

## ZMIANY MIKRONAPRĘŻEŃ I ZNIEKSZTAŁCEŃ STATYCZNYCH PODCZAS ZŁOŻONYCH ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH STALI 1H18N9T

TEODOR B R E C Z K O (BIAŁYSTOK)

W pracy przedstawiono wyniki badań średnio kwadratowych mikroodkształceń oraz zniekształceń statycznych sieci w stali austenitycznej poddanej złożonym odkształceniom plastycznym. W użytej do badań stali, podczas odkształceń plastycznych, zachodziła przemiana fazowa. Badania pozwoliły wyjaśnić wpływ odkształceń plastycznych na redystrybucję średniokwadratowych mikroodkształceń oraz zniekształceń statycznych sieci w warunkach zachodzącej podczas odkształceń przemiany fazowej.

### 1. WSTĘP

Badania doświadczalne, dotyczące redystrybucji średniokwadratowych mikronaprężeń oraz zachowania się powierzchni plastyczności w złożonych stanach odkształceń plastycznych, wydają się potwierdzać koncepcję dotyczącą interpretacji tensora  $\alpha_{ij}$ , jako tensora mikronaprężeń reszkowych w kinematycznym prawie wzmocnienia

$$(1.1) \quad (S_{ij} - \alpha_{ij})(S_{ij} - \alpha_{ij}) = 2k^2(\alpha),$$

gdzie  $S_{ij}$  oznacza dewiator tensora naprężeń,  $\alpha_{ij}$  tensor mikronaprężeń reszkowych oraz  $k(\alpha)$  stałą zależną od parametru skalarnego.

Badania dotyczące koncepcji zanikającej pamięci materiału prowadzone były przez SZCZEPIŃSKIEGO i MIASTKOWSKIEGO [1 i 2] a badania mające na celu weryfikację koncepcji tensora mikronaprężeń reszkowych  $\alpha_{ij}$  prowadzone były przez autora [1 i 2]. Do badań tych wykorzystano stopy o osnowie Al z niewielką ilością dodatków stopowych.

Niniejsza praca poświęcona jest badaniu zmian mikronaprężeń reszkowych oraz naprężeń reszkowych trzeciego rodzaju stali austenitycznej, w której podczas odkształceń plastycznych zachodzi przemiana martenzytyczna.

Mikronaprężenia reszkowe, badane metodami rentgenowskimi, są przedstawiane w przestrzeni odkształceń jako

$$(1.2) \quad \sqrt{\langle \epsilon^2 \rangle} = \frac{\sqrt{\langle \Delta L^2 \rangle}}{L},$$

gdzie  $L$  oznacza długość mierzoną, a  $\Delta L$  przyrost długości wywołany odkształceniami plastycznymi.

Naprężenia resztkowe 3-go rodzaju są związane ze statycznym przemieszczaniem się atomów wokół dyslokacji, defektów punktowych itd. Prowadzi to do zmiany kształtu komórek elementarnych. Na przemieszczenia statyczne atomów nakłada się ich ruch cieplny wokół położenia równowagi. Metodami rentgenowskimi mierzony jest efekt sumaryczny, tzn. przemieszczenia statyczne i dynamiczne (cieplne).

Przemieszczenia dynamiczne również można oszacować metodami rentgenowskimi, dokonując pomiaru w dwóch różnych temperaturach. W tym celu najczęściej pomiar przeprowadza się w temperaturze pokojowej i temperaturze ciekłego azotu. W niniejszej pracy przedstawiono wyniki pomiaru w temperaturze pokojowej. Jest to zatem kwadrat średnich przemieszczeń statycznych atomów wraz z wpływem ruchów cieplnych.

