



## A Novel Method for Shape Analysis: Deformation of Bubbles During Wire Drawing in Doped Tungsten

P. Harmat<sup>1</sup>, T. Grósz<sup>2</sup>, L. Rosta<sup>3</sup>, L. Bartha<sup>1</sup>

<sup>1</sup>MFA Res. Inst. for Techn. Phys. and Mat. Sciences, POB 49 Budapest H-1525 Hungary

<sup>2</sup>Institute of Chemistry, Chemical Research Center, POB 17 Budapest H-1525 Hungary

<sup>3</sup>KFKI SZFKI Res. Inst. for Solid State Phys. and Optics, Budapest H-1121 Hungary

### Summary:

A novel technique has been developed for monitoring shape and size of microscopic pores, bubbles, second phase particles in deformed PM materials. The anisotropic small angle neutron scattering (ASANS) measurement provides direct visualisation of the shape of second phase objects after rolling, swaging, wire drawing. Also in case of mixture of different objects e. g. uniformly elongated bubbles and spherical ones they can be separated and their morphological parameters like relative number density, diameter, aspect ratio can be obtained from the quantitative analysis of ASANS data. Rods and wires from K-Al-Si doped tungsten containing residual porosity and K filled bubbles were studied from 6 mm to 0.2 mm in diameter. The increase of the average aspect ratio ( $\sim 1/d$ ) was found to be much slower than expected from the usual theory ( $\sim 1/d^3$ ). Instead of "constant volume" assumption, the "constant length" seems to be reliable. The ASANS investigation revealed also the occurrence of a small amount of spherical bubbles after several steps of wire drawing.

### Keywords:

doped tungsten, bubbles, deformation, wire drawing, small angle scattering

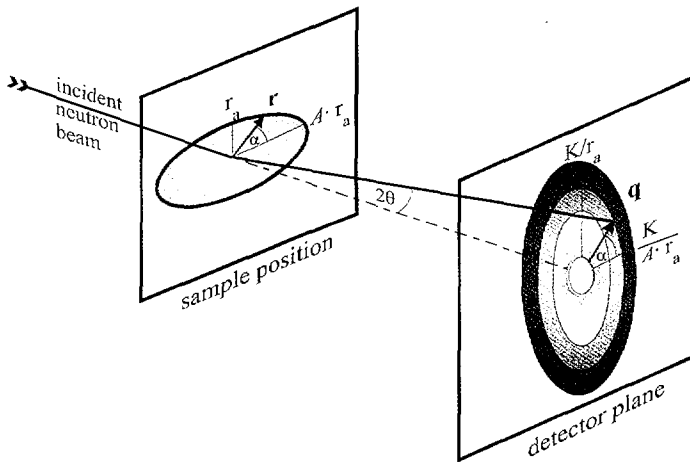
### 1. Introduction

Single phase materials subjected to sintering contains powder particles or agglomerates of the solid material (metal, oxide) surrounded by gas or vacuum. The sintered body after sintering is usually close to the theoretical density and the residual porosity consists of gas filled bubbles or empty

pores. From the point of view of small angle neutron scattering (SANS), both the initial single phase solid material (powder) and the sintered body should be regarded as two-phase systems having sharp interfaces between the solid material and vacuum [1].

## 2. The method

SANS method can also be applied to determine the shape or size of pores during several steps of thermomechanical processing after sintering, like rolling, swaging and wire drawing. In case of wire drawing the definitely oriented macroscopic strain being parallel to the wire axis results in a uniform orientation of deformed pores in the body. In consequence of this, a significant anisotropy in the two dimensional scattering distribution of SANS intensity can be observed.



**Fig. 1** Schematic plot of SANS intensity arising from a large set of equally elongated ellipsoids with identical orientation. The aspect ratio of ellipsis contour corresponds to the average aspect ratio of elongated ellipsoids.

The application of anisotropic SANS (ASANS) is relevant in investigation of the elongation of pores and bubbles. The scattering distribution on the detector plane can be derived from the basic theory of small angle scattering [2]. We have concluded that in case of an ellipsoid shaped particle the iso-intensity contours of the map representation of the 2D scattering intensity

are ellipsis and they have the same aspect ratio as the particle itself. In our wire samples, the bubbles have always elongation parallel to wire axis. Due to identical orientation of bubbles the superposition of scattering intensities of individual bubbles reserves this anisotropy. Applying neutron beam perpendicular to the wire axis, the whole ensemble of elongated bubbles reveals this anisotropy and the aspect ratio of ellipsis contour corresponds to the average aspect ratio of elongated ellipsoids.

### 3. Material and experiments

We investigated K-Al-Si doped tungsten alloy produced for incandescent filament in conventional light sources produced by sintering. Only small (50-500 nm) K filled bubbles and larger (1000-5000 nm) empty pores remain in the bulk after sintering.

#### Theory of Moon and Koo (1971):

1) Deformation during wire drawing:

- identical deformation rate for wire and bubbles

$$A_{\text{bubble}} = A_0 * (d_0 / d_{\text{wire}})^3$$

- neither "breaking-up-into-row-of-bubbles" nor spheroidization occurs

2) Morphological changes after wire drawing due to annealing:

Aspect Ratio  $A = a_1 / a_0$

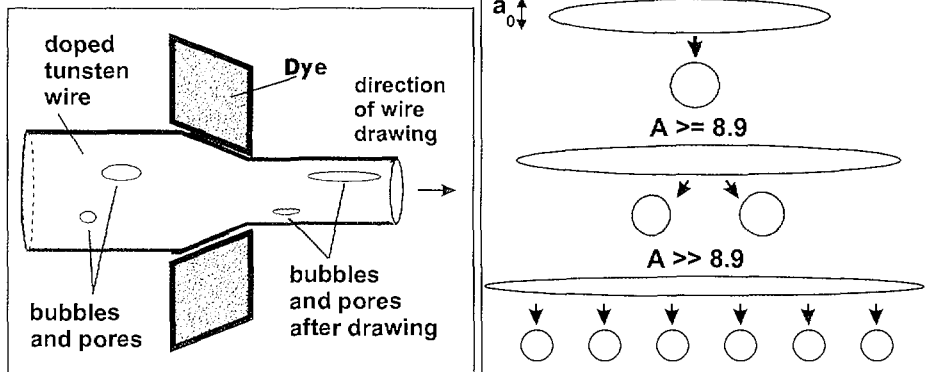
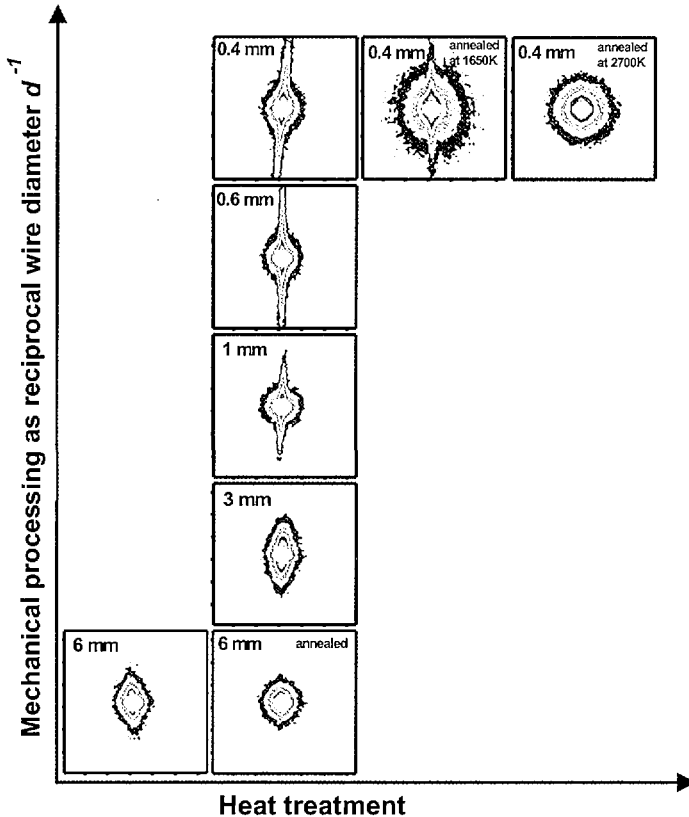


Fig. 2 Summary of the usual theory made by Moon and Koo [4].

The subsequent steps of mechanical working at 900-1300 K result in more and more elongated bubbles [3]. It is assumed by Moon and Koo [4] that during the mechanical working, the amount of deformation of microscopic

bubbles and pores is identical to that of the rod/wire and these elongated ellipsoid shaped bubbles return to their spherical shape or break up into smaller spherical pieces by spheroidization during annealing. The statistical study of SEM and TEM micrographs led to the conclusion that the average number of bubbles in a single row after heat treatment is essentially smaller than expected [5].

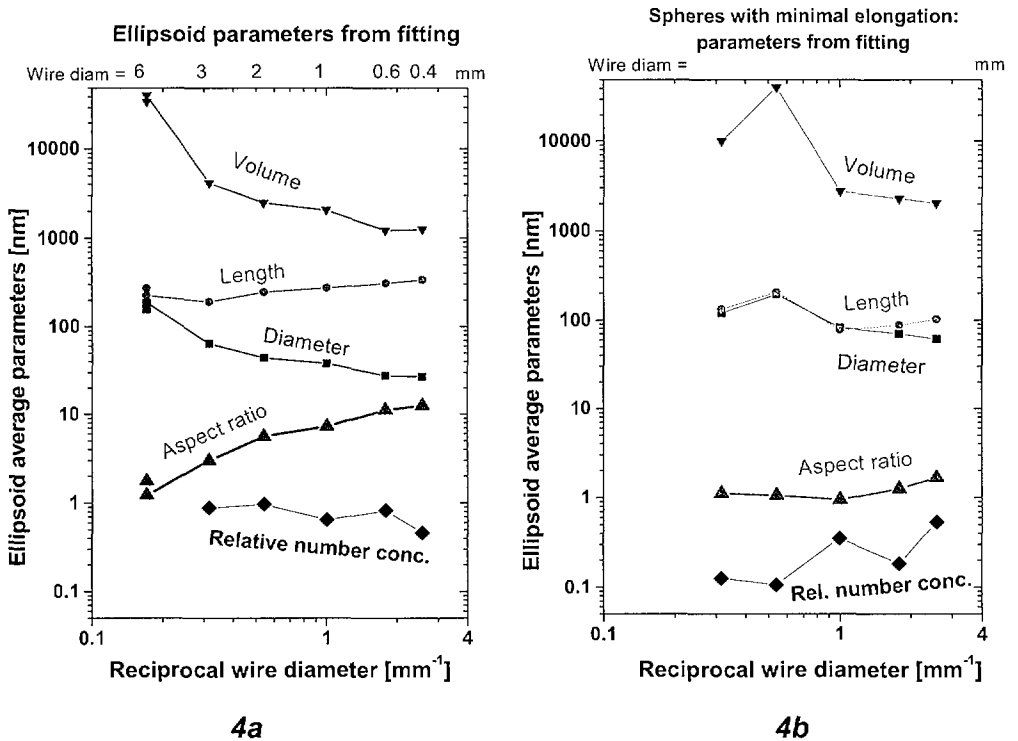


**Fig. 3** Processing map of ASANS intensity maps measured on samples of doped tungsten from selected stages of thermomechanical processing. One step to right corresponds to an annealing, while one step upwards corresponds to a uniaxial mechanical working. The measurement was made in LLB CEA Saclay, France using neutrons with wave length of 12 Å and detector sample distance of 4.8 m.

The whole process of fabrication between 6 mm down to 0.4 mm in rod/wire diameter has been monitored on selected samples. At this smallest size, extra samples (partly annealed and fully annealed) was prepared for comparison. Each individual two dimensional scattering distribution maps are arranged into a processing map.

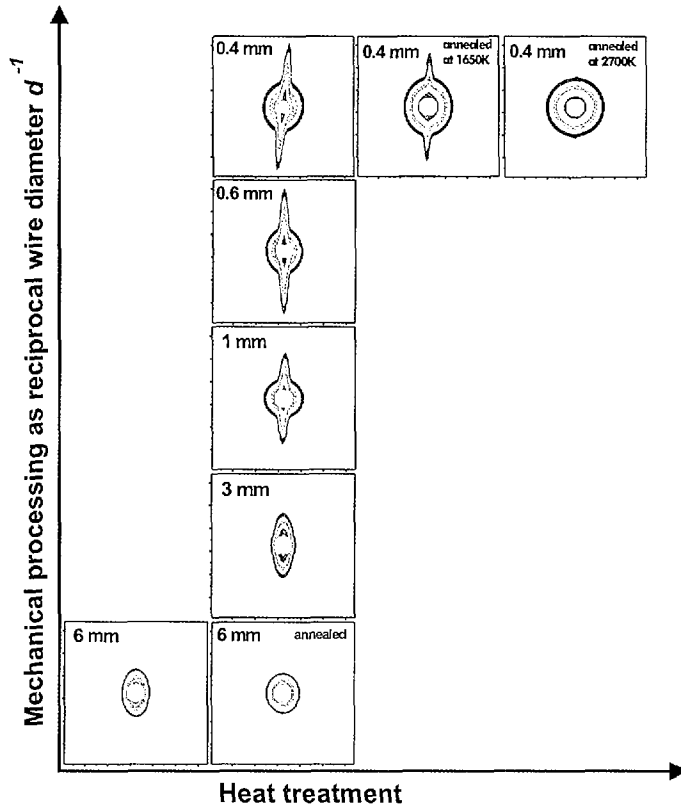
The first sample of 6 mm diameter rod underwent swaging process, its ASANS map shows a slight anisotropy. The second one with the same diameter was annealed, it shows a very small anisotropy. The further samples were subjected to the subsequent cumulative deformation process by swaging and wire drawing, they show an increasing anisotropy which corresponds to more and more elongated ellipsoids. The 0.4 mm diameter sample was then annealed at 1650 K for 10 s, its 2D map shows a large anisotropy decrease. The anisotropy vanishes completely after full annealing of the sample at 2700 K for 300 s.

