

Maciej Sarnek

Katedra Metrologii i Analizy Instrumentalnej
Uniwersytet Ekonomiczny w Krakowie

Szacowanie wielkości krystalitów i udziału faz w austenitycznej stali nierdzewnej 1.4307 po walcowaniu za pomocą dyfrakcji promieni X

Streszczenie

Materiał, który poddano badaniom, to austenityczna stal nierdzewna oznaczona według normy EN jako 1.4307. Próbki zostały odkształcone poprzez walcowanie, co dało redukcję 56%, 60% i 62% ich grubości. Badania miały na celu określenie udziału poszczególnych faz w zależności od temperatury, w której poddano próbki odkształceniu, oraz oszacowanie wielkości krystalitów i stwierdzenie naprężeń sieciowych powstałych w stali w wyniku walcowania. Wielkości te oszacowano na podstawie poszerzenia rentgenowskich linii dyfrakcyjnych, zakładając różną postać funkcji aproksymacyjnych.

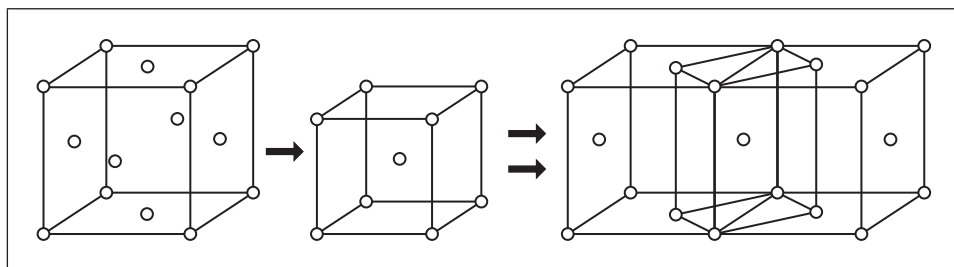
Słowa kluczowe: stal nierdzewna, austenit, dyfrakcja rentgenowska, wielkość krystalitów.

1. Wprowadzenie

Dynamiczny rozwój nowoczesnych gałęzi przemysłu powoduje, że materiały konstrukcyjne muszą odznaczać się coraz lepszymi właściwościami. Austenityczna stal nierdzewna jest stałą wysoce odporną na korozję, odznacza się dobrą zdolnością do odkształceń plastycznych, ciągliwością i spawalnością. W wyniku deformacji plastycznej zmienia się wewnętrzna struktura stali oraz właściwości mechaniczne, takie jak twardość i udarność, co spowodowane jest zmianą wiel-

kości krystalitów i ziaren. Jest to niezwykle ważny aspekt towaroznawczy, który determinuje późniejsze zastosowanie tej stali w różnych gałęziach przemysłu. Stal austenityczna stosowana jest do produkcji wyrobów w przemyśle chemicznym, petrochemicznym, spożywczym, okrętowym, lotniczym, w budownictwie, do produkcji sprzętu AGD. Ze względu na wysoką odporność na korozję ma zastosowanie w środowisku wodnym o bardzo dużym stopniu agresywności. Wielkość krystalitów ma duże znaczenie. Na przykład ze stali, w której wielkość krystalitów jest rzędu od kilku do kilkunastu nanometrów, wytwarzane są tzw. gwoździe chirurgiczne, które znalazły zastosowanie w stomatologii i ortopedii. Wielkość krystalitów ma także wpływ na wartość namagnesowania, która ulega zmianie w zależności od temperatury odkształcania. Czysta stal austenityczna nie wykazuje żadnych właściwości magnetycznych, natomiast odkształcenie plastyczne powoduje, że następuje częściowe przekształcenie się fazy austenitycznej γ w nową fazę α' , tzw. martenzyt, który ma właściwości ferromagnetyczne [Riviére i in 2003, Ozgowicz i Kurc 2009, Qayyum i in. 2007]. Ogólnie ujmując, im wyższy stosunek pierwiastków austenitotwórczych (nikiel) do pierwiastków ferrytotwórczych (chrom), tym struktura austenityczna stali jest stabilniejsza (www.staleniardzewne.pl, dostęp: marzec 2013), co wpływa na jej inną odporność na korozję, a tym samym dostarcza informacji, w jakich warunkach otoczenia może być ona stosowana.

Ogólny proces przebudowy struktury austenitu w martenzyt (we fragmentach próbki) pokazany został na rys. 1. Faza γ ma sieć powierzchniowo centrowaną, a faza α' sieć przestrzennie centrowaną.