## 2. MATERIAŁ BADANY I PRÓBKİ

Na próbki użyto stali chromowo-niklowej 1H18N9T. Jest to stal odporna na korozję atmosferyczną, działanie niektórych kwasów oraz na korozję międzykrystaliczną. Te jej własności fizyczne sprawiają, że znajduje ona szerokie zastosowanie w różnych dziedzinach przemysłu. Pod względem strukturalnym jest to stal austenityczna. Austenit jednak jest mało stabilny i pod wpływem czynników zewnętrznych, takich jak niska temperatura i odkształcenia plastyczne, w stali tej zachodzi przemiana martenzytyczna.

Próbki wykonano z blachy o grubości 6 mm. Blacha ta w stanie wyjściowym zawierała nieznaczne ilości ferrytu, na co wskazywały wstępne badania magnetyczne i rentgenowskie. Na próbki wybrano blachę o grubości 6 mm ze względu na bardzo słabo wyrażoną teksturę austenitu.

Z blachy (w kierunku walcowania) wycięto próbki o wymiarach  $20 \times 100$  mm i duże próbki o wymiarach  $100 \times 600$  mm.

## 3. BADANIE ZNIEKSZTAŁCENŃ STATYCZNYCH TOWARZYSZĄCYCH PRZEMIANIE MARTENZYTYCZNEJ

Zachodząca podczas odkształceń plastycznych przemiana martenzytyczna jest związana z przebudową sieci A1 w sieć A2. Podczas odkształceń plastycznych indukowane są w sieci krystalicznej resztkowe pola naprężeń, stanowiące superpozycję naprężeń 1-go, 2-go i 3-go rodzaju. W pracy przedstawiono wyniki pomiarów naprężeń 3-go rodzaju powstałych w wyniku odkształceń plastycznych i przemiany martenzytycznej.

Próbnom poddano małe próbki o wymiarach  $20 \times 100$  mm. Siedem próbek poddano jednoosiowemu rozciąganiu do odkształceń plastycznych zaznaczonych na rys. 1 i 2. Po odkształceniu i przygotowaniu powierzchni próbek do badań zapisano ich dyfraktogramy. Dyfraktogramy wpisywane były na taśmę papierową na dyfraktometrze DRON-3. Podczas badań stosowano filtrowane promieniowanie  $\text{CuK } \alpha$ . Na podstawie dyfraktogramów obliczono zawartość objętościową austenitu oraz zniekształcenia statyczne sieci.

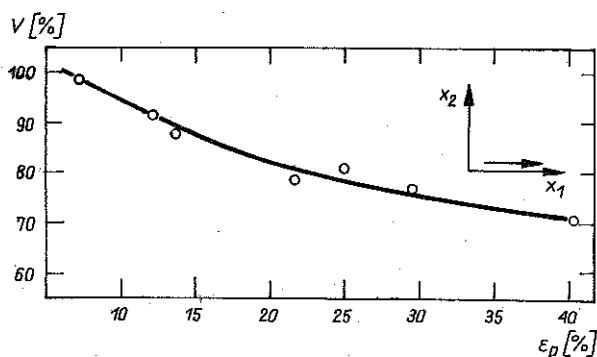
Ilość austenitu szczątkowego oszacowano na podstawie stosunku pól linii 111 fazy  $\gamma$  i linii 110 fazy  $\alpha$ . Zawartość objętościową austenitu obliczono ze wzoru

$$(3.1) \quad V_\gamma = \frac{RI_{(111)_\gamma}/I_{(110)_\alpha}}{1 + RI_{(111)_\gamma}/I_{(110)_\alpha}} \cdot 100\%$$

gdzie

$$(3.2) \quad R = \frac{v_\gamma^2 (F_{hkl})_\gamma^2 P_{hkl}_\gamma (LP)_\alpha}{v_\alpha^2 (F_{hkl})_\alpha^2 P_{hkl}_\alpha (LP)_\gamma}$$

oraz gdzie  $F_{hkl}$  oznacza czynnik struktury,  $P_{hkl}$  czynnik krotności płaszczyzn krystalograficznych,  $LP$  czynnik Lorentza-Thomsona, a przez  $\alpha$  i  $\gamma$  oznaczono odpowiednie wielkości dotyczące fazy  $\alpha$  i  $\gamma$ , oraz  $v$  objętość komórki elementarnej odpowiedniej fazy.

