

Maciej Sarnek

Katedra Metrologii i Analizy Instrumentalnej
Uniwersytet Ekonomiczny w Krakowie

Zmiany udziału defektów sieci krystalicznej dla austenitycznej stali nierdzewnej

Streszczenie

W artykule przedstawiono badanie obserwacji zmian udziału defektów sieci krystalicznej w austenitycznej stali nierdzewnej. Próbki zostały poddane naciskowi mechanicznemu o wartości od 12 MPa do 120 MPa, co dało odkształcenie w przedziale od 2% do 16% grubości. Badania były prowadzone procesem izochronicznym w zakresie temperatur od 25°C do 725°C. Pomiar wykonany został metodą anihilacji pozytonów uzyskanych w wyniku rozpadu izotopu germanu. Linia anihilacyjna od par $e^+ e^-$ została uzyskana za pomocą detektora germanowego o wysokiej czystości, w wyniku czego wyznaczono parametr S oraz parametr W_p , które odzwierciedlają w pewnym stopniu zmiany zachodzące w strukturze krystalograficznej. Na podstawie otrzymanych wyników wyznaczono temperatury, w których następuje przebudowa struktury krystalicznej.

Słowa kluczowe: stal austenityczna, odkształcenie plastyczne, defekty struktury krystalicznej, anihilacja pozytonów.

1. Wprowadzenie

Austenityczna stal nierdzewna ze względu na swoje właściwości znalazła szerokie zastosowanie w licznych gałęziach inżynierii. Stosowana jest m.in. w elektrowniach jądrowych, podwodnych rurociągach, do wyrobu elementów turbin gazowych, w przemyśle chemicznym, papierniczym, przetwórstwie żywności, w aparaturze medycznej, wymiennikach ciepła. Jest wystarczająco

miękką, aby w łatwy sposób ją formować, ale może być również bardzo twarda dzięki obróbce plastycznej na zimno, do granicy plastyczności powyżej 2000 MPa. Austenityczna struktura tej grupy stali jest bardzo wytrzymała, ponadto stale te nie tracą tych właściwości w podwyższonych temperaturach tak szybko, jak ma to miejsce w przypadku ferrytycznych stopów żelaza [Sampark i Majhi 2013]. Kolejną zaletą omawianej stali są właściwości fizykochemiczne, które czynią ją odporną na korozję ze strony czynników atmosferycznych. Odporność tę uzyskuje się w wyniku dodatku chromu i niklu. Proces korozji jest dążeniem metali do przejścia w stan utleniony. Jednak już przy zawartości 12% chromu stal wykazuje zdolności pasywacyjne. Chrom zawarty w stali tworzy na powierzchni materiału cienką warstwę ochronną [Uhlig 1976]. Przez zastosowanie dodatków stopowych, takich jak nikiel, molibden, tytan czy niob, uzyskujemy zwiększoną odporność na korozję w środowiskach agresywnych. Molibden zabezpiecza stale austenityczne przed korozją wżerową, a zwiększenie zawartości niklu poprawia odporność na korozję naprężeniową. Przez dodatek tytanu lub niobu stabilizuje się węgiel, co wpływa na zwiększenie odporności na korozję międzykrystaliczną.

Według obecnie obowiązującej normy [PN-EN 10020:2003] stal definiuje się jako materiał zawierający masowo więcej żelaza niż jakiegokolwiek innego pierwiastka, o zawartości węgla mniejszej niż 2% i zawierający inne pierwiastki. Ograniczona liczba stali chromowych może zawierać więcej niż 2% C, jednak 2-procentowa zawartość tego pierwiastka jest ogólnie przyjętą wartością odróżniającą stal od żeliwa. Zatem stal to stop żelaza z węglem, plastycznie obrobiony i obrabialny cieplnie, o zawartości węgla nieprzekraczającej 2,11%, co odpowiada granicznej rozpuszczalności węgla w żelazie.

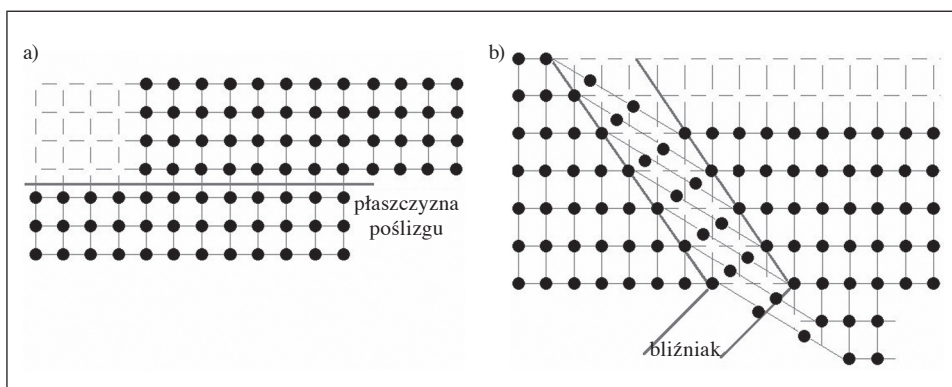
Celem przeprowadzonych badań była obserwacja zmian udziału defektów sieci krystalicznej dla austenitycznej stali nierdzewnej w funkcji temperatury po uprzednim odkształceniu plastycznym.

