DEFORMACE OCELI P-900 ZASTUDENA

Dagmar Jandová[1], Milan Čepera[2], Zbyšek Nový[1]

[1]Západočeská univerzita v Plzni, Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
[2] Research Institute 070, P.O. Box 547, Brno

Twinning and slip of dislocations are the main structural changes during cold plastic deformation of P900 austenitic nitrogen alloyed steel. Slip bands with characteristic dislocation arrangement are observable in the material with low level of deformation (5%). Increasing deformation initiates stacking fault establishment in the slip band area, typical diffraction phenomena as Moire fringes and strip contrast are then observable. Twins arise after higher plastic deformation – cca 8% - nucleation and growth of them occure preferably on existing slip bands. Electron diffraction patterns from twinned austenitic crystals show amount of diffraction spots not belonging to f.c.c lattice of austenit.

X-ray diffraction analysis were made on compression deformed samples with 10%, 20% and 50% deformation level and on the sample without deformation.

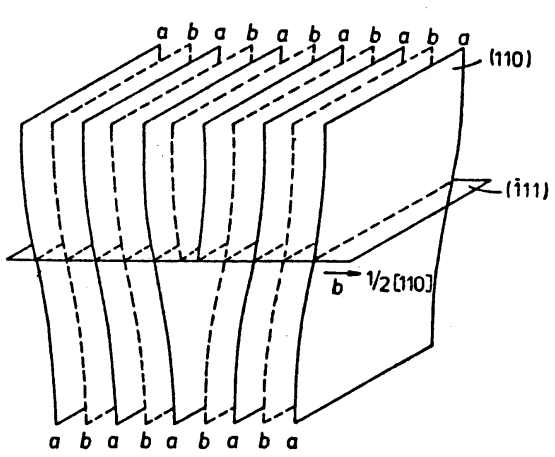
1 Úvod

Plastická deformace kovů a slitin probíhá dvěma základními mechanismy - skluzem dislokací nebo dvojčatěním. Skluz se uskutečňuje při vzájemném pokluzu krystalografických rovin. Protože Burgersův vektor skluzových dislokací je vždy mřížovým vektorem, posunují se atomy při skluzovém pohybu z jedné mřížové polohy do sousední ekvivalentní polohy. To znamená, že oblast,ve které proběhl skluz, zůstává identická se zbývající částí krystalu nebo zrna. Naopak deformační dvojčata tvoří v původním zrně oblast krystalograficky stejnou. avšak odlišně orientovanou.

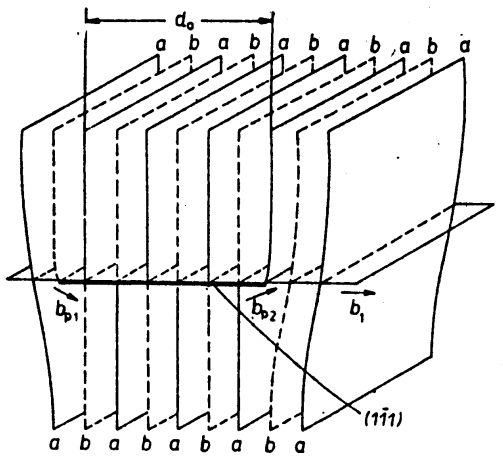
Původní představy [1] předpokládají vznik dvojčete střihovým mechanismem - náhlým přesunem velkého množství atomů v určitém směru o úsek odpovídající zlomku vzdálenosti mřížových bodů. Tento proces bývá doprovázen zvukovým efektem. Pozdější názory [2] připouštějí souvislost dvojčatění se skluzem parciálních dislokací na dvojčatových rovinách. Burgersův vektor těchto dislokací je vždy zlomkem mřížového vektoru - pohyb dislokace tedy vede k přemístění atomů do mezimřížových poloh a při skluzu může být část krystalu přesunuta do dvojčatové orientace. Je však dosud nejasné, jak tento proces probíhá. V některých materiálech dochází zřejmě ke střihovému mechanismu, v jiných se přednostně uskutečňuje mechanismus skluzový. To je důvodem rozmanitosti výsledků publikovaných různými autory.

2 Krystalografické aspekty deformace austenitických ocelí

Skluzový pohyb dislokací je považován za primární mechanismus plastické deformace. Zda převládá v daném materiálu skluz nebo dvojčatění, je dáno především krystalovou strukturou. V f.c.c. materiálech, které obsahují mezi všemi krystalografickými skupinami nejvíce skluzových rovin a směrů (4 ekvivalentní systémy rovin {111} a v každé rovině 3 skluzové směry typu ⟨112⟩) se obvykle oba mechanismy střídají.



Obr.1a: Hranová dislokace 1/2 [110] v f.c.c. krystalu.



Obr.1b: Rozštěpení úplné dislokace na dvě Schockleyovy dislokace oddělené vrstevnou chybou.

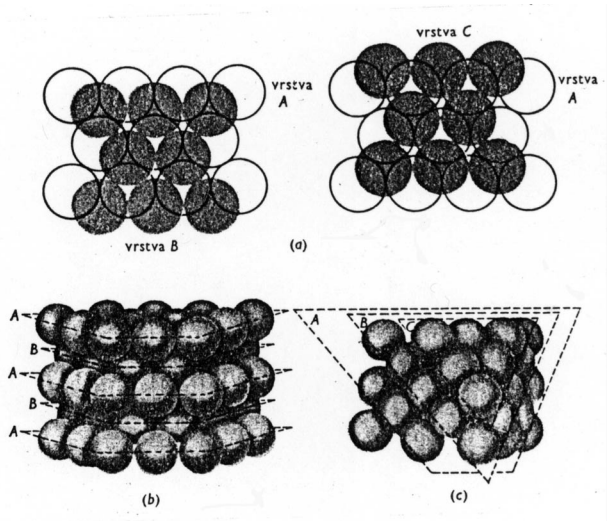
Základní skluzovou dislokaci v diskutované mřížce [3], tj. hranovou dislokaci s Burgersovým vektorem 1/2[110], si lze představit jako dvě vsunuté poloroviny

© Krystalografická společnost

(110), které se řadí v pořadí ...ababa...(obr. 1a). Po skluzu musí být toto uspořádání zachováno. Obě vsunuté poloroviny ab se mohou pohybovat odděleně (obr. 1b). Tím se vytvoří dvě neúplné (parciální) dislokace s Burgersovým vektorem 1/6 [112]. Skluz těchto dislokací si lze představit podle obr.2 tak, že atomy B se pohybují do sousedních poloh B přes blízké polohy C („údolími" mezi atomy A a ne přes jejich vrcholy). Atomy B se přemisťují cik-cak pohybem a skluzu $\mathbf{b}_1$ se dosáhne dvěma pokluzy $\mathbf{b}_{p1}$ a $\mathbf{b}_{p2}$. Krystalem se pohybuje rozštěpená dislokace (obr.1b).

$$\mathbf{b}_1 \rightarrow \mathbf{b}_{p1} + \mathbf{b}_{p2}$$

$$1/2\,[110] \rightarrow 1/6[211] + 1/6[12\bar{1}] \qquad (1)$$



Obr.2: a) Atomy v těsně uspořádaných vrstvách B a C leží nad dvěma různými soubory prohlubní v těsně uspořádané vrstvě A. b) Vrstvení rovin v pořadí ABAB v hexagonální h.c.p. struktuře. c) Vrstvení rovin ABCABC v kubické f.c.c. struktuře.