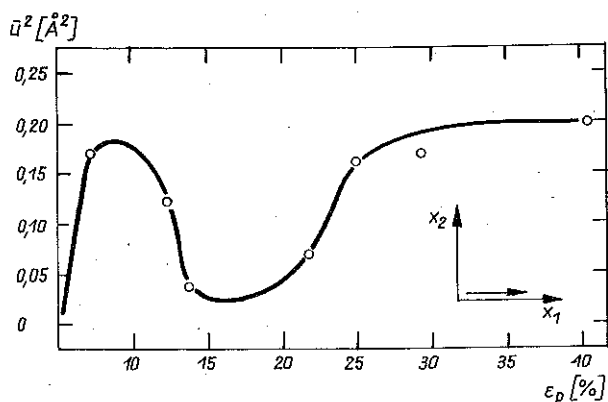


Rys. 1. Zmiany zawartości objętościowej austenitu jako funkcji odkształceń plastycznych

Po wykonaniu odpowiednich obliczeń współczynnik  $R$  dla stosowanego promieniowania wyniósł  $R = 1,492$ . Objętościowa zawartość fazy  $\gamma$  jako funkcja odkształceń plastycznych przedstawiona została na rys. 1.

Wartości zniekształceń statycznych obliczano ze wzoru

$$(3.3) \quad \bar{u}^2 = \frac{3a^2 \ln \frac{(I_1/I_2)_p}{(I_1/I_2)_{wz}}}{4\pi^2 [(h_2^2 + k_2^2 + l_2^2) - (h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)]}$$



Rys. 2. Zmiany zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  jako funkcji odkształceń plastycznych

gdzie  $I_1$  i  $I_2$  oznaczają pola pod dwiema różnymi liniami próbki i wzorca,  $a$  stałą sieciową oraz  $h_i$ ,  $k_i$ ,  $l_i$  wskaźniki Millera linii „1-szej” i „2-giej”.

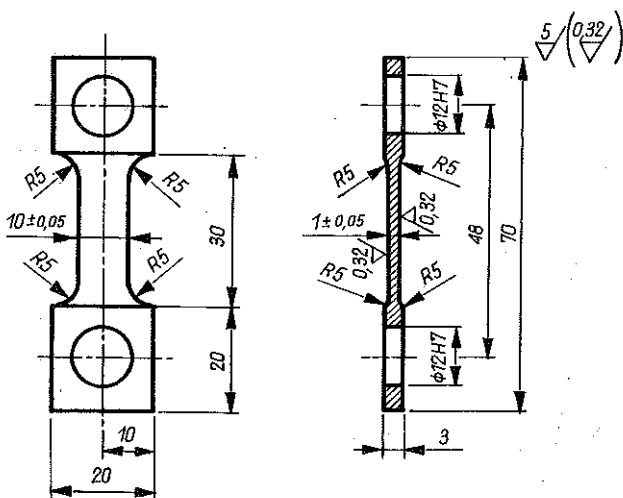
Zniekształcenia sieciowe austenitu obliczono dla trzech różnych par linii. Następnie wielkości te uśredniono i uśrednione zniekształcenia statyczne jako funkcje wtórnych odkształceń plastycznych przedstawiono na rys. 2.

