

STUDENTSKÁ PŘEHLEDKA

S1

X-RAY DIFFRACTION ANALYSIS OF MACROSCOPIC RESIDUAL STRESSES IN SURFACE LAYERS OF STEELS AFTER GRINDING

Zdeněk Pala

Department of Solid State Engineering, Faculty of Nuclear Sciences and Physical Engineering, Czech Technical University in Prague, Trojanova 13, 120 00 Prague 2, Czech Republic

see page 96

S2

PROFILOVÁ ANALÝZA BALOTINOVANÝCH OCELOVÝCH VZORKŮ

Jan Drahokoupil

Katedra inženýrství pevných látek, FJFI, ČVUT, Trojanova 13, 120 00 Praha 2,
Fyzikální ústav AV ČR, Na Slovance 2, 182 21 Praha 8

Tento příspěvek je součástí bádání na grantu věnovanému vztahu makro a mikronapjatosti. Pozornost je zde věnována pěti ocelím :

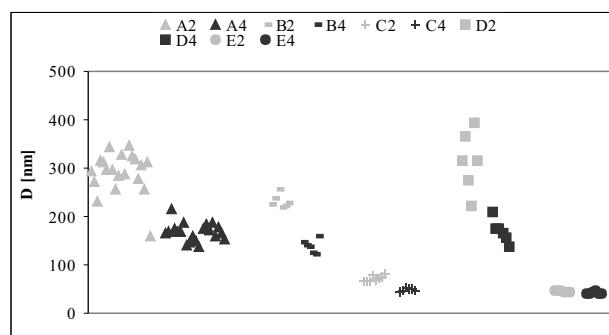
- A. 12 050 - 0,5% C
- B. 14 220 - Mn-Cr
- C. 17 135 - Cr-Mo speciální korozivzdorná ocel
- D. 19 313 - typický materiál pro řezné nástroje
- E. 19 852 - rychlořezná, Mo-W-Co ocel,

opracovaných dvěma různými způsoby kuličkování, lišící se intenzitou dopadajících částic (0,2 mmA, 0,4 mmA). Pro měření difrakčních dat byl použit – difraktometr a rentgenka s chromovou anodou.

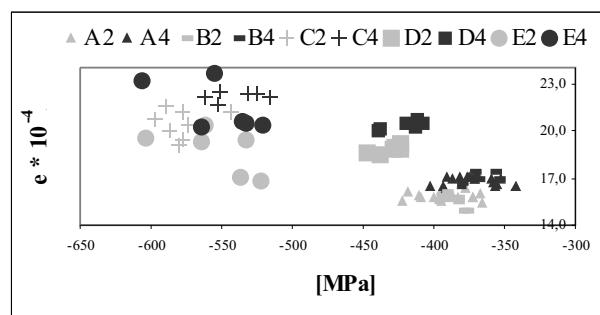
Pro každou kombinaci materiálu a intenzitu balotování byly připraveny 3 vzorky. U každého bylo naměřeno 18 difrakčních profilů linie 211 vždy pro různé úhly ($\theta = 0, \dots, 63^\circ$; $\phi = 0^\circ$ a 180°) [1], pro materiál A byly ještě změřeny profily i pro úhly $\psi = 90^\circ$ a 270° . Celkem bylo zpracováno 810 profilů.

Pozornost byla věnována především makronapětí, mikrodeformaci a velikosti částic, obr. 1,2. Difrakční profily byly fitovány funkcí Pearson VII. Hodnota makronapětí byla určena metodou \sin^2 [1]. Velikost částic a mikrodeformace byly určeny metodou tvarového faktoru [2]. Pozornost byla věnována také korelacím mezi těmito parametry a také korelacím mezi jednotlivými parametry profilů.

U všech vzorků byl pozorován homogenní, dvojosý stav zbytkových makroskopických napětí. Linearita závislosti deformace na \sin^2 byla velmi dobře splněna. Vzorky s větší intenzitou opracování mají větší hodnoty mikrodeformací, menší zrna a v povrchové vrstvě byly naměřeny menší hodnoty makronapětí. Byla pozorována jistá závislost velikosti částic a mikrodeformace na úhlu ϕ , obr. 3. Bylo vybráno několik parametrů profilu a jejich kombinací a byly spočteny vzájemné korelace. Pokud byly pozorovány nějaké odlišnosti v hodnotách korelací, týkaly se spíše různých materiálů, obr. 4.



Obr. 1. Velikost částic.

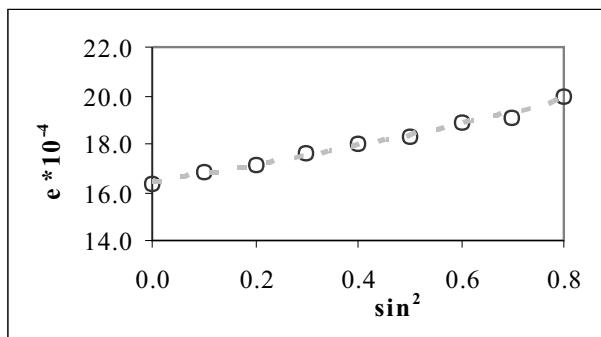


Obr. 2. Parametrický graf makronapětí a mikrodeformace.