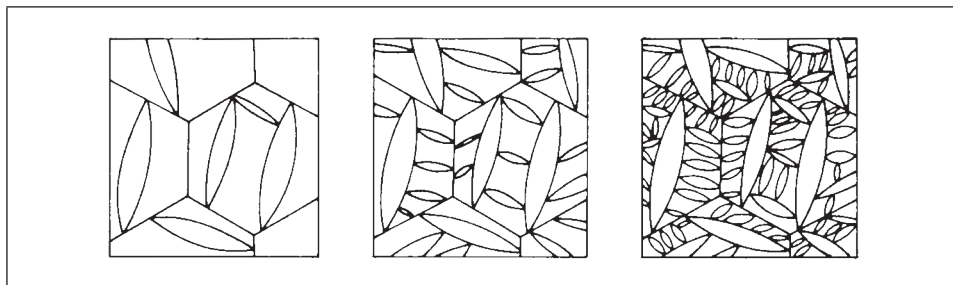


Rys. 1. Przekształcanie sieci austenitu w sieć martenzytu

Źródło: opracowanie własne na podstawie: [Faryna 2013, s. 16].

Przemiana ta, czyli przejście $\gamma \rightarrow \alpha'$, w stalach jest przemianą bezdyfuzyjną i polega tylko na przebudowie struktury krystalicznej z regularnej ściennie centrowanej austenitu do regularnej przestrzennie centrowanej martenzytu [Metaloznawstwo... 2005]. Przemiana martenzytyczna w stali następuje przez tworzenie się nowych zarodków martenzytu, nie zaś przez rozrost wcześniej powstałych.

„Igła” martenzytu jest w obrębie jednego ziarna ukierunkowana względem pozostałych pod kątem 60° lub 120° . Przemiana ta rozpoczyna się od utworzenia zarodków na granicach ziaren austenitu, które to zarodki wzrastają z prędkością dźwięku.



Rys. 2. Schemat powstawania igieł martenzytu w ziarnach austenitu

Źródło: [Pawłowski 2013, s. 6].

Wzrost komórek martenzytu zachodzi na drodze niewielkich przemieszczeń atomów żelaza w strefie reakcji na granicy rozdziału martenzyt–austenit. Wszystkie niepożądane skutki powstania martenzytu w strukturze stali można usunąć przez wyżarzanie w wysokiej temperaturze rzędu 1000°C i następnie szybkie chłodzenie, np. w wodzie. Powodować to będzie zmniejszenie się udziału fazy martenzytycznej w objętości próbki. Każdy atom w martenzycie zajmie z powrotem swoje pierwotne miejsce w sieci fazy wysokotemperaturowej. Jest to jedna z unikalnych cech przemian martenzytycznych, czyli ich strukturalna odwracalność. A zatem w wyniku działania temperatury na próbkę następować będzie stopniowy zanik fazy γ na rzecz fazy α' .

Celem badań było określenie udziału fazy martenzytycznej względem fazy austenitycznej w badanej stali w zależności od temperatury, w której poddano próbki odkształceniu, oraz oszacowanie wielkości krystalitów w austenitycznej stali nierdzewnej po jej walcowaniu i stwierdzenie występowania naprężeń wewnętrznych.

2. Przedmiot i metodyka badań

Badaniom poddano stal, która według europejskiej normy EN oznaczana jest jako 1.4307 [PN-EN 10020:2003]. Jest to stal austenityczna charakteryzująca się dużą zawartością chromu, tj. powyżej 18% udziału wagowego w składzie stali. Próbki stali wygrzewano w temperaturze 800°C przez 2 godziny. Pod wpływem

wygrzewania struktura krystaliczna została pozbawiona defektów, ponadto w całej swojej objętości mamy jednakową fazę austenitu γ . Następnie próbki zostały poddane walcowaniu. W wyniku walcowania pojawiła się faza α' [Tavares i in. 2002] uwidoczniła w postaci igieł na rys. 2.

Walcowaniu poddano trzy próbki, każda z nich była walcowana w innej temperaturze otoczenia. Ich liczebność wynosiła $n_1 = n_2 = n_3 = 1$. Przy walcowaniu zastosowano jednakowe prędkości obrotowe obu walców, niezmiennie podczas każdego z przepustów. Próbki walcowane były w obu kierunkach przez zmianę zwrotu kierunku walcowania pomiędzy kolejnymi przepustami przez kotłnię walcowniczą. Podczas każdego przepustu współczynnik l/h był utrzymywany w przedziale od 1,4 do 3, gdzie l oznacza długość rzutu łuku styku walca i materiału walcowanego na kierunek walcowania, a h oznacza średnią grubość próbki. Walcowanie w takich warunkach zapewnia minimalizację gradientu tekstury i rozkładu odkształceń na grubości próbki.