#### 4. BADANIE ZMIAN PÓL NAPRĘŻEŃ RESZTKOWYCH W ZŁOŻONYM STANIE ODKSZTAŁCEŃ PLASTYCZNYCH

Duże próbki były rozciągnięte do odkształceń plastycznych  $\epsilon'_p = 16,5\%$ . Po rozciągnięciu, w kierunku poprzecznym do kierunku wstępnego rozciągania, wycięto małe próbki o wymiarach  $20 \times 100$  mm. Próbki te poddano rozciąganiu do odkształceń plastycznych  $\epsilon''_p$  zaznaczonych na rysunkach od 6' do 12. Po przygotowaniu powierzchni próbek do badań, próbki badano na dyfraktometrze rentgenowskim DRON-3 stosując filtrowane promieniowanie  $\text{CuK } \alpha$ . Stosowano metodę krokową do pomiaru rozkładu intensywności linii. Czas pomiaru wynosił 100 s w punktach pomiarowych linii i 200 s w punktach pomiarowych tła. Wielkość kroku w skali  $2\theta$  wynosiła  $0,05^\circ$ . Mierzono rozkłady natężenia linii 200 i 220 fazy  $\gamma$  oraz linii 200 i 211 fazy  $\alpha$ . Wyniki pomiarów opracowano na maszynie cyfrowej, wykorzystując programy opracowane przez autora.

Średniokwadratowe odkształcenia fazy  $\gamma$  obliczano na podstawie rozkładu intensywności dwóch linii: 200 i 220. Są to refleksy od płaszczyzn, między którymi kąt wynosi  $45^\circ$ . Średniokwadratowe mikroodkształcenia obliczano w kierunku krystalograficznym  $\langle 200 \rangle$  uwzględniając anizotropię sprężystą [5].

W tym celu wykonano specjalną próbkę przedstawioną na rys. 3. Próbkę obciążono w specjalnie wykonanym urządzeniu [6] i zmierzono rentgenowskie stałe sprężyste [7]:



Rys. 3. Próbką stosowaną do pomiaru rentgenowskich stałych sprężystych

$$(4.1) \quad \frac{1}{2} s_2 = \frac{1+\nu}{E}, \quad s_1 = -\frac{\nu}{E},$$

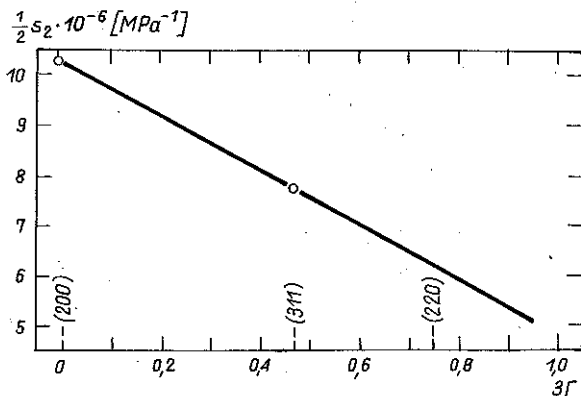
gdzie  $\nu$  oznacza współczynnik Poissona,  $E$  moduły Younga mierzone w kierunkach krystalograficznych  $\langle 200 \rangle$  i  $\langle 311 \rangle$ .

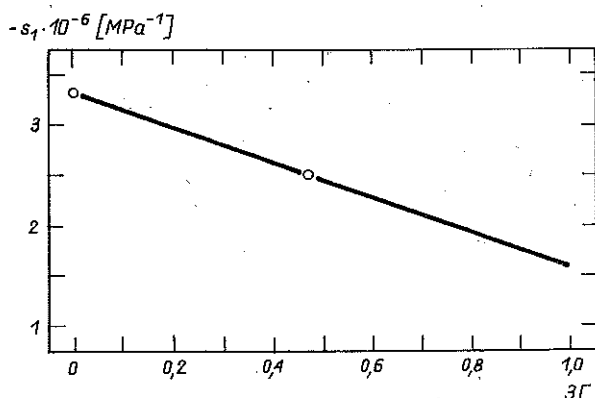
Wyniki pomiarów tych stałych jako funkcje czynnika kierunkowego

$$(4.2) \quad 3\Gamma = 3 \frac{h^2 k^2 + k^2 l^2 + l^2 h^2}{(h^2 + k^2 + l^2)^2},$$

przedstawiono na rysunkach 4 i 5.