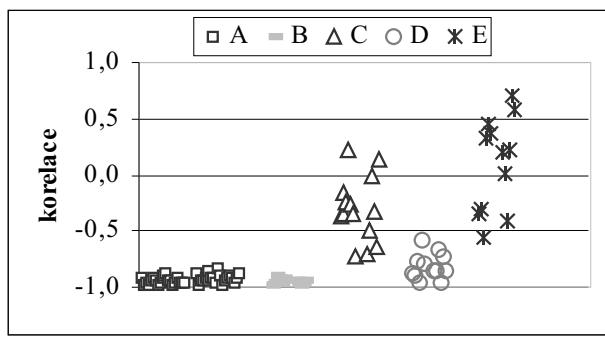
[1] Kraus I.: Úvod do strukturální rentgenografie. Praha 1985. Academia.

[2] Th. de Keijser, J. I. Langford, E.J. Mittemeijer and A.B.P. Vogels, *J. Appl. Cryst.* 15 (1982) 308-314.

The research was supported by the Grant Agency of the Czech Republic (Grant No 106/03/1039) and by the Research Project AVOZ1000520 granted by the Academy of Sciences of the Czech Republic.



Obr. 3. Závislost mikrodeformace na úhlu θ , průměr přes všechny vzorky.



Obr. 4. Korelace lineárního člena pozadí s Cachyho složkou integrální šířky.

S3

ANALÝZA ZBYTKOVÉ NAPJATOSTI VYSOKOPEVNOSTNÍ SLITINY INCONEL 718 PO ELEKTROEROZIVNÍM OBRÁBĚNÍ

Kamil Kolařík¹, Nikolaj Ganev¹, Jaroslav Barcal²

¹Katedra inženýrství pevných látek FJFI ČVUT v Praze

²Ústav strojírenských technologií FS ČVUT v Praze

See page 98.

S4

PHASE TRANSFORMATIONS IN SHAPE MEMORY ALLOYS

P. Sedlák^{1,3}, M. Landa¹, H. Seiner^{1,3}, V. Novák², P. Šittner²

¹Institute of Thermomechanics, Academy of Sciences of the Czech Republic, Dolejskova 5, 182 00 Prague 8, Czech Republic

²Institute of Physics, Academy of Sciences of the Czech Republic, Na Slovance, 182 00 Prague 8, Czech Republic

³CTU Faculty of Nuclear Sciences and Physical Engineering, Trojanova 13, 120 00 Prague 2, Czech Republic

Shape memory alloys (SMA) exhibit unique thermo-mechanical behaviors due to thermoelastic martensitic transformations (MT) driven by external stresses or temperature. Physical and structural understanding of MT processes enable to improve the unique properties such as superelasticity, superplasticity and shape memory.

The most important applications has Nitinol - approximately equiatomic Ti-Ni alloy (commercially called Nitinol). The high temperature parent phase of NiTi alloys has B2 type ordered cubic structure that transforms to B19' monoclinic martensite phase by cooling or applied stress. Following suitable termomechanical treatments, the MT in NiTi may proceed as two step B2-R-B19'. The intermediate R-phase has rhombohedral structure differing only slightly from the B2 by rhombohedral distortion. The B2-R transformation exhibits very small transformation strain and hysteresis compared to the B2-B19' transformation.

The activity of B2-R transformation, which is rather difficult to recognize in a simple mechanical test on NiTi wires, were detected by in-situ ultrasonic and electric resistance measurement based on anomalous behavior of speed and attenuation of ultrasonic waves related with

R-phase deformation/transformation processes [1]. Structure sensitive information were obtained by in-situ neutron diffraction.

Another important group of SMA - Cu based alloys were also investigated. A detailed analysis of the changes in elastic properties associated with γ_1 austenite - $\gamma_1(2H)$ martensite transformation in CuAlNi were performed [2, 3].

[1] LANDA, M. - SEDLÁK, P. - MARŠÍK, F. - ŠITTNER, P. - NOVÁK, V.: *Ultrasonics Characterization of Phase Transformation in NiTi wire during thermomechanical loading*, XXI International Congress of Theoretical and Applied Mechanics, Varšava, Polsko, 15. – 21. 8. 2004.

[2] SEDLÁK, P. - SEINER, H. - LANDA, M. - NOVÁK, V. - ŠITTNER, P. - MAŇOSA, LL.: *Elastic constants of bcc austenite and 2H orthorhombic martensite in CuAlNi shape memory alloy*, Acta Materialia (2005) in print.

[3] LANDA, M. - NOVÁK, V. - SEDLÁK, P. - ŠITTNER, P.: *Ultrasonics Characterization of Cu-Al-Ni Single Crystals Lattice Stability in the Vicinity of the Phase Transition*, Ultrasonics, Vol.42, 2004, pp. 519-526.

S5

X-RAY DIFFRACTION FROM POLYCRYSTALLINE MULTILAYERS WITH FLAT INTERFACES IN GRAZING-INCIDENCE GEOMETRY

P. F. Fewster¹, N. L. Andrew¹, V. Holý², K. Barmak³, J. Krčmář⁴

¹PANalytical Research Centre, Sussex Innovation Centre, Falmer, Brighton, UK

²Department of Physics of Electronic Structures, Charles University, Prague, Czech Republic

³Department of Materials Science and Engineering, Carnegie Mellon University, Pittsburgh, U.S.A.

⁴Institute of Condensed Matter Physics, Masaryk University, Brno, Czech Republic

See page 102.