#### 4. Quantitative analysis of ASANS intensities



**Fig 4a and 4b** *Results of model parametric fitting of ASANS data on Fig. 3. Parameters of elongated ellipsoids are plotted on Fig 4a and that of nearly spheres on Fig 4b. The length and diameter data from fitting are absolute values in nm. The dimensionless aspect ratio increases from 1 to 14. Average bubbles volumes are calculated from the length and diameter data and plotted in arbitrary units.*

The analysis of scattering maps reveals further details. The circular shape in the central region at samples with 1 mm in diameter and below suggested us that among the majority of very elongated ellipsoids, spheres are also present in the sample and the scattering distribution corresponds to their overall superposition. The reduced anisotropy of 0.4 mm sample after 1650 K annealing shows that the number density of ellipsoids decreases because many ellipsoids undergo breaking up during the incomplete annealing. The perfect vanishing of the anisotropy on 0.4 mm sample after 2700 K annealing reveals that all the ellipsoids disappeared by the break-up process.

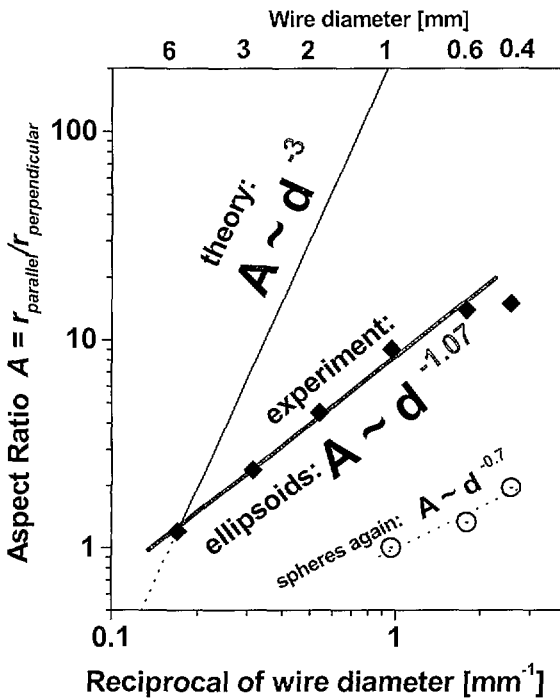


**Fig. 5** Simulated processing map of ASANS intensity maps. Results from parametric fitting on Fig 4 were used to simulate ASANS intensities for each calculated 2D maps.

A simple quantitative model has been developed to describe the observed behavior. We supposed that there are two populations of bubbles in the wire: the elongated ellipsoids with uniform aspect ratio and the sphere-like ellipsoids with an aspect ratio slightly greater than or equal to 1. The shape of overall superposition of scattering intensity depends on the relative number densities and sizes of these two populations. We used G. Pépy's PXY program (CEA Saclay, France, [6]). Figure 4 shows the result of parametric fitting to the elongated ellipsoids and the spheres with moderate elongation.

Data from this fitting can be used for simulation of scattering intensities. Fig 5 shows such a totally simulated processing map having a good similarity with that on Fig 3.

**5. Discussion**



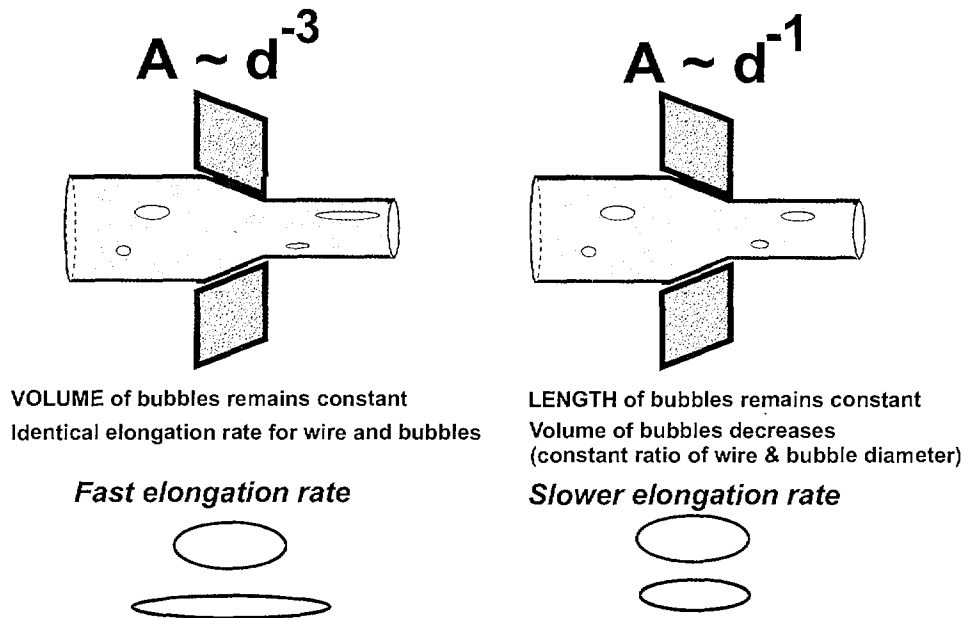
**Fig. 6** Theoretical and experimental dependence of the ellipsoids' aspect ratio on the reciprocal of wire/rod diameter. The slope of fitting to experimental data is essentially different from the theoretically expected value. Also the aspect ratio of the population of almost spherical bubbles is plotted showing a tendency of increase.

The aspect ratio values are plotted in function of reciprocal sample diameter. The almost linear dependence ( $A \sim 1/d$ ) is drastically different from the value calculated from the theoretical expectation ( $A \sim 1/d^3$ ). Even the moderate enhancement of the aspect ratio of almost spherical bubbles can be evaluated. They seem to be produced as perfect spheres during wire drawing



but they become also more and more elongated during the subsequent processing.

Theory of Moon and Koo (1971):      From SANS experiments (2000):



**Fig. 7** Schematic comparison of results from our SANS measurement with the usual theory.

The huge decrease of the average volume of the elongated ellipsoids indicates that one of the assumptions in the theoretical description for the deformation is missing: the constant volume of bubbles during wire drawing is not valid. A constant average length of the elongated bubbles seems to be a better assumption.

## 6. Acknowledgement

The work was supported by the National Scientific Research Fund (OTKA), contract No.T 32730.

## 7. References

- [1] F. Rustichelli: *Material. Science and Technology* **11** (1993) pp. 118-141
- [2] G. Porod: in: *Small Angle X-ray Scattering*, Eds. O. Glatter, O. Kratky, Academic Press, London, 1982
- [3] *The Metallurgy of Doped/Non-Sag Tungsten*, Eds Pink and Bartha, Elsevier Sci. Publ., London (1989)
- [4] D. M. Moon and R. C. Koo: *Metall. Trans.* **2** (1971) pp. 2115-2122
- [5] O. Horacsek, M. Menyhárd and J. Lábár: *High Temp. Materials and Processes* **14** (1995) pp. 207-213
- [6] G. Pépy: PXY fitting program for SANS data. Private communication (1999)

## RESIDUAL STRESS IN TiN COATINGS ON Ti-6Al-4V

H.W. King, S. Gursan  
S. Ferguson, M. Yildiz  
Mechanical Engineering  
University of Victoria  
Victoria, BC V8W 3P6  
CANADA

I. Kim  
School of Advanced Materials  
Kum-Oh National Univ. of Tech.  
Kumi, Kyung Bug, 730-701  
KOREA

D.R. Nagy  
Liburdi Engineering Ltd.  
400 Highway No. 6  
Dundas, ON, L9H 7K4  
CANADA

### ABSTRACT

Residual stresses in TiN coatings deposited by a reactive ion process on Ti-6Al-4V sheet were determined over the temperature range from 20-700 °C, using the  $\sin^2\psi$  X-ray diffraction method. Calculations based on the relative thermal expansion coefficients of the coating and substrate showed that the magnitude of the thermal stress at room temperature was only -0.04 GPa, so that the observed compressive stress of the order of -2 GPa could be attributed almost entirely to microstresses generated during the deposition of the TiN coating. The observed stress remained approximately constant after heating for 1 h periods at temperatures up to 500 °C and then reduced irreversibly to -0.6 GPa over the temperature range from 500 to 700 °C. The reduction in compressive stress was accompanied by a decrease in peak breadth and an increase the perfection of the [111] texture of the TiN coating, confirming that the stress relief was associated with recovery processes involving point defects and dislocations. A simultaneous decrease in the d-spacings of planes parallel to the surface of the coating over the temperature range from 500 – 700°C is attributed to the relief of the  $\epsilon_{33}$  Poisson generated strain, rather than a loss of nitrogen from the TiN structure.

### INTRODUCTION

The effectiveness of TiN coatings for improving the erosion and corrosion resistance of compressor blades, and the wear resistance of cutting tools, is strongly dependent on the magnitude and nature of residual elastic stresses generated within the coating. While a moderate compressive stress is beneficial for increasing coating adhesion, a tensile stress can cause coating failure by crack formation and loss of adhesion (1-4). Two types of residual stress are observed in deposited coatings:

1. Macroscopic thermal stresses that originate from the thermal expansion coefficients of the coating and substrate. These stresses, which are uniform within the grains of the coating, can be either tensile or compressive in nature and are fully reversible on thermal cycling.

2. Microscopic growth stresses originate from defects in the coating caused by the impact of randomly arriving particles and hence are not uniform throughout the coating. These stresses are usually compressive in nature, which is favourable for coating integrity, but they can be partially relieved, if not completely eliminated, by heating to a sufficiently high temperature.

The temperature dependence of residual stresses can be determined by high temperature X-ray diffraction, while room temperature stresses can also be monitored after thermal treatments, to provide a reference for the evaluation of non-reversible effects. The incidence and relief of the non-uniform growth microstresses in coatings can be determined from measurements of the breadth of X-ray diffraction profiles (4,5), while the intensity ratios of diffraction peaks can provide information on textured microstructures (5,6). As the thermal component of residual stress is expected to be insignificant in TiN coatings deposited on Ti-6Al-4V, due to the close similarity between the thermal expansion coefficients of the coating and substrate (2,7), this system provides a unique opportunity for investigating the relief of the growth stress in PVD coatings as a function of controlled thermal treatments.

## EXPERIMENTAL

The  $\sin^2\psi$  X-ray diffraction method for determining residual stresses is based on measurements of elastic strain in terms of the variation of the interplanar spacings,  $d_\psi$ , of a selected diffraction plane inclined at an angle  $\psi$  with respect to the sample surface. Using the interplanar spacings,  $d_n$ , of planes that lie parallel to the sample surface as a reference, the strains  $\varepsilon_\psi$  in planes inclined to the surface can be expressed in terms of  $\Delta d/d_n$ , where  $\Delta d = d_n - d_\psi$ . The biaxial residual stress,  $\sigma_\phi$ , in a plane parallel to the surface of a coating can then be determined from linear slopes fitted to plots of  $\Delta d/d_n$  versus  $\sin^2\psi$ , in accordance with the relationship (2,8):

$$\varepsilon_\psi = \Delta d/d_n = 1/2 S_2 \sigma_\phi \cdot \sin^2\psi + S_1 (\sigma_{11} + \sigma_{22}) \quad \text{equation 1}$$

where  $S_1$  and  $S_2$  are the X-ray elastic constants, and  $\sigma_{11}$  and  $\sigma_{22}$  are the principal stresses of the biaxial system. The constant term containing the elastic constant  $S_1$  ( $= -\nu/E$ ) is the strain  $\varepsilon_{33}$  normal to the surface of the coating, which is generated by the Poisson effect of the residual stress. In an elastically isotropic solid, the elastic constant  $S_2 = 2(1 + \nu)/E$ , where  $E$  and  $\nu$  refer to the Young's modulus and Poisson's ratio of the material. However, since elastic coefficients are 4th order tensors, it is the exception rather than the rule for the Young's modulus to have the same value in all directions in a crystal, even when the symmetry is cubic. A particular value of  $S_2$  related to the Miller index of the specific diffraction plane must thus be used when determining residual stresses by the  $\sin^2\psi$  method. In the present experiments, the Poisson's ratio of 0.2 (10) and the Young's modulus of 640 GPa (10) were weighted by the analysis of Perry based on the model proposed by Reuss (11) to obtain  $S_1$  and  $S_2$  for the particular Bragg reflection used for the  $\sin^2\psi$  determination of residual stress.