Ve skluzové rovině se mezi neúplnými dislokacemi vytvoří pás vrstevné chyby. Vně bude např. vrstvení ...ABCABC... a mezi neúplnými dislokacemi vrstvení ...ABCACABC.... Vrstevná chyba má určitou energii (označ.EVCH). Požadavek její minimalizace se projeví tak, že se nastaví určitá rovnovážná vzdálenost mezi neúplnými dislokacemi - tj. šířka rozštěpené dislokace, jež je nepřímo úměrná energii vrstevné chyby. Ve vícesložkových systémech se projevuje různá tendence příměsových atomů rozpuštěných v tuhém roztoku difundovat do blízkosti vrstevné chyby [4], což způsobuje změny v její energii. U natolik složitých materiálů, jako jsou ocele, je komplikované stanovit vliv jednotlivých legujících prvků. U CrMnNi ocelí atomy Cr snižují EVCH, atomy Ni ji naopak zvyšují [5,6] . Mangan snižuje EVCH tím, že jednak sám difunduje do její blízkosti, jednak zesiluje uvedené působení atomů Cr a Ni. Složitější se jeví působení intersticiálních prvků C a N. Při malých koncentracích (asi do 0,5at.% C) atomy uhlíku segregují na vrstevných chybách až do nasycení. Při dalším zvyšování koncentrace je nutno brát v úvahu jeho přerozdělení mezi tuhý roztok a hranice zrn. Podle výsledků měření EVCH [7] u oceli 70Mn10Ni8Cr4Ti vede vysoký obsah uhlíku ke zvyšování EVCH (naměřena hodnota 49 mJ/m^2). U oceli 08Cr18Mn18N0,5 byla stanovena hodnota 18 mJ/m^2 [7], u oceli 06Cr13Mn19 hodnota 4,8 mJ/m^2 [8] . Z porovnání posledních dvou uvedených hodnot lze usuzovat na vlivy snižování EVCH působením manganu a zvyšování EVCH dusíku.

Podobně jako u hranové dislokace lze vytvořit i model pro šroubové dislokace se stejnou rovnicí štěpení (1) jako v případě hranových dislokací.

Jiný typ neúplné dislokace v f.c.c. struktuře představuje vsunutí nebo vyjmutí pouze jedné roviny typu (111}. Vznikne Frankova zakotvená dislokace s Burgersovým vektorem 1/3 ⟨111⟩. Tato rovina se může pohybovat jen v případě, reaguje-li s vhodnou Shockleyho dislokací za vzniku dislokace úplné podle schématu

$$1/6[11\bar{2}] + 1/3\,[111] \rightarrow 1/2[110] \qquad (2)$$

2.1 Krystalografie dvojčatění v f.c.c. mřížce

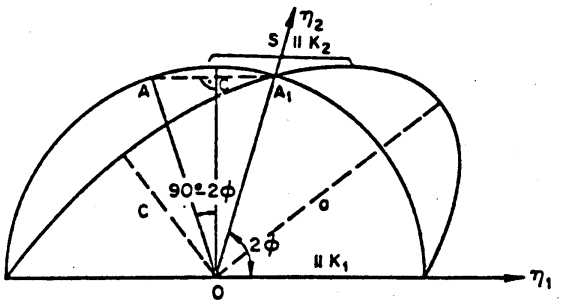
Při popisu mechanismu dvojčatění se zaměříme na mikrostrukturní popis pohybu jednotlivých atomů a krystalových rovin. Matematický popis s transformačními maticemi je uveden v práci [9].

Uvažujme část krystalického materiálu ve tvaru koule (obr.3) [10]. Pak při dvojčatění smykem ve směru η_1 je koule transformována na elipsoid. Přitom pouze dvě roviny dané průsečnicemi koule a elipsoidu nejsou deformovány - rovina K_1 obsahující směr η_1 a K_2 se směrem η_2.. Dvojčatovou strukturu získáme buď zrcadlením podle roviny K_1 nebo rotací kolem kolmice k K_1 o úhel $180^o - 4\phi$, kde 2ϕ je úhel mezi konečnou polohou rovin K_1 a K_2. Rovina K_1 se nazývá rovinou dvojčatění, rovina kolmá ke K_1 obsahující směr η_1 rovinou smyku, η_1 směrem dvojčatění a η_2 reciprokým směrem dvojčatění. Velikost střihu je označena s. Rovinou dvojčatění může být v daném krystalu jen ta rovina, která splňuje určité krystalografické předpoklady [11]. Dvojčatění probíhá nejčastěji v rovině s nejmenší mezirovinnou vzdáleností, jež nesmí být v původním krystalu rovinou zrcadlení, a ve směru vyžadujícím nejmenší dráhu střihu. Těmto požadavkům vyhovují v kubické f.c.c. mřížce roviny {111} a směry <112>.

Zmíníme se dále o jedné z hlediska experimentu velmi důležité vlastnosti dvojčatění a sice o polarizaci dvojčatového smyku [12]. K vysvětlení poslouží obr.4, který znázorňuje $[11\bar{2}](111)$ dvojčatění. Na náčrtu jsou též vyznačeny stopy rovin typu (111), které představují ...ABCABC... vrstvení f.c.c. struktury (obr.3). Dvojče se vytvoří při současném posunu atomů 1. roviny sousedící s dvojčatovou rovinou o vzdálenost s odpovídající 1/6 [112], 2. roviny o 2s, 3. roviny o 3s atd. Tak dostaneme od dvojčatové hranice vrstvení rovin v pořadí ...CBACBA... zrcadlově symetrické oblasti. Pohyb v opačném směru vede k vrstvení AA, které je nestabilní. To znamená, že dvojčatění nastává při dané orientaci krystalu jen v jednom případě, buď při působení tlakové síly nebo při tahu. V případě, že dojde k posunu 1/6[112] pouze v jedné rovině, dostaneme vrstvení ...ABCACABC... s úbytkovou (intrin-

© Krystalografická společnost

sic) vrstevnou chybou [12]. Vytváření sledů překrývajících se vrstevných chyb v rovinách dvojčatění bylo pozorováno v manganové oceli legované vanadem [13]. Překryvem mnoťství vrstevných chyb můťe dojít k vytvoření hexagonální symetrie, jíť odpovídá vrstvení těsně uspořádaných rovin ...ABABAB...(obr.2). Současně pak lze v austenitu pozorovat dvojčata, pakety vrstevných chyb a ε - martenzit. Při pozorování v transmisním elektronovém mikroskopu ve směru blízkém zóně <110> nelze difrakcí rozlišit dvojčata a h.c.p. desky. V článku /14/ byl publikován názor, ťe dvojčata nukleují a rostou vytvářením paketů vrstevných chyb.



