückt eine Vorhersage über das Verhalten unter Kernstrahlungseinfluß in den Bereich des Möglichen.

3. Zur Auswirkung von Primär- und Sekundäreffekt

3.1 Der Primäreffekt

Der Primäreffekt des Kernstrahlungseinflusses besteht gemäß obiger Definition insbesondere in der Erzeugung von Frenkelpaaren, daneben auch von Wärme. Elektronen von 10 bis 15 MeV, wie sie bei den unten beschriebenen Versuchen verwendet wurden, erzeugen sowohl einzelne Frenkelpaare (Punktdefekte)

* Definition in Abschnitt 4.2

** Definition in Abschnitt 4.1

als auch schon Defektkaskaden und verdünnte Zonen. Neutronen mit einer Energie von 1 MeV erzeugen hauptsächlich Defektkaskaden und verdünnte Zonen. Alle diese Formen des Primäreffektes stellen eine Störung der Ordnung dar und bewirken eine Widerstandserhöhung, sofern keine Anomalie vorliegt wie beim order-disorder-Phänomen des Ni-Cr-Systems; dort wird durch den Primäreffekt gegebenenfalls auch die Nahordnung zerstört, was anomalerweise zur Widerstandserniedrigung führt. Trägt man den spezifischen Widerstand ρ über der Dosis Φ auf, so wird ein Anstieg von ρ im Falle energiereicher Neutronenstrahlung sicher schon bei erheblich kleinerer Dosis einsetzen als bei Elektronenstrahlung gleicher Energie, da die Gesamtschädigung gemäß Gl. (1) bzw. (2) und (3) bei gleicher Dosis größer ist. Über den Verlauf $\rho = F(\Phi)$ läßt sich jedoch keine genaue Aussage machen; es ist aber anzunehmen, daß der Verlauf bei Punktdefekten eine andere Form hat als bei Defektkaskaden und verdünnten Zonen, insbesondere bei sehr hohen Dosen.

Der Primäreffekt ist grundsätzlich bei allen Metallen von gleicher Art und führt, sofern keine Anomalie vorliegt, stets zu einer Widerstandserhöhung. Die zusätzliche Veränderung der mechanischen Eigenschaften (Streckgrenze, Härte, Versprödung, usw.) ist hier nicht von Interesse. Bei sehr hoher Dosis tritt eine Sättigung auf, da mit zunehmender Zwischengitteratom- und Leerstellen-Konzentration die Rekombinationswahrscheinlichkeit stark zunimmt.

3.2 Der Sekundäreffekt

Der Sekundäreffekt des Kernstrahlungseinflusses besteht gemäß obiger Definition in einer Änderung des thermodynamischen Zustandes des bestrahlten Materials durch strahlungsinduzierte Diffusion (SID). Oberhalb etwa -170°C sind z. B. im Konstantan die durch Bestrahlung erzeugten Zwischengitteratome beweglich [15], oberhalb etwa 25°C zunehmend auch die Leerstellen. Das bedeutet, daß schon unterhalb „Raumtemperatur“ (22°C) im Konstantan durch Zwischengitteratome ein Materialtransport stattfinden kann, der stets in Richtung auf das thermodynamische Gleichgewicht hin abläuft. Befindet sich daher ein Material nicht im thermodynamischen Gleichgewicht, und das ist bei DMS-Leitermaterialien überwiegend der Fall, so ist unter Bestrahlung neben dem stets gleichartigen Primäreffekt mit zusätzlichen, sehr unterschiedlichen Eigenschaftsänderungen zu rechnen. Von Vorteil ist, daß diese Eigenschaftsänderungen auch ohne Bestrahlungsexperimente allein durch thermische Versuche untersucht werden können. Wie unten gezeigt wird, kann der Sekundäreffekt sowohl zu einer Widerstandserhöhung als auch zu einer Widerstandserniedrigung führen, beides jeweils in erheblichem Ausmaß.

Auch beim Sekundäreffekt tritt naturgemäß Sättigung auf, sobald das thermodynamische Gleichgewicht erreicht ist.

4. Thermische Untersuchungen an DMS-Leitermaterialien

Die wichtigsten Legierungssysteme unter den DMS-Leitermaterialien sind das Kupfer-Nickel-System (Konstantan, Advance, Eureka, Cupron usw.), das Nickel-Chrom-System (Nickrom V, Alloy A usw.) und das Platin-Wolfram-System (Platin-8 % Wolfram). Die für besondere Einsatzbedingungen entwickelten ternären Systeme wurden hier nicht berücksichtigt, da sie einerseits keine grundlegend andersartigen Effekte aufweisen, andererseits jedoch bezüglich des Sekundäreffektes wegen ihres komplizierteren Phasendiagramms schwerer überschaubar sind.

4.1 Das Kupfer-Nickel-System

Kupfer und Nickel bilden nach verbreiteter Auffassung eine lückenlose Mischungsreihe. Diese Auffassung bedarf jedoch einer gewissen Korrektur insofern, als nach in den letzten 20 Jahren gewonnenen Erkenntnissen bei Legierungen mit

einem Nickelgehalt etwa zwischen 20 % und 85 % unterhalb etwa 530°C eine Entmischungstendenz wirksam wird [15; 16; 17; 18; 19]: mit sinkender Temperatur bilden sich zunehmend Nickel-Cluster — sehr kleine Gebiete von 10 bis 50 Gitterlängen Durchmesser, in denen die Ni-Konzentration größer ist als im Durchschnitt —, wobei das Ausmaß der Clusterbildung offenbar eine Funktion der Temperatur ist. Der dazu erforderliche Materialtransport erfolgt über Leerstellen-Wanderung — Zwischengitteratome treten bei $T \leq 350^{\circ}\text{C}$ im thermodynamischen Gleichgewicht kaum auf —, die in diesem Temperaturbereich aber so langsam verläuft, daß erst nach längerer Zeit ein deutlicher Effekt zu beobachten ist. Wohl aus diesem Grunde wurde die Entmischung lange Zeit nicht bemerkt bzw. nicht beachtet. Abb. 3 läßt erkennen, wie lange es dauert, bei 270°C angenähert thermodynamisches Gleichgewicht zu erreichen: nach einem Jahr Auslagerung bei Temperaturen zwischen 360°C und 270°C ist bei einem rekristallisierten, in ca. 24 h abgekühlten Konstantandraht noch immer eine schwache Drift in Richtung auf den Gleichgewichtszustand zu beobachten. Der Kurvenverlauf läßt ferner vermuten, daß der Entmischungsgrad eine Funktion der Temperatur ist und mit sinkender Temperatur zunimmt. Nach Erwärmung auf 550°C und anschließender Abkühlung auf 22°C in ca. 24 h stellt sich der Ausgangswiderstand wieder ein. Die Widerstandsdifferenz zwischen beiden Zuständen beträgt immerhin fast 3 %, ein im Maßstab der DMS-Technik sehr großer Wert. Unterhalb 210°C ist bei Materialproben, die rekristallisiert und dann rasch abgekühlt wurden, praktisch keine thermisch induzierte Drift mehr zu beobachten. Nicht rekristallisierte Materialproben sollten bei derartigen Versuchen grundsätzlich nicht verwendet werden, weil ihr Ausgangszustand zu undefiniert ist und bei Erwärmung bzw. Bestrahlung durch Erholung und Rekristallisation eine zusätzliche relative Widerstandsänderung auftritt, deren Größe von dem meist unbekanntem Ausgangszustand abhängt.

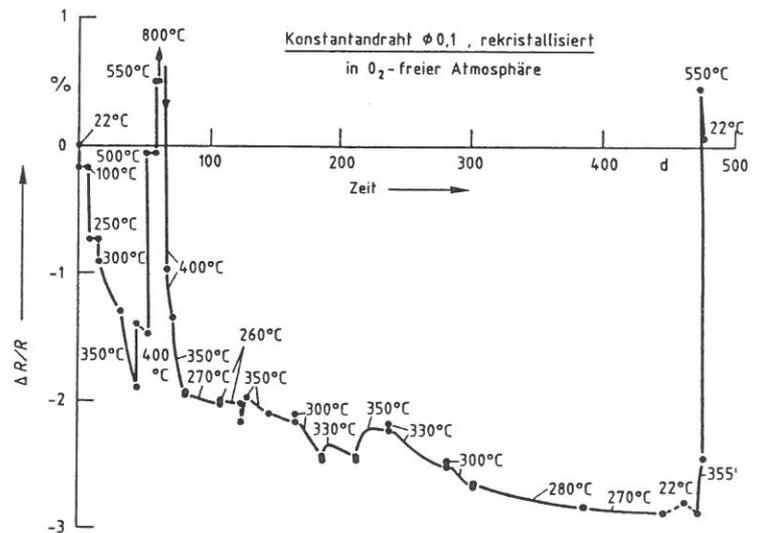


Abb. 3
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ eines rekristallisierten Konstantandrahtes bei verschiedenen Temperaturen als Funktion der Zeit

Der Zustand mit Nickel-Clustern ist der Tieftemperaturgleichgewichtszustand (TT-Zustand) des Konstantans, der wegen der geringen Bildungsgeschwindigkeit der Cluster meist nicht vorliegt. Bei „normaler“ Abkühlung in vielen Stunden stellt sich vielmehr ein Zustand ein, der dem Hochtemperaturzustand (HT-Zustand) ähnlich ist und durch einen nur geringen Clustergehalt bestimmt wird. Erst bei einer Abkühlgeschwindigkeit von $> 5.000^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ wird der HT-Zustand ganz „eingefroren“.

Der Widerstand-Temperatur-Verlauf des Konstantans ist erheblich vom thermodynamischen Zustand abhängig. Abb. 4 zeigt die relative Widerstandsänderung eines Konstantandrahtes beim Aufheizen aus verschiedenen Anfangszuständen. Im Raumtemperaturbereich ist der Temperaturkoeffizient des Widerstandes

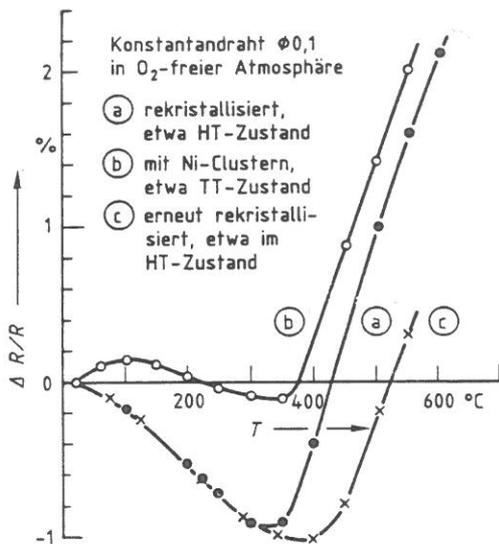


Abb. 4
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Temperatur für einen Konstantendraht bei verschiedenen thermodynamischen Anfangszuständen

TK_R sehr stark vom Zustand abhängig (vergl. Abb. 5), ein Effekt, der zur Herstellung sogenannter temperaturkompensierter DMS genutzt wird. Diese Veränderung des TK_R durch Cluster-Bildung wird später bei den Bestrahlungsexperimenten noch eine Rolle spielen.

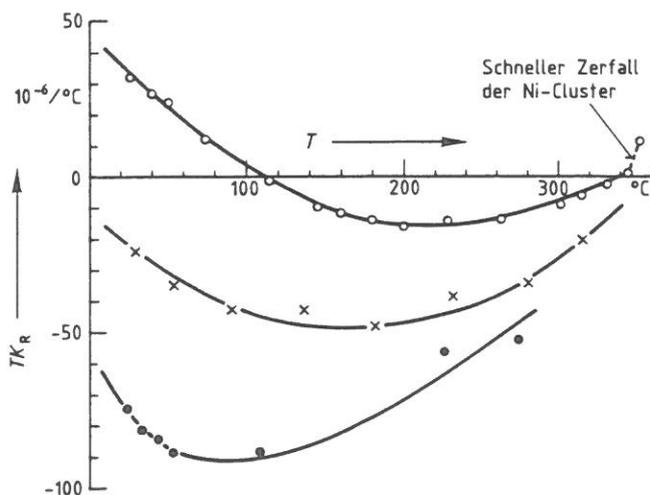


Abb. 5
Differenzieller Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes von Konstantendraht als Funktion der Temperatur bei verschiedenen thermodynamischen Anfangszuständen

- etwa im thermodynamischen Gleichgewicht von $270^\circ C$
- hart gezogen
- x in 2 h von $500^\circ C$ auf $20^\circ C$ abgekühlt

Abb. 6 zeigt den Widerstand-Temperatur-Verlauf bei sehr hohen Aufheiz- und Abkühlgeschwindigkeiten. Diese wurden durch Aufheizen eines freigespannten Konstantendrahtes von $0,02\text{ mm } \phi$ mittels direktem Stromdurchflusses in starker, kühler Schutzgasströmung erreicht. Abb. 7 zeigt die dabei verwendete Schaltung: Die Widerstandsänderungen wurden mit einer Trägerfrequenzdehnungsmeßbrücke gemessen, die Aufheizung erfolgte mittels Gleichstrom; beim Abschalten des Gleichstromes wurde der dünne Draht durch den Schutzgasstrom sehr schnell abgekühlt. Die Abkühlung von ca. $1.150^\circ C$ auf ca. $250^\circ C$ — bei $250^\circ C$ erfolgt nahezu keine Leerstellen-Wanderung mehr — benötigt nur ca. $0,25\text{ s}$, d. h. die Abkühlgeschwindigkeit beträgt ca. $3.600^\circ C/s$; der HT-Zustand wird bei derartiger Abkühlung