2. Odkształcenie plastyczne

Odkształceniem plastycznym nazywamy odkształcenie, które powstało w wyniku działania dostatecznie dużego naprężenia. Jeżeli na materiał działają naprężenia większe od granicy sprężystości, następuje odkształcenie plastyczne takiego materiału. Działaniu sił zewnętrznych powodujących zmiany objętości lub kształtu badanego ciała towarzyszy zakłócenie rozkładu sił międzycząsteczkowych, objawiające się pojawieniem się sił wewnętrznych, zwanych siłami sprężystości. W przypadku małych sił występuje równowaga sił zewnętrznych i wewnętrznych. Po usunięciu działania sił zewnętrznych ciało wraca do pierwotnego kształtu i objętości. W tym wypadku mówimy o odkształceniach spręży-

stych. Przy wzroście siły zewnętrznej aż do pewnej wartości granicznej rośnie też stopniowo odkształcenie badanego ciała, zachowuje ono jednak swój charakter sprężysty. Po przekroczeniu granicznej wartości siły zewnętrznej powstają odkształcenia niesprężyste. Po usunięciu sił zewnętrznych siły wewnętrzne nie sprowadzają ciała do pierwotnego kształtu i objętości. Pozostaje w ciele odkształcenie trwałe [Skorko 1976]. Te warunki ukazują już zakres plastyczności.

Zjawisko plastyczności polega na przemieszczaniu się części kryształu względem siebie za pośrednictwem poślizgu. Mogą również pojawić się płaszczyny bliźniacze. Przesunięcie części kryształu za pośrednictwem poślizgu oraz bliźniakowania przedstawiono na rys. 1. Odkształcenie to jest trwałe, co oznacza, że po usunięciu naprężeń kryształ nie wraca już do wyjściowego kształtu.



Rys. 1. Odkształcenie plastyczne za pośrednictwem: a) poślizgu, b) bliźniakowania

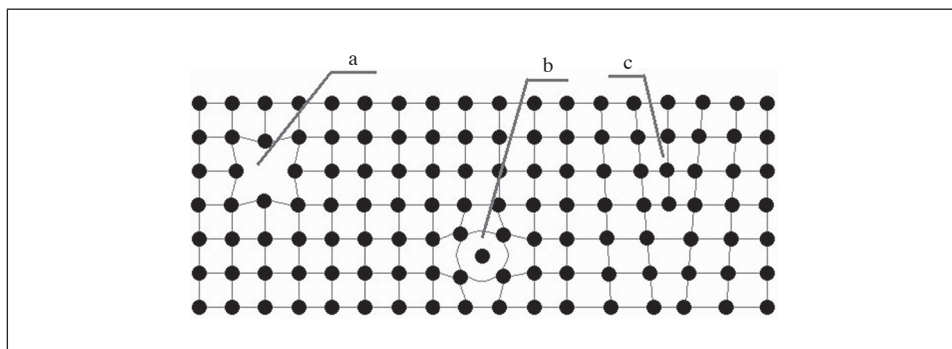
Źródło: opracowanie własne na podstawie: [Prowans 1977, s. 104].

Rozważając pod względem mikroskopowym takie odkształcenie, można stwierdzić, że poślizg nie zachodzi wskutek jednoczesnego przesuwania się atomów położonych po obu stronach płaszczyny poślizgu, a wskutek przesuwania się przez kryształ odkształceń ograniczonych do niewielkiego obszaru.

3. Defekty struktury krystalicznej

W wyniku zgniotu deformuje się struktura krystaliczna. Pojawiają się wówczas defekty sieci, takie jak luka, nazywana również wakancją, atom międzywęzłowy lub dyslokacja [Prowans 1977] – rys. 2. W kryształach rzeczywistych występują zawsze zakłócenia regularnej struktury sieci krystalicznej – defekty kryształów, związane z nieprawidłowym ułożeniem niektórych atomów ciała lub obecnością domieszek atomów innych substancji. Niektóre właściwości kryształów, takie jak

przewodnictwo elektryczne czy wytrzymałość mechaniczna, są w dominującym stopniu uwarunkowane defektami struktury krystalicznej.