Obr.3: Náčrt deformace koule na elipsoid při dvojčatění.

2.2 Nukleace a růst dvojčat

Byly pozorovány dva základní mechanismy tvorby dvojčatových zárodků - střihem a skluzem.

1. Homogenní nukleace. Při určitém kritickém skluzovém napětí se vytvoří v oblasti prosté dislokací zárodek čočkovitého tvaru, ze kterého se rychlým pohybem množství atomů rozšíří dvojče často přes celé zrno. Dvojčata se tvoří v rovině, která svírá s vektorem střihového napětí nejmenší úhel. Dvojčatění tohoto typu bývá pozorováno u hexagonálních kovů [12].

2.Heterogenní nukleace. Dvojčatové zárodky se častěji tvoří na poruchách nebo nečistotách [15] a na speciálních útvarech z parciálních dislokací a vrstevných chyb [12]. Na základě výsledků pozorování dislokací byl vytvořen model spirálních zdrojů parciálních dislokací, které produkují vrstevné chyby, jejichž překryvem vznikají tenká lamelární dvojčata [16] . V f.c.c. strukturách tyto zdroje vznikají při štěpení dislokací podle následujících schémat [12].

$$1/2[110] \rightarrow 1/3\,[111] + 1/6\,[11\bar{2}] \quad (3)$$

$$1/2[\,110] + 1/2\,[101] \rightarrow 3x1/6\,[211] \quad (4)$$

Z výše uvedeného je zřejmá duální role skluzu při dvojčatění. Skluz je jednak iniciačním a růstovým mechanismem dvojčatění, jednak přispívá ke koncentraci napětí v krystalické mřížce, které při dosažení kritické hodnoty může vést ke dvojčatění střihem. V f.c.c. pak bývá při deformaci pozorována kombinace skluzu a dvojčatění

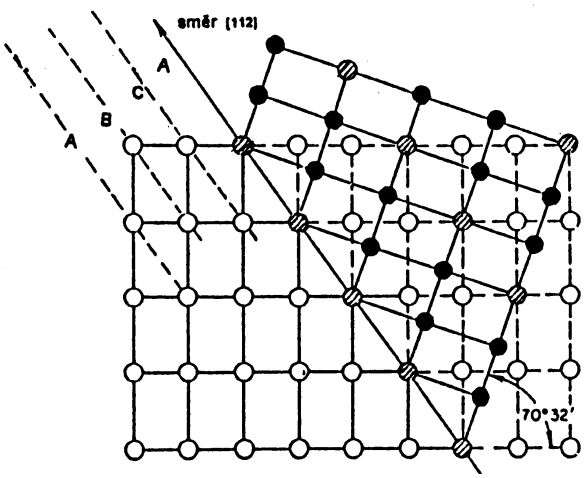
3 Experimentální část

Ze vzorků studované oceli P900 deformované zastudena tlakem na 0%, 5% a 10% celkové deformace byly zhotoveny fólie pro transmisní elektronovou mikroskopii klasickou metodou elektrolytického leštění v pinzetě.

Deformované válečky byly rozřezány na kotoučové pile s brusnými částicemi kubického nitridu bóru na plátky o tloušťce 0,8 mm kolmo k rotační ose. Dále následovalo ruční zbroušení na metalografických papírech na 0,16mm a elektrolytické leštění v 7% roztoku kyseliny chloristé v ledové kyselině octové při teplotě 8 až 10°C.

Fólie byly pozorovány na transmisním elektronovém mikroskopu TESLA BS 540 s urychlovacím napětím 120 kV.

Vzorky po deseti, dvaceti a padesátiprocentní deformaci a vzorek ve vyžíhaném stavu bez deformace byly podrobeny rtg. difrakční analýze na difraktometru Siemens D-500 s texturním goniometrem při použitém záření Co $K_{\alpha 1+2}$.



0br.4: Schéma pohybu atomů v f.c.c. mřížce při dvojčatění $1/6\langle 112\rangle\{111\}$.

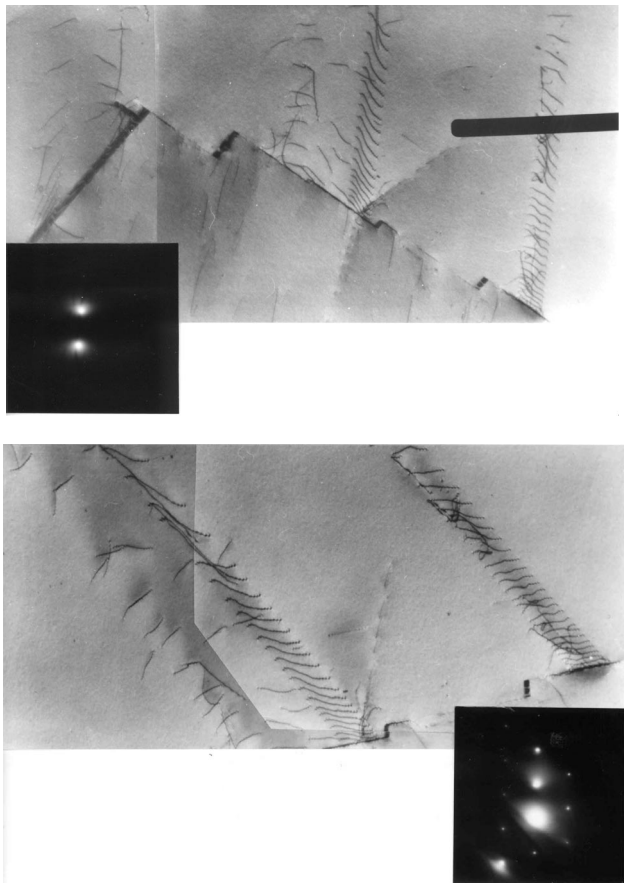
3.1 Elektronová mikroskopie a difrakce

Výchozí struktura materiálu sestává z austenitických zrn s ojedinělým výskytem nepravidelně rozmístěných dislokací, které byly pravděpodobně zaneseny do struktury při přípravě fólií.