A 10  $\mu\text{m}$  TiN coating was deposited on to both sides of a 1 mm thick Ti-6Al-4V sheet at a temperature of 475  $^{\circ}\text{C}$ , using the Liburdi Engineering reactive ion coating method, which is described elsewhere (12,13). X-ray specimens 6 mm wide and  $\sim 30$  mm long were cut from the coated sheet with a slow cut diamond saw. High temperature X-ray measurements were made in air using a Buehler HDK 2.3 high temperature furnace mounted on a Scintag XDS 2000 X-ray diffractometer, operated in the  $\theta:\theta$  configuration. The coated specimens were clamped firmly to the current electrodes of the furnace by a pair of stainless steel clips, and were heated by the passage of a dc current through the Ti-6Al-4V substrate, as described in a previous publication (14). The temperature of the coating was measured with a Pt/Pt-10%Rh (type S) thermocouple welded to the under surface of the specimen and was controlled to  $\pm 1$   $^{\circ}\text{C}$  using a Micristar PID controller.

The X-ray source was operated at 45 kV and 40 mA, using a Cu target X-ray tube. Since resolution was not an important factor for recording the broadened diffraction peaks, the intensity of the diffracted beam was maximized by using a 3 mm receiving slit with no Soller slits. The selected diffraction peak was step scanned over an angular range of at least  $10^{\circ} 2\theta$ , using a step width of  $0.3^{\circ}$  and a dwell time of 20 s, which gave a minimum of 30 data points per diffraction profile. The peak positions of the broadened profiles were determined with a profile fitting program based on a Pearson VII function. To investigate the temperature dependence of residual stress, the peaks were first scanned at room temperature (20  $^{\circ}\text{C}$ ), using tilt angles of  $0\text{--}40^{\circ}$  in increments of  $10^{\circ}$ , and these scans were then repeated at temperatures of 100, 200, 300, 400, 500, 600 and 700  $^{\circ}\text{C}$ . Allowing 10 minutes to equilibrate at each temperature, and 10 minutes to perform the scan at each  $\psi$  angle, the sample was held for approximately one hour at each temperature. The step scan data obtained at each temperature were also used to determine the breadth of the selected diffraction profile in terms of the full width at half maximum (FWHM), to investigate the relief of microstresses. After each high temperature scan, the sample was returned to room temperature and re-scanned over the range of tilt angles,  $\psi$ , to detect any permanent changes in residual stress or changes in the  $d_h$ -spacings of planes parallel to the surface, i.e. for  $\psi = 0$ . The relative intensities of the low angle 111 and 200 TiN peaks were also measured after each thermal treatment, to monitor the state of the texture of the coating.

## RESULTS AND DISCUSSION

The low angle section of the room temperature diffraction pattern of the TiN/Ti-6Al-4V sample is shown in Figure 1. The intensity ratio ( $I_{111}/I_{200}$ ) of the 111 and 200 diffraction peaks was found to be 12.6, which is significantly greater than the intensity ratio of 0.72 observed for randomly oriented powder samples of TiN (15), indicating that the present PVD coating exhibits a strong [111] texture.

The high angle section of the diffraction pattern in the insert in Figure 1 shows that the highest angle 511 peak at  $141.3^{\circ} 2\theta$  cannot be used for determining residual stress, because it is overlapped by a diffraction peak from the underlying Ti-6Al-4V substrate. The next highest angle peak, i.e. the 422 peak at  $125.7^{\circ} 2\theta$  was thus selected for the  $\sin^2\psi$  determination of residual stress, because it is not overlapped by any of the peaks of the substrate pattern.

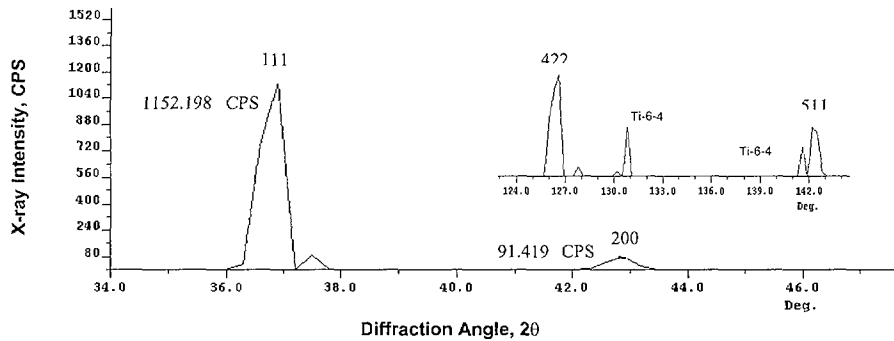


Figure 1. Diffraction pattern of the TiN coating on Ti-6Al-4V.

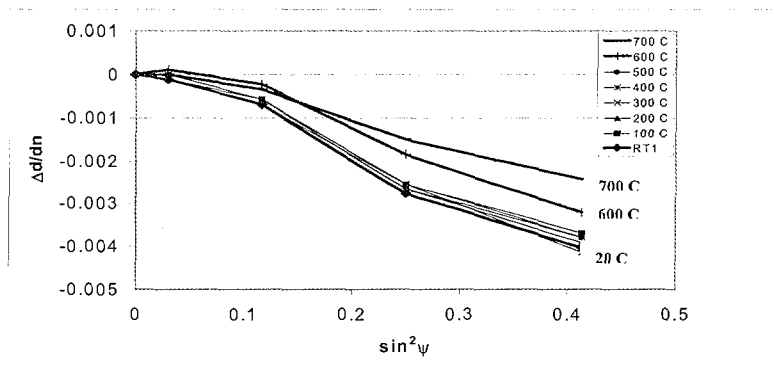
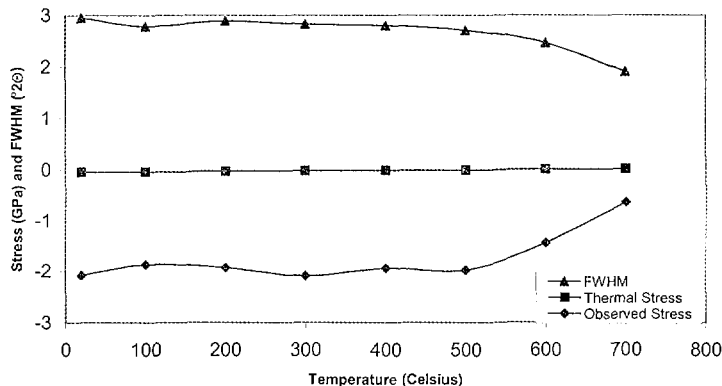


Figure 2. Temperature dependence of the strain  $\Delta d/d_n$  versus  $\sin^2\psi$ .

The strain  $\Delta d/d_n$  determined at various tilt angles  $\psi$  is plotted against  $\sin^2\psi$  in Figure 2, for the temperatures between room temperature and 700 °C. There is significant overlap between the plots at temperatures up to 500 °C, but the compressive strains at 600 and 700 °C are distinctly smaller, in contrast to previous observations on TiN coatings on 316 stainless steel where the sign of the measured strain changed from negative to positive at the deposition temperature (16,17). The strain plots in Figure 2 exhibit the "serpent's tail" effect, which is suggested to be the result of anisotropic X-ray elastic constants (18). The consequent error in the determination of residual stress by fitting linear slopes to the observed strain vs.  $\sin^2\psi$  plots in Figure 2 was estimated to be  $\pm 0.2$  GPa.



**Figure 3. Temperature dependence of residual stress ( $\sigma_\phi$ ) and peak breadth (FWHM) in the TiN coating.**

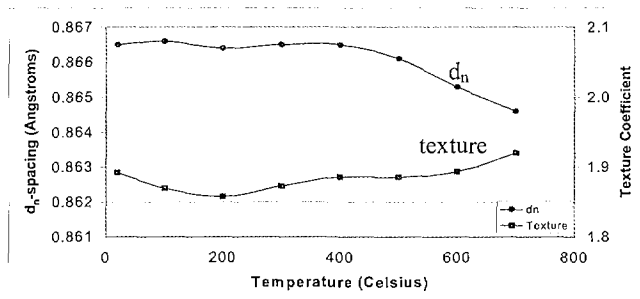
The residual stresses calculated from linear slopes fitted to the plots of  $\Delta d/d_n$  versus  $\sin^2\psi$  plots are shown as functions of the experimental temperatures in Figure 3. The dashed line at the centre of the figure represents the thermal stress  $\sigma_T$  in the TiN coating calculated using the relationship (1):

$$\sigma_T = [E_F / (1 - \nu_{TiN})] (\alpha_{TiN} - \alpha_{Ti-6.4}) (T_D - T) \quad \text{equation (2)}$$

where the Poisson's ratio  $\nu_{TiN}$  of TiN is taken as 0.2 (10),  $\alpha_{TiN}$  is thermal expansion coefficient of TiN =  $8.5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  (2),  $\alpha_{Ti-6.4}$  is the thermal expansion of the substrate =  $8.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$  (7) and  $T_D$  is the deposition temperature. Due to the close values of the expansion coefficients, the room temperature thermal stress is very small (-0.04 GPa) which means that, in the absence of significant compressive growth stresses, the TiN coating on Ti-6Al-4V would be mechanically unstable. Further, since all values of the thermal residual stress are very much smaller than the experimental error of  $\pm 0.2 \text{ GPa}$  for the  $\sin^2\psi$  determinations of the total residual stress, the observed trends in residual stress can thus be attributed to the growth stresses in the TiN coating. The magnitude of the total room temperature stress, at -2 MPa, is much smaller than the values of 4–8 GPa reported for TiN coatings on austenitic stainless steel (1,2,16–18). One reason for this difference is that while the stress observed in the present system is composed almost entirely of the growth stress, the stress observed in the TiN/stainless steel system has a significant thermal component of -3 GPa (17). The results in Figure 3 show that the growth stress remains approximately constant at -2 GPa on heating for one hour at temperatures up to 500 °C and then decreases sharply to -0.6 GPa over the temperature range from 500–700 °C. Room temperature

scans after thermal treatments showed that the decrease in stress observed on heating above 500 °C was not reversible on cooling to room temperature.

The breadths of the 422 diffraction peak at different treatment temperatures, expressed in terms of the full width at half the maximum intensity (FWHM) of profiles recorded at  $\psi = 0$ , are also included in Figure 3. These results show that the FWHM remained approximately constant at just below 3.0 at temperatures up to 500 °C and then decreased to just less than 2.0 when the temperature was raised from 500 to 700 °C. The reduction in peak breadth is specifically associated with the recovery of microstresses due to the removal of point defects and dislocations (1-3,5). It is also significant to note that the temperature at which this process is initiated coincides precisely with the temperature at which the residual stress is reduced, confirming that both processes are associated with the relief of the growth microstresses in the TiN coating.



**Figure 4. Changes in texture coefficient and  $d_n$ -spacings after thermal treatments.**

The texture in the TiN coating was estimated from the relative intensities of the low angle 111 and 200 diffraction peaks using the coefficient  $(I_{111}/I_{111}^0) / (1/2(I_{111}/I_{111}^0 + I_{200}/I_{200}^0))$  suggested by Rickerby *et al.* (5), where the  $I^0$  values refer to the respective peak intensities in the ICDD powder diffraction file for a randomly oriented powder sample of TiN (15). As shown in Figure 4, the texture coefficient determined at room temperature after each thermal treatment fluctuates about 1.875 after treatments at temperatures up to 600 °C and then showed a distinct increase up to 1.935 when the treatment temperature was raised to 700°C. This observation is consistent with the observed relief of growth microstresses by the removal of point defects and dislocations, which would also cause an increase in the crystalline perfection of the texture. Since the [111] texture in TiN coatings is columnar in nature (6), a reduction of the dislocation density in the grain boundaries by thermally stimulated dislocation climb will also contribute to an enhanced texture.

The results presented in Figure 4 show that there is no significant change in the  $d_n$ -spacings after thermal treatments up to 400 °C, but a distinct decrease in  $d_n$  is observed after the higher temperature treatments at 500 to 700°C. Decreases in  $d_n$  observed after heating at temperatures of 800-900 °C have been associated with a loss of nitrogen from the TiN structure (4,17), but this effect is not considered to



be the cause of the reduction in  $d_n$  observed at lower temperatures. Since the decrease in  $d_n$  occurs over the same temperature range as the recovery of the compressive growth stress, as shown by the results in Figure 2, it is thus attributed to an associated relief of the tensile  $\epsilon_{33}$  stress generated normal to the coating surface by the Poisson effect, as indicated by the second term in equation 1. The possibility of nitrogen loss from TiN coatings on Ti-6Al-4V substrates at higher treatment temperatures will be investigated in a further extension of this work.

### SUMMARY OF OBSERVATIONS AND CONCLUSIONS

1. The TiN films on Ti-6Al-4V have a pronounced [111] texture, which is known to encourage columnar growth.
2. The room temperature thermal stress in TiN coatings on Ti-6Al-4V (at -0.04 GPa) is an insignificant component of the total compressive stress of -2 GPa, so that all observed trends in total stress can be attributed to changes in growth stress.
3. On heating for periods of 1h between 500 and 700 °C the growth stress is irreversibly reduced to a lower level of -0.06 GPa, due to the removal of point defects and dislocations generated during the deposition of the coating. As this stress is little more than 10 x the magnitude of the detrimental tensile thermal stress generated at temperatures above the deposition temperature, it is concluded that TiN coatings on the Ti-6Al-4V substrate should not be used at temperatures above 500 °C for extended periods of time.
4. The [111] columnar texture of the coating is enhanced after the thermal treatments at 600-700 °C, in association with the recovery of microstresses by the removal of dislocations. This observation confirms that there is no breakdown of the TiN crystal structure at temperatures up to 700 °C.
5. A reduction in the  $d_n$ -spacings of planes parallel to the coating surface after thermal treatments above 500 °C is attributed to the relief of the Poisson generated  $\epsilon_{33}$  normal strain, rather than a loss of nitrogen from the TiN structure.