S6

RTG DIFRAKČNÍ STUDIUM KRYSTALIZACE VRSTEV TiO₂

L. Nichtová¹, R. Kužel¹, D. Heřman²

¹Univerzita Karlova v Praze, Matematicko-fyzikální fakulta, Ke Karlovu 5, 121 16 Praha 2

²Fakulta aplikovaných věd, Západočeská univerzita v Plzni, Plzeň

V dnešní době výrazně vzrůstá význam nanokrystalických materiálů. Je to důsledkem jejich unikátních fyzikálních a chemických vlastností, které jsou odrazem krystalové struktury a mikrostruktury materiálu. Mezi nanokrystallické materiály mající důležitá průmyslová uplatnění, patří materiály vytvářející nanostrukturální světlem indukované fotoaktivní povrchy se samočistícími a desinfekčními vlastnostmi. Zástupcem těchto fotoaktivních materiálů je i (nano)krystalický TiO₂. Fotokatalytická aktivita TiO₂ umožňuje oxidační dekompozici organických struktur, včetně bakterií, působením ultrafialového záření za pokojové teploty. Výsledkem je rozklad všech organických látek do elementárních inorganických složek. Další důležitou vlastností TiO₂ je tzv. superhydrofilie indukovaná fotokatalytickou cestou. To skýtá obrovské možnosti praktických aplikací.

Krystallizace TiO₂ byla studována na sadě vzorků o různých tloušťkách v intervalu $t = 0,054 - 2,0$ m připravených magnetronovým naprašováním na sklo na ZČU Plzeň. Po depozici byly všechny vrstvy amorfní. Vzorky byly žíhaný na vzduchu při teplotách 100-500 °C po 50 °C s dobou žíhání půl hodiny. Strukturní změny byly zkoumány pomocí rentgenové difrakce.

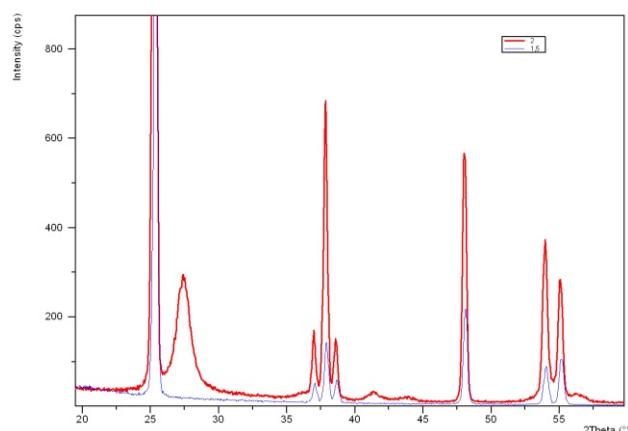
Měření bylo prováděno se zářením CuK α na práškovém difraktometru Seifert-FPM XRD7 v geometrii paralelního svazku s kolimátorem (otočenými Sollerovými štěrbinami) v difraktovaném svazku a difraktometru Philips X'Pert Pro s Eulerovou kolébkou, Goebelovým zrcadlem v primárním svazku a kolimátorem v difraktovaném svazku. Konstantní úhly dopadu při detektorových skenech 2° se pohybovaly od 1 do 3°. Na druhém zařízení byla ještě prováděna měření reflektivity. Navíc bylo naměřeno několik symetrických 2° - skenů a na Eulerově kolébce s použitím polykapiláry v primárním svazku bylo

studováno zbytkové napětí metodou $\sin^2 \theta$ pro několik reflexí.

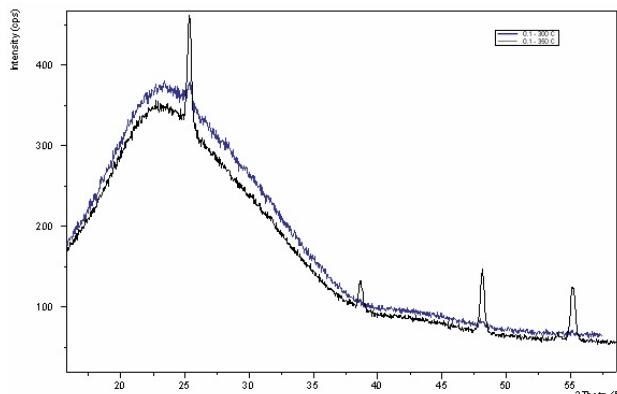
Sledováno bylo fázové složení - TiO₂ se běžně vyskytuje ve třech různých strukturních modifikacích: tetragonální rutil ($P4_2/mnm$, $a = 4,593$ Å, $c = 2,951$ Å) a anatas ($I4_1/amd$, $a = 3,784$ Å, $c = 9,515$ Å) a ortorombický brookit ($Pbca$, $a = 9,179$ Å, $b = 5,449$ Å, $c = 5,138$ Å). Dále byla prováděna profilová analýza a orientačně sledována textura.

Bыло zjištěno, že vrstvy začínají krystallizovat při teplotě asi 250 °C. Přitom nejeně vzorky krystalizují až za vyšších teplot. Vzorek s tloušťkou 0,054 m krystalizoval až při teplotě žíhaní 350 °C, vzorek s tloušťkou 0,1 m při teplotě 300 °C. S vyšší teplotou žíhání až do 500 °C se rtg difrakční záznamy zkrytalizovaných vzorků téměř nemění.

Z naměřených difrakčních záznamů (2) vyplynulo, že ve zkoumaných vzorcích je přítomen anatas a u tlustších vzorků (nad 0,6 m) i malá příměs rutilu. Nelze však



Obr. 1. Část 2 skenů od dvou různě tlustých vrstev - 1,5 m a 2,0 m (tlustší čára).