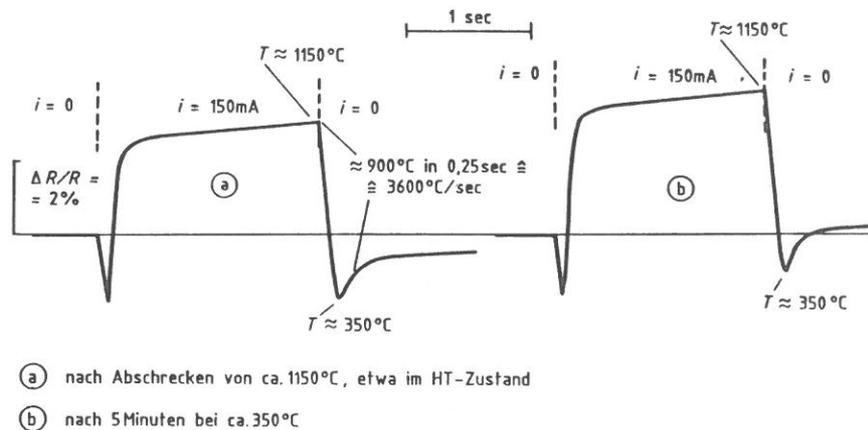


Abb. 6
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ infolge Erhitzens mittels direkten Stromdurchflusses i bei einem Konstantendraht $0,02\text{ mm } \phi$ unter Schutzgas

nahezu ganz eingefroren. Beim Aufheizen gemäß a und b in Abb. 6 wird das negative Maximum so schnell durchlaufen, daß praktisch keine Cluster entstehen; sein Wert liegt bei ca. $-1,9\%$ bzw. $-1,75\%$. Beim Aufheizen gemäß Abb. 4 wurden dagegen für das Durchlaufen mehrere Stunden benötigt, während deren bereits Cluster-Bildung stattfindet; der Wert des negativen Maximums liegt daher bei nur ca. -1% . Beim Aufheizen gemäß Abb. 6, Kurve b, steigt die relative Widerstandsänderung um ca. $0,8\%$ stärker an, als bei Kurve a, was auf die rasche Auflösung von Ni-Clustern zurückzuführen sein dürfte, die sich vorher während der 5 min bei $350^\circ C$ schon gebildet hatten; beim Abkühlen gemäß Verlauf b bleibt dieser höhere Widerstandswert naturgemäß erhalten. Der eigentümliche Widerstand-Temperatur-Verlauf des Konstantans stellt eine Abweichung von der Beziehung $R = R_{\text{Rest}} + R_T$ dar — R_{Rest} = Widerstand infolge Fehlstellen, Fremdatomen etc., im Normalfall als temperaturunabhängig anzusehen; R_T = Widerstand infolge der bei der Temperatur T herrschenden Gitterschwingungen, Ursache der „normalen“ Temperaturabhängigkeit des Widerstandes — die bei steigender Temperatur nur zunehmenden Widerstand zuläßt. Diese Abweichung ist nach N. F. Mott [20] auf eine zu niedrige Entartungstemperatur der Leitungselektronen im d-Band zurückzuführen und steht vermutlich im Zusammenhang damit, daß beide Legierungspartner Übergangsmetalle sind.

Eine befriedigende theoretische Behandlung der Cluster-Bildung ist bisher nicht gelungen [16].

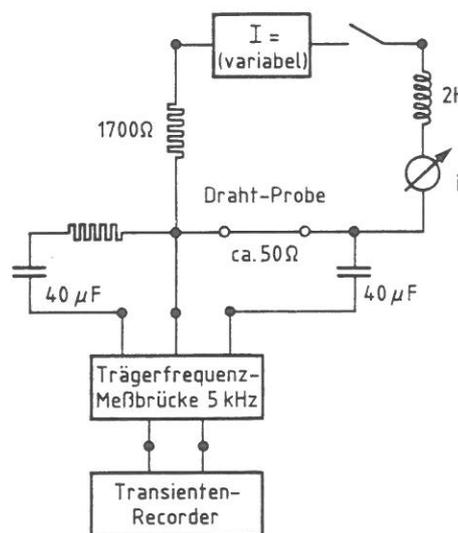


Abb. 7
Schaltung zur Ermittlung des Widerstand-Temperatur-Verlaufes bei sehr hohen Aufheizgeschwindigkeiten

4.2 Das Nickel-Chrom-System

Legierungen des Ni-Cr-Systems sind in den letzten 30 Jahren mehrfach eingehend untersucht worden [21; 22; 23; 24], da sie in ihrem Verhalten eine Anomalie aufweisen, für die von H. Thomas [24] der Begriff K-Zustand eingeführt wurde. Dieser K-Zustand bildet sich bei sehr langsamer Abkühlung einer — rekristallisierten — Probe unterhalb etwa 600°C mit sinkender Temperatur zunehmend aus und ist durch Nahordnung gekennzeichnet [21; 22; 23]. In diesem Zustand ist der spezifische Widerstand bei Raumtemperatur (22°C) um ca. 12 % höher als bei sehr schneller Abkühlung von 600°C. Durch Plastifizierung wird der K-Zustand zerstört, wobei der Widerstand entsprechend sinkt; durch thermische Behandlung unterhalb 600°C kann er anschließend wieder hergestellt werden. Auch das Ni-Cr-System gehört zu den Übergangsmetallen. Bildung und Zerstörung des K-Zustandes wird auch als „order-disorder“-Transformation bezeichnet.

Die Widerstandserhöhung durch Nahordnung läßt sich erklären mit der Annahme, daß die kleinen Nahordnungsbereiche im Raumgitter wie zusätzliche Störstellen wirken. Bei geeigneten stöchiometrischen Verhältnissen (z. B. 33,3 At-% Cr, 66,7 At-% Ni) kann sich nach sehr langer thermischer Behandlung aus der Nahordnung eine Überstruktur entwickeln (beim Beispiel: Ni₂Cr), d. h. eine Fernordnung, die mit einer erheblichen Widerstandsniedrigung verbunden ist [21; 26]. Durch Kaltverformung wird auch die Überstruktur wieder zerstört.

In der DMS-Technik wird besonders eine Legierung mit 22 At-% Cr, ca. 1 At-% Si und ca. 77 At-% Ni verwendet, die als NiCr V bekannt ist; sie wurde hier näher untersucht. Beim NiCr V tritt keine Überstruktur auf, so daß hier nur der Einfluß des K-Zustandes berücksichtigt zu werden braucht. Zur Verfügung standen Drahtproben der Fa. British Driver Harris sowie Original-DMS-Drähte, die aus Hochtemperatur-DMS herausgelöst worden waren.

Der Widerstand-Temperatur-Verlauf des NiCr V ist erheblich vom thermodynamischen Ausgangszustand abhängig, wie aus Abb. 8 ersichtlich ist. Das Material sollte aber, wie bei den hier beschriebenen Versuchen, stets rekristallisiert sein, um die Phänomene der reversiblen „order-disorder“-Transformation nicht durch den einmaligen Vorgang der Erholung zu verfälschen.

Die Darstellung in Abb. 8, die bei Erwärmung im Ofen unter Reinst-Argon gewonnen wurde, beginnt mit der Aufheizung eines NiCr V-Drahtes, der sich nach Abschrecken von ca. 1.000°C

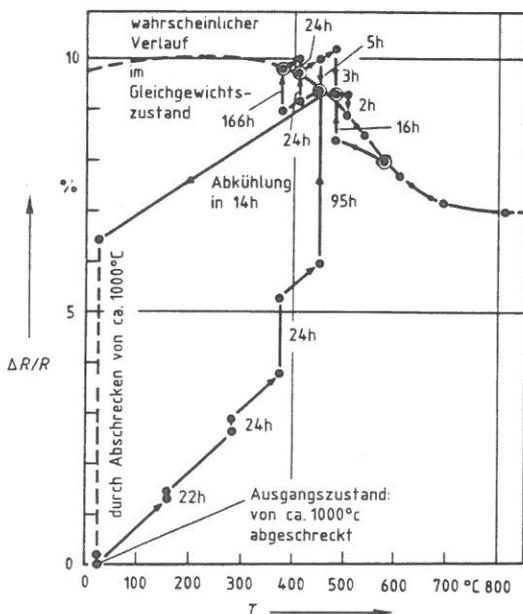


Abb. 8
Relative Widerstandsänderung eines NiCr V-Drahtes bei Erwärmung im Ofen unter Reinstargon (Erläuterungen siehe Text)

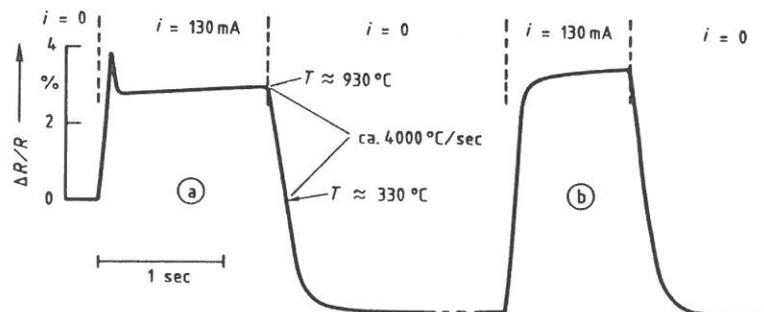
bei Raumtemperatur in der HT-Phase, d. h. im „disordered“-Zustand befindet. Bei Erwärmung dieses im extremen Ungleichgewicht befindlichen Drahtes tritt schon bei 160°C erhebliches Driften auf, das bei steigender Temperatur noch stark zunimmt. Bei 450°C wurde nach 95 h Widerstandskonstanz erreicht. Nach Abkühlung auf 410°C setzt erneut Aufwärtsdriften ein, das nach 24 h beendet ist. Bei erneuter Erwärmung auf 450°C setzt Abwärtsdriften ein, das schon nach 5 h beim Endwert des ursprünglichen 95stündigen Aufwärtsdriftens zur Ruhe kommt. Dieser mit ⊙ gekennzeichnete Endwert ist also offensichtlich ein Gleichgewichtswert. In gleicher oder ähnlicher Weise wurden insgesamt fünf mit ⊙ markierte Gleichgewichtswerte erhalten, deren Lage in Abb. 8 erkennen läßt, daß der Nahordnungsgrad offensichtlich eine Funktion der Temperatur ist. Beim Abkühlen von 450°C auf RT innerhalb 14 h wurde ein um 6,45 % über dem Ausgangswert liegender Widerstand erreicht; nach erneutem Aufheizen und Abschrecken stellt sich dagegen nahezu der Anfangswiderstand ein.

Der in Abb. 8 beschriebene Versuch läßt die ursächliche Bedeutung der „order-disorder“-Transformation für das Driften erkennen. Da es in praxi nicht möglich ist, den NiCr V-Leiter eines DMS im RT-Gleichgewichtszustand zu betreiben, wird er bei etwas erhöhter Temperatur unvermeidlich stets zu höheren Widerstandswerten hin driften. Bei handelsüblichen HT-DMS mit NiCr V-Leiter wird dieses Driften etwa bei 280°C bis 300°C störend.

Oberhalb etwa 600°C stellt sich das thermodynamische Gleichgewicht so schnell ein, daß praktisch stets nur der HT-Zustand (disordered) vorliegt.

Der Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes wird nur relativ wenig durch die Bildung des K-Zustandes beeinflusst: im K-Zustand beträgt er $\approx 64 \times 10^{-6}/K$, im HT-Zustand $\approx 96 \times 10^{-6}/K$.

Abb. 9, das der Abb. 6 im Abschnitt 4.1 vergleichbar ist, zeigt das Verhalten bei sehr schnellen Temperaturänderungen. Das „Überschwingen“ beim Temperaturanstieg im Teil a läßt erkennen, daß die Auflösung des K-Zustandes bei ca. 930°C ungefähr 50 msec dauert; im Teil b tritt dieses Überschwingen naturgemäß nicht auf.



(a) nach 1h bei ca. 450°C

(b) nach Abschrecken von ca. 930°C

Die angegebenen Temperaturen wurden an Hand von im Ofen ermittelten Temperatur-Widerstands-Diagrammen abgeschätzt

Abb. 9
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ infolge Erhitzens mittels direkten Stromdurchflusses i bei einem NiCr V-Draht 0,02 mm \varnothing unter Schutzgas

4.3 Das Platin-Wolfram-System

Über das Platin-Wolfram-System ist im Vergleich zu den beiden vorgenannten Systemen bisher nur relativ wenig bekannt. W ist in Pt bis zu etwa 62 % löslich; bei 25 % W wird eine Überstruktur WPT_3 angenommen, d. h. in diesem Bereich ist mit order-disorder-Erscheinungen zu rechnen. Ansonsten sind keine Phasenumwandlungen beobachtet worden.

In der DMS-Technik wird die Legierung PtW8 verwendet. Durch den Zusatz von 8 % W wird der spezifische Widerstand des Pt auf einen brauchbaren Wert angehoben und der Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes auf einen erträglichen Wert gesenkt. Über das Temperatur-Widerstand-Zeit-Verhalten dieser für Hochtemperatur-DMS entwickelten Legierung sind in der Literatur nur wenige, sich z. T. widersprechende Angaben zu finden. So wurde oberhalb 530°C ein Driften zu höherem Widerstand [27; 28; 31], aber auch solches zu kleinerem Widerstand [29; 30] beobachtet. Da Angaben zur Vorgeschichte des jeweiligen Materials, insbesondere auch über eine eventuelle Rekristallisation, im allgemeinen ebenso fehlen wie Angaben über die Atmosphäre, in der die Erhitzung erfolgte, ist eine Deutung dieser Unterschiede ohne weiteres nicht möglich.