Rys. 2. Defekty sieci krystalicznej: a) luka, b) atom międzywęzłowy, c) dyslokacja krawędziowa

Źródło: opracowanie własne na podstawie: [Prowans 1977, s. 59].

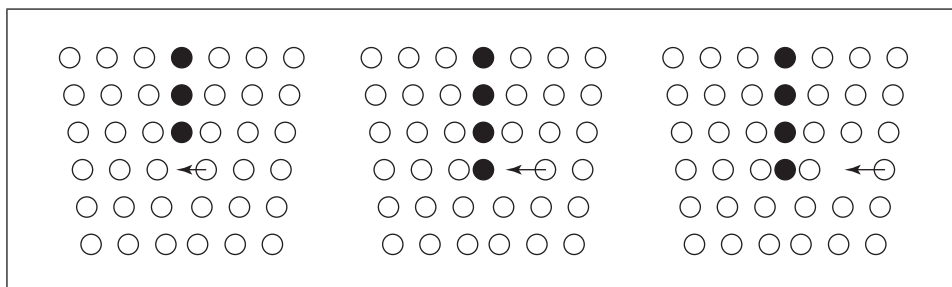
Defektami złożonymi są powierzchnie rozgraniczające poszczególne ziarna w obrębie metalu polikrystalicznego zwane granicami ziaren albo pewne obszary w obrębie pojedynczego kryształu lub ziarna zwane podgranicami. Granice ziarna oraz podgranicie stanowią obszary sieci o zaburzonym rozkładzie atomów, wynikającym z różnic orientacji krystalograficznej sąsiednich ziaren. W efekcie mamy do czynienia z wąską strefą materiału, w której atomy są ułożone w sposób chaotyczny. O charakterze tych zniekształceń decyduje wartość kąta dezorientacji między kierunkami głównych osi krystalograficznych. Przyjęło się, że o granicach wąskokątowych mówimy, gdy wartość kąta dezorientacji jest mniejsza niż 2–3 stopnie, natomiast o granicach szerokokątowych – dla kątów powyżej 15 stopni [Prowans 1977]. Przemieszczanie się granic szerokokątowych objawia się jako rozrost ziaren w podwyższonych temperaturach.

Na rys. 2 pokazano również liniową wadę polegającą na nierównomiernym rozmieszczeniu węzłów wzdłuż wybranej linii. Ten rodzaj defektu nazywamy dyslokacją. Pojawiające się dyslokacje krawędziowe polegają na zaniku jednej z płaszczyzn sieciowych, natomiast dyslokacje śrubowe – na przesunięciu jednej części kryształu względem drugiej o jedną odległość międzyatomową, ta krawędź przesunięcia nazywana jest linią dyslokacyjną. Mają one w dwóch prostopadłych kierunkach wymiar rzędu stałej sieciowej, a w trzecim – wymiar ziarna lub kryształu. Defekty złożone w jednym kierunku mają wymiar rzędu kilku odległości międzyatomowych, a w dwóch pozostałych kierunkach – wymiar ziarna lub kryształu. Podczas odkształcania, oprócz wzrostu gęstości dyslokacji, rozdrob-

nienia ziaren i powstania podziaren, dochodzi do powstania tekstury odkształcenia. Tekstura oznacza taką budowę materiału, dla której poszczególne ziarna mają zbliżoną orientację krystalograficzną. W miarę zwiększania się odkształcenia stopień stekstrowania staje się coraz większy (<http://www.metalplast.pwr.wroc.pl/pliki/lab1.pdf>).

4. Zdrowienie

Pierwszym zjawiskiem zachodzącym podczas wygrzewania odkształconego materiału jest zdrowienie statyczne. Powoduje ono zmianę jego właściwości mechanicznych wywołaną zmniejszeniem się gęstości dyslokacji oraz ich przegrupowaniem. Właściwości charakteryzujące opór plastyczny, takie jak granica plastyczności, wytrzymałość, twardość – maleją, natomiast właściwości charakteryzujące plastyczność materiału, czyli wydłużenie, przewężenie – wzrastają. Proces zdrowienia ulega bardzo szybkiej intensyfikacji wraz ze wzrostem temperatury i zachodzi w wyniku poślizgu poprzecznego, wspinania, kombinacji i anihilacji dyslokacji. Przykład wspinania się dyslokacji przedstawiono na rys. 3.