### ACKNOWLEDGEMENTS

This work was supported in part by an individual operating grant from the Natural Sciences and Engineering Research Council of Canada.

### REFERENCES

1. H. Oettel and R. Wiedemann, *Surf. Coat. Technol.*, **76/77**, (1995), 265.
2. D.S. Rickerby, S.J. Bull, A.M. Jones, F.L. Cullen and B.A. Bellamy, *Surf. Coat. Technol.*, **39/40**, (1989), 397.

3. A.J. Perry, M. Jagner, P.F. Woerner, W.D. Sproul and P.J. Rudnik, *Surf. Coat. Technol.*, **43/44**, (1990), 234.
4. K. Xu and J. He, *Surf. Coat. Technol.*, **70**, (1994), 115.
5. D.S. Rickerby, A.M. Jones and B.A. Bellamy, *Surf. Coat. Technol.*, **37**, (1989), 111.
6. A.S. Korhonen, *Vacuum*, **45** (10/11), (1994), 1031.
7. American Society for Metals, *Metals Handbook -10<sup>th</sup> edition*, (1990) Vol. 2, p.620.
8. H. Fujiwara, T. Abe and K. Tanaka, Eds., "Residual Stresses - III Science and Technology", *Elsevier Applied Science*, (1992), p.12.
9. A.J. Perry, *Thin Solid Films*, **193/194**, (1990), 463.
10. A.J. Perry, *J. Vac. Sci. Technol.*, **A8** (3), (1990), 1351-1358.
11. A. Reuss, *Z. ang. Math. Mech.*, **9**, (1929), 49.
12. V.R. Parameswaran, J.P. Imarigeon and D. Nagy, *Surf. Coat. Technol.*, **52**, (1992), 251.
13. D.R. Nagy, V.R. Parameswaran, J.D. McLeod and J.P. Imarigeon, in *Proc. Propulsion and Energetics Panel (PEP) Symposium*, Rotterdam, Netherlands, April, 1994, p.27-1.
14. H.W. King, J.D. Brown, T.A. Caughlin and D.R. Nagy, *Adv. X-Ray Anal.*, **40**, CD-ROM *International Center for Diffraction Data (ICDD)*, (1997/98), p.509.
15. W. Wong-Ng, H. McMurdie, B. Paretzkin, C. Hubbard, A. Dragoo, NBS, *ICDD PDF crystal data for TiN*, Gaithersburg, MD, USA
16. H.W. King, T.A. Caughlin and D.R. Nagy, Proc. 13th. International Plansee Seminar, Vol. 3, G. Kneringer, P. Rodhammer and P. Wilhartitz, Eds., (1997), p.270.
17. H.W. King, T.A. Caughlin and D.R. Nagy, *J. Adv. Materials*, **33**(1), (2001), 63.
18. L. Chollet and A.J. Perry, *Thin Solid Films*, **123**, (1985), 223.

## **Anwendung der hocheffizienten dispersionsgehärteten Werkstoffe auf Pulverkupferbasis in den Teilen von Motoren und Kraftanlagen der Transportmittel**

E.P. Schalunov, V.A. Dovydenkov\*, V.S. Simonov\*

Wissenschaftlich-technische Firma TECHMA G.m.b.H., P.O.Box 27, 428015 Tscheboksary, Russland

\* Werk der Komposit- und Metallkeramik-Werkstoffe KERMET AG, 424003 Joschkar-Ola, Russland

### **Summary:**

Three types (C0/94: Cu-Al-C-O; C3/04: Cu-Al-Ti-C-O and C0/97: Cu-Al-C-O) of **Oxide and Carbide Dispersion Strengthened Materials** based on copper powder (OCDS-Copper) of DISCOM<sup>®</sup> logo accordingly for guiding sleeves and valve seats for modern petrol and diesel engines and also for current-removing plates of pantographs of high-speed electric locomotives, developed by Scientific and Technological Company TECHMA Ltd. and produced by mechanical alloying in attritors by Composite and Ceramic Materials Works KERMET JSC are considered.

It is significant that materials C0/94 and C0/97 with the same system and the same technology of producing but with different compounds are situated on opposite poles of gamma of materials with Cu-Al-C-O system and they indicate the range of physical and mechanical properties of the gamma. For example, materials' hardness changes from 92 to 15% of values of pure copper's analogous characteristics.

Above-mentioned and other types of OCDS-Copper have their temperature of recrystallization from 830 to 1000°C, great high-temperature strength and excellent wear-resistance coefficient under conditions of sliding electric contact which provides products of them working under extreme conditions with the resource substantially higher than the resource of products from traditional materials.

All three mentioned types of OCDS-Copper and also more than 10 other types have been producing and delivering in the form of semi-finished OCDS-Copper items (round bars, plates, pipes etc.) and ready-made articles both Russian and foreign customers for more than 10 years.

### **Keywords:**

Dispersion Strengthened Copper, Oxide and Carbide Dispersion Strengthened Copper, Mechanical Alloying, Guiding Sleeve of Engine, Valve Seat of Engine, Current-Removing Plate of Pantograph.

## 1. Einleitung:

Die Entwicklung der Kommunikationssysteme auf dem neuen Niveau ist eine der Hauptbedingungen für die Sicherung des stabilen Funktionierens und des Wachstums von der Wirtschaft der Länder im 21. Jahrhundert.

Der wichtigste Bestandteil der Kommunikationssysteme ist und wird das Verkehrssystem sein.

Die Grundforderungen an dieses System im 21. Jahrhundert werden noch strenger, weil von diesem System noch höhere Geschwindigkeiten des Fahrgast- und Güterumschlages, noch höhere Zuverlässigkeit und Sicherheit der Benutzung von Verkehrsmitteln, noch höhere Wirtschaftlichkeit der Transporte bei der gleichzeitigen Senkung der negativen Folgen des Verkehrsmittelbetriebes auf die Umwelt verlangt wird.

Diese Forderungen bedingen die Notwendigkeit der Schaffung auch der Verkehrsmittel der neuen Generation selbst. Schon jetzt gibt es ziemlich große Zahl der Muster von Kraftfahrzeugen, Eisenbahnzügen, Schiffen und Flugapparaten, die den obenangegebenen Forderungen in gewissem Grade gerecht werden.

Es sei aber sicher zu betonen, daß Oberflächen- und Wasserverkehrsmittel schneller geworden sind, und Flugmaschienen zudem größere Steighöhe haben.

Wachsende taktisch-technische Daten der Verkehrsmittel bedürfen der Anwendung in ihnen der vor allem dynamischeren Motoren und Antriebe.

Die Steigerung der Leistungs- und Geschwindigkeitsdaten der Motoren und Antriebe wird unvermeidlich mit der Erhöhung der Betriebstemperaturen in ihren Arbeitsorganen begleitet.

Daher tritt in den Vordergrund die Aufgabe der Suche oder Entwicklung der Werkstoffe, die fähig sind, die Betriebstemperaturen im Laufe von ganzer Nutzungsdauer der Motoren und Antriebe auszuhalten.

Es handelt sich also vor allem um hitzebeständige und warmfeste Werkstoffe. Diese Werkstoffe müssen auch verschleißfest und korrosionsbeständig unter Bedingungen der hohen Temperaturen und aggressiven Medien sein. Die Werkstoffe für elektrische Antriebe müssen auch verschleißfest unter Bedingungen des elektrischen Gleitkontaktes und des Lichtbogenbrennens.

Für Wärmeabfuhr und Vorbeugung der Überhitzung der Motoren und Antriebe müssen die Werkstoffe für sie über gute Wärmeleitfähigkeit, und folglich, über gute elektrische Leitfähigkeit (was besonders wichtig für elektrische Antriebe ist) verfügen.

Neben dieser sowie anderen technischen Sonderforderungen müssen die Werkstoffe für Motoren und Antriebe, unter Berücksichtigung deren Serienproduktion im großen Umfang, gute Fertigungsgerechtheit und annehmbare Kosten haben.

Unter Berücksichtigung der immer höheren Anforderungen an den Umweltschutz dürfen diese Materialien in ihrer Zusammensetzung chemische Elemente und Verbindungen, deren Anwendung aus ökologischen Gründen verboten ist, nicht enthalten.

Bereits bei der flüchtigen Gegenüberstellung von erforderlichen Eigenschaften der Werkstoffe stellt sich ihre offensichtliche Widersprüchlichkeit heraus. Beispielsweise haben die Werkstoffe mit hoher elektrischer- und Wärmeleitfähigkeit, in der Regel, nicht hohe Festigkeitswerte, besonders bei erhöhten Temperaturen, und ungenügende Verschleißfestigkeit, besonders unter Bedingungen des elektrischen Gleitkontaktes.

Wie bekannt, gibt es in der Natur kein solches chemisches Element, das alle obenangeführten Eigenschaften hätte.

In meisten Fällen ist es unmöglich, alle erforderlichen Eigenschaften in einem Material, das durch Verfahren der herkömmlichen Metallurgie gewonnen wird, zu vereinen. Zugleich ermöglichen Errungenschaften und Erfolge letzter Jahrzehnte auf dem Gebiet der Festkörperphysik und der Metallkunde ganz bewußt innerhalb bestimmter Schranken in einem Material verschiedene widersprüchliche Eigenschaften zu synthetisieren.

Besonders erfolgreich wird dieses Problem mit Verwendung der Pulvermetallurgieverfahren gelöst. Pulvermetallurgische Verfahren ermöglichen es, in einem Material unterschiedliche chemische Elemente und Verbindungen zu verwenden, wobei jedes von ihnen bestimmte Gesamtheit der Eigenschaften hat und das synthetisierende Material additiv beeinflusst. Dabei kann man Ausgangskomponenten verwenden, indem man ihren Einfluß aufeinander, d.h. chemische Wechselwirkung zwischen ihnen ausschließt. Als solche Komponenten können Metalle auftreten, die sich miteinander weder in festem noch in flüssigem Zustand vermischen sowie Metalle und Nichtmetalle, die über begrenzte gegenseitige Löslichkeit verfügen (Karbide, Oxide, Nitride, Boride und andere Verbindungen).

Für Gewinnung wärmeleitender Werkstoffe, die bei erhöhten Temperaturen arbeiten, wurden in der Regel schwerschmelzbare Materialien (W, Ni, Ti, Cr u.a.) oder deren Verbindungen (Karbide, Oxide u.a.) verwendet, die porige Grundlage bildeten (Skelettkörper), deren Poren mit dem reinen chemischen Element (z.B. Cu u.a.) gefüllt wurden [1].

Aber bei großen Belastungen und erhöhten Temperaturen erweichte sich der Tränkestoff, und die Basis, indem sie Belastungen nicht aushielt, wurde deformiert oder gebrochen.

Es wurden auch Versuche gemacht, ein chemisches Element, z.B. Kupfer oder seine Legierungen als die Basis und darin einführende schwermelzbare keramische Teilchen (Karbide, Oxide, Boride, Nitride u.a.) als härtende Phasen zu verwenden. Dabei war die Abmessung dieser Teilchen (Pulver) nicht weniger als 0,5...1,0  $\mu\text{m}$ . Die Erweichungstemperatur solcher Kompositwerkstoffe wurde wirklich höher als bei herkömmlichen Legierungen auf Basis dieses chemischen Elementes. Aber diese Erhöhung war doch ungenügend, damit diese Werkstoffe bei Temperaturen über 800°C betrieben werden könnten.

Zugleich ist aus der Theorie der Dispersionshärtung bekannt, daß die Betriebstemperaturen bei Abmessungen der härtenden Phase 0,01...0,05  $\mu\text{m}$  und der Entfernung zwischen Teilchen dieser Phase 0,1...0,5  $\mu\text{m}$  bis zu 0,90...0,95 der Schmelztemperatur von der Werkstoffmatrix erhöht werden können [2].

Die Teilchen der härtenden Phase solcher Abmessungen zu schaffen, ermöglicht das Verfahren der „inneren Oxidation“ sowie das Verfahren des „Reaktionsmahls“, das in Hochenergie-Kugelmøhlen, z.B., in Attritoren verwirklicht wird.

Davon ausgehend, kann man die Erweichungstemperatur der dispersionsgehärteten Werkstoffe auf Kupferbasis bis zu 1000°C erhöhen, was völlig ausreichend für Anwendung solcher Werkstoffe in vielen Organen der Motoren und Antriebe verschiedener Transportmittel ist.

Letzte Jahrzehnte haben bestätigt, daß solche Werkstoffe wirklich geschaffen sind und in der Wirtschaft sogar angewendet werden. Es handelt sich in erster Linie um dispersionsgehärtete Werkstoffe Cu + Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, die sowohl durch „innere Oxidation“ (z.B. GlidCop® AL-15, AL-25 und AL-60) als auch durch „Reaktionsmahlen“ gewonnen werden [3, 4, 5].