An sich ist bei PtW 8 in O_2 -freier Atmosphäre kein Driften zu erwarten, da keine Phasenumwandlung auftritt. In Gegenwart von O_2 ist dagegen oberhalb etwa 600°C mit einer Oxydierung des W zu WO_3 zu rechnen [32], das schon bei 800°C stark sublimiert. Die dadurch verursachte Verarmung des Leiters an W führt zu einer Widerstandsverminderung, die bei Glühung in atmosphärischer Luft bei 800°C fast 1 %/h betragen kann. Selbst unter Reinstargon wird eine PtW 8-Drahtoberfläche bei 1.100°C innerhalb einer Stunde deutlich durch Rest- O_2 angeätzt. Eindeutige Aussagen über das Hochtemperaturverhalten von PtW 8-Leitern können daher nur in ausreichend O_2 -freier Atmosphäre gewonnen werden, wie sie z. B. im Hochvakuum oder auch in HT-DMS von Aitech gegeben ist. Die nachfolgend beschriebenen thermischen Versuche wurden daher im Hochvakuum durchgeführt.

In Abb. 10 ist das Abb. 8 entsprechende $\Delta R/R$ -T-Diagramm eines PtW 8-Drahtes dargestellt, der aus einem HT-DMS des Typs LF 30 herausgelöst wurde. Die Erwärmung des Drahtes erfolgte hier mittels direkten Gleichstromdurchflusses, die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ wurde gleichzeitig in der Schaltung gemäß Abb. 7 mit Trägerfrequenz gemessen. Nachdem in eingehenden Vorversuchen der Zusammenhang zwischen Gleichstromdurchfluß und Drahttemperatur für eine festgelegte Drahtanordnung im Vakuum ermittelt worden war, konnte die Drahttemperatur über die Höhe des Gleichstromdurchflusses „eingestellt“ werden. Der Vorteil dieser Methode lag in der Möglichkeit, jede gewünschte Temperatur in so kurzer Zeit (< 1 sec) zu erreichen, daß die Aufheizzeit stets sehr viel kleiner war als die Verweilzeit bei dieser Temperatur. Dadurch wurde erreicht, daß während der Aufheizzeit eintretende Veränderungen vernachlässigbar klein blieben gegenüber jenen, die während der Verweilzeit erfolgten.

Abb. 11
Mit dem REM aufgenommene Schlibfbilder von PtW 8-Draht
a Draht aus einem LF 30, neu
b Draht aus einem SG 425, im Vakuum auf ca. 1.150°C erwärmt
c Draht aus einem LF 30, in Luft auf ca. 1.500°C erwärmt
 α Bereich mit Einschlüssen
 β Bereich nahezu ohne Einschlüsse

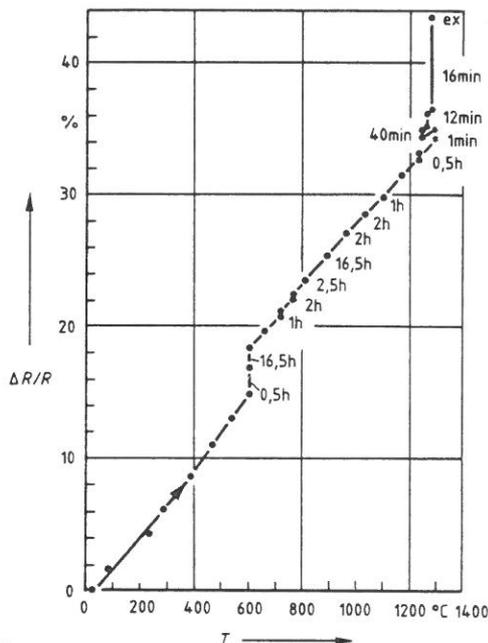
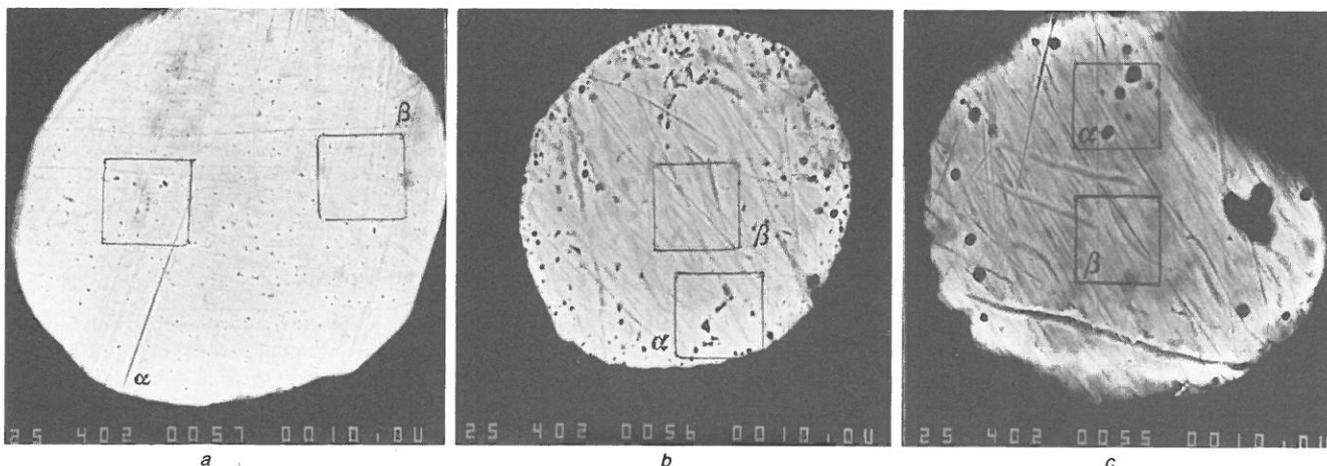


Abb. 10
Relative Widerstandsänderung des PtW 8-Drahtes eines HT-DMS vom Typ LF 30
Erwärmung des neuen kaltverfestigten Drahtes im Vakuum bei 1×10^{-6} Torr

Dieser unbehandelte, kaltverfestigte Draht zeigt bei Erwärmung im Hochvakuum bis etwa 500°C erwartungsgemäß nahezu keine Drift. Um 600°C herum erfolgt dagegen beim ersten Aufheizen ein starkes positives Driften, das nach ca. 17 h in grober Näherung abgeschlossen ist. Zwischen etwa 600°C und ca. 1.200°C findet stets positives Driften statt, das jedoch erheblich geringer ist als jenes bei 600°C. Oberhalb ca. 1.200°C nimmt die Driftrate außerordentlich stark zu und erreicht bei 1.290°C einen Wert von ca. 1 %/Minute. Gleichzeitig wird der Draht infolge starker Kornvergrößerung [33] sehr erschütterungsempfindlich, was im vorliegenden Fall zur Zerstörung führte.

Das unerwartet positive Driften des PtW 8-Drahtes hat seine Ursache letztlich in einem zwar üblichen, aber für die DMS-Technik ungeeigneten Herstellungsverfahren des Drahtmaterials: Die hochschmelzende PtW 8-Legierung (Schmelzpunkt ca. 1.890°C) wird im Sinterverfahren hergestellt. Wird dabei die Temperatur nicht ausreichend erhöht bzw. nicht genügend lange gehalten, verbleiben Reste des Wolframpulvers ungelöst im Material. Wird ein daraus gefertigter HT-DMS-Leiter so hoch erwärmt, daß thermische Diffusion möglich ist, so geht weiteres Wolfram in Lösung, und der PtW-Mischkristall wird reicher an Wolfram. Durch diesen bei Temperaturen < 1.000°C nur sehr langsam verlaufenden Prozeß steigt der spezifische Widerstand des Materials (positive Drift), und der Temperaturkoeffizient des spezifischen Widerstandes sinkt.

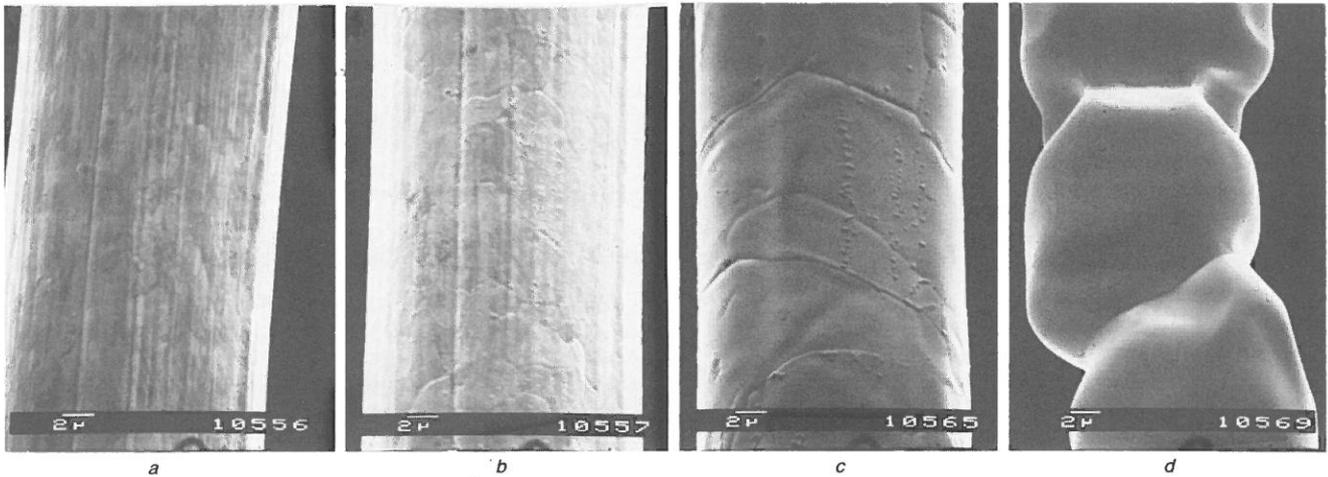


Abb. 12
PtW 8-Draht nach Glühung im Hochvakuum
a nach 3 min bei 805°C
b nach 0,5 h bei 805°C
c nach 0,5 h bei 890°C
d nach Erschütterung bei 1.165°C

In den Abb. 11 a bis 11 c sind im Rasterelektronenmikroskop (REM) gewonnene Bilder von Schliffring dreier Drahtproben dargestellt. Die dunklen Punkte sind offenbar überwiegend Wolfram-Einschlüsse: Bei der Probe gemäß Abb. 11 c ergab die direkte Abtastung der ca. 0,5 bis 1 μm \varnothing großen Einschlüsse mit einer Mikrosonde unmittelbar einen überdurchschnittlichen W-Gehalt; da die Einschlüsse der beiden anderen Proben für eine eindeutige Abtastung zu klein waren, wurden bei allen drei Proben je ein 4 μm x 4 μm -Feld mit Einschlüssen und ein solches möglichst ohne Einschlüsse analysiert und verglichen, wobei sich die Felder mit Einschlüssen stets als deutlich W-reicher erwiesen als jene ohne Einschlüsse.

Während eine Oxydation des PtW 8-Drahtes grundsätzlich vermeidbar ist — vergl. z. B. Ailtech-DMS Typ SG 425 —, läßt sich die langsame Lösung der im gesinterten Material eingeschlossenen W-Reste und die damit verbundene positive Widerstandsdrift nicht unterdrücken. Auch eine „Vorweg-Alterung“ des Materials durch Auslagerung bei hoher Temperatur im Hochvakuum bringt keine Lösung des Problems, da durch einen solchen Prozeß zwar eine vollständige Lösung des Wolframs erreicht werden kann, jedoch um den Preis eines übermäßigen Kornwachstums bis hin zum nahezu monokristallinen Draht mit untragbarer Sprödigkeit. Die Abb. 12 a bis 12 d vermitteln einen Eindruck vom Kornwachstum, das bei ca. 800°C schon nach wenigen Minuten deutlich erkennbar ist. Bei ca. 890°C besteht der Draht schon aus recht großen, durch Gleitebenen getrennten Einkristallen, die bei 1.165°C so leicht gegeneinander verschiebbar sind, daß schon bei geringfügiger Erschütterung ein Abgleiten bis schließlich hin zur Zerstörung erfolgt. Eine starke Behinderung des Kornwachstums durch Ausscheidungen ließe sich mit einem geeigneten Legierungspartner eventuell verwirklichen, doch schafft dieser Weg neue Probleme, da eine Ausscheidung vermutlich neues Widerstandsdriften verursacht und sicher die Verformbarkeit — es müssen ja Drähte mit ca. 20 μm \varnothing gezogen werden — herabgesetzt. Ein für die HT-DMS-Technik geeigneter PtW 8-Draht, der keine W-Einschlüsse enthält, ließe sich daher nur schmelzmetallurgisch herstellen.

Die Legierung PtW 8 zeigt somit nach bisheriger Erkenntnis zwar keine aus der Natur des Pt W-Systems herrührende Phasenumwandlung, doch ist die hier beobachtete, durch thermische Diffusion bewirkte Lösung von W in einem pulvermetallurgisch hergestellten Draht im Endeffekt einer Phasenumwandlung gleichzusetzen; d. h. hier: unter Kernstrahlung ist ein Sekundäreffekt zu erwarten, da strahlungsinduzierte Diffusion (SID) ebenfalls eine Lösung von W bewirken würde.