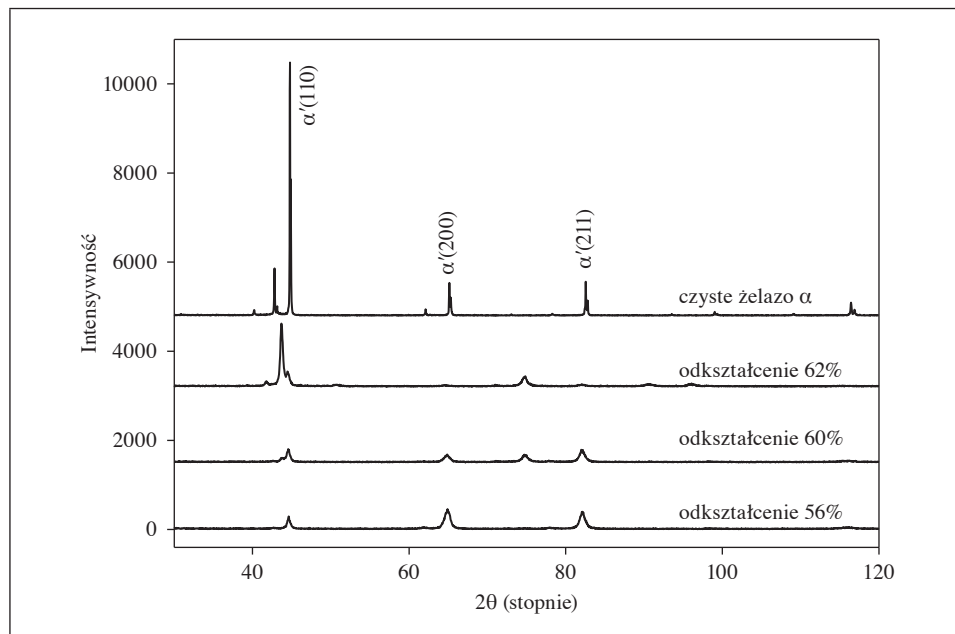
Pierwsza próbka była walcowana w temperaturze -10°C , redukcja jej grubości wyniosła 56%. Drugą próbkę walcowano w temperaturze pokojowej, redukcja jej grubości wyniosła 60%. Trzecia próbka poddana została walcowaniu w temperaturze 200°C , dało to redukcję 62% grubości. Czwarta próbka była próbką odniesienia w postaci wygrzanego czystego żelaza α o dużych krystalitach rzędu kilkuset mikrometrów.

Za metodę badań przyjęto dyfrakcję promieni Röntgena w geometrii Bragg-Brentano. Użyto aparatu X'Pert PRO Materials Research Diffractometers PANalytical's. Aparat posiadał anodę miedzianą o parametrach linii $K_{\alpha 1} = 1,540530 \text{ \AA}$ oraz linii $K_{\alpha 2} = 1,544310 \text{ \AA}$, a rejestracja widma rentgenowskiego odbywała się przy użyciu detektora paskowego. Zakres pomiaru obejmował kąt od 30° do 120° .

3. Wyniki badań

Na rys. 3 zaprezentowano dyfraktogram, który przedstawia widmo promieniowania X czystego żelaza α o dużych krystalitach (próbka referencyjna) oraz widma trzech stali poddanych walcowaniu. Pik o kącie 2θ 43° na widmie żelaza jest pikiem obcym i pochodzi najprawdopodobniej od domieszki zawartej w wygrzanym żelazie.

Analizując dyfraktogram przedstawiony na rys. 3, możemy stwierdzić, że w przypadku próbek odkształconych przez walcowanie wyraźnie widać, że mają one szersze piki w stosunku do żelaza o dużych krystalitach. Na tej podstawie możemy obliczyć dla kątów 44° , 64° oraz 82° szerokość pików w połowie ich wysokości, stosując aproksymację funkcji teoretycznej. Badane refleksy pochodzą od fazy α' ; ponieważ chcemy otrzymać jak najdokładniejszą wartość szerokości



Rys. 3. Zestawienie widm żelaza i walcowanej stali

Źródło: badania własne.

w połowie wysokości (FWHM), musimy pamiętać o obecnej w pikach i wpływającej na ich poszerzenie linii K_{α_2} , której źródłem jest również lampą rentgenowska. Dlatego do obliczenia wartości FWHM posłużono się funkcją pseudo-Voighta, która jest modyfikacją krzywej Gaussa i Lorentza. Uwzględniono również, że stosunek intensywności pochodzących od linii K_{α_2} do K_{α_1} wyniósł 0,5. W programie, który wykorzystano do obliczenia wartości szerokości pików, postać funkcyjna wyglądała następująco: $pV(x) = \eta L(x) + (1 - \eta) G(x)$, gdzie $L(x)$ ma postać funkcji dla krzywej Lorentza, $G(x)$ dotyczy krzywej Gaussa. Widzimy, że jeśli za η wstawimy zero, otrzymamy postać funkcyjną rozkładu Gaussa, natomiast gdy η będzie równa jeden, otrzymamy lorentzian. Uzyskane wyniki przedstawiono w tabeli 1. W tabeli podano wartości kątów poddane pomiarom. Tylko dla trzech kątów walcowanej stali faza alfa pokrywała się z udziałem tej fazy dla żelaza. Wartość B_i jest wartością szerokości w połowie wysokości dla żelaza, natomiast B_0 jest wartością FWHM dla stali odkształconej odpowiednio 56%, 60% i 62%. Obliczona wartość B_i jest wartością poszerzenia aparaturowego. Szerokość refleksów dyfrakcyjnych zależy od czynników aparaturowych, takich jak szerokość i średnica szczeliny oraz kształt ogniska czy rozkład intensywności [Dul i Bażela 2010], dlatego też jako próbkę referencyjną wybrano czyste żelazo o dużych krystalitach.