Obr. 2. Část 2 skenů vrstvy tlusté 0,1 m při teplotách žíhání 300 °C (tlustší čára) a 350 °C.

jednoznačně říci, že ho přibývá monotónně s rostoucí tloušťkou vrstvy. Obrázek 1 znázorňuje záznamy od dvou různě tlustých vrstev (1,5 m a 2,0 m). U vzorku s tloušťkou vrstvy 2 m jsou viditelné píky pro úhly $2\theta = 27,37^\circ, 36,15^\circ, 41,45^\circ, 43,69^\circ, 56,41^\circ$, které patří rutili. Ostatní píky odpovídají anatasu.

Na obrázku 2 jsou znázorněny difrakční záznamy vrstvy tlusté 0,1 m při teplotách žíhání 300 °C a 350 °C. Je zřejmé, že při první teplotě začíná vrstva krystalizovat. Široký pík je částečně daný podložním amorfnním sklem a částečně i amorfnním TiO_2 .

Z naměřených křivek rtg. reflektivity je patrné, že drsnost povrchu se zvyšuje s rostoucí teplotou žíhání. Na obrázku 3 jsou znázorněny změny reflexní křivky vrstvy tloušťky 0,1 m s teplotou žíhání. Je patrný růst drsnosti povrchu vzorku s teplotou žíhání, čili prudší pokles reflektivity. Ve vzorku je navíc přítomna i tenká, neznámá, nejspíše povrchová, vrstvička která zaniká s rostoucí teplotou žíhání. Vytváří dlouhovlnnou modulaci křivky reflektivity („hrb“ na obrázku). Krátkovlnné oscilace

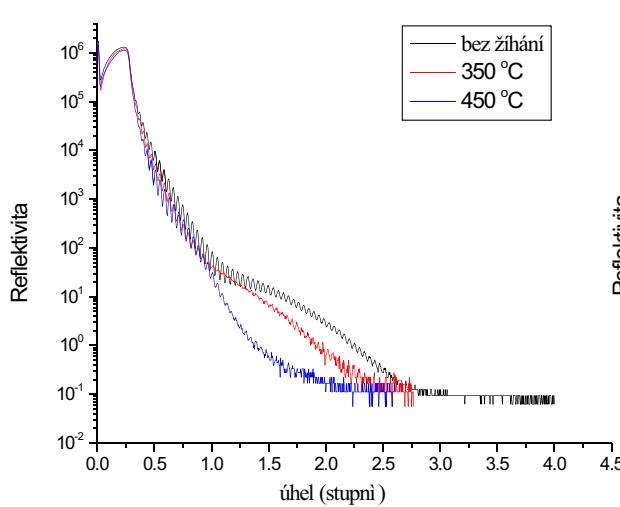
odpovídají difrakci na celé vrstvě. Vzdálenost maxim je neprímo úmerná její tloušťce.

Na obrázku 4 jsou reflexní křivky vybraných vzorků před žíháním. Z prudšího poklesu reflektivity je zřejmá vyšší drsnost povrchu u tlustších vrstev. Drsnost také logicky vzroste při krystalizaci vrstvy. Amorfnní povrchy jsou hladké..

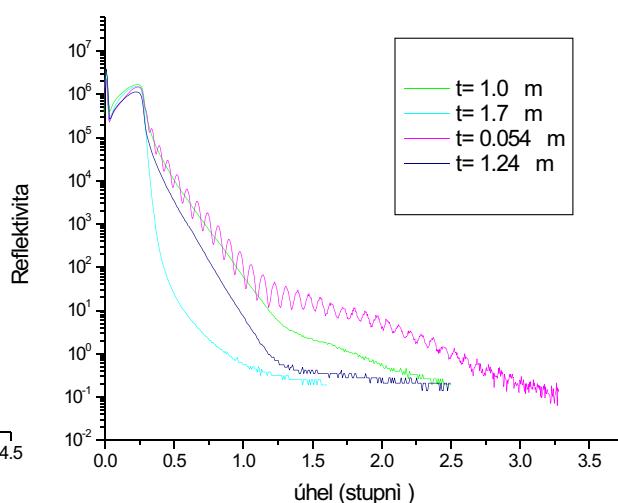
Na goniometru s Eulerovou kolébkou (-náklonem) byly změřeny symetrické skeny pro několik difrakcí anatasu při různých úhlech náklonu vzorku kolem osy kolmé k ose goniometru. V této geometrii byla v primárním svazku umístěna polykapilára vytvářející vcelku dobře paralelní intenzivní svazek záření. Hlavní výhodou je pak necitlivost k různým instrumentálním faktorům, zejména přesné justáži vzorku.

Z mezirovinných vzdáleností d_{hkl} byly určeny směrnice a průsečíky $\sin^2 \theta$ závislosti (obrázek 5). Analýza napětí je v tetragonální fázi TiO_2 anatasu relativně obtížná. Roli může hrát elastická anizotropie. V případě jednoči dvojosého napětí je nicméně směrnice $\sin^2 \theta$ závislosti úmerná napětí ve vrstvě. Z obrázků 5 a 6 (vzorek tlustý 1,5 m) je zřejmý pokles této směrnice s teplotou žíhání. Stejná závislost byla také pozorována u nejtlustšího vzorku (2,0 m). Ostatní vzorky (obrázek 6, např. vzorek 0,8 m tlustý) nevykazovaly měřitelné změny. Směrnice $\sin^2 \theta$ závislosti byla výrazně největší v případě nejtenčího zkoumaného vzorku (0,2 m). Ve všech vrstvách bylo detekováno tahové napětí.