U vzorků s 5% deformací byly pozorovány skluzové pásy s rovnoběžně uspořádanými dislokacemi. Na obr.5 je zobrazeno austenitické zrno v orientaci blízko pólu [011] při dvousvazkovém nastavení s reflexí $\bar{1}1\bar{1}$. Úplné dislokace typu 1/2 <110> se pohybují směrem k hranici zrna v jedné z rovin {111} a vytvářejí na hranici typické stupně. Ve vhodně orientovaných zrnech dochází ke skluzu v několika skluzových systémech. Na obr.6 jsou dokumentovány dva pásy dislokací v orientaci blízko pólu [$\bar{1}$12]

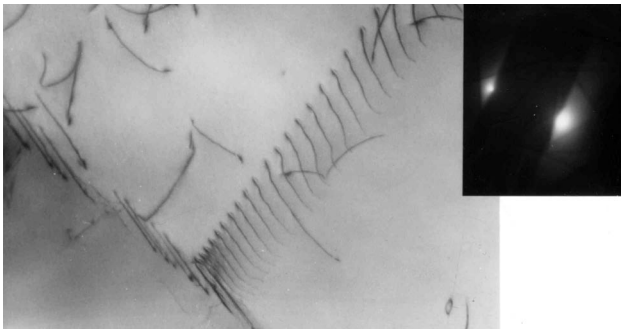
© Krystalografická společnost

při dvousvazkovém nastavení v reflexi 311, na obr. 7 podobné pásy v jiném zrnu orientovaném va směru [011] zobrazené v primárním svazku a reflexi $\bar{1}1\bar{1}$. Odlišný případ se nachází na obr. 8, kde dislokace pohybující se v rovnoběžných skluzových systémech interagují za vzniku dislokační sítě. Vyjímečně byly ve skluzových pásech pozorovány vrstevné chyby. Zajímavý útvar se nachází na sadě snímků na obr.9. Při skluzu zde došlo k rozštěpení úplných dislokací na parciální za současného vytvoření vrstevných chyb. Jejich překryvem v rovnoběžných rovinách typu {111} vznikl tzv. paket, na němž se při zobrazení ve vhodných orientacích tvoří speciální kontrast s příčnými proužky. Stejný paket byl sledován v různých orientacích blízko pólu [011] při dvousvazkovém nastavení s reflexemi $11\bar{1}$, $\bar{1}\bar{1}1$ a $31\bar{1}$. Příčné proužky (obr.9a,b) jsou způsobeny změnou fáze elektronové vlny procházející odlišným počtem vrstevných chyb. Každá třetí vrstevná chyba odpovídá nulovému kontrastu. Vrstevné chyby tedy přibývají od užší části paketu směrem k hranici zrna. Četné provedené difrakce odpovídaly pouze f.c.c.struktuře.



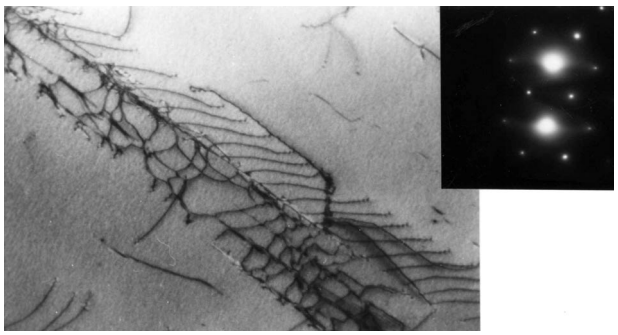
Obr.5: Austenitické zrno se skluzovými pásy. Zv. 20 000x a 25 000x (reflexe $\bar{1}1\bar{1}$, pól [001])

Na fóliích ze vzorků deformovaných na 10% bylo pozorováno množství skluzových pásů s relativně vysokou hustotou dislokací, pakety vrstevných chyb a dvojčata. Na obr.10 jsou vidět skluzové pásy a úzké oblasti překrývajících se vrstevných chyb s četnými dislokacemi. Při přechodu z oblasti bez dislokací do dislokačního pásu



Obr.6 Dva skluzové pásy zobrazené ve dvousvazkové orientaci s reflexí 311 u pólu [$\bar{1}$12]. Zv. 35 000x.

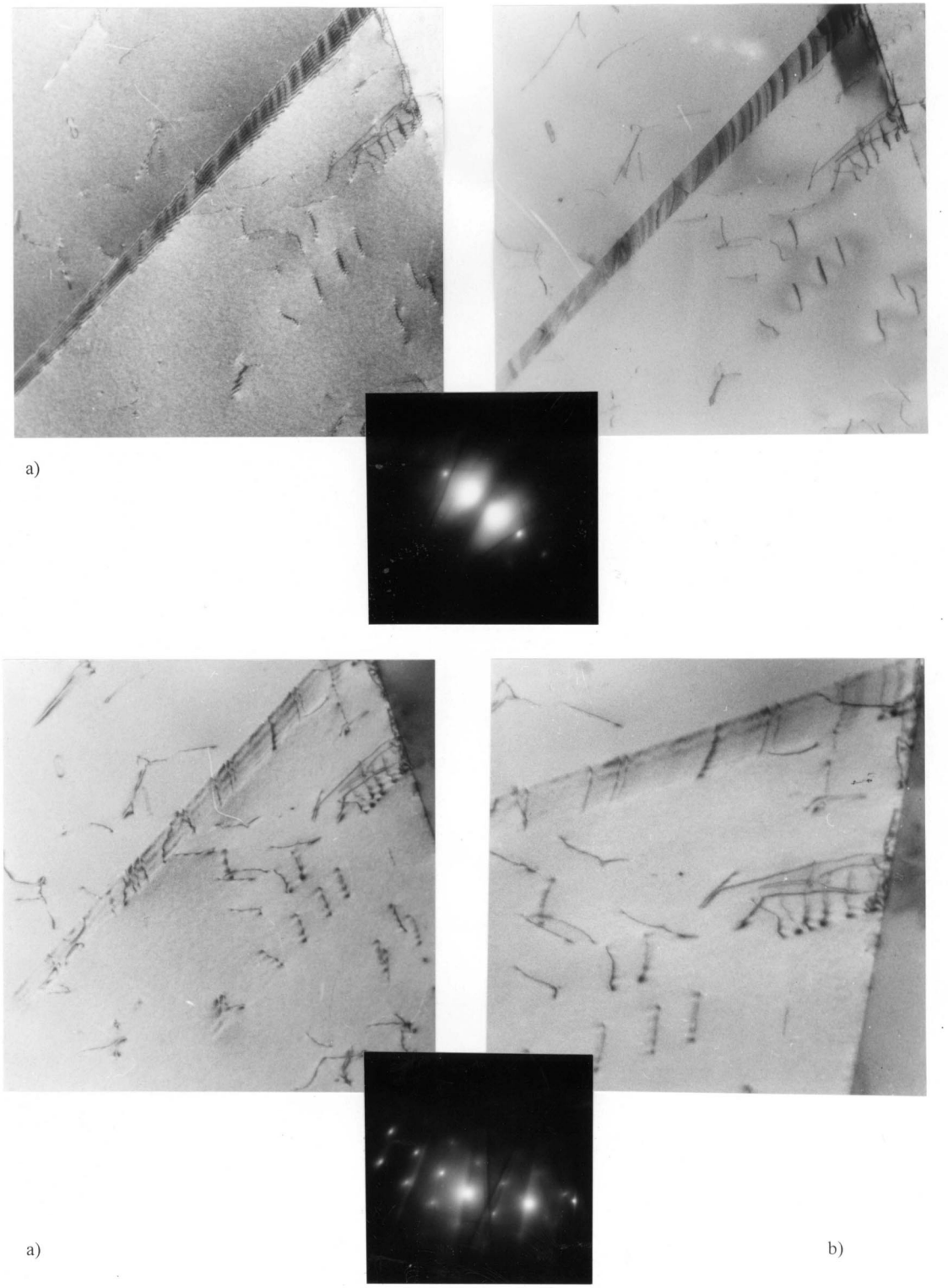
Obr.7: Dva skluzové pásy zobrazené ve dvousvazkové orientaci s reflexí $\bar{1}1\bar{1}$ u pólu [011]. Zv. 50 000x