Podczas obliczeń średniokwadratowych mikroodkształceń sprężystych uwzględniono stosunek modułów Younga:  $E_{\langle 200 \rangle} / E_{\langle 220 \rangle} = 0,64$  [5]. Wyniki

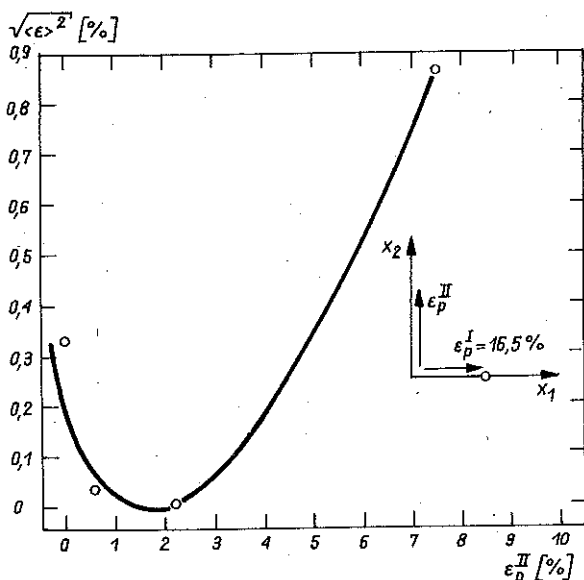
Rys. 4. Zmiany rentgenowskiej stałej sprężystej  $\frac{1}{2} s_2$  jako funkcji czynnika kierunkowego  $3\Gamma$



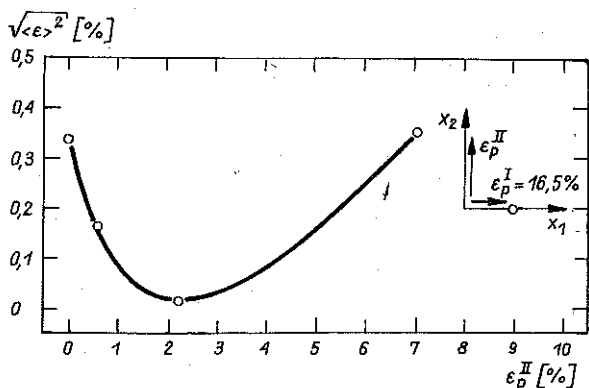
Rys. 5. Zmiany rentgenowskiej stałej sprężystej  $S_1$  jako funkcji czynnika kierunkowego  $3\Gamma$

pomiarów średniokwadratowych mikroodkształceń przedstawiono na rysunkach 6 i 7.

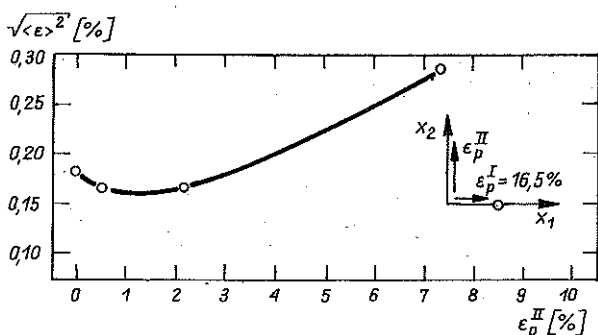
Obliczenie średniokwadratowych mikroodkształceń w fazie  $\alpha$  na podstawie dwóch linii było utrudnione małym natężeniem linii dyfrakcyjnych. Był to efekt spowodowany stosunkowo małą zawartością fazy  $\alpha$  w odkształconych próbkach (rys. 1). Wobec tego do pomiaru średniokwadratowych mikroodkształceń wykorzystano tylko linię 200 fazy  $\alpha$ . Średniokwadratowe mikro-