Aber wegen der Notwendigkeit der Verwendung bei der Fertigung dieser Werkstoffe von mehrstufigen Redoxoperationen im Medium der Spezialgase, darunter im Wasserstoffmedium, ist der technologische Prozess der Fertigung von solchen Werkstoffen ziemlich arbeitsaufwendig und ihre Kosten übersteigen wesentlich die Kosten der herkömmlichen Legierungen ähnlicher Anwendung.

In diesem Zusammenhang haben die angegebenen Werkstoffe bis jetzt fest jene Stellung nicht eingenommen, die sie in der Wirtschaft von ihren einzigartigen Charakteristiken ausgehend hätten einnehmen müssen.

Außerdem wird dieses metallische System nicht in allen Fällen den Betriebsforderungen der Erzeugnisse aus ihnen gerecht.

Unten wird gezeigt sein, daß die Senkung der Kosten von Werkstoffen solcher Klasse mit gleichzeitiger Modernisierung ihrer chemischen Zusammensetzung für konkrete Betriebsbedingungen erlaubt, doch, diesen Werkstoffen eine breitere Anwendung in verschiedenen Technikbereichen, darunter in Motoren und Antrieben der Transportmittel zu sichern.

## **2. Durch Oxide und Karbide dispersionsgehärtete Werkstoffe auf Pulverkupferbasis der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup>:**

DISCOM<sup>®</sup> ist die Handelsmarke neuer Klasse der speziell von der Wissenschaftlich-technischen Firma TECHMA G.m.b.H. (Tscheboksary, Russland) für Maschinen- und Motorenbau, Elektrotechnik und anderen Gebieten der Technik entwickelten durch Oxide und Karbide dispersiondgehärteten Werkstoffe auf Pulverkupferbasis (Oxide und Carbide Dispersion Strengthened Copper: **OCDS-Copper**).

OCDS-Copper wird durch Bearbeitung der Rohpulverkomposition im Attritor, Kompaktieren der im Attritor gewonnenen Granulate in Bolzen und durch nachfolgendes Heißstrangpressen dieser Bolzen in Stangen, Rohre und andere Profile hergestellt [6,7,8].

Die absolute Abwesenheit irgendwelcher Schutz- und Redoxatmosphären bei der Herstellung von OCDS-Copper ist die Hauptbesonderheit der ausgearbeiteten Technologie: der ganze Fertigungsprozess wird in der Luft ausgeführt. Der Luftsauerstoff oxydiert im Laufe des Fertigungsprozesses Legierungselemente bis zur Bildung der Ultradispersionsteilchen (0,02...0,03  $\mu\text{m}$ ) von Oxiden ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $\text{TiO}_2$ ,  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  u.a.) dieser Elemente.

Der in der Rohpulverkomposition vorhandene Kohlenstoff bildet mit Legierungselementen Karbide ( $\text{Al}_4\text{C}_3$ ,  $\text{TiC}$ ,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ ,  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ ,  $\text{VC}$  u.a.), deren Größe mit der von obenerwähnten Oxiden vergleichbar ist. Darüber hinaus reduziert der Kohlenstoff das Kupfer aus seinen Oxiden, was der Matrix der Werkstoffe gute elektrische und thermische Leitfähigkeit verleiht. Diese in der Matrix gleichmäßig verteilten Oxide und Karbide gewährleisten für OCDS-Copper hohe Festigkeit, besonders bei hohen Temperaturen.

Dadurch, daß im OCDS-Copper härtende Phasen (Oxide und Karbide) verschiedenartig sind, ist deren Koagulation bei hohen Temperaturen fast unbemerklich. Das, wie bekannt, verleiht solchen Werkstoffen hohe Glühbeständigkeit und Warmfestigkeit.

Oxide und Karbide mit dem Restkohlenstoff, der in der Matrix in der Ultradispersionsform vorhanden ist, gewährleisten für OCDS-Copper hohe Verschleißfestigkeit.

Gemäß dem obenangeführten Verfahren der Gewinnung kann man diese Werkstoffe auch als „innen-oxidierte und innen-reduzierte“ nennen. Als oxide- und karbidebildende Elemente können Metalle von III, IV, V und VI Gruppen des Periodensystems von D. Mendeleev verwendet werden. Aber die breiteste Anwendung haben Zusätze von Aluminium, Titan, Chrom, Vanadium gefunden, indem folgende Systeme gebildet wurden: Cu-Al-C-O, Cu-Ti-C-O, Cu-Cr-C-O, Cu-V-C-O, Cu-Al-Ti-C-O, Cu-Al-Cr-C-O und andere.

Ausführlicher kann man sich mit chemischen Zusammensetzungen der von der Firma TECHMA entwickelten Werkstoffe und Technologie ihrer Gewinnung in russischen (Nr. Nr. 2103103, 2103134, 21031135, 2104139, 2113529, 2116370, 2117063, 2118393 u.a.) sowie ausländischen, z.B. österreichischem (Nr. 400580) Patenten der Firma bekannt machen.

Dank relativ einfacher Technologie und nicht hohem Arbeitsaufwand haben diese Werkstoffe die Kosten, die 1,5...2 Mal niedriger als der bei Werkstoffen GlidCop<sup>®</sup> sind.

Verschiedene Typen von OCDS-Copper als heißstranggepresste oder durch Ziehen kalibrierte Halbzeuge mit verschiedenem Profil des Querschnittes werden von der Firma TECHMA selbst sowie nach ihrer Lizenz in einigen spezialisierten, nach den Projekten der Firma in verschiedenen Städten Russlands gegründeten Betrieben hergestellt. Unter ihnen sei vor allem das Werk der Komposit- und Metallkeramik-Werkstoffe KERMET AG in der Stadt Joschkar-Ola hervorzuheben.

In meisten Fällen wird OCDS-Copper als bereits Fertigerzeugnisse geliefert. Für ihre Fertigung werden alle nötigen Verfahren der mechanischen Bearbeitung (Drehen, Fräsen, Bohren, Gewindewalzen, Schleifen u.a.) und des Gesenkschmiedens verwendet.

### **3. Anwendung von OCDS-Copper der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> in Ventilführungshülsen und Ventilsitzringen der Benzin- und Dieselmotoren:**

Der Mechanismus der Ladungswechselsteuerung ist einer der besonders verantwortlichen Organe des Motors, da er bestimmte Reihenfolge und Solidauer des Verlaufs von Prozessen des Einlaßes vom Treibstoff und des Auslaßes der Produkte seiner Verbrennung (Gase) im Arbeitszyklus des Motors genau sichert.



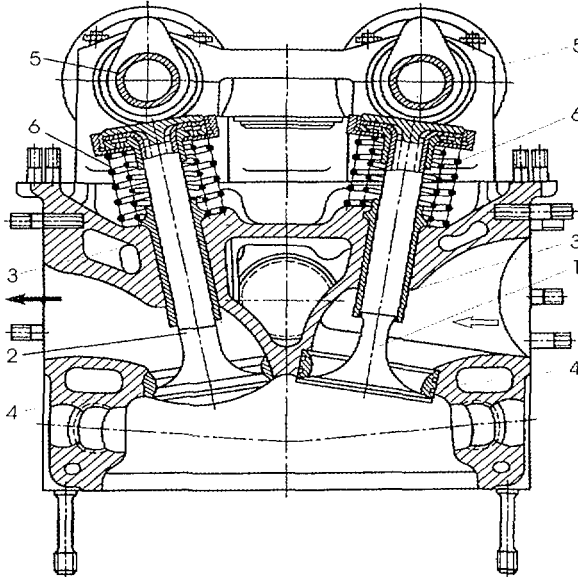


Abb.1. Antrieb von zwei Venturreihen durch zwei Nockenwellen:  
 1-Einlaßventil; 2-Auslaßventil;  
 3-Ventilführungshülse;  
 4-Ventilsitzringe; 5-Nockenwellen;  
 6-Federn.

Auf der Abb.1 ist die typische Konstruktion vom Mechanismus der Ladungswechselsteuerung mit dem Einlaßventil 1 und dem Auslaßventil 2, die in Automobil-, Traktoren- und anderen Typen der Motoren angewendet werden, dargestellt.

Der Ventil ist der heißeste Teil des Motors. So kann die Temperatur im Zentrum des Auslaßventilkopfes der Motoren mit Zwangszündung  $927...1002^{\circ}\text{C}$ , und der Dieselmotoren  $702...902^{\circ}\text{C}$  erreichen.

Bei Ventilen ohne inneren Kühlhohlraum werden 70...80% der Wärme durch Tragfläche des Kopfes zum Ventilschaft und von ihm zur Führungshülse abgeleitet.

Auf solche Weise kann die

Temperatur des Sitzringes in der Zone des Kontaktes mit dem Ventilkopf in leistungsfähigen Hochgeschwindigkeitsmotoren über  $900^{\circ}\text{C}$  betragen.

Die Temperatur sinkt nach der Höhe der Ventilführungshülse in Richtung der Entfernung vom Ventilkopf, aber deren maximale Wert kann fast  $700^{\circ}\text{C}$  erreichen. Bei der hin- und hergehenden Bewegung des Ventils wird die Hülse dem mechanischen Verschleiß ausgesetzt und der Sitzring ist zudem unter hoher Stoßbelastung der Quetschung. Zudem ist hinzuzufügen, daß alle drei Teile unter Bedingungen eines aggressiven Mediums (der sich mit Geschwindigkeit von  $400...600\text{ m/s}$  bewegend, bis zu  $727...1202^{\circ}\text{C}$  erhitzten Gase) arbeiten. Ventile werden aus speziellen warmfesten Stählen hergestellt und für deren Verschleißverhütung, in der Regel, verschiedenen Verfahren der thermischen und thermochemischen Bearbeitung ausgesetzt.

Ventilführungshülsen und Ventilsitzringe werden je nach Leistungs- und Geschwindigkeitscharakteristiken der Motoren aus grauem Perlit- und gefeintem Roheisen, austenitischen Ventilstählen und Sinternwerkstoffen auf

Eisenbasis, metallurgischen Materialien und Sinternwerkstoffen auf Kupferbasis sowie Verbundwerkstoffen hergestellt.

Die früher mit Erfolg angewendeten graues Roheisen Gh 1051 (3,65% C; 2,65%Si; 0,55%Mn; 0,45...0,75%P;  $S \leq 0,15\%$ ; Fe-Rest) für Ventildührungshülsen in Motoren, z.B. der Kraftfahrzeuge FIAT und das Spezialroheisen mit Härte 207...255 HB (3,0...3,5%C; 1,8...2,5%Si; 0,6...1,2%Ni; 0,5...0,9%Mn; 0,25...0,55%Cr; Fe-Rest) für Einlaß- und Auslaßsitze der Ventil in Motoren, z.B. der russischen leistungsfähigen Motorräder URAL, werden zur Zeit immer weniger angewendet. An ihre Stelle treten härtere Spezialroheisensorten mit Trostit-Gefüge und Karbid-Einschlüßen.

Aber sie zeichnen sich durch komplizierte chemische Zusammensetzung und niedrigere Fertigungsgerechtheit aus. Zum Beispiel, in Einlaß- und Auslaßventilsitzringen der Motoren russischer leistungsfähiger LKWs KAMAZ wird Spezialroheisen mit Härte von 420...490 HB angewendet, das folgende chemische Zusammensetzung hat: 2,4...2,9%C; 3,0...3,5%Cr; 1,5...2,0%Si; 0,5...1,5%V; 0,8...1,5%Mo; 1,2...2,0%Cu; 0,5...0,7%Ni; 0,5...1,0%Mn; 0,18...0,35%P;  $S \leq 0,1\%$ ;  $Ca \leq 0,02\%$ ; Fe-Rest.

Einfache und billige Sintern-Stähle für Ventildührungshülsen (z.B. 1,5%C; 3,0%Cu; 0,3...0,6%S; Fe-Rest) mit Härte von 60...110HB (porige mit Tränken mit Maschienenöl) und Härte von 60...130HB (mit Sulfidierung) sind wegen der Erhöhung der Leistungs- und Geschwindigkeitscharakteristiken der Motoren praktisch bereits in die Vergangenheit weggegangen.

Gut haben sich Sintern-Stähle der Firma BLEISTAHL für Sitzringe des Einlaßventils (FSN 335: 0,5...1,0%C; 2,5...3,5%Ni; 2,0...3,5%Pb; Fe-Rest) mit Härte 280...320HB und für Sitzringe des Auslaßventils (Como 7SH: 0,3...0,8%C; 1,0...2,0%Mo; 0,5...1,5Pb; 6,0...7,0%Co; 1,0...2,0%Ni; Fe-Rest) mit Härte von 320...360HB gezeigt.

Aber diese Werkstoffe enthalten wesentliche Menge von Blei, dessen Anwendung wegen seiner Umweltunfreundlichkeit verboten ist. Aus demgleichen Grund wird der Sinternwerkstoff (0,5...2,0%C; 2...4%Cr; 0,2...0,4%Mo; 0,2...0,4%V; 0,2...3,0%CaF<sub>2</sub> oder BaF<sub>2</sub>, oder MnS, oder 0,1...0,4%S; Fe-Rest, Tränken mit 1,0...2,0%Pb) ausgewechselt, der von der Fa. TOYOTA für Ventilsitzringe entwickelt wurde. An seine Stelle traten auf den japanischen Automobilmarkt verschiedene verwickeltlegierte Sinternstähle (z.B. 0,3...1,5%C; 4,0...8,0%Co; 0,5...1,5%Cr; 4,0...8,0%Mo; 1,0...3,0%Ni; 0,2...0,6%Ca; Fe-Rest).