Tabela 1. Wartości FWHM dla żelaza i walcowanej stali

2θ	Faza	hkl	B_i	B_{056}	B_{060}	B_{062}
44°	α'	110	0,086033	0,348431	0,270996	0,264885
64°	α'	200	0,100525	0,562599	0,580704	0,417709
82°	α'	211	0,090561	0,653732	0,427895	0,550148

Źródło: opracowanie własne.

Znając wartości FWHM podane w tabeli 1, jesteśmy w stanie określić wielkość krystalitów badanego materiału lub domenę koherentnego rozpraszania w kierunku prostopadłym do próbki. Możemy w tym celu skorzystać z równania Scherrera [Rechani i in. 2006], które wykorzystuje następującą zależność między wielkością ziaren a szerokością refleksu braggowskiego: im mniejsze rozmiary ziaren, tym większe poszerzenie refleksów:

$$B = \frac{K\lambda}{D \cos \theta}, \quad (1)$$

gdzie:

B – szerokość linii dyfrakcyjnej mierzona w połowie wysokości refleksu (w rad),

λ – długość fali promieniowania rentgenowskiego (w nm),

D – średnica krystalitu (w nm),

2θ – kąt ugięcia wiązki promieniowania odpowiadający położeniu maksimum braggowskiego,

K – współczynnik kształtu, zależny od symetrii (dla układu regularnego przyjmujemy $K = 1$).

Istotne jest prawidłowe obliczenie wartości B . W tym przypadku wartość tę obliczamy jako:

$$B = B_0 - B_i. \quad (2)$$

Po przekształceniu wzoru Scherrera i podstawieniu obliczonych wartości FWHM otrzymano wyniki podane w tabeli 2.

Tabela 2. Rozmiary krystalitów dla stali walcowanej obliczone za pomocą wzoru Scherrera (w nm)

2θ	D_{56}	D_{60}	D_{62}
44°	36,28	51,47	53,23
64°	22,52	21,68	32,81
82°	20,77	34,67	25,45

Źródło: opracowanie własne.

Uzyskane wyniki są rzędu kilkudziesięciu nanometrów. Wykonano też drugą próbę oszacowania wielkości krystalitów przy użyciu innej metody. Jest to metoda Halla-Williamsona, która wydaje się bardziej dokładna. Za pomocą tej metody w inny sposób obliczana jest wartość FWHM; uzyskaną tak wartość ponownie wstawiamy do wzoru Scherrera. Wykorzystując tę metodę, możemy nie tylko obliczyć wielkość krystalitów, ale także uzyskać informację, czy w wyniku odkształcenia plastycznego pojawiają się naprężenia wewnętrzne, ponieważ metoda Halla-Williamsona uwzględnia również poszerzenie wynikające z naprężenia sieci. Wartość B obliczono, korzystając z następującego wzoru:

$$B = \left((B_0 - B_i)(B_0^2 - B_i^2)^{1/2} \right)^{1/2}. \quad (3)$$

Obliczoną wartość poszerzenia linii widmowych uzyskanych za pomocą promieni X podstawiamy do wzoru (1) zastosowanego już przy wcześniejszym szacowaniu wielkości krystalitów. Uzyskane wyniki zamieszczono w tabeli 3.

Tabela 3. Wielkości krystalitów dla stali walcowanej (w nm)

2θ	D_{56}	D_{60}	D_{62}
44°	31,98	43,67	44,97
64°	20,58	19,86	29,02
82°	19,37	31,14	23,42

Źródło: opracowanie własne.

Wartości obliczone metodą Halla-Williamsona w porównaniu z wartościami uzyskanymi z wykorzystaniem wzoru Scherrera różnią się od siebie, ale rząd wielkości jest zachowany. W obu przypadkach wartość ta wyniosła kilkadziesiąt nanometrów. Jak wspomniano, szacując wielkości krystalitów metodą Halla-Williamsona, jesteśmy w stanie określić występujące naprężenie wewnętrzne w odkształconych próbkach. Stosujemy następujący wzór:

$$B \cos \theta = \frac{K\lambda}{D} + \eta \sin \theta, \quad (4)$$

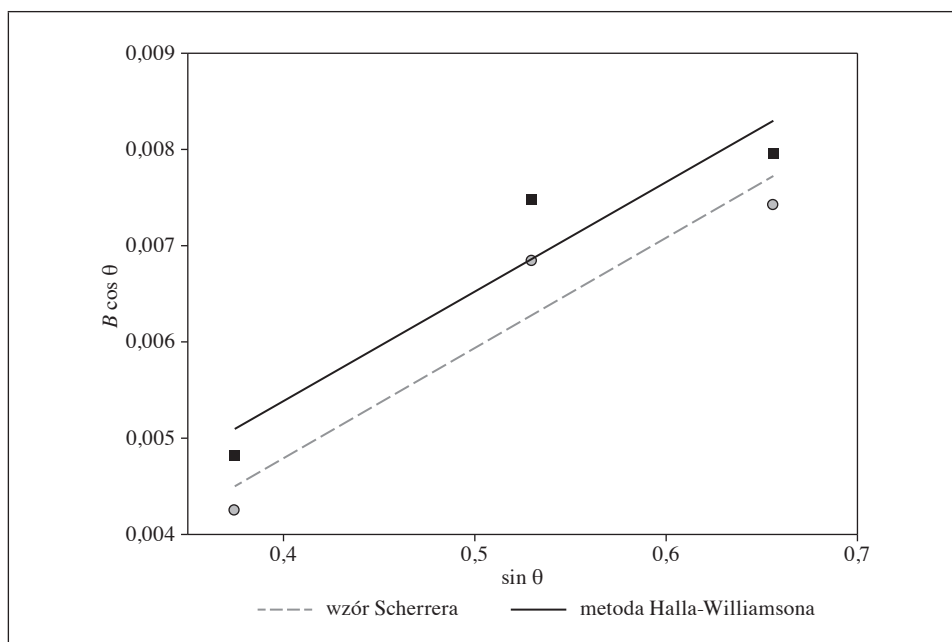
gdzie:

B – szerokość linii dyfrakcyjnej mierzona w połowie wysokości refleksu (w rad),
 λ – długość fali promieniowania rentgenowskiego (w nm),
 D – średnica krystalitu (w nm),
 2θ – kąt ugięcia wiązki promieniowania odpowiadający położeniu maksimum braggowskiego,

K – współczynnik kształtu, zależny od symetrii (dla układu regularnego przyjmujemy $K = 1$),

η – współczynnik naprężenia sieci.

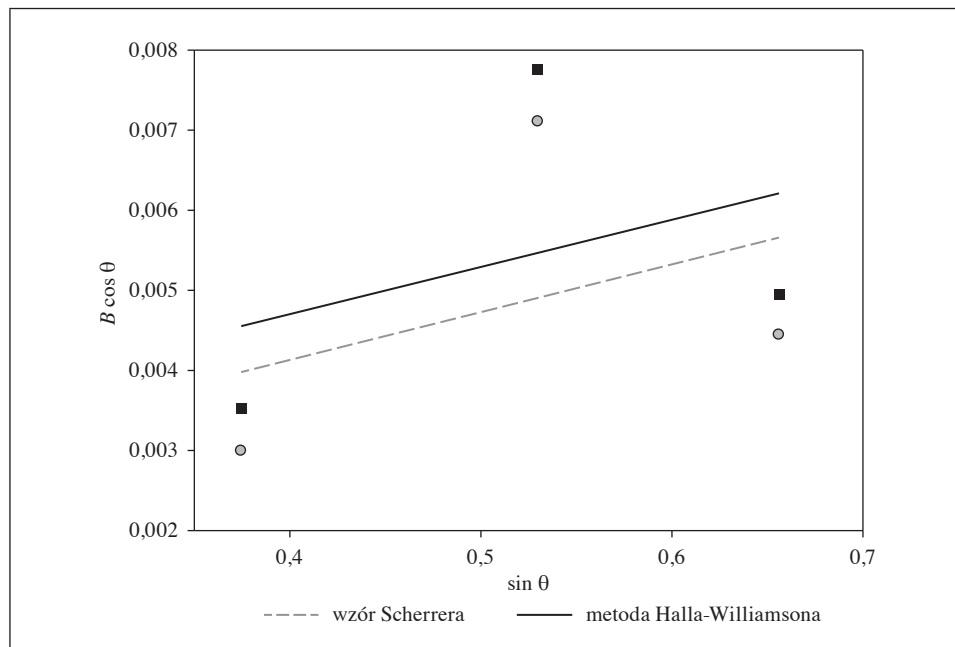
Zauważmy, że we wzorze tym występuje współczynnik η , który określa naprężenie sieci. Widać również, że wzór ten zapisany jest w postaci $y = b + ax$. A zatem współczynniki kierunkowemu odpowiada naprężenie sieci η [Rehani i in. 2006], a parametr b zawiera w sobie formułę $K\lambda/D$. Zmienne x i y w obu przypadkach są zależne od kątów padania wiązki θ . Jeśli wykreślimy wykres zależności i obliczymy wartość tego współczynnika, możemy określić wartość naprężenia wewnętrznego. W wypadku próbek nieznacznie odkształconych plastycznie wartość może wynieść zero; oznaczałoby to, że nie występują naprężenia wewnętrzne. Rysunki 4–6 przedstawiają wykresy zależności dla badanych trzech próbek stali. Do obliczenia wartości B zastosowano zarówno wzór (2), jak i (3). Przyjęto, że na rys. 4–6 „wzór Scherrera” oznacza, że za B podstawiono wartość otrzymaną z równania (2), a „metoda Halla-Williamsona” oznacza, że do wzoru Scherrera podstawiono wartość B otrzymaną z równania (3).