Rys. 6. Zmiany średniokwadratowych mikroodkształceń jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$ , policzone dla długości pomiarowej  $L = 58.9 \text{ \AA}$



Rys. 7. Zmiany średniokwadratowych mikroodkształceń fazy  $\gamma$  jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$ , policzone dla długości pomiarowej  $L = 117.8 \text{ \AA}$



Rys. 8. Zmiany średniokwadratowych mikroodkształceń fazy  $\alpha$  jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$ , policzone na podstawie rozkładu intensywności linii 200

odkształcenia obliczono metodą optymalnych współczynników Fouriera [8]. Wyniki obliczeń przedstawiono na rys. 8.

W celu prześledzenia zmian zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$ , wywołanych wtórnymi odkształceniami  $\epsilon_p^{II}$  przez rozciąganie w kierunku prostopadłym do pierwotnego jednoosiowego rozciągania, obliczono zniekształcenia statyczne fazy  $\gamma$  i  $\alpha$ . Zniekształcenia obliczono ze wzoru [9]

$$(4.3) \quad \bar{u}^2 = \frac{3a^2 \ln \frac{I_{\langle hkl \rangle}^{wz}}{I_{\langle hkl \rangle}^p}}{4\pi^2 (h^2 + k^2 + l^2)},$$

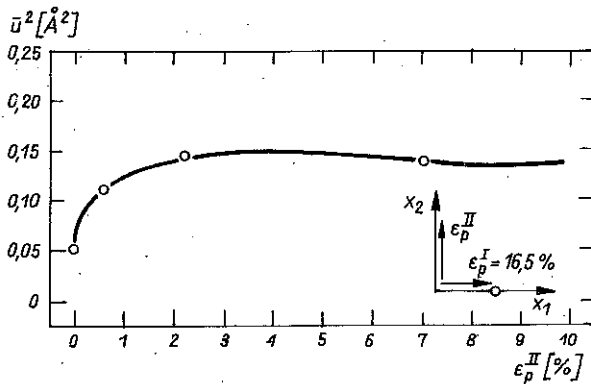
gdzie  $I_{\langle hkl \rangle}^{wz}$ ,  $I_{\langle hkl \rangle}^p$  oznaczają pola pod pikami o takich samych wskaźnikach  $hkl$  wzorca (materiału nieodkształconego) i próbki (materiału odkształconego). Wyniki obliczeń  $\bar{u}^2$  jako funkcje wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$  przedstawiono na rysunkach od 9 do 12.

## 5. Dyskusja wyników

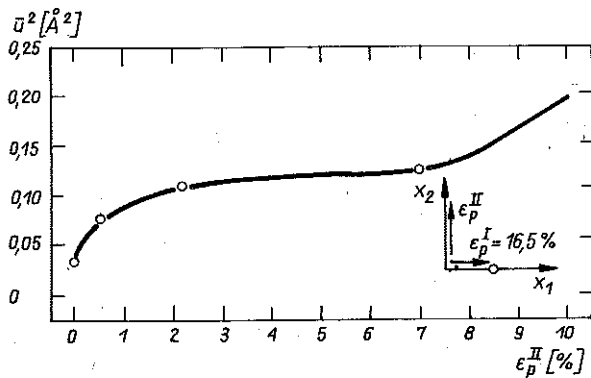
Wyniki Badań wskazują, że podczas odkształceń plastycznych stali 1H18N9T występuje w niej przemiana martenzytyczna (rys. 1). Przemiana martenzytyczna jest przemianą bezdyfuzyjną i jest związana z małymi przemieszczeniami atomów. Odkształcenia plastyczne powodują powstawanie zniekształceń statycznych sieci, głównie w wyniku powstawania i ruchu dyslokacji.

