



TECHNISCHE UNIVERSITÄT
CHEMNITZ

H. Kupfer - E. Ackermann – G. Hecht

Abscheidung funktioneller Schichten mittels der Plasmatronbeschichtung

8. Tagung der Hauptforschungsrichtung „Grenzflächen/Dünne
Schichten“

Karl-Marx-Stadt : Technische Universität, 1986. - S. 122

MONARCH – Dokument
<http://archiv.tu-chemnitz.de/>

Abscheidung funktioneller Schichten mittels Plasmatronbeschichtung

H. Kupfer, E. Ackermann, G. Hecht

1. Einleitung

Bei der Produktion von Steckverbinderkontakten für die Elektronikindustrie nimmt die Oberflächenvergütung einen entscheidenden Platz ein. Für hohe Anforderungen an die Zuverlässigkeit werden nach wie vor Edelmetalle eingesetzt, die eine sichere Kontaktgabe gewährleisten. Die Entwicklung der Preise und der Verfügbarkeit zwingen jedoch zu weitgehenden Sparmaßnahmen beim Einsatz dieser Materialien bzw. zur völligen Substitution durch Unedelmetalle.

Um einen geeigneten Unedelmetallkontakt herzustellen, können prinzipiell 2 Wege beschritten werden:

1. Die Oberflächenbeschichtung wird soweit gehärtet, daß ein geringer Abrieb eine hohe Anzahl von Steckzyklen (> 200) erlaubt.
2. Als Oberflächenbeschichtung wird ein weiches, duktiles Material mit günstigen Gleiteigenschaften abgeschieden, so daß bei einem geringen Abrieb unter Anwendung niedriger Kontaktkräfte Passivschichten leicht durchbrochen werden.

2. Experimentelles

Auf der Grundlage der genannten 2 Möglichkeiten wurde versucht, im Rahmen einer weiteren Feldforschung Werkstoffe für die Kontaktveredelung mit Unedelmetallen zu finden. Die Schichten wurden mit Hilfe einfacher im Labor aufgebauter Plasmatronquellen abgeschieden. Im Anschluß an bekannte Lösungen /1/ wurde Zinn aufgebracht, um die Eigenschaften des Verfahrens kennenzulernen. Das Zinn wurde danach durch Legierungszusätze zur Herstellung binärer und ternärer Legierungen modifiziert.

Der Schwerpunkt der Untersuchungen lag auf der Abscheidung relativ dichter harter Schichten. Typische Beschichtungs-

parameter sind:

r	d_S	P	T_{Sub}
9,2 ... 0,4 $\mu\text{m}/\text{min}$	6 μm	$1 \cdot 10^{-1}$ Pa	355 K

Die abgeschiedenen Legierungen sind in der Tabelle 1 aufgeführt.

Tabelle 1: Abgeschiedene Substanzen, Legierungskonzentrationen, Mikrohärtigkeit nach KNOOP (Last: 1,25 p)

Material	Sn	SnSb	SnCd	SnIn	SnCr
Konzentration des Legierungspartners in m %		3,8	14,6	6,5	0,1
Mikrohärtigkeit in kN/mm^2	0,21	0,3	0,11	0,17	-
	SnTi (1)	SnTi (2)	SnAl	SnTiAl	
				0,36 m % Ti	
	1,4	0,1	1,7	0,42 m % Al	
	0,72	0,11	0,47	1,13	

3. Ergebnisse

3.1. Morphologie der Schichten

Wie die Härtewerte ausweisen, waren hinsichtlich der Verringerung des Verschleißes durch Härtung des Metalls die Materialien SnSb, SnAl, SnTi (1) und SnTiAl interessant. Die Schichten aus SnCd, SnIn, SnTi (2), SnCr und SnC besitzen dagegen bei den bisher gewählten Konzentrationen geringere Härte als gesputtertes reines Zinn.

Sowohl die Oberfläche als auch eine Bruchfläche einer unlegierten Zinnschicht zeigen eine lockere, grobkristalline Morphologie (Abb. 1a, b). Die Kristallitgrößen liegen im Bereich von 2 ... 5 μm . Beachtet werden muß die säulenförmige Struktur des Zinns, die die Bildung von Poren und tief-

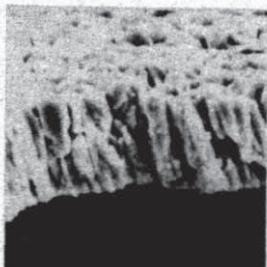
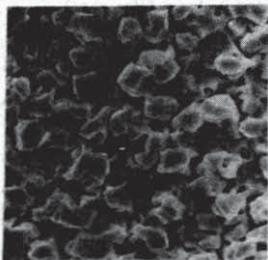