Der Bedarf des japanischen Automobilmarktes an Ventildührungshülsen beträgt ca. 10Mio Stck. jährlich. Bereits jetzt wird 30% dieses Bedarfes mit Ventildührungshülsen aus dem Verbundwerkstoff auf Eisenbasis Fe+C+

Zusätze keramischer Teilchen gedeckt. Wenn der Verschleiß der Roheisenhülsen ungefähr 50  $\mu\text{m}$  beträgt, so macht der Verschleiß der Hülsen aus diesem Werkstoff 10...20  $\mu\text{m}$  aus.

Gut hat sich in Ventildührungshülsen der Hochgeschwindigkeitsmotoren LADA-SAMARA das verwickeltlegierte Messing bewährt, das 56,5...59,5%Cu; 0,002...0,05%Ca; 1,0...2,0%Si; 2,0...4,0%Mn; 0,5...2,5%Ni; 0,25...1,75%Pb; 0,01...0,5%Al;  $\text{Fe} \leq 0,35\%$ ; Einschüße  $\leq 1,0\%$ ; Zn-Rest (sein ausländisches Analogon ist CuZn 40 Al2 PTL 2101) enthält.

Seine Härte beträgt 150...190 HB. Aber dieses Messing darf man als Werkstoff der Zukunft wegen seiner beschränkten Warmfestigkeit nicht nennen. Zadum enthält es Blei.

Moralisch veralten ebenso andere, früher mit Erfolg in Ventildührungshülsen angewendeten Legierungen auf Kupferbasis. Dazu gehört z.B. die von den Firmen Motoren- und Turbinen Union Friedrichshafen G.m.b.H. und PORSCHE AG angewendete Legierung CuNi2SiF65 (1,6...2,5%Ni; 0,5...0,8%Si;  $\text{Mn} \leq 0,8\%$ ;  $\text{Cr} \leq 0,04\%$ ; Cu-Rest) mit Härte von 180...220HB sowie Legierungen Thermo-Hedul FS-15 (10,0...12,0%Zn; 0,12...0,25%Si; 0,30...0,50%Mn; 0,60...0,90%Te;  $\text{S} < 0,03\%$ ;  $\text{Fe} \leq 0,10\%$ ;  $\text{Ni} \leq 0,20\%$ ; Cu-Rest) mit Härte von 130...170 HB und Aeterna VL 22 ( $\text{Zn} \leq 0,5\%$ ;  $\text{Si} \leq 2,0\%$ ;  $\text{Al} \leq 1,4\%$ ;  $\text{Pb} \leq 0,7\%$ ;  $\text{Cu} \leq 58\%$ ) mit Härte von 160...190HB.

Aus dem Obenangeführten ist ersehen, daß Bronzen und Messinge niedrigere Härte als spezielle Roheisen und spezielle Sinternstähle haben. Dafür aber ist niedriger der Verschleiß des Reibungspaares in Führungshülsen aus Bronze und Messing. Aber das betrifft nur den Betrieb dieser Kupferlegierungen in Motoren mit niedriger Leistung und/oder niedriger Geschwindigkeit.

In leistungsfähigen- und Hochgeschwindigkeitsmotoren bei Forcierenstriebweisen, wenn die Arbeitstemperatur in ihnen große Werte erreicht, ist der Betrieb dieser Legierungen wegen ihrer niedrigen Erweichungstemperatur (nicht mehr als 400...550°C) unmöglich.

Trotzdem verläßt die Konstrukteure moderner Benzin- und Dieselmotoren die Idee nicht, Kupferwerkstoffe anzuwenden, die über hohe Erweichungstemperatur (über 800°C), hohe Härte und Festigkeit bei diesen Temperaturen, bessere als bei Roheisen und Stählen Wärmeleitfähigkeit und Verschleißfestigkeit des Reibenspaars unter Bedingungen aggressiver Medien verfügen. In wissenschaftlich-technischer Firma TECHMA G.m.b.H. ist die ganze Palette dispersionsgehärteter Werkstoffe auf Kupferpulverbasis (OCDS-Copper) der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> speziell für Ventildührungshülsen und Ventilsitzringe der Benzin- und Dieselmotoren entwickelt (Tab.1).

Tabelle 1: Grundeigenschaften der heißstranggepreßten Halzeuge aus den dispersionsgehärteten Werkstoffen auf Pulverkupferbasis (OCDS-Copper) der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> für Motorenbau.

Nr.	Technische Charakteristiken	Typ von OCDS-Copper		
		C 0/94	C 3/03	C 3/04
1.	Anteil der Dispersoiden, Gew.%	~ 6,5	~ 6,9	~ 10,0
2.	Dichte, g/sm <sup>3</sup>	8,10	8,22	8,00
3.	Schmelztemperatur, °C	1080	1080	1078
4.	Erweichungstemperatur, °C	1000	1000	950
5.	Spezifische Wärmeaufnahmefähigkeit, J/kg · °C:			
	- bei 25 °C	411	411	420
	- bei 100 °C	421	423	437
	- bei 200 °C	422	428	445
	- bei 300 °C	443	446	463
	- bei 400 °C	466	469	488
6.	Wärmeleitfähigkeit in Preßrichtung, W/m·°C:			
	- bei 25 °C	65,0	55,0	50,0
	- bei 100 °C	64,3	54,7	49,7
	- bei 200 °C	63,6	54,3	47,9
	- bei 300 °C	60,8	51,6	46,7
	- bei 400 °C	56,4	47,5	43,2
7.	Wärmeleitfähigkeit in Querpreßrichtung, W/m·°C:			
	- bei 25 °C	53,4	41,8	36,8
	- bei 100 °C	53,0	41,3	36,4
	- bei 200 °C	51,7	40,3	35,4
	- bei 300 °C	48,0	37,8	33,3
	- bei 400 °C	43,0	33,9	29,7

Fortsetzung der Tab.1

8.	Linearer termischer Ausdehnungskoeffizient, x 10 <sup>6</sup> 1/°C: - bei 20...100 - bei 100...200 - bei 200...300 - bei 300...400 - bei 400...500 - bei 500...600 - bei 600...700 - bei 20...300 °C	17,0 18,8 22,5 24,7 23,8 22,4 22,6 19,6	15,0 19,1 22,6 25,4 21,7 22,6 23,7 19,3	17,0 18,7 20,3 20,1 21,0 22,1 23,3 19,1
9.	Brinellhärte HB 5/750/30	230	258	270
10.	Zugfestigkeit, MPa: - bei 25 °C - bei 200 °C - bei 400 °C - bei 500 °C - bei 600 °C	770 328 212 --- 131	931 562 320 --- 196	966 616 327 --- 204
11.	Relative Dehnung, %: - bei 25 °C - bei 200 °C - bei 400 °C - bei 500 °C - bei 600 °C	2,0 2,5 1,1 --- 1,0	2,3 7,3 3,4 --- 2,8	1,5 1,6 1,9 --- 1,7
12.	Relative Einschnürung, %: - bei 25 °C - bei 200 °C - bei 400 °C - bei 500 °C - bei 600 °C	4,3 7,2 4,5 --- 3,3	20,9 38,5 25,4 --- 18,2	3,0 4,4 6,9 --- 7,3
13.	Druckfestigkeit in Preßrichtung, MPa	1022	1092	890
14.	Druckfestigkeit in Querpreßrichtung, MPa	1062	1117	1065

Fortsetzung der Tab.1

15.	Relatives Stauchen in Preßrichtung, %	30	24	15
16.	Relatives Stauchen in Querpreßrichtung, %	28	15	10
17.	E-Modul, MPa	110000	92000	---
18.	Schubmodul, MPa	39600	43000	43500
19.	Schubfestigkeit, MPa	529	563	478
20.	RAD. Bruchfestigkeit, MPa	---	690	590

Aus der Tab.1 ist zu ersehen, daß alle drei Typen von OCDS-Copper die Erweichungstemperatur von 950...1000°C und hohe Werte der Härte bei hohen Temperaturen haben, was sie für hitzefeste Werkstoffe zu halten ermöglicht.

Auf der Abb.2 sind Diagramme der Abhängigkeit der Härte von der Prüfungstemperatur („heiße“ Härte) für OCDS-Copper und herkömmliche warmfeste Aluminiumbronzen angeführt.

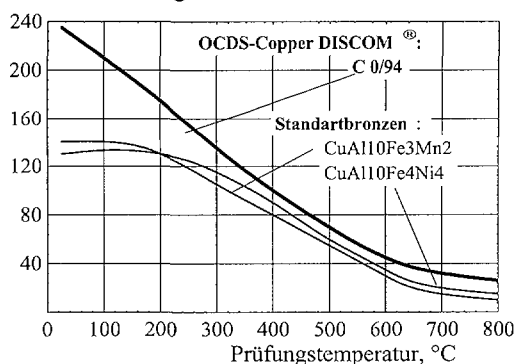


Abb. 2. Vickershärte verschiedener Kupferwerkstoffe je nach der Temperatur ihrer Prüfungen.

Aus der Abb.2 ist zu ersehen, daß beide Typen von OCDS-Copper im ganzen Temperaturbereich der Prüfungen höhere „heiße“ Härte als die der warmfesten Bronzen hat. Im Zusammenhang damit kann man die Werkstoffe C 0/94 und C 3/04 für warmfeste halten. Die Warmfestigkeit und die Hitzebeständigkeit der angegebenen Werkstoffe sind auf das Gefüge des Werkstoffes (Abb.3) zurückzuführen, das, wie entsprechende Prüfungen gezeigt haben, aus Kupfer,  $\alpha$ -Ti, ultradispersen Teilchen  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (für C 0/94) oder TiC und  $\gamma$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (für C 3/04) sowie restlichem Kohlenstoff besteht.

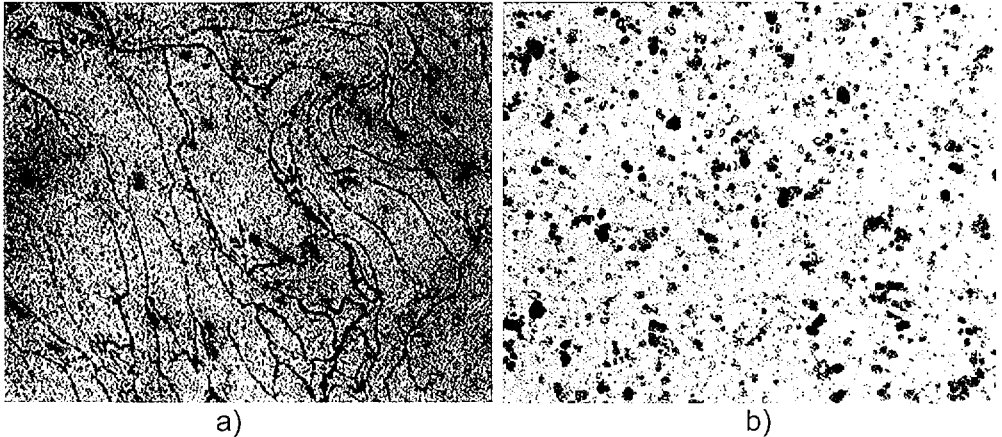


Abb.3. Gefüge von OCDS-Copper C 0/94: bei der 400- facher Vergrößerung (a) und bei der 20.000-facher Vergrößerung (Abdruck) (b).

Stereologische Analyse des Abdruckes hat gezeigt, daß die Durchschnittsgröße von Teilchen der härtenden Phasen bei C 0/94 ca. 0,034  $\mu\text{m}$  und bei C 3/04 – ca. 0,026  $\mu\text{m}$  beträgt.

Durchstrahlungsaufnahme einer Folie (Abb.4,a) demonstriert, daß der Werkstoff C 0/94 die subkörnige Struktur hat, was von der Abwesenheit der Erweichung vom legierten Kupfer beim Heißstrangpressen (870...900°C) seiner Granulien in die Stange zeugt.

Das Elektronenbeugungsdiagramm (Abb.4,b) das von dieser Folie aufgenommen wurde, zeugt davon, daß die Subkörnige Struktur hohen Grad der Polykristallisierbarkeit (Ringe auf dem Elektronenbeugungsdiagramm) hat. Dritter vom Zentrum, dünner, ganzer Ring bestätigt, daß in der Struktur von C 0/94 ultradisperse Phase  $\text{Al}_2\text{O}_3$  tatsächlich vorhanden ist.

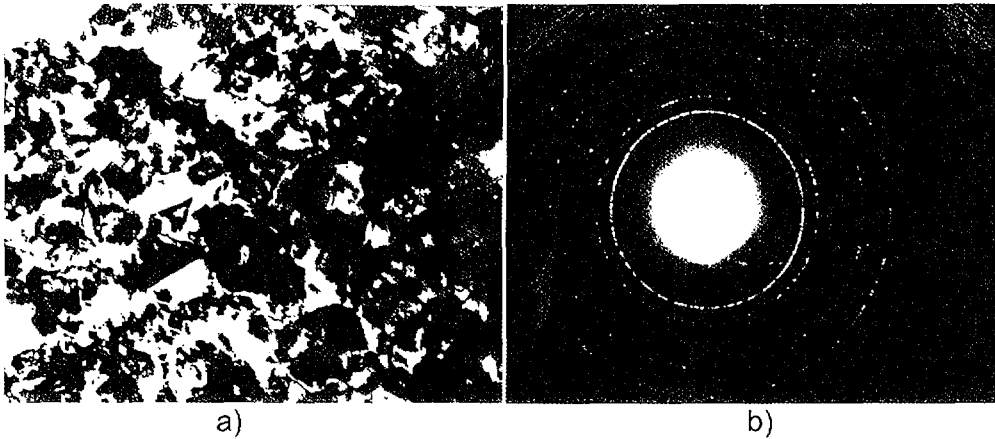


Abb. 4. Durchstrahlungsaufnahme (a) von OCDS-Copper C 0/94 bei der 57.000-fachen Vergrößerung und das Elektronenbeugungsdiagramm (b), das von ihm aufgenommen wurde.