5. Der Einfluß hochenergetischer Elektronenstrahlung auf DMS-Leitermaterialien

Für die Bestrahlung der DMS-Leitermaterialien mit schnellen Elektronen stand der Linearbeschleuniger der BAM [34] zur Verfügung. Er vermag in dem hier interessierenden Energiebereich zwischen ca. 10 MeV und 15 MeV einen Strahlstrom von max. 500 μA zu liefern. Für die Bestrahlung der dünnen DMS-Drähte — Durchmesser ca. 15 bis 20 μm — wurde ein Bestrahlungseinschub gemäß Abb. 13 verwendet, der zum Versuch in das Strahlrohr eingeschoben wurde. Der Einschub konnte zwei Drahtproben aufnehmen, die im Spannrahmen zwischen Glashaken gespannt waren (s. Abb. 14). Die Drahtproben wurden durch Punktschweißung an mineralisolierte Zuleitungen angeschlossen. Die wassergekühlte Blende ließ bei Energien bis ca. 15 MeV nur im Bereich des Fensters Elektronen hindurchtreten, in praxi maximal 60 μA durch eine Fläche von 0,5 cm^2 . Von der durch das Fenster hindurchtretenden Leistung von max. 600 Watt bei 10 MeV wurden in den dünnen Drähten nur max. 0,040 Watt absorbiert, d. h. weniger als bei einem DMS von gleicher Drahtlänge bei normalem Betrieb. Mit einer störenden Erwärmung der Drähte durch absorbierte Strahlungsenergie brauchte daher nicht gerechnet zu werden, so daß die Drähte die Temperatur ihrer unmittelbaren Umgebung annahmen, d. h. hier die Temperatur des Schutzgasstromes, die

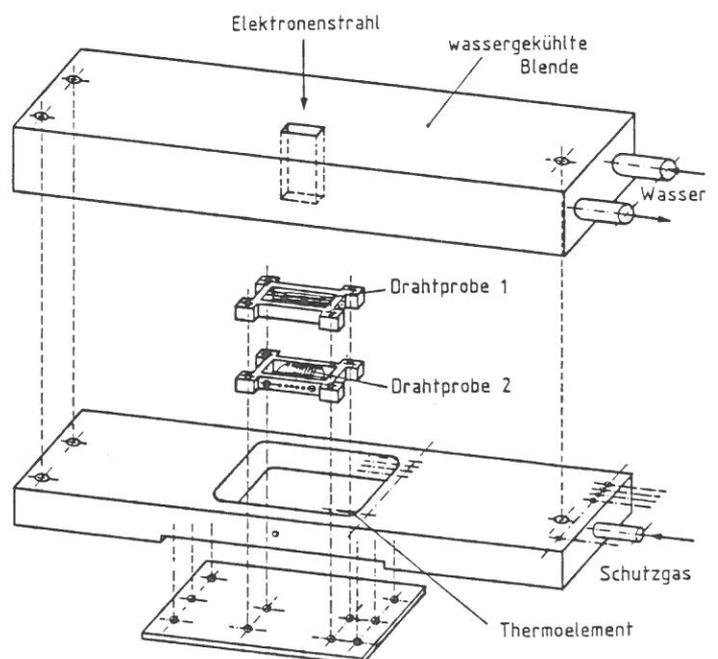


Abb. 13
Schematische Darstellung des Bestrahlungseinschubes

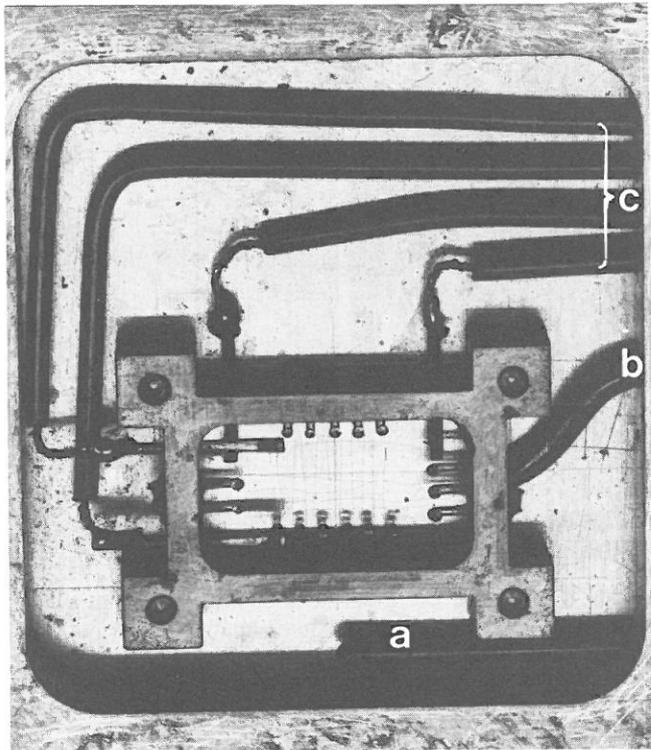


Abb. 14
2 Drahtproben-Spannrahmen gemäß Abb. 13 im Bestrahlungseinschub. Der waagerechte Draht ist hier gerissen
a Thermoelement
b Schutzgaszuführung
c mineralisierte Zuleitungskabel

mittels eines nicht von der Strahlung beeinflussten Thermoelementes gemessen wurde. Als Schutzgas wurde getrocknetes Reinstargon verwendet. Der nicht durch das Fenster tretende Anteil führte dort trotz Wasserkühlung zu einer Erwärmung bis zu 70°C, die auf das Schutzgas und damit auch auf die Drähte überging. Abb. 14 zeigt einen Originaleinschub.

Die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ der Drähte wurde mit einer 5 kHz-Trägerfrequenzmeßbrücke gemessen und zusammen mit der Temperatur des Schutzgasstromes registriert; der Isolationswiderstand zwischen Draht und Einschubrahmen lag auch während der Bestrahlung $> 1 \text{ M}\Omega$. Abb. 15 zeigt beispielhaft einen Ausschnitt aus einem Originalschrieb. Während des hier dargestellten Zeitablaufs war der Elektronenfluß mit periodi-

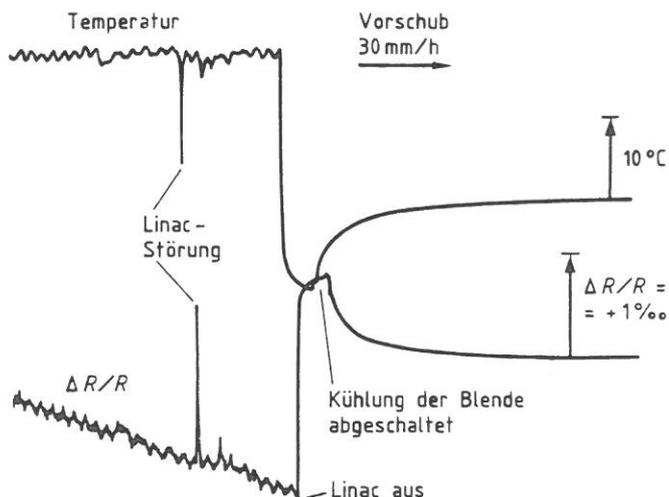


Abb. 15
Ausschnitt aus einem Original-Schrieb, der während einer Bestrahlung mit dem Linac aufgezeichnet wurde

schen Schwankungen behaftet, die zu entsprechenden Temperaturschwankungen und damit auch Widerstandsschwankungen führten. Beim Abschalten des Linac sinkt die Temperatur sofort stark ab, beim Abschalten der Blendenkühlung steigt sie wieder um ca. 10°C an. Aus diesem Wiederanstieg und der damit verbundenen relativen Widerstandsänderung wurde der relative Temperatur-Widerstandskoeffizient für den jeweiligen Bestrahlungszustand berechnet; er beträgt hier ca. $82 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$.

5.1 Der Strahlungseinfluß auf Konstantandraht

In einer ersten Versuchsreihe wurde Konstantan als das in der DMS-Technik verbreitetste Leitermaterial mit schnellen Elektronen ($E \approx 10$ bis 20 MeV) bestrahlt. In Abb. 16 ist beispielhaft die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Dosis für einen rekristallisierten Konstantandraht, der mit ca. 100°C/min von 730°C auf 25°C abgekühlt worden war, dargestellt; der Draht hat bei dieser Abkühlgeschwindigkeit nur eine geringe Konzentration an Ni-Clustern. Ab einer Dosis von 6×10^{17} Elektronen/cm² tritt eine erhebliche Widerstandserniedrigung ein, ab etwa 3×10^{19} eine Widerstandserhöhung.

Die Widerstandserniedrigung erreicht hier mit ca. 3 % etwa den gleichen Wert wie jene gemäß Abb. 3, die durch thermische Behandlung erzielt wurde; sie läßt sich zwanglos durch die Bildung von Ni-Clustern, d. h. als Sekundäreffekt des Strahlungseinflusses, deuten.

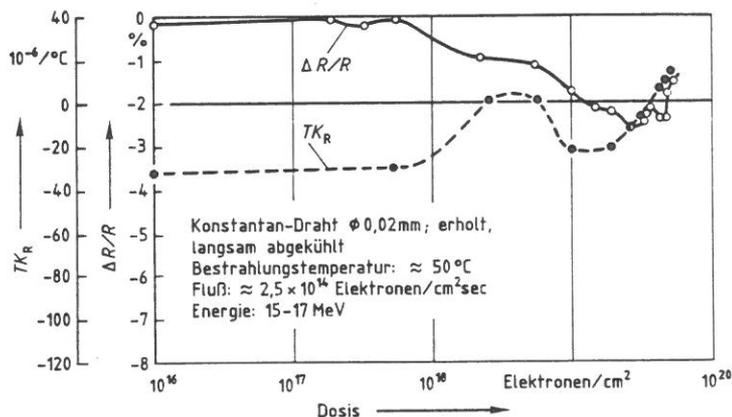


Abb. 16
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Dosis
Konstantan-Draht 0,02 mm \varnothing ; erholt langsam abgekühlt
Bestrahlungstemperatur: $\approx 50^\circ\text{C}$
Fluß: $\approx 2,5 \times 10^{14}$ Elektronen/cm² sec
Energie: 15 bis 17 MeV

Der Widerstandsanstieg, der oberhalb ca. 3×10^{19} Elektronen/cm² überwiegend wird, ist dagegen als Folge des Primäreffektes erklärbar: Aus Untersuchungen von Poerschke [15], der verschiedene hochreine und bei 730°C viele Stunden geglühte Cu-Ni-Legierungen bei Temperaturen $T < -170^\circ\text{C}$ — d. h. Leerstellen und Zwischengitteratome unbeweglich und somit kein Sekundäreffekt — mit 3 MeV-Elektronen bestrahlte, folgt, daß der Primäreffekt einer solchen Legierung mit 42 At % Ni etwa + 0,75 % relative Widerstandsänderung pro 10^{19} Elektronen/cm² beträgt. Da die Elektronen hier eine Energie von ca. 15 bis 17 MeV hatten, ist die Defektrate hier gemäß Gl. 3 etwa 45 mal größer, d. h. bei $T < -170^\circ\text{C}$ wäre ein Primäreffekt von etwa 30 bis 35 % pro 10^{19} Elektronen/cm² zu erwarten. Da hier jedoch die Bestrahlungstemperatur ca. 50°C beträgt, d. h. die Zwischengitteratome voll beweglich sind, heilt ein erheblicher Teil der Defekte schon während der Bestrahlung wieder aus, so daß ein wesentlich kleinerer Primäreffekt entsprechend der Differenz Defektrate—Ausheilrate zu erwarten ist; aus Abb. 16 folgt als Widerstandsanstieg am Ende der Kurve $\approx 1 \%$ pro 10^{19} Elektronen/cm².

Die Annahme, daß die Widerstandserniedrigung auf der Bildung von Ni-Clustern beruht, wird gestützt durch die

Veränderung des Temperaturkoeffizienten TK_R des Widerstandes. Ähnlich wie im Falle thermischer Langzeitbehandlung gemäß Abb. 3 ist auch hier die starke Widerstandserniedrigung mit einer Änderung des TK_R von negativen zu positiven Werten verbunden; der Endwert beträgt hier jedoch erst $+13,5 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$, während gemäß Abb. 4 bei 20°C ca. $+35 \times 10^{-6}/^\circ\text{C}$ erreicht wurden. Besondere Beachtung ist dem Kurvenverlauf zwischen 10^{18} und 10^{19} Elektronen/cm² zu widmen: hier steigt der TK_R zunächst über Null an, fällt dann aber nochmals wieder ab, um oberhalb 10^{19} Elektronen/cm² endgültig zu positiven Werten anzusteigen; die $\Delta R/R$ -Kurve hat hier einen etwas flacheren Verlauf. Es ist deshalb anzunehmen, daß der Primäreffekt nicht nur in seiner Auswirkung auf den Widerstand R dem Sekundäreffekt entgegengerichtet ist, sondern unter Umständen auch schon gebildete Ni-Cluster wieder zerstört, z. B. durch thermal spikes [14].