Obr.8: Dislokace v rovnoběžných skluzových pásech zobrayené ve dvousvazkové orientaci s reflexí $02\bar{2}$ u pólu [011]. Zv.27 000x.

nebyly zaznamenány změny v difrakčním obrazci, difrakční spopy příslušely jen f.c.c mřížce. U některých pásů považovaných za pakety vrstevných chyb byly pozorovány difrakční stopy s hexagonální symetrií, jak je patrné na obr.11. Difraktogram 11a pochází z „čisté oblasti" austenitického zrna, složený difraktogram 11b z pásu. Tento difraktogram představuje zonu [013] f.c.c. mřížky a [0001] h.c.p. mřížky. Stopa navíc pochází od dvojité difrakce. To znamená, že tento pás přísluší jehlici ε-martenzitu. Bylo pořízeno množství difraktogramů s dosud neoindexovanými stopami, u nichž je podezření na výskyt výše uvedeného martenzitu. Dále byla na fóliích pozorována dvojčata s typickou dvojčatovou orientací. Na obr.12 jsou zobrazeny dva systémy dvojčat ve světlém a tmavém poli ve vyznačené dvojčatové reflexi.

© Krystalografická společnost

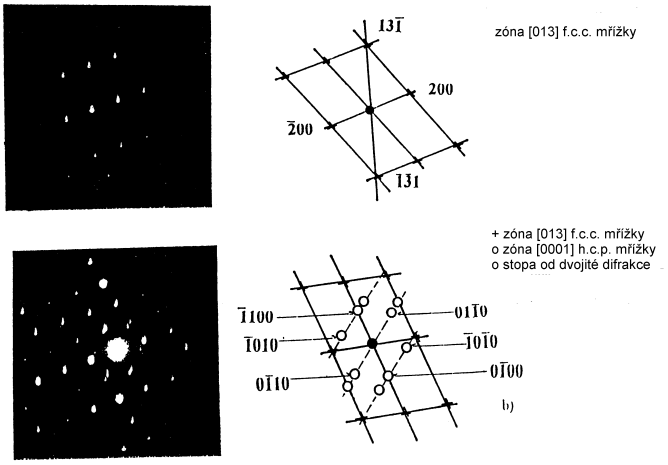


Obr. 9. a) Paket vrstevných chyb zobrazený v reflexích $11\bar{1}$, $\bar{1}\bar{1}1$, $31\bar{1}$ blízko pölu [011]. Zv. 25 000x.
b) Detail paketu. Zv. 50 000x.

© Krystalografická společnost

Obr.10a: Vzorek deformovaný na 10%. Skluzové pásy. Zv. 50 000x.

Obr.10b: Vzorek deformovaný na 10%. Skluzové pásy a pakety vrstevných chyb. Zv. 30 000x.



Obr.11: a) Difraktogram austenitického zrna, zóna[013]. b) Složený difraktogram z aust. zrna s pásem vykazujícím hexagonální symetrii, zóny [013] a [0001].

transformaci došlo vlivem deformace při vlastní tlakové zkoušce, nebo při následném broušení povrchu. Po odstranění 1mm tenké povrchové vrstvy tohoto vzorku již nebyl žádný martenzit zaznamenán.

Skutečnost, že austenitická fáze zůstává prakticky zachována i při vysokých stupních deformace, koresponduje se známými zkušenostmi s podobnou dobrou stabilitou austenitu v ocelích 0,5N18Cr18Mn. Existence případné hyperstruktury - nadmřížky - s trojnásobkem mřížkového parametru austenitu, která byla popisována v práci [9], nebyla v difrakčních záznamech potvrzena. Značně vysoká mez detekce použité metody (2-3 objemová % fáze ve vzorku) však existenci hyperstruktury ani nevyvrátila.