Obenbeschriebene Besonderheiten der Werkstoffstruktur sowie Vorhandensein in diesem Werkstoff des feindispersen freien Kohlenstoffes in Menge von 0,69...0,73 Gew.% zusammen mit obenangeführten physikalisch-mechanischen Eigenschaften mußten dem Werkstoff auch gute Betriebseigenschaften sichern.

In der Tab.2 sind Ergebnisse der Verschleißprüfungen vom Reibungspaar „Führungshülse-Ventil“ angeführt, die auf dem Automobilwerk Auto-VAZ (LADA) AG durchgeführt worden sind.



Tabelle 2: Gewichtsverschleiß der Ventilfeührungshülsen aus dem OCDS-Copper C 0/94 und grauem Roheisen Gh 1051 bei deren Arbeit im Satz mit dem ionitrierten Ventil

Werkstoff der Ventilfeührungshülse	Nr. des Reibungs-paares	Gewichtsverschleiß, mg	
		Der Ventilfeührungshülse	Des Ventils
OCDS-Copper C 0/94	1	0,30	0,10
	2	0,15	0,15
	3	2,65	0,85
	4	0,15	0
Durchschnittswert:		0,81	0,28
graues Roheisen Gh1051	1	4,8	1,2
	2	0,65	0,75
	3	0,95	0,35
Durchschnittswert:		2,13	0,77

Ventilfeührungshülsen wurden aus dem OCDS-Copper C 0/94 und grauem Roheisen Gh 1051 gefertigt, das in Motoren FIAT angewendet worden war. Als Gegenkörper wurden Auslaßventile mit dem ionitrierten Ventilenschaft und der Ausgangsrauigkeit von  $R_a = 0,92...1,25 \mu\text{m}$  verwendet. Schmiermitteldosierung erfolgte wie in einem realen Motor durch serienmäßige Ölabstreifkappe. Die Temperatur des Schmiermittels wurde auf dem Niveau von  $121 \pm 0,5^\circ\text{C}$  gehalten. Der Ventilhub war 11 mm. Die Frequenz der hin- und hergehenden Bewegung des Ventils betrug 1500 Arbeitsspiele in der Minute. Die Prüfung eines Reibungs-paares dauerte 4 Stunden.

Aus der Tab. 2 ist zu ersehen, daß der Gewichtsverschleiß der Ventilfeührungshülsen aus dem OCDS-Copper C 0/94 2,63-fach niedriger als deren aus grauem Roheisen ist. Der Verschleiß des Ventils selbst wurde 2,75-fach niedriger.

Weitere vergleichende Prüfstanderprobungen wurden im Allrussischen Forschungsinstitut des Motorenbaus (Sankt-Petersburg) durchgeführt. Geprüft wurden Ventilfeührungshülsen, die aus dem OCDS-Copper C 0/94, C 3/04 und C 3/03 sowie aus der Bronze CuNi2Si F65 DIN 17666, die die Anwendung in Motoren der Fa. Motoren- und Turbinen Union G.m.b.H. und PORSCHE AG gefungen hatte, gefertigt wurden. Die Ventile wurden aus dem Verchromten

Ventilstahl gefertigt. Die Ergebnisse dieser Prüfstanderprobungen sind in der Tab.3 angeführt.

Tabelle 3: Die Vergleichsdaten der Verschleißfestigkeit und Gratbeständigkeit und Zerreißfestigkeit der Ventilfehrungshlen aus OCDS-Copper und der Bronze CuNi2Si F65 und der Kopplung „Ventilfehrungshle-Ventilschaft“

Mittelkennziffer	Bezeichnung	Material			
		OCDS-Copper			Bronze
		C 0/94	C 3/04	C 3/03	CuNi2SiF65
Härte, MPa	HV	2540	2600	2650	2250
Spezifischer Verschleiß:					
- der Hle, mm <sup>3</sup> /km	J <sub>H</sub>	0,024	0,036	0,057	0,403
- des Ventils, mg/km	J <sub>V</sub>	0,028	0,073	0,057	0,036
Koeffizient der Verschleißfestigkeit:					
- der Hle	K <sub>H</sub>	17	11	7	1
- der Kopplung	K <sub>H-V</sub>	21	5	3	1
Reibungswert	f <sub>T</sub>	0,020	0,018	0,030	0,008
Kritische Belastung, kg	P <sub>KR</sub>	145	134	110	88
Spezifische Einklemmungsbelastung, kg/sm <sup>2</sup>	p <sub>F</sub>	663	468	368	169
Koeffizient der Gratbeständigkeit	K <sub>F</sub>	2,54	2,09	1,65	1,00
Koeffizient der Lebensdauer	K <sub>L</sub>	7,3	3,2	2,2	1,0

Die in der Tab.3 angeführten Parametern und Charakteristiken sind nach folgenden Formeln berechnet.

Koeffizient der Verschleißfestigkeit für den Werkstoff der Ventilfehrungshle  $K_H$  und Kopplung "Ventilfehrungshle-Ventil"  $K_{H-V}$  entsprechend:

$$K_H = \frac{J_H^E}{J_H} \text{ und } K_{H-V} = K_H \times \frac{J_V^E}{J_V},$$

wo  $J_H^E$  - spezifischer Verschleiß der Ventilfehrungshle aus der Bronze (Etalon);

$J_v^E$  - spezifischer Verschleiß des Ventils, der in Kopplung mit Ventilführungshülse aus der Bronze arbeitet.

Koeffizient der Gratbeständigkeit:

$$K_F = \sqrt{\frac{P_{KR} \times p_F}{P_{KR}^E \times p_F^E}}$$

wo  $P_{KR}^E, p_F^E$  - entsprechend kritische Belastung und spezifische Einklemmlastbelastung für Kopplung des Ventils mit Ventilführungshülsen aus der Bronze.

Koeffizient der Lebensdauer bei der Annahme des gleichen Einflusses von Verschleißfestigkeit und Gratbeständigkeit auf Lebensdauer:

$$K_L = \sqrt{K_H \times K_F}$$

Aus der Tab.3 folgt, daß alle drei Typen von OCDS-Copper nach tribotechnischen Charakteristiken wesentlich die Bronze CuNi2SiF65 übersteigen, wobei die besten Ergebnisse der Werkstoff C0/94 hat, der den niedrigsten Verschleiß nicht nur der Ventilführungshülse sondern auch dem Ventil, d.h. ganzen Kopplung sichert.

Aufgrund durchgeführter obenangegebener und anderer Prüfstanderprobungen sowie Naturerprobungen auf über 10 Automobilwerken in verschiedenen Typen der Benzin- und Dieselmotoren als der Werkstoff für Ventilführungshülsen wurde OCDS-Copper C0/94 und für Ventilsitzringe-OCDS-Copper C 3/04 empfohlen.

Obenangegebene Typen von OCDS-Copper, und zwar C 0/94 und C 3/04 werden für Fertigung aus ihnen entsprechend der Ventilführungshülsen und Sitzringe der Benzin- und Dieselmotoren angewendet.

Diese Werkstoffe werden hergestellt nach der Lizenz der Firma TECHMA im Werk KERMET als Stangen und Rohre, aus denen dann durch Verfahren der mechanischen Bearbeitung in der Firma TECHMA Ventilführungshülsen und Sitzringe gefertigt werden.

Sie werden auf den Montagefließband des russischen MOTOREN WERKES Zavolshje AG zur Komplettierung mit ihnen der 16-Ventil Benzin- und Dieselmotoren für LKWs und PKWs geliefert.

Diese Erzeugnisse aus OCDS-Copper der Typen C 0/94 und C 3/03 werden schon seit langem in allen Rennwagen (LKWs und PKWs) der führenden russischen Automobilwerke (LADA-SAMARA, UAZ, GAZ, KAMAZ u.a.) angewendet.

Mit Ventilführungshülsen aus dem Werkstoff C 0/94 werden im Dieselwerk DIESELPROM AG in der Stadt Tscheboksary die Motoren MTU 8V396TC4 des deutschen Konzerns Motoren- und Turbinen Union G.m.b.H. Friedrichshafen während ihrer Reparatur komplettiert.

Ventilführungshülsen und Sitzringe aus den obenangegebenen Typen von OCDS-Copper werden von einigen russischen Kfz-Reparaturwerkstätten bei der Reparatur der Motoren ausländischer Autos angewendet.

Obenangegebene Werkstoffe wurden von einigen deutschen, österreichischen und koreanischen Firmen untersucht, die das Interesse an Durchführung der Prüfstand- und Naturerprobungen der Erzeugnisse aus diesen Werkstoffen ausgesprochen haben.

Heißstranggepreßte Halbfabrikate werden gemäß Technischen Forderungen (TF 7960-001-13092819-99) der Fa. TECHMA, die vom Staatskomitee der Standartisierung der Russischen Föderation (GOST RU) verabschiedet und registriert wurden.

#### **4. Anwendung von OCDS-Copper der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> in stromabnehmenden Leisten der Scherenstromabnehmer der Hochgeschwindigkeitszüge:**

Die Stromabnahme von Kontaktleitungen für den Antrieb des Elektrotransports (Eisenbahnzüge, U-Bahnzüge, Obuse, Straßenbahnen u.a.) erfolgt immer unter Bedingungen des elektrischen Gleitkontaktes.

Wegen der Bewegung zeichnet sich dieser Kontakt durch Unbeständigkeit aus, die die Möglichkeit der Erscheinung von Funken und Lichtbogen bedingt. Das Funken vergrößert den Verschleiß des Kontaktpaares „stromabnehmende Leiste – Kontaktleitung“ und der Lichtbogen ruft Verdampfung des Werkstoffes hervor, was die Rauigkeit der Kontakte erhöht.

Das Eis auf Kontaktleitungen ruft unetstetige Bewegung hervor und vergrößert Funken. Der Regen erhöht auch den Verschleiß des Kontaktpaares.

Unter diesen Bedingungen erhöhen sich die Forderungen an den Werkstoff des stromabnehmenden Bauelementes vom Stromabnehmer des Elektrotransports, das die ununterbrochene Stromabnahme bei jeder Wetterlage sichern muß.

Funken und Lichtbogen, dessen Leistung sich mit der Erhöhung des abnehmenden Stromes erhöht, sowie mechanisches Reiben im Kontaktpaar bedingen wesentliche Erhöhung der Temperatur des stromabnehmenden Bauelementes im Vergleich zur Umwelttemperatur, wobei die Temperaturerhöhung größer je nach der Vergrößerung von der Stärke des abnehmenden Stromes sowie der Bewegungsgeschwindigkeit des Transportmittels wird. Im Zusammenhang damit ist es nötig, daß die stromabnehmenden Bauelemente erhöhte Lichtbogenfestigkeit, Verschleißfestigkeit, hohe Festigkeitseigenschaften bei erhöhten Temperaturen sowie hohe Antifriktionseigenschaften

haben. Für Vorbeugung der Stromverluste muß der Werkstoff dieser Bauelemente auch gute elektrische Leitfähigkeit haben.

In elektrischen Transportmitteln, die sich mit niedrigen Geschwindigkeiten (30...80 km/h) bewegen und elektrischen Strom der Stärke von 70...150 A verbrauchen (Straßenbahnen, Obuse) fanden und finden bis jetzt Anwendung in vielen Ländern (Russland, USA, Deutschland, Schweden u.a.) Kohlen- und Graphitstromabnehmer (Gleitschune). Ihre Härte ist nicht sehr hoch, trotzdem macht ihr Verschleiß nur 2,0...2,5  $\text{sm}^3/1000\text{km}$  beim Verschleiß der Kontaktleitung bis zu 1,5  $\text{sm}^3/1000\text{ km}$  aus.

Obusstromabnehmer, die aus Graphitkompositionen gefertigt werden, haben bei der optimalen Wetterlage den Lauf bis zu 250 km. Beim Regen oder Schneefall erniedrigt sich ihre Lebensdauer.

In einigen Fällen fanden Anwendung in stromabnehmenden Bauelementen der Obuse Kompositionen aus Eisengraphit Fe-3...5%C, die mit Metallpolymeren (Cu+Kapron, Cu-Cd+Kapron) getränkt sind.

Die Lebensdauer der Stromabnehmer aus solchen Kompositionen erhöhte sich bis zu 2700...3600 km.

Die Werkstoffe auf Kupfergraphitbasis, z.B. 82%Cu-5%C-5%Ni-8%Sn, dessen Härte 48...49 HB und IACS = 50% ist und 70% Cu-5%C-15%Fe - 5%Pb, dessen Härte 54...55 HB und IACS = 39% beträgt, fanden breite Anwendung in stromabnehmenden Leisten der Scherenstromabnehmer von elektrischen Zügen, die sich mit der Geschwindigkeit bis zu 90 km/h beim Speisestrom bis zu 400A bewegen. Dabei betrug die Lebensdauer der Arbeit solcher Leisten bis zum Wechsel nicht mehr als 10.000 km.