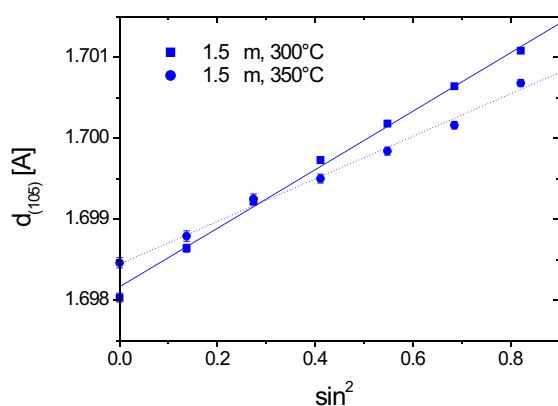
Z hodnot texturních indexů vyplývá, že textury ve sledovaných vrstvách jsou relativně slabé. Rozšíření linií je výrazně větší než instrumentální a je dáno mikronapětím i malou velikostí krystalitů. Analýza těchto parametrů ještě není dokončena.



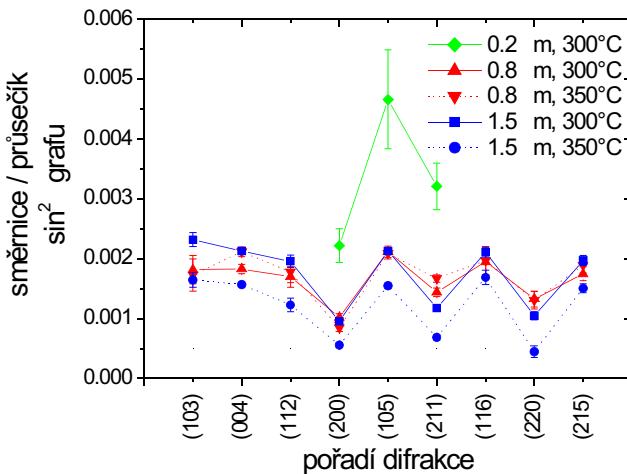
Obr. 3. Změny reflexní křivky vrstvy tloušťky 0,1 m s teplotou žíhání. Postupně mizí široké maximum.



Obr. 4. Změny reflexní křivky s tloušťkou vrstvy. S rostoucí tloušťkou je patrný rychlejší pokles.



Obr. 5. Vzorek 1.5 m žíhaný za teploty 300 °C a 350 °C. Závislost mřížového parametru $d_{(105)}$ difrakce (105) na $\sin^2 \theta$ úhlu náklonu difrakčních rovin od povrchu vzorku.



Obr. 6. Podíl směrnice $\sin^2 \theta$ grafu a průsečíku s osou y pro různé vzorky a teploty žíhaní (300 °C a 350 °C). Patrná je typická anizotropie, stejná pro všechny vzorky.

S7

INVESTIGATION OF THE SPONTANEOUS LATERAL MODULATION IN INAS/ALAS SHORT-PERIOD SUPERLATTICES BY GRAZING-INCIDENCE X-RAY DIFFRACTION

O. Caha¹, P. Mikulík¹, J. Novák¹, V. Holý², and S. C. Moss³

¹Institute of Condensed Matter Physics, Masaryk University, Kotlářská 2, 611 37 Brno, Czech Republic

²Department of Electronic Structures, Charles University, Ke Karlovu 5, 121 19 Prague, Czech Republic

³Department of Physics, University of Houston, Houston TX 77204, USA

Processes of self-organization during the epitaxial growth of strained semiconductor heteroepitaxial systems represent a possible route for fabricating semiconductor quantum wires and dots. In a short-period superlattice nearly lattice-matched to a buffer layer underneath, such a process leads to a spontaneous modulation of the thicknesses of individual layers [1].

Theoretical description of the modulation process is based on two different models. If the crystallographic miscut of the substrate surface is large (above 1°), the density of monolayer steps on the vicinal surface is large. In this case a stress-induced bunching of the steps takes place creating a nearly periodic sequence of atomically flat terraces divided by bunches of monolayer steps [2]. If the miscut is small, the mean distance between the neighboring monolayer steps is larger than the diffusion length of the migrating adatoms. Then, the bunching process does not occur and the spontaneous modulation of the layer thicknesses is caused by a morphological instability of the growing surface – the Asaro-Tiller-Grinfeld instability (ATG) [3, 4].