Rys. 4. Regresja liniowa dla stali o odkształceniu 56%

Źródło: opracowanie własne.

Dla stali o redukcji grubości 56%, stosując wzór Scherrera otrzymano wartość współczynnika kierunkowego $\eta = 0,0115 \pm 0,0034$, a stosując metodę Halla-Williamsona, $\eta = 0,0114 \pm 0,0038$. Dla stali o odkształceniu 62% otrzymano

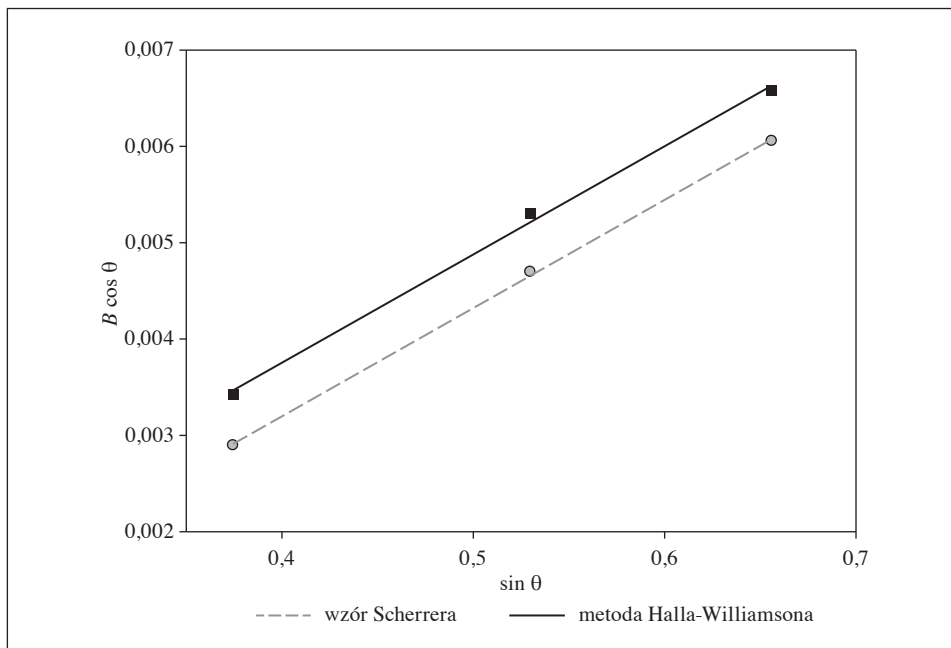


Rys. 5. Regresja liniowa dla stali o odkształceniu 60%

Źródło: opracowanie własne.

odpowiednio $\eta = 0,0112 \pm 0,0002$ oraz $\eta = 0,0112 \pm 0,0006$. Wartość współczynnika jest zbliżona, możemy zatem stwierdzić, że dla obu próbek istnieją wewnętrzne naprężenia i ich wartości są do siebie podobne. W przypadku stali o odkształceniu 60% nie udało się jednoznacznie określić, czy istnieje naprężenie wewnętrzne, ponieważ punkty pomiarowe są dość rozproszone, a co za tym idzie, otrzymujemy wysoki błąd względny przewyższający wartość współczynnika η . Posługując się obliczoną wartością współczynnika η , można obliczyć wartość procentową odkształcenia komórki elementarnej względem komórki wyjściowej, oszacowanie to wykracza jednak poza ramy niniejszego artykułu. Nie obliczono wyrazu wolnego b , ponieważ nie ma on wpływu na wartość naprężenia sieci.

Na podstawie uzyskanych widm badanych stali możemy oszacować udział fazy austenicznej w stosunku do fazy martenzytycznej. W tym celu musimy zebrać wszystkie widma pochodzące od badanych próbek na jednym rysunku. Widoczne są w ten sposób piki charakterystyczne pochodzące od obu faz [Baczmąński i in. 2008, Wang i in. 2005].



Rys. 6. Regresja liniowa dla stali o odkształceniu 62%

Źródło: opracowanie własne.