Rys. 3. Graficzne przedstawienie zjawiska zdrowienia na przykładzie poślizgu poprzecznego

Źródło: <http://www.metalplast.pwr.wroc.pl/pliki/lab1.pdf>, dostęp: luty 2013.

Taki proces prowadzi do stopniowego zmniejszenia naprężenia uplastyczniającego. Charakteryzuje się on tym, że rozpoczyna się natychmiast i przebiega jednorodnie w całej masie materiału. Przekształcenie podstruktury zachodzi poprzez anihilację zbędnych dyslokacji w ścianach komórek i przegrupowanie dyslokacji w tych ścianach w bardziej uporządkowane układy.

5. Metoda badawcza

Przedmiotem badań była austenityczna stal nierdzewna o nieznanym składzie. Próbki stali otrzymano z materiału w kształcie walca poprzez cięcie na pile o tarczy diamentowej z niedużą prędkością cięcia. Uzyskano osiem próbek w formie pastylek o średnicy 1 cm i grubości 0,5 cm. Następnie pastylki te poddano działaniu prasy hydraulicznej w zakresie od 12 MPa do 120 MPa, co dało redukcję grubości od 2% do 16% względem wartości początkowej. Do badań wybrano dwie próbki o skrajnych wartościach odkształcenia, tj. 2% i 16%. Gotowe pastylki poddano jednostronnemu polerowaniu na specjalnym urządzeniu z tarczą obrotową w celu uzyskania gładkiej i równej powierzchni, a następnie trawiono w kwasie, by usunąć ewentualne zmiany powierzchniowe powstałe w wyniku procesu cięcia. Próbki polerowano przy użyciu papieru ściernego o odpowiedniej gradacji: 500, 1000, 1200 oraz tarczy płóciennej z dodatkiem pasty diamentowej. Następnie próbki zostały wygrzane w temperaturze 800°C. Jest to wystarczająca temperatura, dla której sygnał pozytonowy jest nasycony.

Badanie przeprowadzono procesem izochronicznym w zakresie temperatur od 25°C do 725°C. Materiał wygrzewano w różnych temperaturach, ale o stałym czasie wygrzewania, podnosząc po każdym pomiarze temperaturę o 25°C. Do tego celu wykorzystano piec sterowany mikrokomputerem FCD-13A wyprodukowany przez firmę ShinkoTechnos Co. Ltd. Overseasdivision z Japonii. Wygrzewanie było prowadzone w pięciostopniowym cyklu, a mianowicie: 34°C, 40°C, T_1 , T_2 , 40°C. Symbol T_2 w tej sekwencji znaków to konkretna temperatura z podanego wcześniej zakresu, o czasie wygrzewania wynoszącym 1 godzinę. W zakresie temperatur od 50°C do 150°C próbki były owijane w folię aluminiową, a w zakresie od 150°C do 350°C w folię tantalową, by uniknąć ich utleniania. W wyższych temperaturach do pieca wygrzewającego został podłączony ciekły azot, aby uniemożliwić utlenianie się próbek. Ponadto w celu uzyskania jak najlepszych rezultatów badań poprzez implantowanie do próbek pozytonów z rozpadu radioaktywnego badane próbki były trawione w kwasie po każdym wygrzewaniu.

Istotnym etapem badań było ustalenie składu stali. W celu uzyskania informacji o składzie chemicznym materiału wykonano trzy badania. Pierwsze z nich to atomowa spektrometria emisyjna (AES). Energia płomienia jednocześnie powoduje atomizację i wzbudzenie elektronów na wyższy poziom energetyczny. Podczas powrotu do stanu podstawowego emitowane jest promieniowanie charakterystyczne dla danego atomu lub jonu. W wyniku przeprowadzonych badań uzyskano następujący udział wagowy poszczególnych pierwiastków (podany w kolejności od największej zawartości do najmniejszej): Cr 18,00; Ni 8,10; Mn 1,46; Si 0,40; Cu 0,26; Mo 0,10; V 0,09; P 0,033; S 0,005. W przypadku stali nierdzewnej najważniejsza jest zawartość chromu i niklu. Należy zauważyć, że

metodą AES nie jesteśmy w stanie sprawdzić zawartości węgla. Ponieważ zawartość węgla jest bardzo istotna, wykonano również badanie pozwalające ustalić zawartość tego pierwiastka. Zastosowano metodę absorpcji w podczerwieni po spaleniu w piecu indukcyjnym. Uzyskany wynik to: C 0,023. Ponadto wykonano badanie na zawartość azotu. Zawartość tego pierwiastka w badanych próbkach jest istotna, ponieważ zwiększa on właściwości wytrzymałościowe stali. W tym celu zastosowano metodę przewodnictwa cieplnego. Otrzymano zawartość azotu na poziomie 0,05. Całkowity skład badanego materiału podano w tabeli 1. Analizując uzyskany skład chemiczny badanej stali, możemy stwierdzić, że poddany badaniom materiał odpowiada definicji stali nierdzewnej, możemy również wskazać, że według normy europejskiej jest to stal EN 1.4301, oznaczana także jako 304 według normy AISI.