3.2 RTG difrakční fázová a texturní analýza

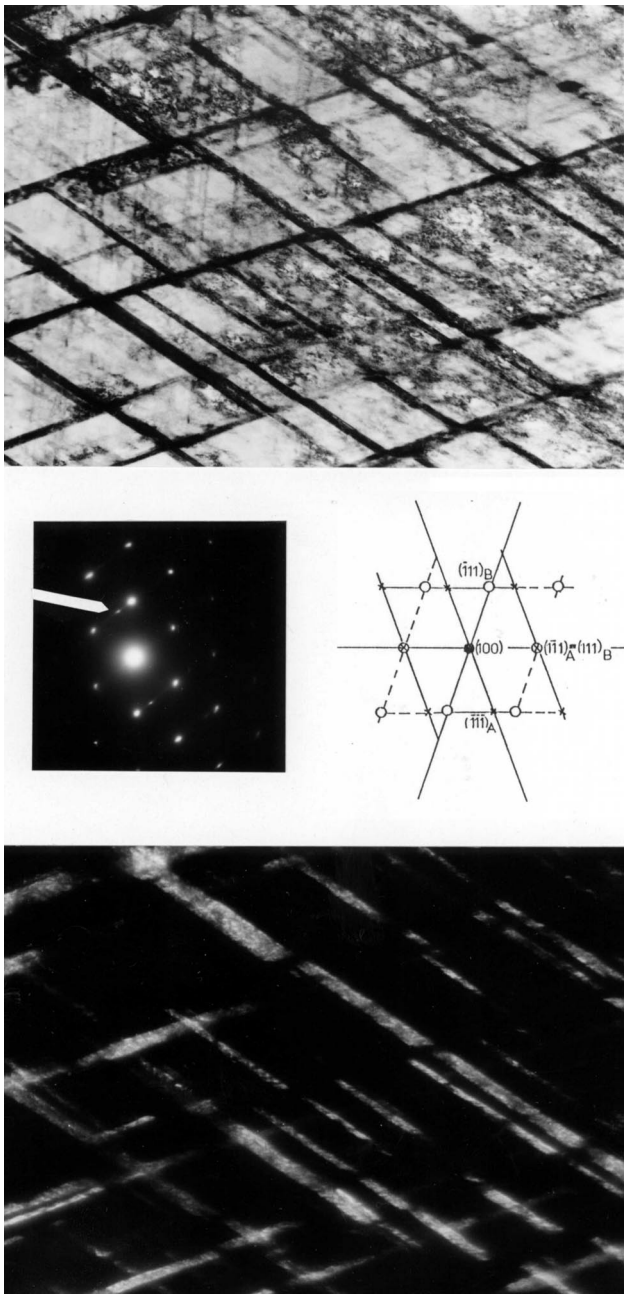
Výsledkem provedené fázové analýzy získaných difrakčních záznamů je konstatování, že všechny měřené povrchové vrstvy jsou tvořeny fcc kubickou fází, tj. γ - austenitem. Pouze u vzorku po padesátiprocentní tlakové deformaci existuje v původním stavu v povrchové vrstvě α' martenzitická fáze. Z integrálních intenzit obou zmiňovaných fází lze určit, že martenzitu je v tomto vzorku okolo sedmi objemových procent. Lze se domnívat, že martenzit vznikl deformačně indukovanou martenzitickou transformací, avšak není bohužel zřejmé, zda k této

Deformační mechanismy lze proto charakterizovat obvyklým způsobem - plastickou deformací dislokačním, dvojčatovým a kombinovaným mechanismem, včetně jejich objemové heterogenity v důsledku reálných deformačních gradientů a vzájemného přizpůsobování v zrnité struktuře polykrystalického agregátu. Výsledkem takovýchto mechanismů, kromě komplexní charakteristiky zpevňování, je i finální měřená textura. Ta je integrálním obrazem vnitřně svázaných procesů plastické deformace a jako taková v sobě zahrnuje veškeré analogické procesy, které se v materiálu odehrávají od jeho vzniku. Textuře můžeme připsat jistou technologickou paměť, jejíž

© Krystalografická společnost

kvantifikování může napovědět mnohé o způsobu předchozího zpracování.

Při vlastním texturním měření vzorků byly sejmuty pólové nekompletní obrazce na γ - austenitických rovinách (111), (200) a (220). K analýze reálných textur všech čtyř povrchů byla použita Bungeho třídimenzionální texturní analýza [19, 20], jejímž základním principem je změření příslušného počtu pólových obrazců (pólové obrazce jsou



Obr. 12: Vzorek deformovaný na 10% se síťovým dvojčat zobrazených ve světlém a tmavém poli ve vyznačené dvojčatové reflexi. Zv. 20 000x.

již samy o sobě dvourozměrnou distribuční funkcí orientací krystalitů, závislou pouze na orientaci jediné krystalové roviny) a jejich inverze na orientační distribuční funkci (ODF). Pro tuto transformaci byla použita metoda rozvoje v řadu [23] v Eulerově prostoru, definovaném úhly rotace φ_1, Φ, φ_2 [24]. Spočítaná ODF je čtyřrozměrnou funkcí - tři prostorové souřadnice, definují bod, v němž hodnota ODF je přímo úměrná četnosti výskytu dané roviny *(hkl)* ve směru <*uvw*>. Identifikace texturních komponent pak spočívá ve vyhledávání maxim ODF a přiřazením souřadnich maxima k nejbližší popsané ideální orientaci *(hkl)*<*uvw*>. U slabších nevýrazných textur bývá tato procedura spojena s obtížemi, které jsou důsledkem Gaussovského rozmazání orientací v těsné blízkosti uvažované ideální orientace, případně překrýváním několika oblastí existujících ideálních orientací. Proto je díky této popsané nejednoznačnosti při identifikaci mnohem výhodnější porovnávat pouze vybrané řezy Eulerovým prostorem [25]. Tyto řezy se nazývají vlákna, a jsou definována následovně [26] :

α ... φ_1=0, φ_2=45

γ ... Φ=0, φ_2=45

ε ... φ_1=90, φ_2=45

η ... φ_1=0, φ_2=0

ζ ... Φ=45, φ_2=0

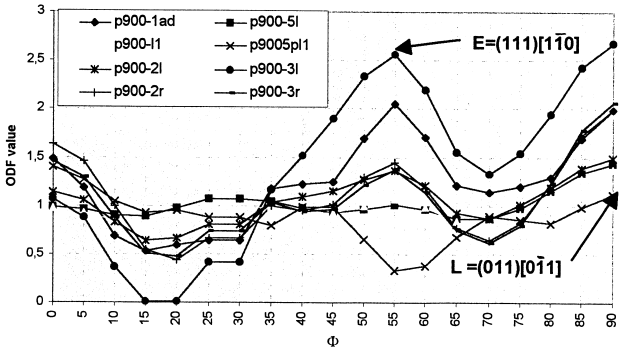
α a γ vlákna obsahují nejdůležitější informace, vyplývající z působení rovinné plastické deformace. Pomocí vláken ε a η lze úspěšně popsat smykové komponenty. V každém konkrétním případě nese i konstantní průběh důležitou informaci o působení deformace v různých směrech. Jednotlivá vlákna měřených vzorků jsou uvedena na obrázcích 13-17.

Nedeformovaný vzorek je zde označen jako p900-1ad, 10%, 20% a 50% deformace odpovídá postupně vzorkům 2,3 a 5, písmeno L, případně PL1, označuje původní leštěný povrch vzorku, písmeno R označuje povrch po bezdeformačním rozříznutí původního vzorku a následném elektrolytickém leštění.