Analizując dyfraktogram przedstawiony na rys. 7, widzimy, że dla próbki o odkształceniu 56% walcowanej w niskiej temperaturze udział ferromagnetycznej fazy martenzytycznej α' jest największy dla wszystkich kątów. Im wyższa temperatura walcowania, tym udział fazy martenzytycznej jest mniejszy. W celu oszacowania udziału fazy austenitycznej γ w stosunku do fazy martenzytycznej α' bierzemy pod uwagę piki znajdujące się obok siebie, tj. pik pochodzący od fazy γ dla kąta 43° oraz pik pochodzący od fazy α' dla kąta 44° . Możemy obliczyć objętościowy udział fazy γ austenitu lub odwrotnie – wywnioskować objętościowy udział fazy α' , korzystając z następującego wzoru [Lee i in. 2003]:

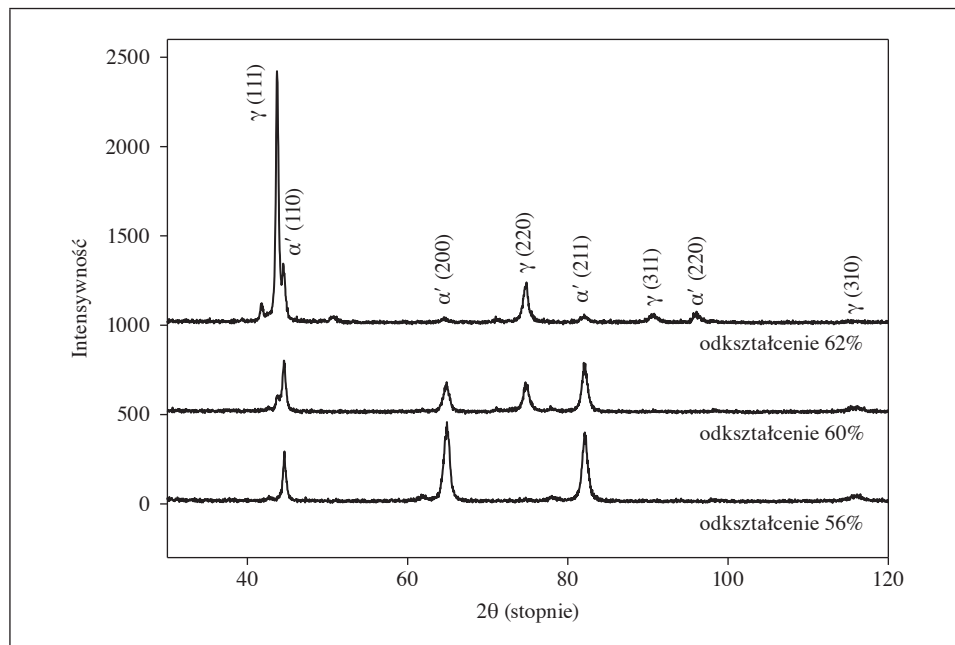
$$V_\gamma = \frac{1,4I_\gamma}{I_{\alpha'} + 1,4I_\gamma}, \quad (5)$$

gdzie:

V_γ – objętościowa część γ austenitu,

I_γ i $I_{\alpha'}$ – obliczone wartości pola powierzchni pod pikami $(111)_\gamma$ i $(110)_{\alpha'}$.

Wyniki obliczeń zestawiono w tabeli 4.



Rys. 7. Dyfraktogram stali po walcowaniu

Źródło: badania własne.

Tabela 4. Oszacowanie zawartości fazy austenicznej dla stali 1.4307 po walcowaniu

Wskaźniki	Intensywność	Objętość fazy γ	Austenit szczątkowy
Wydłużenie 56% w niskiej temperaturze -10°C			
(111) γ	11,25	0,09	bardzo mały
(110) α'	166,11		
Wydłużenie 60% w temperaturze pokojowej 20°C			
(111) γ	48,51	0,25	mały
(110) α'	204,05		
Wydłużenie 62% w wysokiej temperaturze 200°C			
(111) γ	743,44	0,88	bardzo duży
(110) α'	137,81		

Źródło: opracowanie własne.

4. Wnioski

W zależności od temperatury, w której walcowana była stal, otrzymano inny udział martenzytu w stosunku do austenitu. Dla próbki odkształconej w wysokiej temperaturze uzyskano relatywnie mały udział fazy martenzytycznej, co potwierdziły zarówno obliczenia, jak i dyfraktogramy. Im niższa była temperatura, w której odkształcano materiał, tym udział martenzytu był wyższy, aż do zawartości niemal 90% objętości dla próbki walcowanej w temperaturze -10°C , co jest wartością zgodną z wynikami przedstawionymi w innych pracach [Surkialibed i in. 2013, Hedayati i in. 2010].

Obliczenia pokazały, że w wyniku odkształcenia pojawiają się niezerowe naprężenia wewnętrzne. Dla dwóch badanych próbek udało się oszacować wartość współczynnika kierunkowego. Dla trzeciej próbki nie oszacowano jego wartości, ponieważ niepewność uzyskanego wyniku nie pozwoliła na stwierdzenie, czy istnieją w niej naprężenia wewnętrzne.