Nach Beendigung der Bestrahlung wurde die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ noch ca. 700 Stunden überwacht. Das Ergebnis ist in Abb. 17 dargestellt: Es erfolgt ein erheblicher Widerstandsanstieg, der nach 700 Stunden noch keine Sättigungstendenz erkennen läßt. Als Ursache ist grundsätzlich sowohl eine Auflösung von Ni-Clustern als auch ein Zerfall verdünnter Zonen denkbar. Da der TK_R -Wert während der 700 Stunden konstant blieb, ist eine Clusterauflösung unwahrscheinlich, so daß ein Zerfall verdünnter Zonen in Einzel-Leerstellen anzunehmen ist [12]. Von der Existenz verdünnter Zonen kann hier ausgegangen werden, da Elektronen mit einer Energie von $E \approx 15$ MeV in Konstantan bereits je etwa 300 Frenkel-Paare zu erzeugen vermögen. Die geringe Geschwindigkeit der „Erholung“ nach Bestrahlung beruht auf der geringen Beweglichkeit der Leerstellen bei 22°C ; Zwischengitteratome sind kurz nach Beendigung der Bestrahlung bereits an Senken ausgeheilt. Bei steigender Temperatur nimmt die „Erholungsgeschwindigkeit“ stark zu.

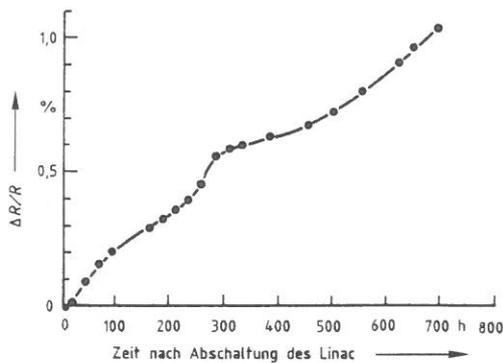


Abb. 17
Relative Widerstandsänderung eines mit schnellen Elektronen bestrahlten Konstantan-Drahtes nach der Bestrahlung
 $T \approx 22^\circ\text{C}$
Dosis: $5,2 \times 10^{19}$ Elektronen/cm²
Bestrahlungstemperatur: $\approx 50^\circ\text{C}$
Energie: 15 bis 17 MeV

Anschließend wurde die soweit „erholte“ Probe mittels der in Abb. 7 angegebenen Versuchsanordnung thermisch nachbehandelt. Das Ergebnis ist in Abb. 18 dargestellt. Variiert wurde der den bestrahlten Draht direkt aufheizende Strom i ; die dem Strom entsprechende Drahttemperatur war hierbei einerseits nicht genau bekannt, für die Deutung der Ergebnisse aber auch nicht erforderlich. Der wesentliche Vorteil dieser Methode bestand andererseits darin, daß die Verweilzeit bei einer bestimmten Temperatur stets sehr viel größer war als die Zeit der Temperaturänderung; es trat somit nahezu kein Informationsverlust ein. Zwischen 50 und 70 mA, d. h. bei Temperaturen zwischen etwa 230°C und 350°C , tritt eine Widerstandserniedrigung ein, die zwangslos als Leerstellen-Ausheilung an Senken gedeutet werden kann, da in diesem Temperaturbereich die Leerstellen zunehmend beweglich werden. Oberhalb 70 mA \approx ca. 350°C

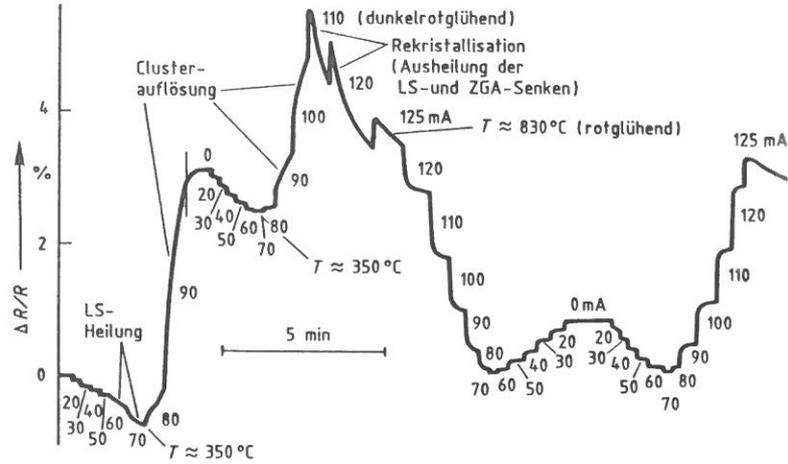


Abb. 18
Thermische Nachbehandlung des bestrahlten Konstantandrahtes mittels direkter Stromaufheizung unter Argon

erfolgt eine sehr starke Widerstandserhöhung, die auf eine Auflösung der Ni-Cluster zurückzuführen ist. Nach ca. 45 sec bei 90 mA wurde kurz abgekühlt und nochmals ein stufenweiser Temperaturanstieg begonnen. Die Leerstellen sind jetzt offensichtlich ausgeheilt. Oberhalb 100 mA beginnt, bei schon dunkelrot glühendem Draht, ein starker Widerstandsabfall, der auf eine Ausheilung der Leerstellen- und Zwischengitteratom-Senken durch Rekristallisation zurückgeführt werden kann. Nach Abkühlung stellt sich ein Widerstandswert ein, der um nur ca. 0,9 % über jenem vor der thermischen Nachbehandlung liegt, obwohl der Widerstand bei der Clusterauflösung — d. h. Ausheilung des Sekundäreffektes — um ca. 4,5 % angestiegen ist. Die Ursache liegt in der gegenläufig wirkenden Ausheilung des Primäreffektes besonders oberhalb 100 mA.

Eine weitere Bestätigung ergibt sich aus folgender Betrachtung: am Ende der Bestrahlung des anfangs rekristallisierten Drahtes liegt sein Widerstand als Folge der Überlagerung von Primär- und Sekundäreffekt um 1,65 % unter dem Anfangswert (Abb. 16). In den folgenden 700 Stunden stieg er um 1,05 % an (Abb. 17), lag dann also nur noch 0,6 % unter dem Anfangswert. In den anschließenden, meßtechnisch nicht erfaßten Wochen ist er sicher noch erheblich weiter angestiegen, da in Abb. 17 noch keine Sättigungstendenz erkennbar ist. Nach erneuter Rekristallisation ist angenähert der Anfangswert zu erwarten; da die Rekristallisationstemperatur hier aber nur sehr kurz wirksam war, hat vermutlich keine vollständige Rekristallisation stattgefunden, so daß infolge von verbliebenen Primäreffektschäden ein etwas höherer Widerstandswert wahrscheinlich und aus Abb. 18 auch ersichtlich ist. Bei erneuter Aufheizung erfolgt keine Clusterauflösung mehr — d. h. der Sekundäreffekt ist ausgeheilt —, dagegen oberhalb 110 mA erneut Widerstandsabfall, d. h. weitere Ausheilung des Primäreffektes.

Insgesamt zeigt der in den Abb. 16 bis 18 als Beispiel beschriebene Versuch, daß der Kernstrahlungseinfluß auf DMS-Leitermaterialien offensichtlich in der in den Abschnitten 2 und 3 beschriebenen Weise verläuft, d. h. auf einem Primär- und Sekundäreffekt mit unterschiedlichen Wirkungsmechanismen beruht. In 7 weiteren Bestrahlungsexperimenten mit Konstantan-Drähten wurde diese Annahme bestätigt.

Im Abschnitt 4.1 wurde gezeigt, daß der Gehalt an Ni-Clustern einen erheblichen Einfluß auf den spezifischen Widerstand ρ und den Temperaturkoeffizienten TK_R des Widerstandes von Konstantan hat: Bei großem Gehalt an Ni-Clustern (etwa im thermodynamischen TT-Gleichgewicht) ist ρ wesentlich kleiner als bei geringem Gehalt. Es ist nun zu erwarten, daß unter Bestrahlung mit Elektronen gleicher Energie Konstantan-Drähte mit geringem Gehalt an Ni-Clustern infolge des Sekundäreffektes einen größeren Widerstandsabfall aufweisen als Drähte, deren Gehalt an Ni-Clustern schon nahe dem TT-Gleichgewicht ist. Es wurden deshalb 3 Konstantandrahte mit unterschiedlicher

Vorbehandlung einer Bestrahlung mit Elektronen gleicher Energie ausgesetzt:

- Draht rekristallisiert und abgeschreckt; relativ wenige Ni-Cluster
- Draht rekristallisiert, danach 6 h bei 280°C ausgelagert; relativ viele Ni-Cluster
- Draht „as drawn“, d. h. Zustand undefiniert.

Das Ergebnis dieses Experimentes ist in den Abb. 19 bis 21 dargestellt. Abb. 19 zeigt, daß in der Tat der Draht a die stärkste Widerstandserniedrigung aufweist; sie ist bei $1,4 \times 10^{20}$ Elektronen/cm² noch nicht abgeschlossen. Der Draht b zeigt insgesamt die geringste Widerstandserniedrigung und ansonsten ein eigentümliches Verhalten, das anhand von Abb. 20 gesondert besprochen wird. Der Draht c, der weder rekristallisiert noch erholt ist, zeigt insgesamt eine mittlere Widerstandserniedrigung, die z. T. auch auf Erholung unter dem Einfluß von strahlungsinduzierter Diffusion beruhen dürfte.

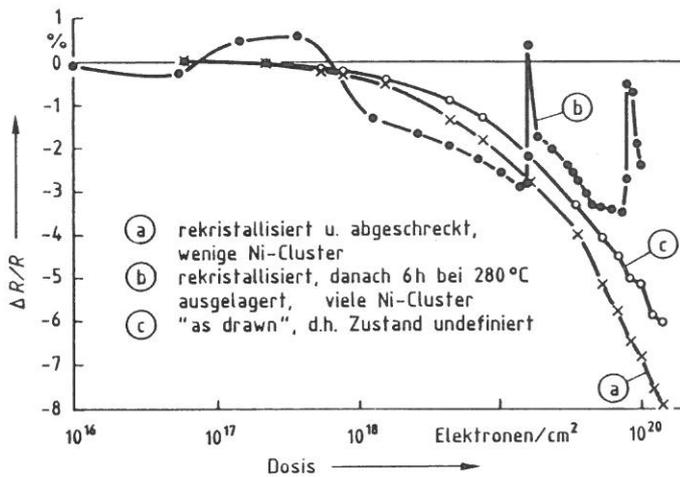


Abb. 19 Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Dosis, ermittelt an Konstantandrähten unterschiedlicher Vorbehandlung
 a rekristallisiert und abgeschreckt; wenige Ni-Cluster
 b rekristallisiert, danach 6 h bei 280°C ausgelagert; viele Ni-Cluster
 c „as drawn“, d. h. Zustand undefiniert

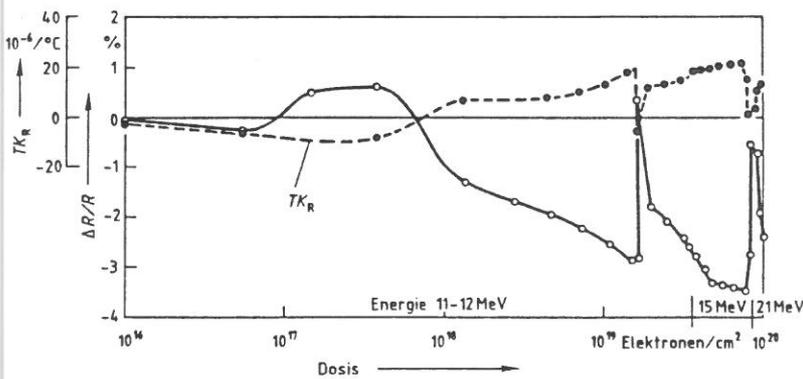


Abb. 20 Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ und Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes bei ca. 20°C als Funktion der Dosis für den Konstantandraht b aus Abb. 19

In den Abb. 20 und 21 ist zusätzlich zum Verlauf von $\Delta R/R$ auch der Verlauf des Temperaturkoeffizienten TK_R des Widerstandes bei ca. 20°C als Funktion der Dosis eingetragen. Besonders die Darstellung in Abb. 20 läßt den engen Zusammenhang zwischen den beiden Kurvenverläufen erkennen: nachdem im Dosisbereich von ca. 7×10^{16} bis ca. 4×10^{17} zunächst der Primäreffekt überwiegt (Widerstandsanstieg, TK_R -Abfall), wird anschließend

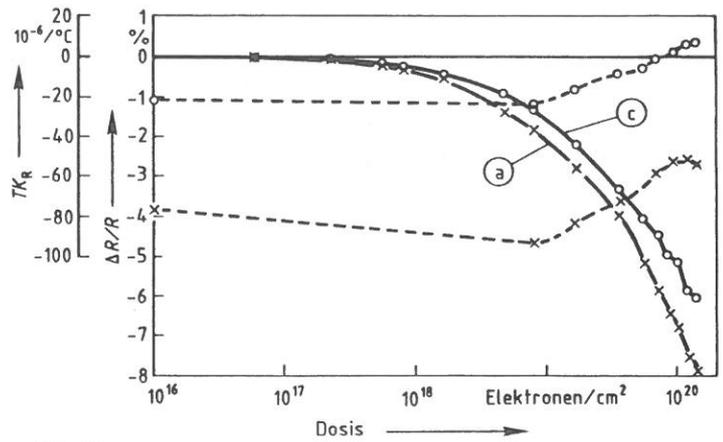


Abb. 21 Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ und Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes bei ca. 20°C als Funktion der Dosis für die Konstantandrähte a und c aus Abb. 19

der Sekundäreffekt bestimmend (Widerstandsabfall, TK_R -Anstieg). Bei einer Dosis von $1,6 \times 10^{19}$ Elektronen/cm² erfolgt innerhalb von 1 Minute ein sehr starker Widerstandsanstieg und gleichzeitig ein erheblicher TK_R -Abfall: Der Primäreffekt überwiegt wieder, nachdem die Bildung der Ni-Cluster infolge Annäherung an den Gleichgewichtszustand an Einfluß verloren hat; der Primäreffekt zerstört offensichtlich Ni-Cluster, was zu den dargestellten Kurvenverläufen führt. Anschließend wird wieder der Sekundäreffekt bestimmend: Der Widerstand sinkt, der TK_R steigt, bis bei einer Dosis von ca. 8×10^{19} Elektronen/cm² erneut der Primäreffekt überwiegt und der gleiche Vorgang abläuft, wie zuvor schon bei $1,6 \times 10^{19}$ Elektronen/cm².