Abb. 1a, b:
REM
Zinn, unlegiert

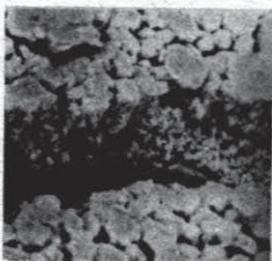
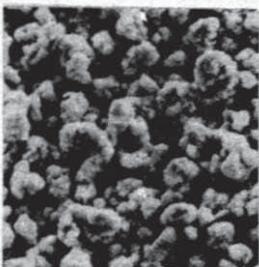


Abb. 1c, d:
REM SnTi (1)

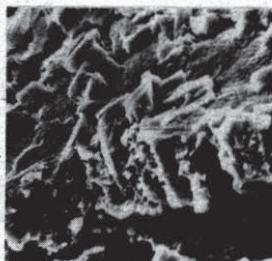
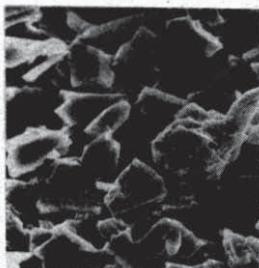


Abb. 1e, f:
REM SnAl

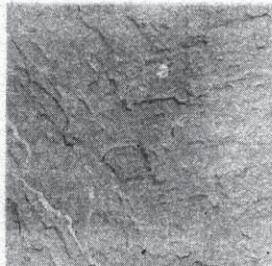
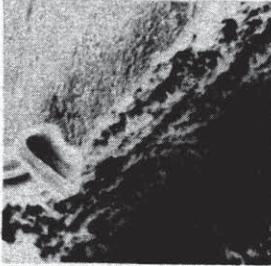


Abb. 1h, g.
REM,
CPT-Abdruck SnTiAl

reichenden Spalten erleichtert. Das führt dazu, daß erst dickere Schichten ($d_s \geq 8 \mu\text{m}$) eine ausreichende Korrosionsbeständigkeit zeigen.

Versucht man, das Zonenmodell von Thorntom /2/ anzuwenden, so ist auf Grund der Struktur und der Substrattemperaturen die Schichtmorphologie in die Zone II einzuordnen. Rekristallisationsvorgänge nehmen in dieser Phase Einfluß auf die Schichteigenschaften. Beachtet werden muß jedoch, daß solche für das Schichtwachstum charakteristischen Parameter, wie die Beschichtungsrate und der Einfluß von Legierungselementen, im Zonenmodell nicht berücksichtigt werden.

Eine intensive Veränderung der Schichtmorphologie wird erreicht, wenn Ti oder Al dem Sn zulegiert wird. Die Abbildungen 1b, c von SnTi lassen eine "knollenartige" Struktur erkennen, die von einer sehr feinen Mikrostruktur überlagert ist. Ein Wachstum von Säulen ist nur angedeutet. Das gute korrosive Verhalten, gemessen am Kontaktwiderstand nach der Auslagerung in Schadgasen, läßt auf eine dichte Schichtstruktur schließen.

Aluminium, das sich in Zinn nicht löst, verändert reines Zinn zu einer dichten Struktur, in die grobkristalline "Schollen" eingelagert sind (Abb. 1e, f). Auf diesen Schichten sind häufig Whisker zu finden, die auf innere Spannungen hinweisen. SnTiAl-Schichten besitzen im Gegensatz zu allen anderen Sn-

Modifikationen, die bisher mit Vakuumbeschichtungsverfahren hergestellt wurden, glatte glänzende Oberflächen. Auf ihnen sind Wachstumsfronten zu erkennen, die in Bereichen mit Abmessungen bis zu ca. $8\ \mu\text{m}$ parallel orientierte Vorzugsrichtungen aufweisen (Abb. 1g). Bei einigen Proben waren diese Wachstumsfronten nur zum Teil bzw. in kleineren Bereichen ausgebildet. Typische Strukturabmessungen liegen hier in der Größenordnung um $0,5 - 1,0\ \mu\text{m}$.

Die Abbildung einer Bruchkante (Abb. 1h) macht deutlich, daß die Morphologie glänzender SnTiAl-Schichten sich völlig von derjenigen reiner Sn-Schichten und auch SnAl- bzw. SnTi-Schichten unterscheidet.

Während für Sn-Schichten säulenförmige Kristallite charakteristisch sind, erkennt man bei SnAl und bei SnTi bereits eine Störung dieses Aufbaus. Glänzende SnTiAl-Schichten weisen auch innerhalb der Probe bis zum Substrat zur Oberfläche parallel orientierte Strukturen auf.

Übereinstimmend mit der relativ gut orientierten Mikrostruktur glänzender Sn-Proben wurde mittels der Röntgenbeugung ein mehr oder weniger starker Texturanteil in den Schichten gefunden. Dies und die feinkristalline Mikrostruktur legen nahe, die Morphologie der Proben der Zone T des Thornton-Modells /2/ zuzuordnen, obwohl eine Faserstruktur nicht nachweisbar war.