Wielkości kryształitów dla walcowanej stali obliczono z zastosowaniem dwóch metod – wzoru Scherrera, który daje nam wartość ograniczoną z dołu, oraz metody Halla-Williamsona. W obu przypadkach otrzymano podobne wyniki rzędu kilkudziesięciu nanometrów. Przy pomiarach próbek proszkowych łatwiej jest określić wielkość kryształitów. Ponieważ badane próbki nie były w postaci proszków, otrzymane wyniki można interpretować nie tylko jako wielkość kryształitów, ale i wielkość domen rozpraszania koherentnego. Problem związany z oszacowaniem wielkości kryształitu może również wynikać z faktu, że badane próbki mogły mieć różną teksturę i nie były jednorodne chemicznie. Ponadto próbki były poddane dużemu odkształceniu plastycznemu, co mogło spowodować, że w obrębie ziarna lub kryształitu pojawiła się struktura dyslokacyjna, błędy ułożenia lub struktura granic ziaren.

Literatura

- Baczański A., Dakhlaoui R., Braham C., Wierzbowski K. [2008], *Examination of Mechanical Behavior of Aged Duplex Steel Using X-Ray and Neutron Diffraction Methods*, „Archives of Metallurgy and Materials”, vol. 53, iss. 1.
- Dul M., Bażela W. [2010], *Określenie struktury krystalicznej oraz wielkości ziaren nanokrystalicznych próbek związku $\text{La}_{0.7}\text{Sr}_{0.3}\text{O}_3$* , Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, zeszyt 1, rok 107, Kraków.
- Faryna M. [2013], *Efekty strukturalne przemian fazowych*, wykład 5, http://www.imim.pl/files/Wykladyprof_MF/Efekty_strukturalne_Wyklad_5.pdf (dostęp: październik 2013).
- Hedayati A., Najafizadeh A., Kermanpur A., Forouzan F. [2010], *The Effect of Cold Rolling Regime on Microstructure and Mechanical Properties of AISI 304L Stainless Steel*, „Journal of Materials Processing Technology”, vol. 210.

- Lee Y.K., Shin H.C., Leem D.S., Choi J.Y., Jin W., Choi C.S. [2003], *Reverse Transformation Mechanism of Martensite to Austenite and Amount of Retained Austenite after Reverse Transformation In Fe-3Si-13Cr-7Ni (wt-%) Martensitic Stainless Steel*, „Materials Science and Technology”, vol. 19, iss. 3.
- Metaloznawstwo – wybrane zagadnienia* [2005], red. J. Pacyna, Wydawnictwo AGH, Kraków.
- Ozgowicz W., Kurc A. [2009], *The Effect of the Cold Rolling on the Structure and Mechanical Properties in Austenitic Stainless Steels Type 18-8*, „Archives of Materials Science and Engineering”, vol. 38, nr 1.
- Pawłowski B. [2013], *Obróbka cieplna i cieplno-chemiczna stali*, <http://www.kmimp.agh.edu.pl/pliki/oc.pdf> (dostęp: październik 2013).
- PN-EN 10020:2003. Definicje i klasyfikacja gatunków stali.
- Qayyum A., Naveed M.A., Zeb S., Murtaza G., Zakauallah M. [2007], *Glow Discharge Plasma Nitriding of AISI 304 Stainless Steel*, „Plasma Science and Technology”, vol. 9, nr 4.
- Rehani B.R., Joshi P.B., Lad K.N., Pratap A. [2006], *Crystallite Size Estimation of Elemental and Composite Silver Nano-powders Using XRD Principles*, „Indian Journal of Pure & Applied Physics”, vol. 44.
- Riviére J.P., Brin C., Villain J.P. [2003], *Structure and Topography Modifications of Austenitic Steel Surfaces after Friction in Sliding Contact*, „Applied Physics A Materials Science & Processing”, vol. 76.
- Surkialiabed R., Hedayati A., Saheb Alam A. [2013], *Monitoring of Martensitic Transformation in Cold-Rolled 304L Austenitic Stainless Steel by Eddy Current Method*, http://www.ndt.net/article/ndtnet/2013/58_Surkialiabad.pdf (dostęp: październik 2013).
- Tavares S.S.M., Lafuente A., Miraglia S., Fruchart S. [2002], *X-ray Diffraction and Magnetic Analysis of Deformation Induced Martensites in a Fe-17Mn-1.9Al-0.1C Steel*, „Journal of Materials Science”, vol. 37, iss. 8.
- Wang H.S., Yang J.R., Bhadeshia H.K.D.H. [2005], *Characterisation of Severely Deformed Austenitic Stainless Steel Wire*, „Materials Science and Technology”, vol. 21.

The Determination of Grain Size and Volume Fraction of Austenite in 1.4307 Stainless Steel after Cold Rolling

The material under investigation was a commercial austenitic stainless steel SS 1.4307 (EN) equivalent to AISI 304L. The samples of SS 1.4307 were rolled, achieving a 56, 60 and 62% reduction in thickness. The plastic deformation reduced austenite phase at the expense of the newly formed martensite phase. The volume fraction of austenite phase, crystallite size and lattice strain were calculated from X-ray line broadening. The X-ray diffraction measurements were carried out in a Philips X-Pert diffractometer using K_{α} Cu radiation.

Keywords: stainless steel, austenite, X-ray diffraction, crystallite size.