Abb. 22 zeigt die relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ und den Temperaturkoeffizienten TK_R des Widerstandes der 3 Konstantandrähte als Funktion der Zeit nach Abschaltung des Linac. Die Darstellung läßt erkennen, daß

- Größe und zeitlicher Verlauf der Nachwirkung von der Vorgeschichte des sonst gleichen Materials abhängt,
- die Nachwirkung nicht nur in einer Widerstandsänderung besteht, sondern auch in der Änderung des Temperaturkoeffizienten Ausdruck findet,
- die Nachwirkung so erheblich sein kann, daß sie wesentlicher Bestandteil der Gesamtaussage wird.

In weiteren Versuchen wurde der Einfluß der Energie der Elektronen untersucht. Abb. 23 zeigt den Verlauf der relativen Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Dosis für 3 Energiebereiche. Bei 10 MeV besteht bis zu einer Dosis von 10^{19} Elektronen/cm² offenbar angenähert ein Gleichgewicht zwischen der Auswirkung von Primär- und Sekundäreffekt, dann überwiegt bis etwa 2×10^{19} der Primäreffekt (positiver „Buckel“), danach der Sekundäreffekt. Bei 12 bis 13 MeV tritt ein positiver „Buckel“ schon etwas früher auf, ist aber sehr klein. Bei 13 bis 20 MeV ist nur noch eine Widerstandserniedrigung zu beobachten. Abb. 24 zeigt das Nach-Driften der gleichen Drähte. Auch hier ist eine Abhängigkeit von der Energie der Bestrahlungselektronen zu erkennen. Die Versuche zeigen, daß eine quantitative Aussage über den Verlauf der Kurve $\Delta R/R = F(\text{Dosis})$ selbst bei gleichem Ausgangszustand der Proben nur begrenzt möglich ist. Sie wird um so unsicherer, je größer die Energie des von einem eingestrahlenen Teilchen — hier Elektron — von seinem Gitterplatz gestoßenen Atoms — primäres Rückstoßatom PRA — ist, d. h. je größer die durch das PRA verursachten Defektkaskaden sind. Bei der hohen Defektdichte im Bereich solcher Kaskaden sind nämlich spontane Rekombinationen von Frenkel-Paaren sehr viel häufiger als bisher nach einfachen Modellrechnungen angenommen wurde [35; 36; 37]. Es ist ferner zu vermuten, daß die Aufsummierung vieler kleiner Kaskaden insgesamt quantitativ anders wirkt als die gleiche Defektsumme in Form weniger Riesenkaskaden.

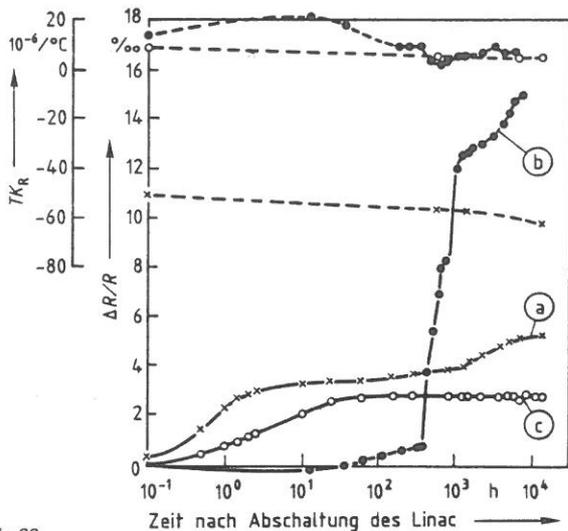


Abb. 22
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ (—) und Temperaturkoeffizient TK_R des Widerstandes (---) der Konstantandrähte gemäß Abb. 19 als Funktion der Zeit nach Abschaltung des Linac
a rekristallisiert und abgeschreckt
b rekristallisiert, danach 6 h bei 280°C ausgelagert
c „as drawn“

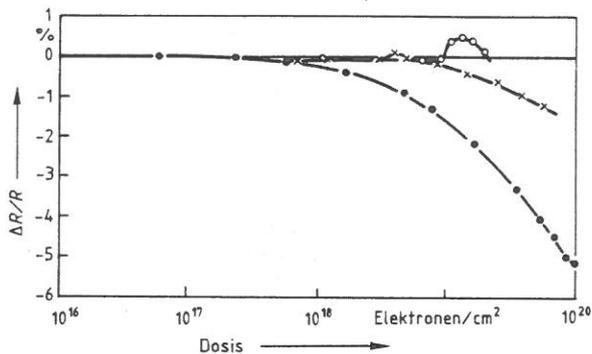


Abb. 23
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Dosis für einen Konstantandraht 0,02 mm Ø, hart gezogen, bei unterschiedlicher Energie der Elektronen
○ ≈ 10 MeV x ≈ 12 bis 13 MeV ● ≈ 13 bis 20 MeV

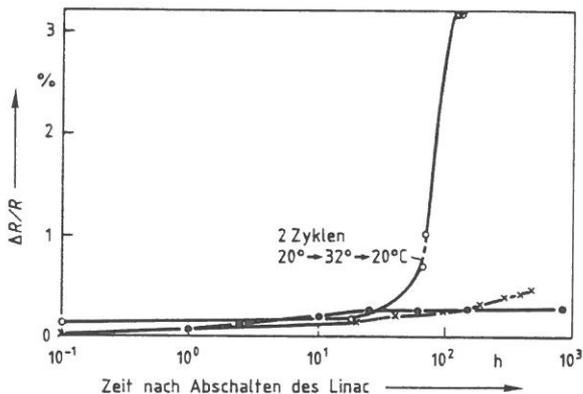


Abb. 24
Relative Widerstandsänderung $\Delta R/R$ als Funktion der Zeit nach dem Abschalten des Linac, ermittelt an den Konstantandrähten gemäß Abb. 23
○ nach Bestrahlung mit 10 MeV-Elektronen
x nach Bestrahlung mit 12 bis 13 MeV-Elektronen
● nach Bestrahlung mit 13 bis 20 MeV-Elektronen

5.2 Der Strahlungseinfluß auf NiCr V-Draht und auf PtW-Draht

Die im Abschnitt 5.1 beschriebenen Bestrahlungsexperimente haben bestätigt, daß der Einfluß von Kernstrahlung auf DMS-Leitermaterialien durch eine Überlagerung von Primär- und

Sekundäreffekt beschrieben werden kann. Der Primäreffekt besteht aus der Erzeugung von Gitterdefekten und bewirkt eine Widerstandserhöhung. Der Sekundäreffekt ist die durch strahlungsinduzierte Diffusion bewirkte Veränderung des thermodynamischen Zustandes des Materials in Richtung auf das thermodynamische Gleichgewicht bei Bestrahlungstemperatur hin; er tritt nur in Erscheinung, wenn ein Ungleichgewicht vorliegt, was allerdings bei den wichtigsten DMS-Leitermaterialien der Fall ist, wie im Abschnitt 4 gezeigt wurde. Beim Konstantan führt der Sekundäreffekt zu einer Widerstandseniedrigung, wie die thermische Untersuchung gemäß Abschnitt 4.1 erwarten ließ und die Bestrahlung gemäß Abschnitt 5.1 bestätigt hat. Beim NiCr V (vergl. Abschnitt 4.2) und PtW (vergl. Abschnitt 4.3) führt der Sekundäreffekt zu einer Widerstandserhöhung und wirkt somit in der gleichen Richtung wie der Primäreffekt. Bei einer Bestrahlung von NiCr V und PtW ist daher eine Trennung von Primär- und Sekundäreffekt ohne weiteres nicht möglich. Erst bei sehr hohen Defektkonzentrationen und Defektraten, wie sie mit den experimentellen Möglichkeiten der BAM nicht erzielbar waren, ist beim NiCr V eine Trennung zu erwarten insofern, als dann der Primäreffekt die durch den Sekundäreffekt bewirkte Nahordnung wieder zerstört und dadurch einen Widerstandsabfall verursacht. In [8] wird ein derartiger Verlauf der Kurve $\Delta R/R = F$ (Dosis) tatsächlich beschrieben; allerdings wurde dort mit Neutronen mit einer Energie > 1 MeV und einem Fluß von $1,5 \times 10^{12}$ Neutronen/cm² sec bis zu einer Dosis von ca. 2×10^{19} Neutronen/cm² bestrahlt.

Aus diesen Überlegungen heraus wurde hier auf eine Bestrahlung von NiCr V- und PtW-Drähten verzichtet, da sie keine grundlegend neuen Erkenntnisse erwarten ließ.

6. Zum Einfluß von energiereicher Neutronenstrahlung

Im Abschnitt 2 wurde gezeigt, daß ein hinreichend energiereiches Teilchen Frenkelpaare erzeugt (Primäreffekt). Es war dabei ohne Bedeutung, ob es sich z. B. um ein Elektron oder ein Neutron handelte. Entscheidend war nur, daß seine Masse und Energie groß genug sind, um gemäß Gl. 2 bzw. Gl. 3 genügend Energie E_m auf das primäre Rückstoßatom zu übertragen. Wegen seiner größeren Masse vermag allerdings ein Neutron der Energie E_k sehr viel mehr Energie E_m zu übertragen als ein Elektron gleicher Energie E_k .

Die bei der Bestrahlung mit hochenergetischen Elektronen gemäß Abschnitt 5 gewonnenen Ergebnisse sind daher qualitativ voll auf Neutronenbestrahlung übertragbar. In quantitativer Hinsicht besteht natürlich ein Unterschied insofern, als bei Neutronenbestrahlung von z. B. 1 MeV die gleiche Defektmenge schon bei sehr viel kleinerer Dosis erreicht wird als bei Elektronenbestrahlung von 1 MeV. Abb. 25 läßt erkennen, daß diese Überlegungen offensichtlich richtig sind: beide Teilchenarten bewirken zunächst einen Widerstandsabfall (Sekundäreffekt), an den sich oberhalb einer bestimmten Dosis ein Widerstandsanstieg (Primäreffekt) anschließt. Unter der Bestrahlung mit schnellen Neutronen erfolgen aber erwartungsgemäß Widerstandsabfall und Widerstandsanstieg bei wesentlich kleineren Dosen als bei der Elektronenbestrahlung.

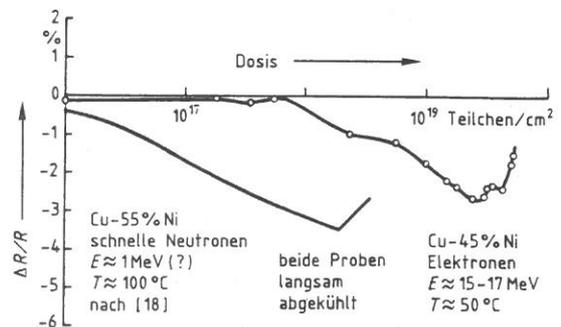


Abb. 25
Vergleich der Einflüsse hochenergetischer Neutronen und Elektronen

Der Strahlungseinfluß auf den k-Faktor wurde hier nicht untersucht, da er in der Literatur schon hinreichend beschrieben wurde, zusammengefaßt in [10]; Abb. 26 gibt einen Überblick. Der k-Faktorkonstanz kommt zwar eine besondere Bedeutung insofern zu, als eine Empfindlichkeitsänderung — im Gegensatz zu einer Nullpunktänderung — nicht durch Schaltungsmaßnahmen kompensiert werden kann, doch tritt eine störende k-Faktoränderung erst bei Bestrahlungsdosen auf, bei denen der Widerstand eines DMS-Leiters bereits in unkontrollierbarer Weise untragbar verändert wurde.

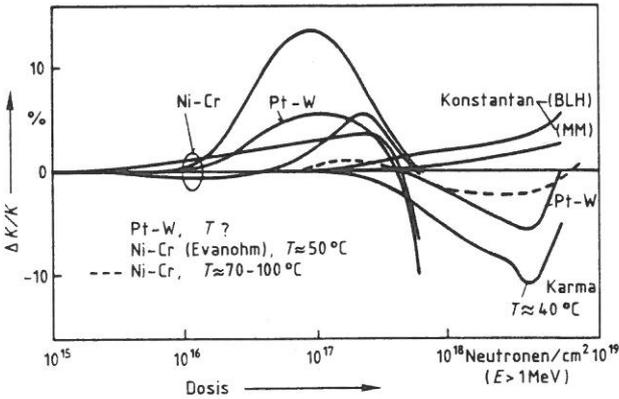


Abb. 26
Relative k-Faktoränderung verschiedener DMS-Legierungen als Funktion der Neutronendosis (nach [10])

7. Zusammenfassung

Der Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen besteht aus einer Überlagerung

- a) eines Primäreffektes (Erzeugung von Gitterdefekten) und
- b) eines Sekundäreffektes (Auswirkung der strahlungsinduzierten Diffusion SID) sowie
- c) einer Nachwirkung (Widerstandsänderung nach Beendigung der Bestrahlung).