Badania wykazały, że przy pewnych odkształceniach plastycznych następuje spadek zniekształceń statycznych sieci (rys. 2). Zniekształcenia te następnie rosną podczas wzrostu odkształceń plastycznych. Obniżenie się zniekształceń statycznych w procesie odkształceń plastycznych jest w przypadku stali 1H18N9T spowodowane prawdopodobnie przemianą martenzytyczną.

Przeprowadzone pomiary średniokwadratowych mikroodkształceń wykazały, że podczas wtórnych odkształceń plastycznych następuje podobna redy-



Rys. 9. Zmiany średnich zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  fazy  $\gamma$ , obliczone w kierunku krystalograficznym  $\langle 200 \rangle$ , jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$

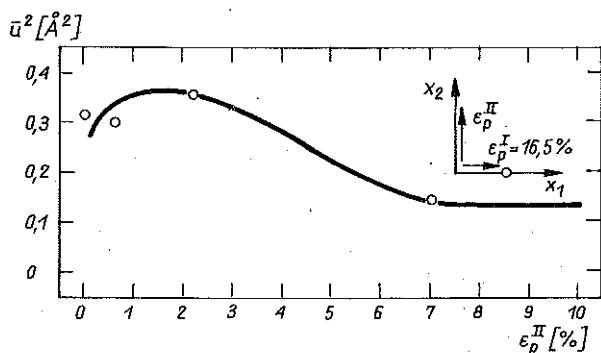


Rys. 10. Zmiany średnich zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  fazy  $\gamma$ , obliczone w kierunku krystalograficznym  $\langle 220 \rangle$ , jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{II}$

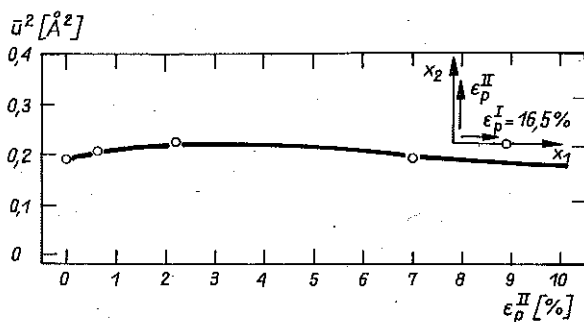


strybucja średniokwadratowych mikroodkształceń, jak i w przypadku stopów aluminiowych [3 i 9] (rys. 6–8).

Średniokwadratowe mikroodkształcenia, zarówno w fazie  $\gamma$  (rys. 6 i 7), jak i w fazie  $\alpha$  (rys. 8) początkowo zmniejszają swą wartość podczas wtórnych odkształceń plastycznych, a następnie obserwuje się jej wzrost. Podobne zmiany tych wielkości obserwowano w stopach aluminiowych [3 i 9]. Zmiany te są jakościowo zgodne z wynikami obliczeń [9] otrzymanymi z fenomenologicznego modelu kinematycznego wzmocnienia [10]. Większy spadek średniokwadratowych mikroodkształceń w początkowej fazie wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{\text{II}}$  w fazie  $\gamma$  (rys. 6 i 7), w porównaniu z fazą  $\alpha$  (rys. 8), świadczyć może o większej roli fazy  $\gamma$  w kinematycznym wzmocnieniu odkształceniowym. Zmiany średnich zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  w fazie  $\gamma$  mierzone zarówno w kierunku  $\langle 200 \rangle$  (rys. 9), jak i w kierunku  $\langle 220 \rangle$  (rys. 10), podczas wtórnych odkształceń plastycznych miały podobny charakter. W trakcie pierwotnych odkształceń plastycznych do 16,5%, w wyniku wpływu na ich wartość zarówno odkształceń plastycznych jak i przemiany fazowej, ich wartość ustaliła się w przybliżeniu na  $0,05 \text{ \AA}^e$  (rys. 9 i 10). Wartość ta jest zgodna z uprzednio zmierzoną podczas jednoosiowych od-