Mit der Erhöhung der Bewegungsgeschwindigkeiten der elektrischen Züge bis über 100 km/h und Erhöhung der Erhitzungstemperatur von der Kontaktzone des Stromabnehmers bis zu 400°C hat man begonnen in Eisenbahnen vieler Länder die härtere (150...160 HB) und die mit höheren elektrischen Leitfähigkeit (IACS = 72...75%) Bronze CuCr1Zr anzuwenden. Die Leisten aus dieser Bronze ordnet man an den Rändern von der aus dem Graphit hergestellten Leiste an. Die Graphitleiste dient als Quelle der Trockenschmierung für Bronzeleisten beim Gleiten auf ihnen der elektrischen Kontaktleitung.

Als die Geschwindigkeit der Elektrozüge sich bis über 160 km/h und die Temperatur in der Kontaktzone des Stromabnehmers bis zu 500-600°C erhöhte, wurde die Anwendung von CuCr1Zr wegen ihrer Erweichung bei solchen Temperaturen verboten.

In vielen Fällen hat man begonnen, Werkstoffe auf Eisenbasis anzuwenden. Es wurde z.B. ein Werkstoff angeboten, der aus der im voraus zusammengesetzten Pulvermischung (2...14% Cr, 2...7% MeS, 1% P, Fe -

Rest) und dann aus dem festen Sintern-Gerippe besteht. Das gewonnene Gerippe wird im Vakuumofen durch Blei oder Bleilegierung getränkt.

Dank solcher komplizierten Struktur hält dieser Werkstoff tatsächlich Temperaturen von 500...600°C aus. Aber er verfügt über sehr niedrige elektrische Leitfähigkeit (IACS<10%), was große Stromverluste und das zusätzliche Selbsterhitzen der stromabnehmenden Leiste bedeutet. Das führt seinerseits zum erhöhten Verschleiß dieser Leiste.

Die angegebene Aufgabe wurde mit Hilfe der speziell von der wissenschaftlich-technischen Firma TECHMA G.m.b.H. entwickelten dispersionsgehärteten Werkstoffes auf Kupferpulverbasis Cu-Al-C-O (OCDS-Copper) C 0/97 der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> gelöst.

Die physikalisch-technischen Grundeigenschaften dieses Werkstoffes sind in der Tab.4 angeführt.

Tabelle 4: Vorläufiges Produktblatt für OCDS-Copper C 0/97 der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup>

Kriterien	Daten	
<b>1. Bezeichnung</b>	OCDS-Copper ( <b>Cu Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> C</b> ) DISCOM <sup>®</sup> C 0/97 TF 1479-002-13092819-01	
<b>2. Matrix des Werkstoffes</b>	α-Cu(Al)	
<b>3. Härtendene Phasen im Werkstoff</b>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> , C	
<b>4. Eigenschaften</b>	Spezifisches Gewicht bei 20 °C	8,69±0,09 g/sm <sup>3</sup>
	Schmelzpunkt	ca. 1083 °C
	Erweichungstemperatur	min. 830 °C
	Wärmeleitfähigkeit bei 20 °C	335±5 W/m×°K
	Ausdehnungskoeffizient (20-150 °C)	16,6±0,1 μm/m×°C
	Elektrische Leitfähigkeit bei 20 °C	90 <sup>+2</sup> <sub>-3</sub> % IACS

Fortsetzung der Tab. 4

	Zugfestigkeit bei 20 °C bei 500 °C 0,2-Dehngrenze bei 20 °C bei 500 °C Bruchdehnung A <sub>5</sub> bei 20 °C bei 500 °C	ca. 425 N/mm <sup>2</sup> ca. 120 N/mm <sup>2</sup> ca. 365 N/mm <sup>2</sup> ca. 105 N/mm <sup>2</sup> 22±2% 20±2%
	Zugfestigkeit nach 1h Glühen bei 800°C in N <sub>2</sub> in H <sub>2</sub> 0,2-Dehngrenze nach 1h Glühen bei 800°C in N <sub>2</sub> in H <sub>2</sub> Bruchdehnung A <sub>5</sub> nach 1h Glühen bei 800°C in N <sub>2</sub> in H <sub>2</sub>	ca. 385 N/mm <sup>2</sup> ca. 390 N/mm <sup>2</sup>  ca. 330 N/mm <sup>2</sup> ca. 350 N/mm <sup>2</sup>  20,8±2% 19,6±2%
	Rockwellhärte bei 20 °C Rockwellhärte nach 1h Glühen bei 800°C in N <sub>2</sub> in H <sub>2</sub>	ca. 71,5 HRB ca. 63,2 HRB ca. 65,2 HRB
	Brinellhärte bei 20 °C bei 500 °C Brinellhärte nach 1h Glühen bei 800°C	ca. HB 125 ca. HB 70 ca. HB 115
	Vickershärte bei 20 °C	ca. 135 HV30
	Druckfestigkeit bei 20 °C Stauchung zur Zerstörung bei 20 °C	ca. 1900 N/mm <sup>2</sup> 65±2%
<b>5. Anwen- dungsbereich</b>	Anlaßbeständiger Kupferwerkstoff mit hoher elektrischer Leitfähigkeit für elektrotechnische Anwendungen (z.B. Stromgleitkontakte, Instrument für Schweißen u.s.w.)	

Anmerkung: In der Tabelle sind Ergebnisse der von wissenschaftlich-technischen Firma TECHMA G.m.b.H., Max-Planck Institut und IFAM durchgeführten Prüfungen verallgemeinert.

Wie aus der Analyse der Tab.4 hervorgeht, verfügt der entwickelte Werkstoff über gute elektrische Leitfähigkeit (IACS=86...92%), hohe Erweichungstemperatur (über 830°C), ausreichende Härte (ca. 125HB) und Prastizität ( $A_5 = 20...24\%$ ). Die Endgefüge dieses Werkstoffes stellt an sich die Kupfermatrix mit gleichmäßig verteilten in ihr ultradispersen Teilchen ( $0,024...0,036 \mu\text{m}$ ) von schwerschmelzbaren Verbindungen Aluminiums ( $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$ ) sowie Teilchen vom restlichen Kohlenstoff dar.

Die Produktion dieses Werkstoffes und fertiger mechanischbearbeiteter stromabnehmender Leisten aus ihm mit verschiedenem Profil des Querschnittes und verschiedener Länge ist nach der Lizenz der Firma TECHMA auf dem Werk KERMET AG organisiert.

Beim Zusammenbau der Abnehmer-Vorrichtung des Elektrozuges wird zwischen zwei Leisten aus OCDS-Copper eine Leiste aus Graphit aufgestellt (Abb. 5).

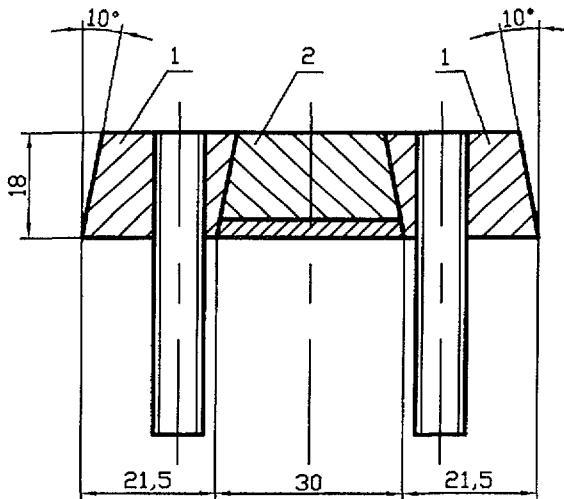


Abb.5. Stromabnehmer der Elektrozüge mit hoher ( $\geq 160 \text{ km/h}$ ) Bewegungsgeschwindigkeit:  
1-stromabnehmende Leisten;  
2-Graphitleiste.

Stromabnehmende Leisten der Scherenstromabnehmer der Elektrozüge von drei Typenmaßen, die aus dem oben angegebenen Werkstoff gefertigt sind, werden auf Hochgeschwindigkeitseisenbahnstrecken (über 160 km/h) der italienischen Eisenbahn angewendet.

Der Werkstoff OCDS-Copper C0/97 der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> wird gemäß Technischen Forderungen (TF 1479-002-13092819-01) der Fa. TECHMA, die vom Staatskomitee der Standardisierung der Russischen Föderation (GOST RU) verabschiedet sind, hergestellt.



## 5. Schlußfolgerungen:

Zwei obenangeführte Beispiele effektiver Anwendung der dispersionsgehärteten Werkstoffe auf Kupferpulverbasis (OCDS-Copper) der Handelsmarke DISCOM<sup>®</sup> schöpfen alle Anwendungsgebiete von diesen Werkstoffen nicht aus.

Die Werkstoffe, die in vorliegender Arbeit präsentiert sind, befinden sich auf entgegengesetzten Polen aller möglichen Palette von Werkstoffen dieser Klasse. Wahrlich, wenn die Werkstoffe für Ventilführungshülsen und der Motoren (C 0/94 und C 3/04) Härte von 230...270HB und entsprechend elektrische Leitfähigkeit und entsprechend Wärmeleitfähigkeit) von ca. 15...19% von analoger Charakteristiken des Kupfers haben, so hat der Werkstoff für Stromabnehmende Leisten der Scherenstromabnehmer von Hochgeschwindigkeitszügen die Härte von ca. 125HB bei der elektrischen- und Wärmeleitfähigkeit von 86...92% von analoger Charakteristiken des Kupfers.

Zwischen diesen Werkstoffen liegt breite Palette der Werkstoffe (C 0/70, C 0/77, C 0/98, C 0/99, C 1/15, C 1/20, C 1/24, C 1/54, C 1/56, C 2/05, C 3/06, C 3/07, C 4/01, C 4/12 u.a.), die in Schweißtechnik, Maschinenbau, Gerätebau und anderen Technikbereichen weit verbreitet sind.

Unter ihnen gibt es auch Werkstoffe, die aufgrund durchgeführter Untersuchungen und Prüfungen auch für Anwendung in modernen Benzin- und Dieselmotoren empfohlen werden können.

Es geht z.B. um die Möglichkeit des Wechsels vom Werkstoff GLYCO-40 in der Lagerbuchse für Ölpumpe, von der Bronze CuSu8F46 in der Buchse der Kipphebelachse u.a.

Gemeinsames, was verschiedene Typen von OCDS-Copper vereinigt, sind ihre hohen Warmfestigkeit, Hitzebeständigkeit und Verschleißfestigkeit, hohe Fertigungsgerechtheit und nicht hohe Produktionskosten im Vergleich zu nicht nur Produktionskosten anderer dispersionsgehärteter Werkstoffe auf Kupferbasis (z.B. Glidcop<sup>®</sup>) sondern auch sogar im Vergleich zu herkömmlichen Bronzen der Systeme Cu-Cr-Zr, Cu-Ni-Ti-Be, Cu-Co-Be und anderen.

## Danksagung:

Die Autoren vorliegender Arbeit sprechen ihnen Dank aus Herrn Professor Dr.G. Jangg (TU Wien) für wertvolle Ratschläge bei der Entwicklung der Werkstoffe dieser Klasse, Herrn W. Pleus und Herrn Dr.-Ing. H. Figge

(Pleuco G.m.b.H., Carl Pleus und Söhne) für Organisation und Durchführung einiger Untersuchungen und Prüfungen der Werkstoffe C 0/94, C 3/03 und C 3/04, der Abteilung EGL2 (Herr Stenzel) der Firma PORSCHE AG für Untersuchung chemischer Endzusammensetzung und der Härte von Ventilführungshülsen aus dem Werkstoff C 0/94 des Rennwagens VAZ-LADA Gamma 2 nach einer langwieriger Autorallye sowie der Firma RÖTECH G.m.b.H. (Herr S. Wendland) für Einsatz der stromabnehmenden Leisten aus OCDS-Copper C 0/97 in Elektrozügen mit höher ( $\geq 160$  km/h) Bewegungsgeschwindigkeit.

#### Literatur:

1. F. Eisenkolb: Fortschritte der Pulvermetallurgie (Akademie-Verlag, Berlin, 1963)
2. E. Orowan: Inst. of Metals, Rep. Ser. (1948)
3. GLIDCOP<sup>®</sup> - Aluminiumoxideverstärkter Kupferdispersion-werkstoff. Prospekt der Fa. SCM Metal Products, Inc., 1994
4. G. Korb, G. Jangg, F. Kutner, M. Seirafi: Metall, Heft 11 (1981), pp. 1126-1130
5. L. Berglin and O. Sjöden: Scand. J. Metallurgy 12 (1983), pp. 184-188
6. ÖP № 400580, 1996 (E.P. Shalunov u.a.)
7. V. Dovydenkov, E. Shalunov: Proc. 1998 PM World Congress, Vol.1, pp. 372-376 (EPMA, Granada, 1998)
8. E. Shalunov, J. Lipatov, D. Golubyatnikov: Proc. Int. Conf. Deformation and Fracture in Structural PM-Materials, Vol. 1, pp. 365-373 (ed. L. Parilak et al, IMR SAS Kosice, Piestany, 1999)