Der Einfluß des Primäreffektes auf den DMS-Widerstand hängt insbesondere ab von folgenden Parametern mit ihren Hauptauswirkungen:

Parameter	Hauptauswirkungen
Temperatur	Ausheilung der Defekte möglich oder nicht; wenn ja, dann Funktion der Zeit
Energie und Masse der Teilchen	Größe der Defektkaskaden
Fluß	Defektrate
Dosis	Defektkonzentration, Rekombinationswahrscheinlichkeit, Sättigungseffekte

Die verschiedenen Parameter sind dabei nicht unabhängig voneinander.

Der Sekundäreffekt hängt ab von den Parametern:

Parameter	Auswirkungsgebiet
Art des bestrahlten Materials	einphasig oder mehrphasig
thermodynamischer Zustand des Materials vor der Bestrahlung	Gleichgewicht: ja oder nein
Temperatur während der Bestrahlung	Diffusionsgeschwindigkeit der strahlungsinduzierten Diffusion

Der Einfluß der Nachwirkung auf den Widerstand hängt ab von der Temperatur

der Zeit

der Art und Höhe der Schädigung, die ihrerseits von der Teilchenenergie abhängt

dem thermodynamischen Ausgangszustand des bestrahlten Materials.

Er ist z. Z. noch sehr unzureichend untersucht.

Der Kernstrahlungseinfluß auf DMS-Leiter ist somit zwar qualitativ überschaubar, jedoch quantitativ nur sehr schwer zu erfassen, da die Anzahl der einwirkenden Parameter zu groß ist.

8. Schlußfolgerung

Unter Kernstrahlung ist die Verwendung von Einzel-DMS nicht sinnvoll, da eine allgemeingültige Vorhersage über den Strahlungseinfluß wegen der Vielfalt der — oft nicht genau bekannten — Einflußparameter praktisch nicht möglich ist. Insbesondere ist es eben nicht möglich, durch Wahl eines besonderen Materials oder durch eine besondere Vorbehandlung in technisch praktikabler Weise zu einem DMS zu gelangen, der unter Strahlung bis zu hohen Dosen verwendbar ist.

Halbbrücken-DMS bilden die im Optimalfall kleine Differenz zweier großer, schwer überschaubarer Störungen, so daß eine Prognose des Verhaltens unter Strahlung zweifelhaft bleibt. Während nämlich die Halbbrückenmethode im Hochtemperaturbereich erfolgreich zur Kompensation des Temperatureinflusses auf den „Nullpunkt“ angewandt wird (z. B. beim Ailtech SG 425 oder SG 325), weil die Qualität der Kompensation leicht nachprüfbar ist (z. B. durch einen Vorversuch), ist die Methode im Kernstrahlungsbereich kaum praktikabel, da eine Ermittlung der Qualität der Kompensation der strahlungsinduzierten „Nullpunktwanderung“ oder gar ein Vorversuch sowohl wegen der Besonderheit der Einflußgröße „Kernstrahlung“ als auch wegen der Vielfalt der Anfangs- und Randbedingungen mit sinnvollem Aufwand nicht möglich ist.

Die Verfasser danken den Mitarbeitern des Laboratoriums 6.31 der BAM, insbesondere den Herren Dr. Jost und Dr. Reimers, für die Unterstützung bei den Bestrahlungsexperimenten.

Literatur

zur Einleitung und zu Abschnitt 1

- [1] NRL Letter Report, 6252-244 A/56:
Investigation of Ceramic Bonded Nichrome Foil Gages in the Low Intensity Testing Reactor.
July 1956
- [2] Smith, R. O., N. I. Rendler:
Naval Research Laboratory.
Transducers for Strain Measurement in Intense Radiation Fields, Proc. SESA XVI (2) 73-80 (1959)
- [3] Wnuk, S. P., Jr.:
High-temperature and radiation-resistant strain-gages.
Exper. Mech. 5 (1965), S. 27 A/33 A
- [4] Pappas, T. A.:
Weldable and bondable Strain Gages Irradiated at Plumbrook Reactor Facility (Exp. 23/W 408 PBRF cycle 40) NE 2406.
Westinghouse Astronuclear Report Nr. WANL-TME-1366, Jan. 1966

- [5] Tallman, C. R.:
Nuclear Radiation Effects on Strain Gages Part II.
Proc. Western Regional Strain Gage Committee, 1968
Spring Meeting
- [6] —:
Effects of Nuclear Radiation on Ceramic Cemented Strain
Gages and Polyimide-Encapsulated Epoxy Bonded Gages.
Presented at the International Conference of the Instrument
Society of America, Oct. 4 — 7, 1971; ISA Paper No. 71-622
- [7] —:
Review and status of radiation effects studies on strain
gages.
LA-DC-72-1344 NTIS (1972)
- [8] Pettigrew, M. J.:
An evaluation of weldable strain gages in nuclearreactor
environments.
Exper. Mech. 10 (1970) S. 203/209
- [9] Figenbaum, E. K., G. M. Chambers:
Selection of Transducer Design Approaches for Strain
Measurements in a High Radiation Environment.
A71-22718 NTIS (1971)
- [10] Andreae, G.:
Zum Messen mit Dehnungsmeßstreifen unter dem Einfluß
von Kernstrahlung.
Materialprüfung 18 (1976) Nr. 7, S. 236/239
- [11] Calculated Radiation Induced Changes in Thermocouples
Composition by W. E. Browning and C. E. Miller, Oak Ridge
National Laboratory
Symposium held at Columbus Ohio in March 1961
- zu Abschnitt 2**
- [12] Diehl, J.:
Atomare Fehlstellen und Strahlenschädigung.
in: A. Seeger: Moderne Probleme der Metallphysik, Band 1,
Kapitel 5; Springer-Verlag Berlin—Heidelberg—New York
1977
- [13] Holmers, D. K.:
Radiation Damage in non-fissionable Metals.
in: The Interaction of Radiation with Solids
North-Holland Publishing Company 1964
- [14] Hauser, O.:
Wirkung von Strahlung auf Festkörper.
in: Werkstoffe der Kerntechnik, Teil IV
VEB Deutscher Verlag der Wissenschaften, Berlin 1963
- zu Abschnitt 3**
- [15] Poerschke, R.:
Untersuchung der strahlungsinduzierten Diffusion in Cu-Ni-
Legierungen im Temperaturbereich von 25 k bis 600 k.
Berichte der KFA Jülich Nr. 1100
- zu Abschnitt 4**
- [16] Vrijen, J.:
A Diffuse Neutron Scattering Study of Clustering in Copper-
Nickel Alloys.
Netherlands Energy Research Foundation, Report 31 (1977)
- [17] v. Royen, E. W., G. Brandsma, A. L. Mulder, S. Radelaar:
Kinetics of Clustering in Cu-Ni Alloys.
Scripta Metallurgica, Vol. 7 (1973) S. 1125/1128
- [18] Schüle, W., P. Spindler, E. Lang:
Entmischung in Kupfer-Nickel-Legierungen durch thermi-
sche Behandlung und durch Neutronenbestrahlung.
Z. Metallkd. 66 (1975) H. 1, S. 50/56
- [19] Schüle, W., P. Kehrler:
Untersuchungen im System Kupfer—Nickel über Leerstel-
len und Entmischung mit Hilfe des elektrischen Wider-
standes.
Z. Metallkd. 52 (1961) H. 3, S. 168/179
- [20] Mott, N. F.:
Proc. Roy. Soc. A 153 (1936) S. 699
- [21] Baer, G.:
Überstruktur und K-Zustand im System Nickel—Chrom.
Z. Metallkd. 49 (1958) H. 12, S. 614/622
- [22] Köster, W., P. Rocholl:
Leitfähigkeit und Hallkonstante.
I. Nickel—Chrom-Legierungen.
Z. Metallkd. 48 (1957) H. 9, S. 485/495
- [23] Easterling, K. E.:
High temperature resistance strain gages.
Brit. J. Appl. Phys. 14 (1963) S. 79/83
- [24] Thomas, H.:
Über Widerstandslegierungen.
Zeitschrift für Physik 129 (1951) S. 219/232
- [25] Dehlinger, U.:
Der Widerstandsverlauf in Mischkristallen mit Nahordnung.
Z. Metallkd. 53 (1962) H. 9, S. 577/579
- [26] Baer, G.:
Nahordnung und K-Zustand.
Z. Metallkd. 56 (1965) H. 2, S. 79/84
- [27] Gibbs, J. P.:
Two Types of High-temperature Weldable Strain Gages:
Ni-Cr Half-bridge Filaments and Pt-W Half-bridge Filaments.
Exp. Mech. 7 (1967) S. 19 A/26 A
- [28] Easterling, K. E.:
High temperature resistance strain gages.
Brit. J. Appl. Phys. 1963, Vol. 14, S. 79/83
- [29] Sharpe, W. N.:
Strain Gauges for Long-term High-temperature Strain
Measurement.
Exp. Mech. 15 (1975) S. 482/488
- [30] Lemcoe, M. M.:
Errors in High-temperature Strain Measurements.
Exp. Mech. 8 (1968)
- [31] Bertodo, R.:
Resistance Strain Gauges for the Measurement of Steady
Strain of Temperatures above 650°C.
J. of Strain Analysis 1 (1965) S. 11/19
- [32] Gmelin, W.:
Ergänzungsband B 1
- [33] Andreae, G., G. Niessen:
Über die Ursache des Driftens von Hochtemperatur-
Dehnungsmeßstreifen, insbesondere solcher mit Pt W-
Leiter.
Materialprüfung 24 (1982) Nr. 12, S. 431/436
- zu Abschnitt 5**
- [34] Jost, P., P. Reimers, P. Weise:
Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM, Eigenschaf-
ten und erste Anwendungen.
BAM-Berichte Nr. 26 (August 1974)
- [35] Guinan, M. W., J. H. Kinney:
Molecular Dynamic Calculations of Energetic Displacement
Cascades.
Journal of Nuclear Materials 103 & 104 (1981) P. 1319/1324

[36] Heinisch, H. L.:
Computer Simulations of High Energy Recoils in F. C. C.-
Metals: Cascade Shapes and Size.
Journal of Nuclear Materials 103 & 104 (1981) P. 1325/1330

[37] Brager, H. R., F. A. Garner, N. F. Panayotou:
Damage Development and Hardening in 14 MeV Neutron
Irradiation of Copper Alloys at 25°C.
Journal of Nuclear Materials 103 & 104 (1981) P. 955/960

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitern
von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschalldämmungselementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

Nr. 7/Juli 1971

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrówitz

Nr. 8/November 1971

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972 (vergriffen)

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

Nr. 13/Juni 1972

Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten

Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 19/Januar 1973

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 21/Juli 1973

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung
Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen
von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen
von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung
von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen
von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —
von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern
von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall
von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology
von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung
von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen
von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens
von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen
von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles
von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

Nr. 37/Februar 1976

Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 38/Juni 1976

Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42CrMo 4
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 39/Juni 1976

Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newton'schem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung
von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf

Nr. 40/Juni 1976

Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren
von Dr. rer. nat. H. Hantsche

Nr. 41/Oktob er 1976

Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten
von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher

Nr. 42/Oktob er 1976

Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft
von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 43/Oktob er 1976

Das Spröbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 44/November 1976

Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“
von Dipl.-Ing. W. Matthees

Nr. 45/Dezember 1976

Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten
von Dr.-Ing. W. Paatsch

Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)

Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung
Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses
von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler

Nr. 47/Juni 1977

Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen
von Dr.-Ing. Arno Plank

Nr. 48/Oktob er 1977

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn
von Dr.-Ing. U. Holzöhner

Nr. 49/Dezember 1977

Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung
von Dr.-Ing. Günther Wittig

Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)

Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern
von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski

Nr. 51/Juni 1978

Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen
von Dr. rer. nat. J. Sickfeld

Nr. 52/August 1978

Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung
von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov

Nr. 53/Oktob er 1978

Bemessung und Optimierung behelzbarer Straßen- und Brückenbeläge
von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi

Nr. 54/Oktob er 1978

Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Harro Sander

Nr. 55/November 1978

Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Dieter Klafke

Nr. 56/Januar 1979

Stabilität von Sandwichbauteilen
von Dipl.-Ing. W. Brüner und Prof. Dr.-Ing. C. Langlie

Nr. 57/März 1979

Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing
von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus

Nr. 58/März 1979

Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau
von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 59/Juli 1979

Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl
von Dr.-Ing. Günther Plauk

Nr. 60/August 1979

Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken
von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs

Nr. 61/Dezember 1979

Beschreibung von Problemen der höheren Farbmeterik mit Hilfe des Gegenfarbensystems
von Dr. Klaus Richter

Nr. 62/Dezember 1979

Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker

Nr. 63/Dezember 1979

Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase
von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig

Nr. 64/Februar 1980

Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung
von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 65/Februar 1980

Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte
von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 66/Mai 1980

Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig

Nr. 67/Mai 1980

Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gliederung unter stoßartiger Beanspruchung
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees

Nr. 68/Mai 1980

Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik.
Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers
von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn

Nr. 69/Juni 1980

Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitschillen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise
von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl

Nr. 70/August 1980 (vergriffen)

Schwellenwerte beim Betondruckversuch
von Dr.-Ing. Gerald Schickert

Nr. 71/August 1980

Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen
von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera

Nr. 72/September 1980

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen
von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz
von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen
von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop
von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Nr. 77/April 1981

Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen
von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