Tabela 1. Udział wagowy poszczególnych pierwiastków w badanej stali

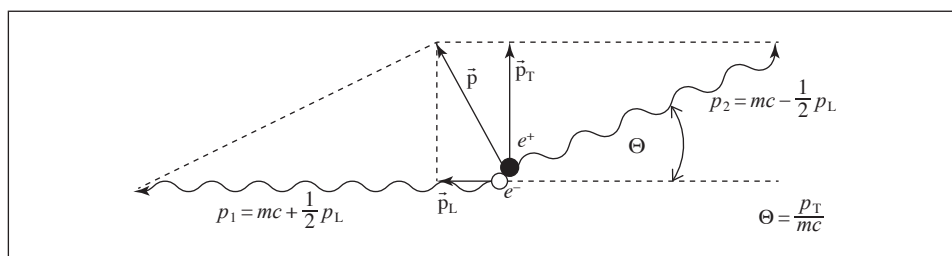
Cr	Ni	Mn	Si	Cu	Mo	V	N	P	C	S
18,00	8,10	1,46	0,40	0,26	0,10	0,09	0,05	0,033	0,023	0,005
±0,18	±0,20	±0,03	±0,02	±0,015	±0,01	±0,07	±0,002	±0,003	±0,007	±0,001

Źródło: badania własne.

Do badania struktury wewnętrznej pod względem ilości defektów użyto izotopu promieniotwórczego germanu o liczbie masowej 68 i aktywności 50 μCi ($^{68}\text{Ge}/^{68}\text{Ga}$). Uzyskano w ten sposób emisję pozytonu w wyniku rozpadu radioaktywnego. Jest to proces beta plus i odgrywa on kluczową rolę, ponieważ za jego pośrednictwem zostały przeprowadzone badania na próbkach stali. Uzyskany pozyton zostaje implantowany do badanej próbki z dużą energią i oddziałując z elektronami, traci swoją energię, by po 10 ps uzyskać już tylko energię termiczną w granicach 40 meV. Proces błędzenia przypadkowego trwa około 100–500 ps. W tym czasie pozyton penetruje około 10^9 atomów zanim ulegnie anihilacji [Dryzek, Stegemann i Cleff 1996]. Anihilująca para e^+e^- jest ruchoma i prowadzi do zmiany energii kwantów gamma rejestrowanych w układzie laboratoryjnym (rys. 4).

Energię takiego kwantu wyrażamy w funkcji energii elektronu. Z prawdopodobieństwem wynoszącym niemal 100% możemy stwierdzić, że powstają dwa kwanty gamma o energii 511 keV każdy. Energia takiego kwantu jest równa $E = mc^2$, co jest zgodne z zasadą zachowania energii. W układzie środka masy anihilującej pary dwa kwanty gamma emitowane są dokładnie w przeciwnych kierunkach, a ponieważ para pozyton–elektron jest ruchoma, to w układzie laboratoryjnym mamy odchylenie od liniowości. Powoduje to, że mierzona energia ulega pewnej zmianie, co spowodowane jest efektem Dopplera. Uzyskuje się w ten sposób linię anihilacyjną; jej analiza sprowadza się do wyznaczenia parametrów