Rys. 11. Zmiany średnich zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  fazy  $\alpha$ , obliczone w kierunku krystalograficznym  $\langle 200 \rangle$ , jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych  $\epsilon_p^{\text{II}}$



Rys. 12. Zmiany średnich zniekształceń statycznych  $\bar{u}^2$  fazy  $\alpha$ , obliczone w kierunku krystalograficznym  $\langle 211 \rangle$ , jako funkcji wtórnych odkształceń plastycznych

kształceń plastycznych (rys. 2). Wzrost wtórnych odkształceń plastycznych powodował początkowo wzrost a następnie stabilizację średnich zniekształceń statycznych (rys. 9 i 10).

Średnie zniekształcenia statyczne w fazie  $\alpha$  (rys. 11 i 12) charakteryzują się większą ich wartością w porównaniu z takimi wielkościami w fazie  $\gamma$ .

#### LITERATURA CYTOWANA W TEKŚCIE

1. W. SZCZEPIŃSKI, J. MIASTKOWSKI, *An experimental study of the effect of the prestraining history on the yield surfaces of an aluminium alloy*, J. Mech. Phys. Solids, **16**, 153–162, 1968.
2. J. MIASTKOWSKI, *Yield surface of material subjected to combined cyclic loadings*, Arch. Mech., **30**, 2, 203–215, 1978.
3. T. BRACZKO, *A study of plastic strain processes in PA4 aluminium alloy*, Arch. Mech., **35**, 5–6, 591–601, 1983.
4. Л. И. МАРКИН, *Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов*, ГИФ-МЛ, Москва 1961.
5. T. BRACZKO, *Calculation of lattice distortion and crystallite size*, J. Techn. Phys., **24**, 1, 97–103, 1983.
6. T. BRACZKO, *Urządzenie do obciążania próbek*, patent Nr 126705.
7. T. BRACZKO, *Experimental X-ray elastic constants of 30 HGV and St45 steels*, Wear, **80**, 83–87, 1982.
8. А. И. МЕЛЬКЕР, *Определение тонкой структуры по форме одной дифракционной линии методом оптимальных коэффициентов Фурье*, ФММ, **341**, 91–99, 1975.
9. T. BRACZKO, *Mikronapreżenia w mechanice złożonych odkształceń plastycznych metali o sieci Al — studium doświadczalne*, Prace IPPT PAN, **22**, 1985.
10. W. SZCZEPIŃSKI, *On the concept of residual microstresses in plasticity, a more fundamental plasticity approach*, Arch. Mech., **32**, 3, 431–443, 1980.

#### РЕЗЮМЕ

#### ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И СТАТИЧЕСКИХ ИСКАЖЕНИЙ ВО ВРЕМЯ СЛОЖНЫХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ СТАЛИ 1Н18Н9Т

В работе представлены результаты исследований среднеквадратичных микродеформаций, а также статических деформаций решетки в аустенитной стали, подвергнутой сложным пластическим деформациям. В использованной для исследований стали во время пластических деформаций происходило фазовое превращение. Исследования позволили выяснить влияние пластических деформаций на редистрибуцию среднеквадратических микродеформаций, а также статических искажений решетки в условиях происходящего во время деформаций фазового превращения.

## SUMMARY

CHANGES IN MICROSTRESSES AND STATICAL DISTORTIONS DURING  
COMBINED PLASTIC DEFORMATIONS OF THE 1H18N9T STEEL

In the paper the results of investigations of mean square microdeformations and statical lattice distortions for austenitic steel subjected to combined plastic deformations are presented. In the steel used in the experiments the phase transition took place during the plastic deformations. The investigations allowed to explain the influence of plastic deformations on the mean square microstrain redistribution and on statical distortions of the lattice in conditions of phase transition taking place during deformation.

POLITECHNIKA BIAŁOSTOCKA

*Praca została złożona w Redakcji w dniu 10 lipca 1986 r.*

---