Přestože je zkoumání textury kovových materiálů jedním z nosných témat většiny renomovaných časopisů z oblasti materiálového výzkumu, relevantní informace o texturách materiálů po deformaci v tlaku jsou v podstatě mizivé. Převážná většina literatury hovoří o deformacích tahových a z nich vyplývajících válcovacích, případně rekrystalizačních texturách.

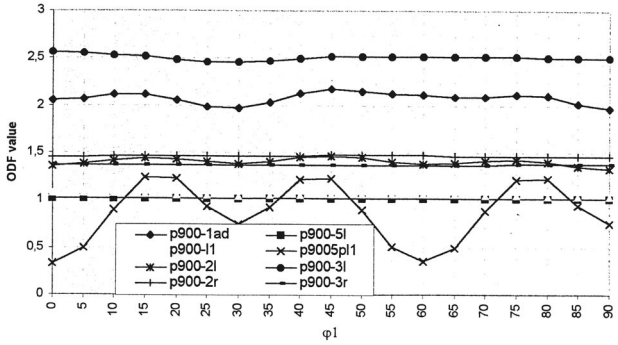
U předložených vzorků, přestože byly namáhány tlakem, existuje vláknitá textura {111}<uvw> , viz obr.13 a 15. Je uváděno [27], že protlačované a tažené produkty fcc kovů vykazují v deformovaném stavu dvě základní vláknité textury - silnou o a slabou , existující v materiálu společně. Také práce [28] se zmiňuje ve spojitosti s velkými tahovými deformacemi o existenci vlákna o u fcc kovů, které je doprovázeno výskytem deformačních dvojčat. Navíc je však v experimentálním materiálu prokázána existence silné {011}<uvw> textury, viz obr. 13, 15 a 17, která je podle [28] spojena zejména se vznikem skluzových pásů. Avšak mechanismus deformace a s ní spojené změny přednostní orientace jsou v tomto případě zcela jiné. Modelové situace, postavené na předpokladu, že deformace se odehrává pouze skluzem podél jednoho nebo

© Krystalografická společnost



Obr. 13 α - vlákno textury všech vzorků

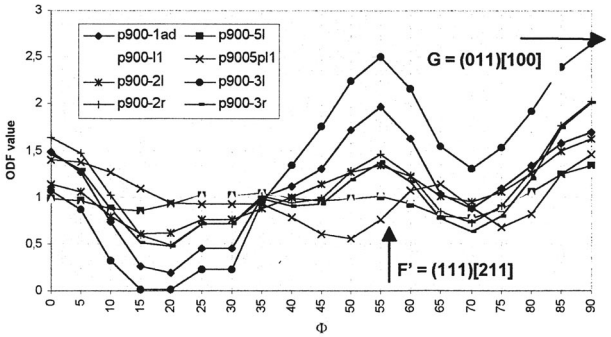
nedeformovaný vzorek - P9001-AD
10% deformace - P900-2L, P900-2R
20% deformace - P900-3L, P900-3R
50% deformace -P900-5L, P900-5PL1



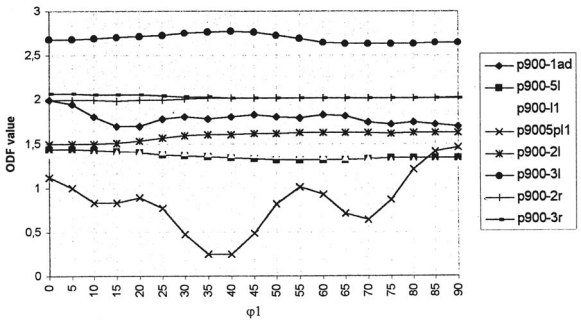
Obr. 14 γ - vlákno textury všech vzorků

několika krystalografických skluzových systémů {111} a že skluz je homogenní uvnitř každého zrna, jsou podrobně rozebírány právě jen pro tahové deformační procesy. žádný ze simulovaných ani naměřených výsledků však neodpovídá ODF, získané ze vzorků po tlakové deformaci volným pěchováním. Zajímavé je, že vláknitá textura {111} byla nalezena i v nedeformovaném vzorku. Naopak u vzorku s padesátiprocentní deformací mizí vlákno (111)<uvw> a převládá textura (011)<uvw>.

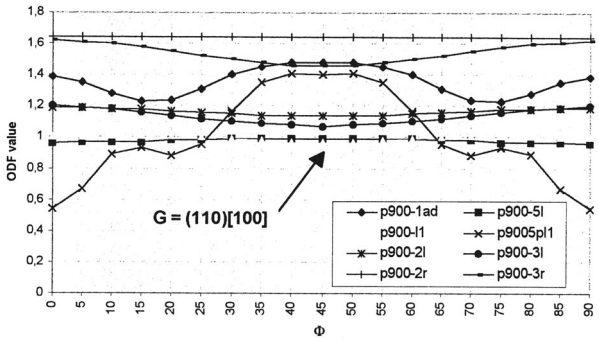
Vlastní změny texturních komponent studovaných povrchů jsou následující. Na obr. 13 jsou dvě texturní komponenty, označované v literaruře jako E = (111)[110] a L = (011)[011]. Obrázek 14 ukazuje, že roviny {111} se naklápí v celém vzorku do všech směrů <uvw>, tvoří tedy



Obr. 15 ε - vlákno textury všech vzorků



Obr. 16 ζ - vlákno textury všech vzorků



Obr. 17 η - vlákno textury všech vzorků

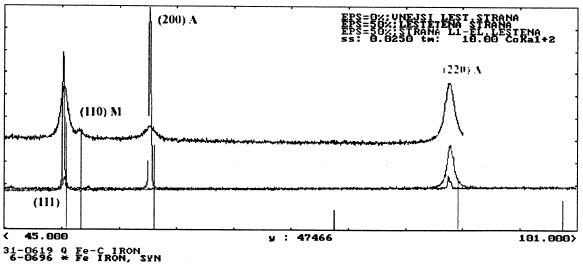
vláknitou texturu {111}<uvw>. Na obr. 15 je komponenta F' = (111)[211] a rotovaná G = (110)[001]. Obr. 16 ukazuje, že roviny {110} se naklápí v celém vzorku do všech směrů <uvw>, tvoří tedy vláknitou texturu {110}<uvw>. Na obr. 17 je poslední maximum ODF, odpovídající komponentě G=(011)[100]. Pak tedy komponenty E a F' jsou součástí vláknité textury {111}<uvw>, komponenty G, rotovaná G a L vláknité textury {110}<uvw>.