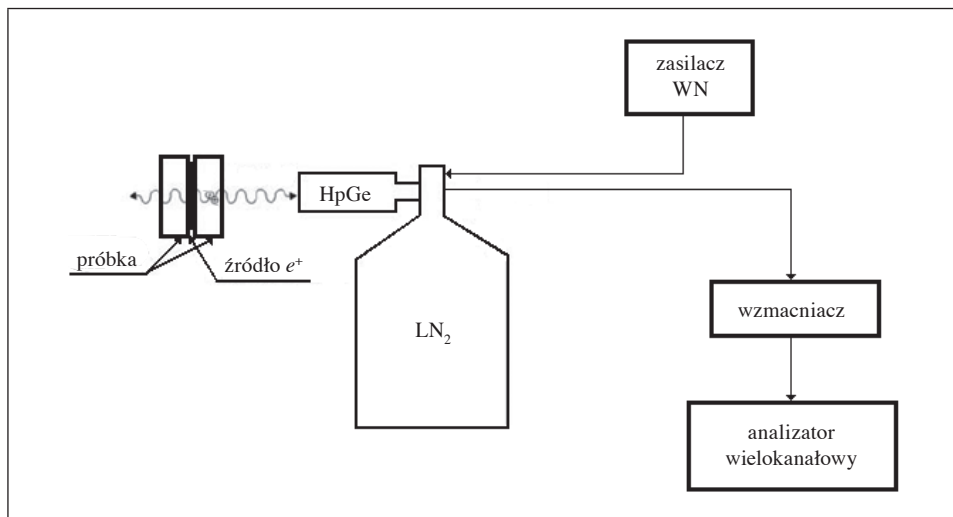
S i W oraz obserwacji zmian ich wartości. Precyzując, parametr S określa wkład w widmie powstałym w wyniku anihilacji elektronu o niskich pędach (elektrony na dalszych powłokach), a parametr W informuje nas o anihilacji elektronami o wysokich pędach oraz o chemicznym otoczeniu defektu. Parametr S obliczany jest jako stosunek centralnego pola powierzchni pod krzywą anihilacyjną do całkowitego pola powierzchni, parametr W zaś jako stosunek pola powierzchni pod bocznymi częściami linii i całkowitego pola powierzchni. Parametry te są czułe na obecność defektów w materiale, w szczególności parametr S jest czuły na obecność wakancji. Im więcej defektów w próbce, tym mniej poszerzona jest linia anihilacyjna. Śledząc wartość parametru W , bierzemy pod uwagę pole pod prawą częścią widma, co oznacza się jako W_r .



Rys. 4. Proces anihilacji pary pozyton–elektron, w wyniku którego powstają dwa kwanty gamma

Źródło: [Dryzek, Stegemann i Cleff 1996, s. 3].

Widmo anihilacyjne zostało uzyskane za pomocą detektora germanowego wysokiej czystości firmy Canberra. Detektor taki stanowi dioda półprzewodnikowa typu p-i-n, z regionem wewnętrznym, który jest obszarem zubożonym. Zatem detektor półprzewodnikowy to dioda półprzewodnikowa spolaryzowana przez zewnętrzne napięcie w taki sposób, by nośniki większościowe odciążane były od warstwy przejściowej. W konsekwencji, w normalnym stanie dioda jest zatkana. Przejście fotonu gamma powoduje powstanie ładunków elektrycznych, które są odciążane przez elektrody. Efektem mierzalnym jest pojawienie się impulsu elektrycznego, proporcjonalnego do liczby ładunków, które zostały wytworzone. German jest materiałem używanym głównie do budowy detektorów promieniowania gamma i z takim też promieniowaniem mamy do czynienia ze względu na jego dużą liczbę atomową. Przekrój czynny na efekt fotoelektryczny jest około 60 razy większy w przypadku germanu niż krzemu. Jednak ze względu na mniejszą przerwę energetyczną pomiędzy pasmami germanu detektory germanowe mogą pracować jedynie w niskich temperaturach około 77 K, co zapewnia podłączony do detektora ciekły azot. W przypadku pomiarów promieniowania



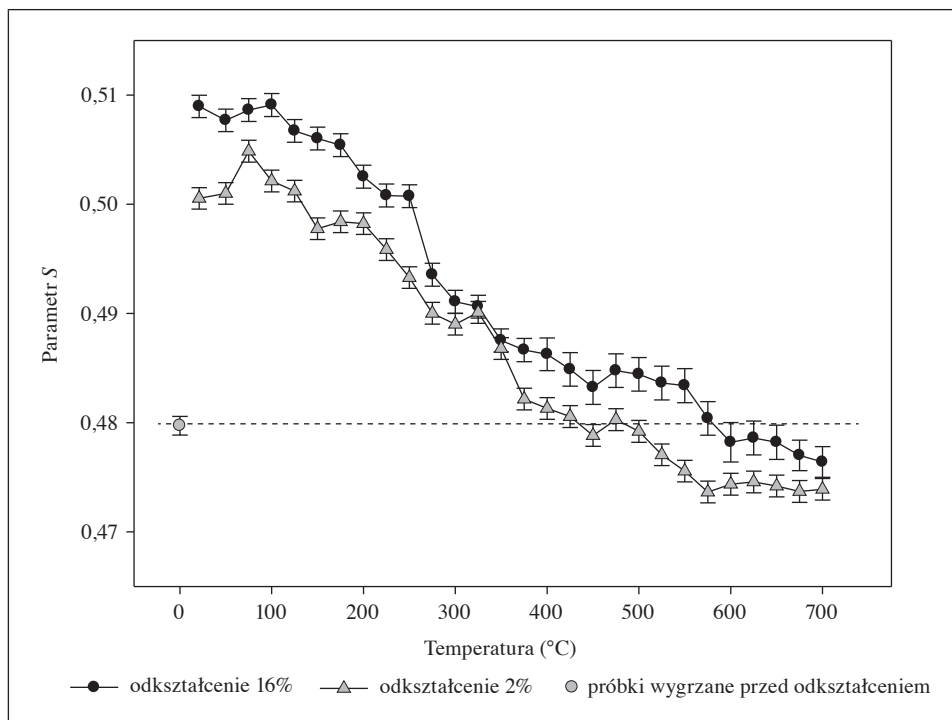
Rys. 5. Schemat aparatury do pomiaru poszerzenia dopplerowskiego linii anihilacyjnej
 Źródło: [Dryzek 1997, s. 36].