The series of four samples of InAs/AlAs superlattices grown by molecular beam epitaxy (MBE) on an InP(001) substrate was studied; the substrate was prepared without any nominal miscut. The samples have 2, 5, 10 and 20 superlattice periods; the InAs and AlAs thicknesses were nominally 1.9 monolayers in all samples. For all samples,

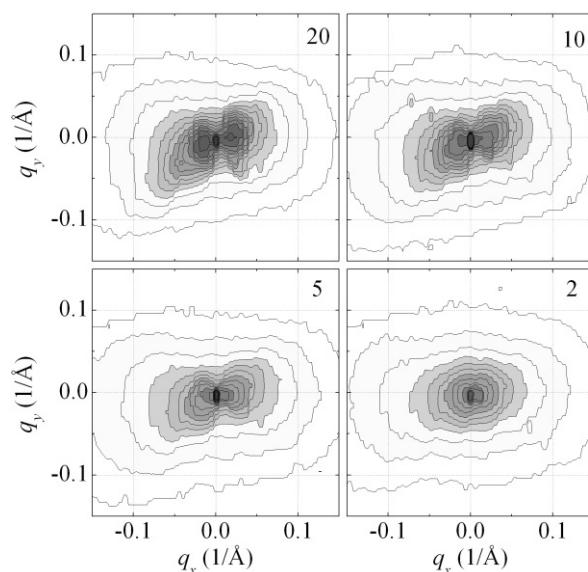


Fig. 1. The reciprocal space maps of the diffracted intensity measured in diffraction 400 of samples with 2 to 20 superlattice periods. The diffraction vector is parallel to the q_x -axis, the numbers of periods are denoted in the maps.



we have measured the intensity distribution of the grazing-incidence 400 and 040 diffraction in the $q_x q_y$ plane of the reciprocal space, i.e. parallel to the sample surface. The x-ray measurements have been carried out at the beamline ID01 of the European Synchrotron Radiation Facility (ESRF, Grenoble). In Fig. 1 are shown the reciprocal space maps of all samples taken in diffraction 400. In all cases except of the 2-period sample, the intensity distributions exhibit two side maxima in direction few degrees from [100] and [010] caused by the periodicity of the composition modulation. The intensity of side maxima increase with the number of the superlattice periods, so that the lateral composition modulation becomes stronger.

Since the intensity of the diffracted intensity depends on the chemical composition and the elastic deformation field in the superlattice, we developed a theoretical description of x-ray scattering that makes it possible to determine the degree of the lateral modulation directly from the measured data without assuming any structure model [5]. The dependences of the modulation amplitude $C \delta q$ and width δq of the satellites on the number of superlattice periods are plotted in Fig. 2. From the measurements it follows that the mean period $=(267 \pm 15) \text{ \AA}$ of the modulation remains constant during the growth, the integrated amplitude increases with the number N of the periods, while the width

q of the lateral satellites decreases with N as $N^{-0.2}$. From this behavior it follows that the first stages of the spontaneous modulation of the average chemical composition of a short-period superlattice cannot be explained as a result of the bunching of monolayer steps at the interfaces. Most likely, this behavior can be ascribed to the ATG instability, in which the critical wavelength of the surface corrugation, L_{crit} depends on the stress in the growing layer, elastic constants and its surface energy. In periodic multilayers, such an instability was investigated theoretically in Ref. [4]; using this approach we obtain $L_{crit} \approx 200 \text{ \AA}$ for these samples, which roughly corresponds to the obtained mean period L . However this approach gives much faster growth of the composition modulation than that obtained from the measurements; this will be the subject of further investigation.

S8

X-RAY DIFFUSE SCATTERING FROM DISLOCATION LOOPS IN CZOCHRALSKI GROWN SILICON WAFERS

P. Klang¹, V. Holý^{1,2}

¹ Institute of Condensed Matter Physics, Masaryk University, Brno, Czech Republic

² Faculty of Mathematics and Physics, Charles University, Prague, Czech Republic

Defects in silicon wafers are used for gettering metal impurities during the device processing. We have studied Czochralski grown silicon wafers (001) using triple-axis high-resolution X-ray diffraction (see measured reciprocal space intensity distribution map in Fig. 1). These wafers from different positions of the ingot were annealed at high (1050°C / 16h) or low and high temperature (750°C / 4h + 1050°C / 16h). In this work we have specialized in samples with intensity streaks perpendicular to {111} planes in measured reciprocal space maps.

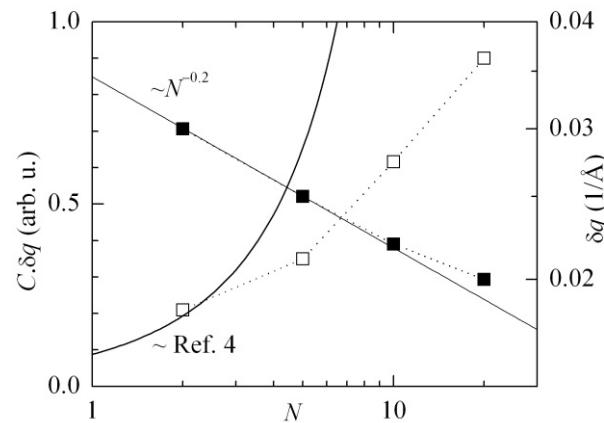


Fig. 2. The scaling behavior of the modulation amplitudes $C \delta q$ and widths δq of the lateral satellites as functions of the number of superlattice periods.

References

1. G. Norman, S. P. Ahrenkiel, C. Ballif, H. R. Moutinho, M. M. Al-Jassim, A. Mascarenhas, D. M. Follstaedt, S. R. Lee, J. L. Reno, E. D. Jones, R. D. Tweten, J. Mirecki-Millunchick, *Mater. Res. Soc. Symp. Proc.* 583 (2000) 297.
2. L. Bai, J. Tersoff, F. Liu, *Phys. Rev. Lett.* 92 (2004) 225503.
3. R. J. Asaro, W. A. Tiller, *Metall. Trans.* 3 (1972) 1789; M. A. Grinfeld, *Sov. Phys. Dokl.* 31 (1986) 831.
4. Z.-F. Huang, R. C. Desai, *Phys. Rev. B* 67 (2003) 075416.
5. O. Caha, P. Mikulík, J. Novák, V. Holý, S. C. Moss, A. Norman, A. Mascarenhas, J. L. Reno, B. Krause, *Phys. Rev. B*, in print.