Dynamische Wechselwirkung eines Schienen-Schwelensystems mit dem Untergrund
von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kaltrißneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch
von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten
von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik
von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches
Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test
von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühn und Siegmund Ledworuski

Nr. 83/Juli 1982

Tribologisches Verhalten von thermoplastischen Kunststoffen — Kontaktdeformation, Reibung und Verschleiß, Oberflächenuntersuchungen —
von Prof. Dr.-Ing. Horst Czichos und Dr.-Ing. Paul Feinle

Nr. 84/Juli 1982

Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen im Kleinprüfstand (Vergleichsversuche)
von Dipl.-Inform. Renate Müller und Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 85/ISBN 3-88314-231-X/Okttober 1982

Technische Materialforschung und -prüfung — Entwicklungstendenzen und Rahmenvorschläge für ein EG-Programm „Basic Technological Research“ — Materials Research and Testing — Development Trends and Outline Proposals for a Community Programme „Basic Technological Research“ —
von Prof. Dr. Horst Czichos

Nr. 86/ISBN 3-88314-232-8/November 1982

Zur quantitativen Kennzeichnung des Verwitterungsverhaltens von Naturwerksteinen anhand ihrer Gefügemerkmale
von Dr.-Ing. Konrad Niesel und Dr. rer. nat. Peter Schimmelwitz

Nr. 87/ISBN 3-88314-240-9/Dezember 1982

Einfluß baupraktischer Umgebungsbedingungen auf das Korrosionsverhalten von Spannstählen vor dem Injizieren
von Dr.-Ing. Bernd Isecke und Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

Nr. 88/ISBN 3-88314-254-9/Februar 1983

Untersuchungen zur Ausbreitung von Longitudinalwellen an Oberflächen bei der Materialprüfung mit Ultraschall
von Dr.-Ing. Anton Erhard

Nr. 89/ISBN 3-88314-263-8/April 1983

Untersuchungen zur Zerfallsfähigkeit von Distickstoffoxid
von Dr. rer. nat. Dietrich Conrad und Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 90/ISBN 3-88314-264-6/April 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Konzeption für geregelte Versuche

Versuchseinrichtung

Vorversuche an Stahlbetonbalken

von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 91/ISBN 3-88314-265-4/April 1983

Dreidimensionale Analyse von unbewehrtem Beton mit nichtlinear-elastischem Materialgesetz
von Dr.-Ing. Michael Weber

Nr. 92/ISBN 3-88314-266-2/August 1983

Ausbreitung von Erschütterungen durch den Boden
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 93/ISBN 3-88314-283-2/August 1983

Unterdrückung stick-slip-induzierter Kurvengeräusche schienengebundener Fahrzeuge durch eine physikalisch-chemische Oberflächenbehandlung der Schienen
von Dr. rer. nat. Peter Studt

Nr. 94/ISBN 3-88314-284-0/August 1983

Untersuchungen der Störschwingungen beim Kerbschlagbiegeversuch und deren Abschwächungen
von Dr.-Ing. Xian-Quan Dong

Nr. 95/ISBN 3-88314-289-1/August 1983

Über die Fokussierung des Schallfeldes von Ultraschall-Prüfköpfen mit Fresnelschen Zonenplatten
von Dr.-Ing. Manfred Römer

Nr. 96/ISBN 3-88314-296-4/Okttober 1983

Verbundverhalten zwischen Beton und geripptem Betonstahl sowie sein Einfluß auf inelastische Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken
von Dr.-Ing. Heinz Eifler

Nr. 97/ISBN 3-88314-297-2/November 1983

Typische Bruchflächenbildung thermoplastischer Kunststoffe nach wechselnder mechanischer Beanspruchung
von Dipl.-Ing. Gerhard Fuhrmann und Prof. Dr. rer. nat. Wolfram Schwarz

Nr. 98/ISBN 3-88314-312-X/Dezember 1983

Bestimmung des elastischen Verhaltens von Maschenwaren — Stretch- und Erholungsvermögen —
von Dr. rer. nat. Edmund Schnabel

Nr. 99/ISBN 3-88314-317-0/Dezember 1983

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen
Versuche an Stahlbetonbalken mit Biegebewehrung aus Betonstahl BSt 420/500 RK und BSt 1080/1320
von Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 100/ISBN 3-88314-298-0/Januar 1984

Untersuchungen zur Prüfung von Beton auf Frostwiderstand
von Günter Klamrowski und Paul Neustupny

Nr. 101/ISBN 3-88314-327-8/Februar 1984

Röntgen- und Gammastrahlen Computer-Tomographie
von Dr.-Ing. Peter Reimers, Dr. rer. nat. Jürgen Goebels, Dr.-Ing. Heinrich Heidt, Dr.-Ing. Hans-Peter Weise und Dipl.-Phys. Kay Wilding

Nr. 102/ISBN 3-88314-335-9/März 1984

Weiterentwicklung des hydraulischen Kompensationsverfahrens zur Druckspannungsmessung in Beton
von Dr.-Ing. Götz Magiera

Nr. 103/ISBN 3-88314-328-6/März 1984

Radiographie mit Elektronen aus Metallverstärkerfolien
von Dr.-Ing. Dierk Schnitger

Nr. 104/ISBN 3-88314-339-1/April 1984

Beeinflussung von Betoneigenschaften durch Zusatz von Kunststoffdispersionen
von Dr.-Ing. Michael Gierloff

Nr. 105/ISBN 3-88314-345-6/Juni 1984

Beitrag zum Bremsverhalten energieumwandelnder Aufsetzpuffer in Aufzugsanlagen
von Dr.-Ing. Bernd Schulz-Forberg

Nr. 106/ISBN 3-88314-360-X/Okttober 1984

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last
von Dr.-Ing. Jan Lehnert

Nr. 107/ISBN 3-88314-361-8/Okttober 1984

Korrosion von Stahlradiatoren
von Dr.-Ing. Wolfgang Stichel und Jörg Ehreke

Nr. 108/ISBN 3-88314-363-4/Okttober 1984

Durch Bodenerschütterungen angeregte Gebäudeschwingungen — Ergebnisse von Modellrechnungen
von Dipl.-Ing. Lutz Auersch

Nr. 109/ISBN 3-88314-381-2/Februar 1985

Zur Wirkung der Schrumpfbremsung auf den Schweißzugspannungszustand und das Spröbruchverhalten von unterpulvergeschweißten Blechen aus St E 460 N

von Dr.-Ing. Mohamed Omar

Nr. 110/ISBN 3-88314-382-0/Februar 1985

Wasserstoff als Energieträger

von Dr. Hermann Walde (Mitglied des Kuratoriums der BAM i. R.) und Dr. Bernhard Kropp

Nr. 111/ISBN 3-88314-383-9/Februar 1985

Über den Einfluß der Initiierung auf die detonative Umsetzung von Andex-Sprengstoffen unter Berücksichtigung sicherheitstechnischer Gesichtspunkte

von Dr.-Ing. Kurt Ziegler

Nr. 112/ISBN 3-88314-409-6/Juli 1985

Zeitstandverhalten und strukturelle Veränderungen von vielfach wieder-verarbeiteten Polyethylenen

von Dr.-Ing. Wolfgang Lützow

Nr. 113/ISBN 3-88314-410-X/Juli 1985

Untersuchungen zum Frequenzeinfluß auf die Schwingungsrißkorrosion von Offshore-Konstruktionen

von Rolf Helms, Horst Henke, Gerhard Oelrich (BAM, Berlin) und Tetsuya Saito (NRIM, Japan)

Nr. 114/ISBN 3-88314-419-3/Juli 1985

Neue Verfahren für die Prüfung von Reaktorkomponenten mittels Röntgen- und Gammastrahlen

von Dipl.-Ing. Peter Rose, Dipl.-Ing. Peter Raabe, Dipl.-Ing. Werner Daum und Andreas Szameit

Nr. 115/ISBN 3-88314-420-7/Juli 1985

Farbempfindungsmerkmal Elementaruntun und Buntheitsabstände als Funktion von Farbart und Leuchtdichte von In- und Umfeld

von Privatdozent Dr. Klaus Richter

Nr. 116/ISBN 3-88314-460-6/Okttober 1985

Theoretische Ermittlung des Wärmedurchgangskoeffizienten von Fensterkonstruktionen unter besonderer Berücksichtigung der Rahmenproblematik

von Dr. rer. nat. Franz-Josef Kasper, Dipl.-Inform. Renate Müller, Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Armin Wagner

Nr. 117/ISBN 3-88314-468-1/Okttober 1985

Materials Technologies and Techno-Economic Development A study for the German Foundation for International Development (Deutsche Stiftung für Internationale Entwicklung)

by Prof. Dr. H. Czichos in cooperation with Dr. G. Sievers, Bundesministerium für Forschung und Technologie (BMFT), Bonn

Nr. 118/ISBN 3-88314-469-X/Okttober 1985

Brand- und Explosionsgefahren explosionsgefährlicher Stoffe bei Herstellung und Lagerung

Modellversuche mit pyrotechnischen Sätzen und Gegenständen

von Dr. rer. nat. Hartwig Treumann, Dipl.-Ing. Hilmar Andre, Dr. rer. nat. Eduard Blossfeld, Dr. rer. nat. Norbert Pfeil und Ing. grad. Matthias-Michael Zindler

Nr. 119/ISBN 3-88314-472-X/November 1985

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil I

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part I

von Dipl.-Ing. Jürgen Herter, Dr.-Ing. Klaus Brandes und Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 120/ISBN 3-88314-514-9/April 1986

Zerstörungsfreie Korngrößenbestimmung an austenitischen Feinblechen mit Hilfe der Ultraschallrückstreuung

von Dr.-Ing. Andreas Hecht

Nr. 121/ISBN 3-88 314-530-0/Juni 1986

Versagenskriterien von Stahlgleitpaarungen unter Mischreibungsbedingungen: Einflüsse von Stahlzusammensetzung und Wärmebehandlung

von Dr.-Ing. Paul Feinle und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 122/ISBN 3-88 314-521-1/Juli 1986

Entsorgung kerntechnischer Anlagen

von J. Mischke

Sonderkolloquium der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) am 10. 12. 1985 mit Beiträgen von B. Schulz-Forberg, K. E. Wieser und B. Droste

Nr. 123/ISBN 3-88 314-531-9/Juli 1986

Physikalisch-chemische Analyse sowie toxische Beurteilung der beim thermischen Zerfall organisch-chemischer Baustoffe entstehenden Brandgase

von Dr. rer. nat. Detlef Rennoch

Nr. 124/ISBN 3-88 314-538-6/Juli 1986

Zur Anwendung des Impuls-Wirbelstromverfahrens in der zerstörungsfreien Materialprüfung

von Dr.-Ing. Hans-Martin Thomas

Nr. 125/ISBN 3-88 314-540-8/Juli 1986

Untersuchungen zur Wirksamkeit der Brandschutzisolierung von Flüssig-gas-Lagertanks

von Dr.-Ing. Bernhard Droste und Dipl.-Ing. Ulrich Probst

Nr. 126/ISBN 3-88 314-547-5/August 1986

Korrosion und Korrosionsschutz von Metallen in Schwimmhallen

von Dr.-Ing. Wolfgang Stichel

Nr. 127/ISBN 3-88 314-564-5/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil I

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part I

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 128/ISBN 3-88 314-568-8/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Impulsively Loaded Reinforced Concrete Members

Versuche an Stahlbetonbalken, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Beams, Part II

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 129/ISBN 3-88 314-569-6/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Zugversuche an Betonstahl mit erhöhter Dehngeschwindigkeit

Reinforcing Steel Tension Tests with high strain rates

von / by Dr.-Ing. Klaus Brandes, Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dipl.-Ing. Jürgen Herter und Dipl.-Ing. Klaus Berner

Nr. 130/ISBN 3-88 314-570-X /November 1986

Einfache Abschätzung der Durchbiegung und der Energieaufnahme von Trägern aus duktilem Material bei Belastung durch eine Einzelkraft

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 131/ISBN 3-88-314-585-8/November 1986

Kinetische Grenztragfähigkeit von stoßartig belasteten Stahlbetonbauteilen

Kinetic Load Bearing Capacity of Reinforced Concrete Members under Impact Load

Versuche an Stahlbetonplatten, Teil II

Tests on Reinforced Concrete Slabs, Part II

von / by Dipl.-Ing. Ernst Limberger, Dr.-Ing. Klaus Brandes und Dipl.-Ing. Jürgen Herter

Nr. 132/ISBN 3-88-314-595-5/Januar 1987

Ermittlung der Ursachen von Schäden an bituminösen Dachabdichtungen unter besonderer Berücksichtigung klimatischer Beanspruchungen

von Dipl.-Ing. Christian Herold und Dipl.-Ing. Frank-Ulrich Vogdt

Nr. 133/ISBN 3-88 314-609-9/Januar 1987

Technisch-physikalische Grundlagen zum tribologischen Verhalten keramischer Werkstoffe

von Dipl.-Ing. Mathias Woydt und Prof. Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 134/ISBN 3-88 314-615-3/Februar 1987

Über den Kernstrahlungseinfluß auf Dehnungsmeßstreifen

von Dr. Götz Andreae und Gottfried Niessen

Nr. 135/ISBN 3-88 314-618-8/Februar 1987

Untersuchungen über das Verhalten von Tankcontainern für unter Druck verflüssigte Gase bei Fallbeanspruchungen

von Dipl.-Ing. Jörg Ludwig, Dipl.-Ing. Wolf-Dietrich Mischke und Dipl.-Ing. Armin Ulrich