kwantów o wyższych energiach konieczne jest chłodzenie detektora, zwykle ciekłym azotem. Przykład opisanej aparatury wraz z urządzeniami przetwarzającymi przedstawia rys. 5.

6. Analiza wyników

Badania były prowadzone w celu wyznaczenia parametrów S i W_r . Zmiana ich wartości pozwala na odpowiedź, czy nastąpiła zmiana ilości defektów. Jeżeli parametry te zestawimy z wartościami temperatury, wówczas będziemy mogli odpowiedzieć na pytanie, jak zachowuje się materiał pod względem ilości defektów w poszczególnych wartościach temperatur. Zależność parametru S od temperatury przedstawia rys. 6. Analizując wykres przedstawiony na rysunku możemy zauważyć, że parametr S w całym zakresie temperatur zarówno dla próbki o odkształceniu 2%, jak i 16% powrócił do wartości zmierzonej dla próbek wygrzanych, oznaczonych na wykresie jako linia przerywana. Z całą pewnością ukazuje on, że w zakresie temperatur od $25^\circ C$ do $725^\circ C$ przebudowywała się struktura, co świadczy o zajęciu procesu zdrowienia. Spadek wartości parametru S informuje nas o zmniejszonej liczbie wakancji w badanym materiale. Jednak zmiana tego parametru nie jest jednostajna i jesteśmy w stanie wyróżnić pewne etapy. Można zauważyć, że do temperatury $450^\circ C$ wartość parametru S ma

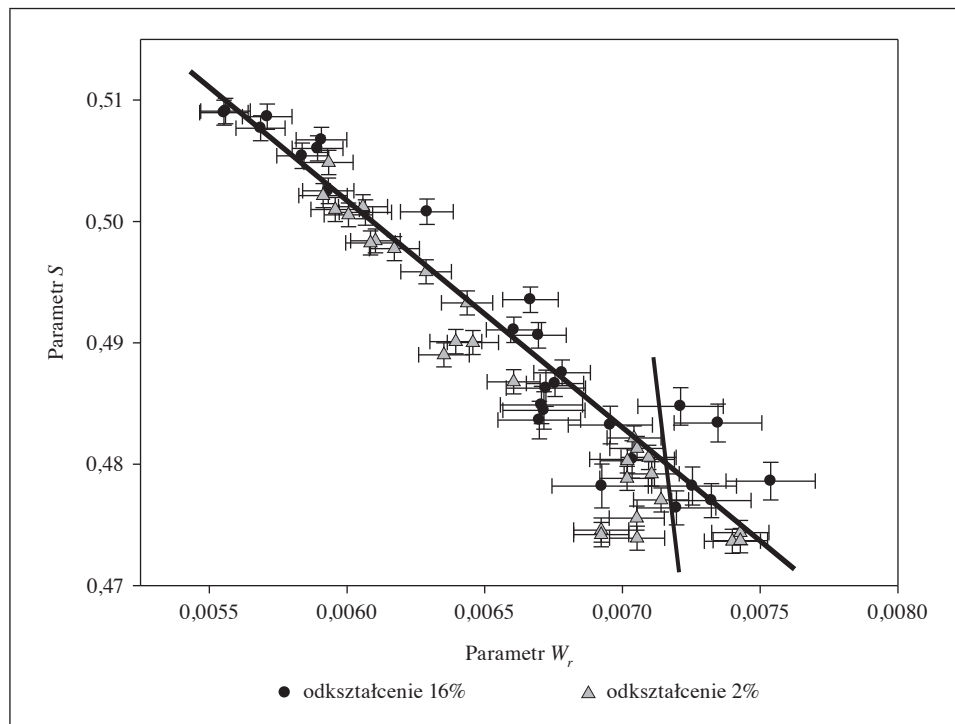
tendencję spadkową dla obydwu próbek. Dla próbki o odkształceniu 16% powyżej tej temperatury wzrasta wartość tego parametru, by powyżej 550°C powrócić do poprzedniej wartości, co nie jest tak wyraźnie widoczne w przypadku próbki o odkształceniu 2%. Na rys. 7 przedstawiono zależność parametru W_r od parametru S .