We will discuss deformation field and X-ray diffuse scattering from dislocation loops (including stacking faults) in silicon crystal. The reciprocal space intensity distributions were modelled using the Krivoglaz theory [1]. The exact equation for deformation field from dislocation loops from Burgers theory of elasticity is used to computation the deformation field. These results have been compared with the approximate asymptotic equations from Larson, Schmatz [2] (see Fig. 2).

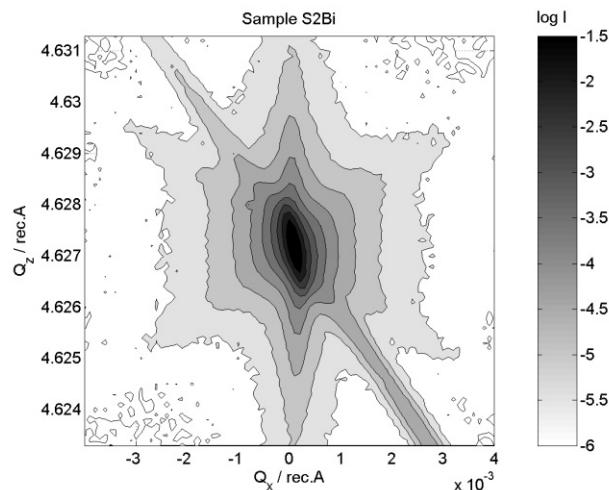


Figure 1. Measured symmetrical (004) diffraction reciprocal space map of annealed ($750^{\circ}\text{C} / 4\text{h} + 1050^{\circ}\text{C} / 16\text{h}$) silicon wafer.

The dislocation loops are placed in four equivalent planes $\{111\}$. Four streaks in the perpendicular directions \mathbf{o} should be observed in the measured data, however due to the symmetry and the orientation of the sample, two streaks coalesce in one together with truncation rod. We used three most common types of dislocation loops in $\{111\}$ planes in silicon: stacking faults with burgers vectors $\mathbf{b} = a/3<111>$, perfect dislocations with $\mathbf{b} = a/2<110>$ and Shockley dislocation with $\mathbf{b} = a/6<112>$. The final reciprocal space intensity distribution is sum over combinations of equivalent planes and burgers vectors (four for stacking faults, 24 for others). These simulations for the loop with radius 0,7 m are in Fig. 3.

The symmetry of measured reciprocal space map determines the type of dislocation loops and from FWHM of the intensity streak we can obtain the radius of the loops. Good agreement of the theory with the experimental data was achieved for the model of stacking faults.