Die Abhängigkeit des Kontaktwiderstandes von der Kontaktkraft liefert wichtige Aussagen über das elektrische und mechanische Verhalten von Deckschichten auf Kontaktoberflächen. Man kann aus ihr die Kontaktkraft ermitteln, bei der der R_K unter einen festgelegten Grenzwert ($10\ \text{m}\Omega$) sinkt.

Obwohl glänzende SnTiAl-Schichten eine wesentlich größere Härte als reines Zinn aufweisen, wird auch nach einem Korrosionstest bereits bei ca. $25\ \text{cN}$ ein R_K von $10\ \text{m}\Omega$ erreicht (Abb. 2). SnTiAl bildet offensichtlich nur sehr dünne Passivschichten aus, die eine relativ hohe Leitfähigkeit besitzen (R_K bei $1\ \text{p} < 100\ \text{m}\Omega$) und schon bei geringen Kontaktkräften durchbrochen werden.

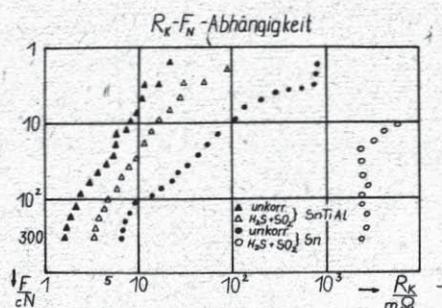


Abb. 2:
Kontaktwiderstand R_K als Funktion
der Kontaktkraft F_N

ist, verhindert eine relativ harte Oberflächenschicht auf den SnTiAl-Proben einen stärkeren Abtrag bis zur Anzahl von 50 Steckungen. Danach setzt ein abrasiver Verschleiß ein, der die Feder rascher in die Schicht eindringen läßt. Dadurch erhöht sich der anfängliche Reibwert, $\mu \leq 0,1$ auf Werte bis max. 0,9, die denen von reinem Zinn entsprechen. Der Kontaktwiderstand R_K steigt bis zu 200 Steckzyklen nicht auf $10 \text{ m}\Omega$ an, ein Durchrieb auf das Grundmaterial war nicht feststellbar.

Gleichfalls günstig liegen die R_K -Werte bei Belastung durch Verschleiß. Mit einer beschichteten Kontaktfeder wird auf einer ebenen Probe der Steckvorgang simuliert. Während für reines Zinn hohe Steckkräfte am Versuchsbeginn, ein ausgeprägter stick-slip-Effekt und bei dünneren ($4 \mu\text{m}$) Sn-Schichten ein Durchrieb bei 100 Steckzyklen zu verzeichnen

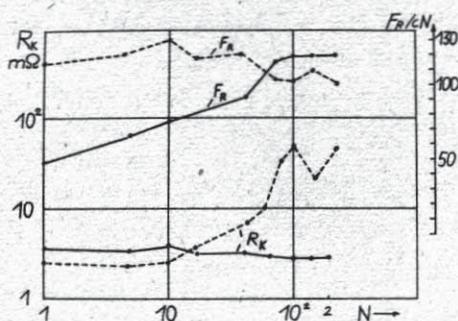


Abb. 3: Kontaktwiderstand R_K in Abhängigkeit
von einer Verschleißbelastung

4. Diskussion

Die Ergebnisse zeigen, daß es mit Hilfe bestimmter Legierungszustände möglich ist, die Struktur vakuumphysikalisch abgechiedener Zinnschichten gezielt zu verändern. Sowohl das Korrosionsverhalten als auch die Härte und die Verschleißeigenschaften werden dadurch beeinflußt.

Besondere Bedeutung kommt hier den Konzentrationsbereichen von 0,1 % ... 3 % zu. Vor allem Aluminium, das mit Zinn nicht mischbar ist, verändert den ursprünglichen Kristallaufbau einer reinen Zinnschicht.

In Verbindung mit Ti führt Al zu glatten glänzenden Zinnschichten mit bis zu fünffacher Härte des reinen Materials. Dementsprechend ergibt sich eine hohe Verschleißfestigkeit. Vor und nach einer korrosiven Belastung mit Schadgasen sind die Kontaktwiderstände niedrig und entsprechen den Anforderungen an eine Kontaktveredlung.

Versuche mit einer Vibrationsbelastung der Kontakte belegen jedoch, daß mit tribokorrosiven Vorgängen zu rechnen ist. Aus der Literatur ist bekannt, daß Titan sehr ungünstige Reib-eigenschaften besitzt /3/. Man kann darauf schließen, daß bereits geringe Titankonzentrationen diese negativen Eigenschaften auf die Zinnschichten übertragen. Bei weiteren Untersuchungen ist deshalb darauf zu achten, daß dem Zinn Legierungskomponenten zugesetzt werden, die günstige tribologische Eigenschaften besitzen.

5. Literatur

/1/ G. Taubitz, Elektronik 32 (1983) 39, 78

/2/ J.A. Thornton, J. Vac. Sci. Techn. 11 (1974) 666

/3/ M. Thoma, Metalloberfläche 36 (1982) 613