4 Závěr

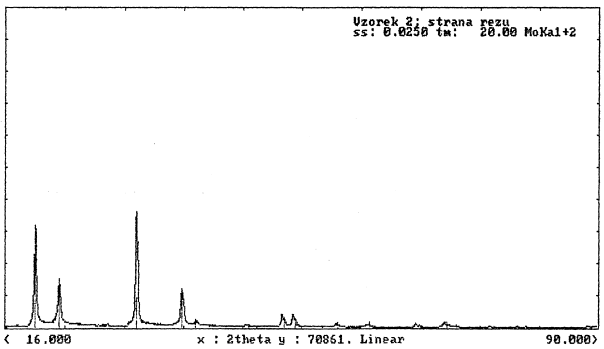
Pomocí TEM byla studována struktura vzorků deformovaných 5% a 10% deformací. Při pětiprocentní deformaci se tvoří v austenitických zrnech dislokační pásy a sledy překrývajících se vrstevných chyb. Při pokračující deformaci dochází k hromadění dislokací ve skluzových pásech, k nukleaci a růstu dvojčat. U vzorku s deseti-procentní deformací byla prokázána přítomnost jehlice ε - martenzitu, která pravděpodobně vznikla postupným překryvem vrstevných chyb mezi rozštěpenými dislokacemi ve skluzovém pásu. Místa, kde se protínají jehlice ε-martenzitu se mohou stát zárodky pro α -martenzit, bude tedy nezbytné se při dalším výzkumu soustředit na identifikaci těchto dvou fází.

RTG fázovou analýzou byly vyhodnoceny při všech měřeních pouze reflexe kubické plošně cenntrované mříže austenitu, jen při měření na vzorku s 50% deformací byla identifikována reflexe (110) α - martenzitu. Po elektrolytickém odleštění povrchu vzorku tato reflexe zmizela, mohla tedy souviset s přípravou vzorku broušením.

© Krystalografická společnost



Obr. 18a Rtg. difrakční záznam nedeformovaného vzorku a vzorku s 50% deformací na původní a elektrolyticky leštěné



Obr. 18b Rtg. difrakční záznam vzorku s 20% deformací

Při texturních měřeních bylo zjištěno, že vláknitou texturu (111)[uvw] vykazuje jak nedeformovaný vzorek, tak i vzorky s tlakovou deformací ε = 20%, 30% a 50% v povrchové vrstvě. Hodnota ODF, svědčící o ostrosti textury (tj. o množství rovin, které mají orientaci, danou bodem Eulerova prostoru, k němuž tato hodnota ODF přísluší) je největší pro vzorek s 30% deformací a o něco nižší pro nedeformovaný materiál. Ostatní vzorky mají texturu slabší. Stejné konstatování platí i pro komponentu (110)[uvw]. Vláknitý průběh textury (111)[uvw] je zachován u všech vzorků na povrchu, pouze vzorek s 50% deformací po odleptání asi 1mm pod povrchem již tuto texturu nevykazuje. Přesto u něj lze identifikovat málo výraznou přednostní orientaci typu (110)[100].

Literatura:

1. F.Píšek,L.Jeníček,P.Ryš - Nauka o materiálu I, Praha, 1968
2. K.J.Kurzidlovski, W.Przetakiewics - *Arch. Hutn.*,**30** (1985) 125
3. P.Kratochvíl,P.Lukáč,B.Sprušil - Úvod do fyziky kovů,Praha 1984
4. L.Rémy,A.Pineau - *Mat. Sci. Engn.***36** (1978) 47
5. J.N.Petrov a spol. - *Fyz. Met.* **68** (1989) 1209
6. J.N.Petrov, I.A.Jakubcov - *Fyz. Met. Mat.***62** (1986) 248
7. D.Jandová - interní výzkumná zpráva TZVU 1323 ÚVZÚ Škoda, 1990
8. I.Kašová,V.Číhal,A.Gemperle - *Kov. Mat.*4, **19** (1981) 482
9. Z.Nový - disertační práce,KMM ZČU v Plzni, 1995
10. Ch.S.Barret - Struktura kovů, Praha, 1959
11. J.W.Christian - The theory of transformations in metals and alloys,London 1965
12. S.Mahajan,D.F.Williams - *Inter. Met. Rev.* **18** (1973) 43-61
13. S.B.Sant,R.W.Smith *Jour.Mat.Sci*.,**22**(1987)1808-1814
14. J.Mizera,J.W.Wyrzykowski - *Mat.Sci.Eng.,* **A112**(1989) 39-42
15. J.W.Christian,D.E Laughlin - *Acta Metal*., **7** (1988) 1617
16. S.Amerlinckx,R.Gevers,J.Van Landuyt - Diffraction and Imaging Techniques in Material Science,Amsterdam-New York-Oxford, 1978
17. Adler R. P. I., Otte H. M., Wagner C. N. J.: *Met. Trans.* Vol. **1**, September 1970, 2375 - 2382.
18. Kraus I., Trofimov V. V.: Rentgenová tenzometrie, ACADEMIA PRAHA 1988
19. Bunge H. J.: Mathematische Methoden der Texturanalyse, AKADEMIE Verlag, Berlin 1969
20. Bunge H. J.:*Int. Mat. Reviews* **32**, Nr. 6, 1987, 265 - 291
21. Tůma M.: Porovnání experimentálních výsledků s matematickou simulací tvářecích pochodů. Diplomová práce - Katedra materiálů a strojírenské metalurgie, Západočeská univerzita v Plzni, 1997
22. Nový Z., Džugan J., Jandová D., Mašek B., Kaiser J.,: Simulace vlivu deformace zastudena na výslednou strukturou oceli P900. Dílčí zpráva projektu „250“, Katedra materiálů a strojírenské metalurgie, Západočeská univerzita v Plzni, 1996
23. Kallend J. S., Kocks U. F., Rollett A.D., Wenk H. R.: *Mat. Sci. Eng.* **A132**, 1991, 1 - 11
24. van Houtte P.: *Textures and Microstructures*, Vol. **7**, 1987, 187 - 205
25. Raabe D., Lücke K.,: *Mat. Sci. Tech.*, Vol. **9**, April 1993, 302 - 312
26. Raabe D., Lücke K: *Scripta Metallurgica*, Vol. **26**, 1992, 1221 - 1226
27. Lee D.N.: *Scripta Metallurgica*, Vol. **32**, No. 10, 1995, 16899 - 1694

© Krystalografická společnost

28. Hirsch J., Lücke K. : *Acta Metall*., Vol. **36**, No. 11, (1988)
2863 - 2904

© **Krystalografická společnost**

© Krystalografická společnost