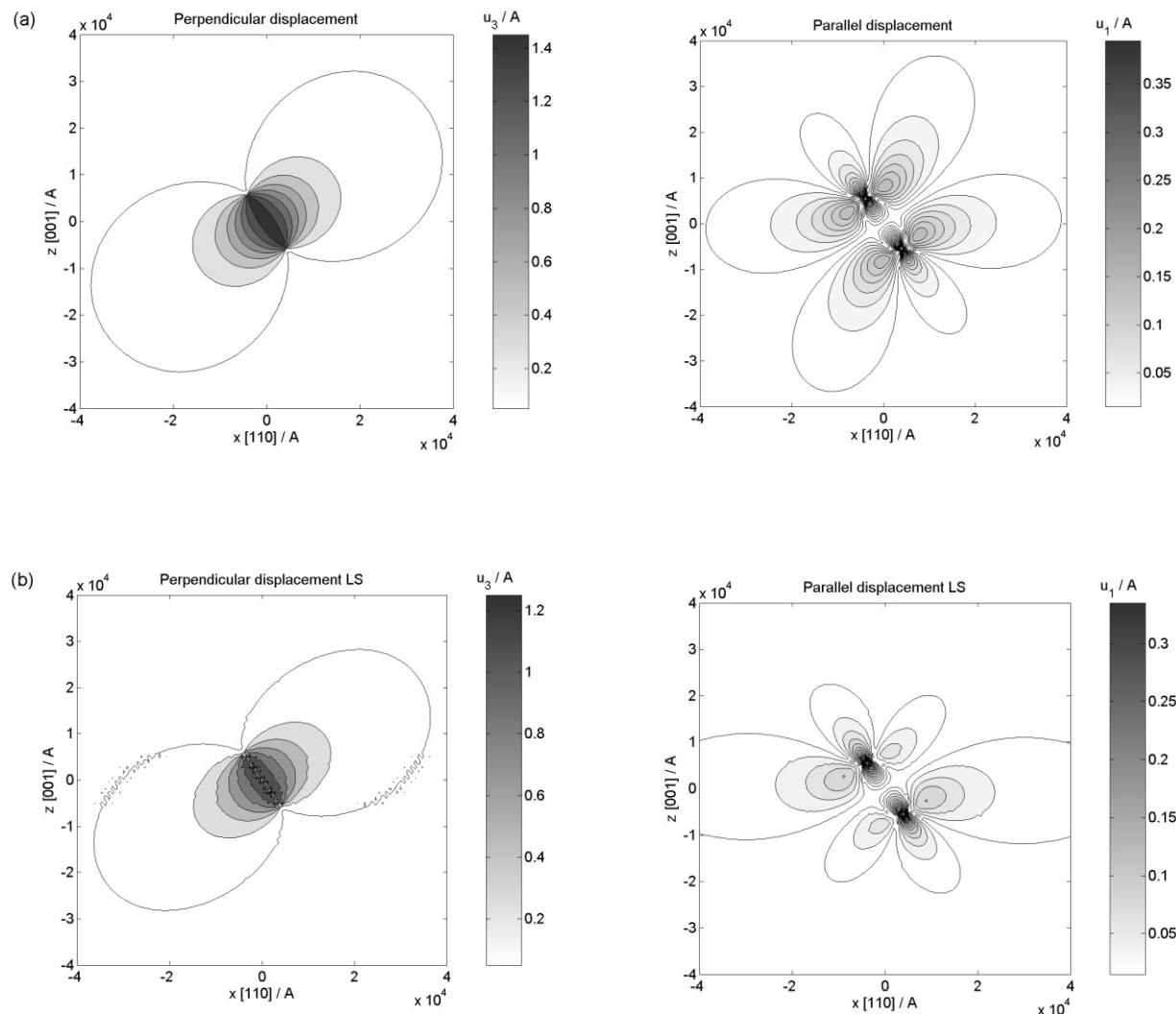


Figure 2. Size of simulated displacement field from stacking fault in $\{111\}$ plane with $\mathbf{b} = a/3[111]$ (in parallel and perpendicular direction to stacking fault) using (a) Burgers and (b) Larson theory.

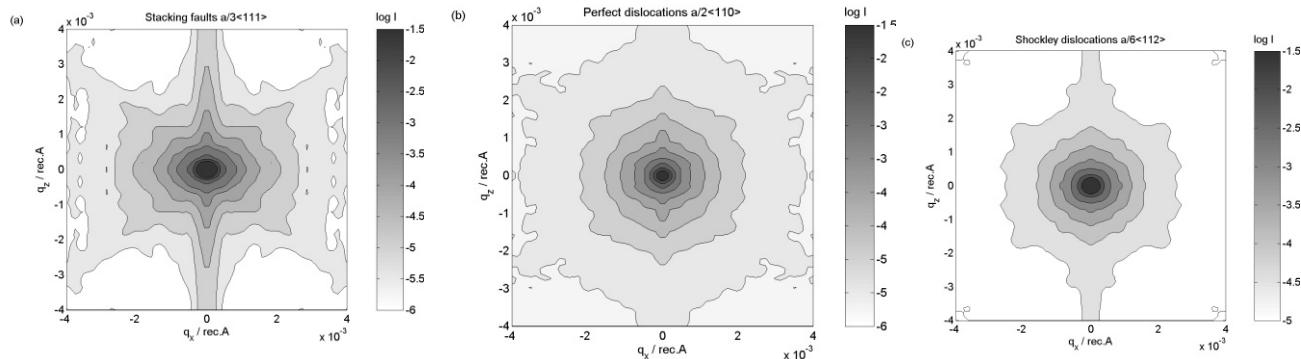


Figure 3. Simulated reciprocal space intensity maps from (a) stacking faults, (b) perfect dislocations and (c) Shockley dislocations with radius 7000 Å.

- [1] M. A. Krivoglaz, Diffraction of X-rays and Neutron in Nonideal Crystals, Springer, Berlin 1996.
- [2] B. C. Larson and W. Schmatz, *Phys. stat. sol. (b)* **99** (1980) 267.

S9

NANOTEST™ NT 600 - A DEVICE FOR ANALYSES OF MECHANICAL PROPERTIES OF MATERIALS

R. Čtvrtlík, M. Stranyánek, P. Boháč, L. Jastrabík

Institute of Physics of Academy of Sciences of the Czech Republic, Na Slovance 2, 182 21 Prague

Thin films and coatings technology have become the crucial aspect in a wide range of production processes. It is used with success for instance in electro technical industry, electronics, optics, mechanical engineering, energetics and medicine. On this account the mechanical properties metrology of thin films and coatings has become very important due to their optimization as well as high-quality production. There are numbers of devices available for the

measurement of these properties, either specialized for certain test or universal which are available to carry out the entire analysis of mechanical properties of thin films and surfaces. The special rank belongs to the modular measuring system NanoTest™ (Micro Materials Ltd.) significant by its unique construction, which enables horizontally loading of the specimen.

Full paper will be published in next issue.

S10

MĚŘENÍ ELASTICKÝCH KONSTANT TENKÝCH VRSTEV METODOU LAW

R. Picek, P. Boháč

Fyzikální ústav AV ČR, Na Slovance 2, 182 21 Praha 8

One of possible applications of thin films is coating of contact loading components and tools for improving their surface properties. Mechanical features of films are crucial for their applicability in practice. They are partially characterized by elastic constants (Young modulus, Poisson ratio). Determination of these quantities through classical methods which are known from measurement of bulk materials is not possible. Therefore new ways of identifications of elastic constants has been developed. One of them is method LAW (laser acoustic waves) which elicits the con-

stants from acoustic wave propagation. In this article principle of LAW is explained in simplified form. Conditions for applications and comparison with other methods are presented. The measurement of thin Si and SiC films deposited on silicon wafer by magnetron sputtering was carried out. Some problems and disadvantages of this method were discussed. Their feasible solution is outlined at the end of the article.

Full paper will be published in next issue.