Rys. 6. Wykres zależności parametru S od temperatury

Źródło: badania własne.

Jeśli w materiale mamy do czynienia tylko z jednym rodzajem defektów, wówczas zależność parametru W_r od parametru S powinna się układać na jednej prostej. Jest to związane z tym, że parametr ten informuje nas o anihilacji z elektronami o wysokich pędach. Zauważamy, że w wyższych temperaturach występuje odchylenie od linearności i do powstających punktów można dopasować prostą, która biegnie pod innym kątem względem pierwotnej prostej. W takim przypadku wnioskujemy, że w wyższych temperaturach pojawiają się inne defekty struktury niż wakancje.

Rys. 7. Wykres zależności parametru W_r od parametru S

Źródło: badania własne.

7. Wnioski

Gdy austenityczną stal nierdzewną poddamy odkształceniu, wówczas wprowadzamy bardzo dużą ilość defektów. Gdy taką stal poddamy wygrzewaniu, wtedy zauważamy, że ilość defektów zaczyna maleć. Oznacza to, że materiał przejawia zjawisko zdrowienia. Można to tłumaczyć jako migrację wakancji do granic ziaren i tym samym ich zanik. Ponadto w wyniku odkształcenia plastycznego w stali austenitycznej pojawia się nowa faza [Santos i Andrade 2010]. Im większe odkształcenie, tym większy jest udział nowej fazy, tj. fazy martenzytycznej. W temperaturze powyżej 450°C następuje wzrost wartości parametru S . Związane jest to z cofaniem się fazy martenzytycznej i powrotem materiału do fazy austenitycznej. Zjawisko to nosi nazwę odwrotnej przemiany martenzytycznej [Tavares, Fruchart i Miraglia 2000; Di Schino, Barteri i Kenny 2002]. Odpuszczanie tej fazy może generować dodatkowe defekty, gdyż ruch dyslokacji jest inicjatorem nowych defektów punktowych [Suszyńska 1990]. Jeśli mamy do czynienia z przemieszcza-

niem się dwu dyslokacji krawędziowych wzajemnie prostopadłych, to w wyniku tego pojawiają się stopnie. Ruch takiej dyslokacji powoduje powstawanie rzędu defektów punktowych.

Literatura

- Di Schino A., Barteri M., Kenny J.M. [2002], *Development of Ultra Fine Grain Structure by Martensitic Reversion in Stainless Steel*, „Journal of Materials Science Letters”, vol. 21.
- Dryzek J. [1997], *Wstęp do spektroskopii anihilacji pozytonów w ciele stałym*, wyd. 1, Wydawnictwo UJ, Kraków.
- Dryzek J., Stegemann T., Cleff B. [1996], *Badania warstwy wierzchniej metodą anihilacji pozytonów*, Instytut Fizyki Jądrowej im. Henryka Niewodniczańskiego, Kraków.
- PN-EN 10020:2003. Definicje i klasyfikacja gatunków stali.
- Prowans S. [1977], *Materiałoznawstwo*, wyd. 1, PWN, Warszawa–Poznań.
- Sampark P., Majhi G.K. [2013], *Deformation Induced Phase Transformation of 304L Stainless Steel and its Structural Characterization*, under the guidance of dr. K Dutta, India.
- Santos T.F., Andrade M.S. [2010], *Internal Friction on AISI 304 Stainless Steels with Low Tensile Deformations at Temperatures between –50 and 20°C*, „Advances in Materials Science and Engineering”, vol. 2010.
- Skorko M. [1976], *Fizyka*, PWN, Warszawa.
- Suszyńska M. [1990], *Wybrane zagadnienia z fizyki defektów sieciowych*, PAN–Zakład Narodowy im. Ossolińskich, Wrocław–Warszawa–Kraków.
- Tavares S.S.M., Fruchart D., Mirgalia S. [2000], *A Magnetic Study of the Reversion of Martensite α in a 304 Stainless Steel*, „Journal of Alloys and Compounds”, vol. 307.
- Uhlig H.H. [1976], *Korozja i jej zapobieganie*, WNT, Warszawa.

Changes Observed in the Amount of Defects for Austenitic Stainless Steel

Samples were plastically deformed using a hydraulic press, achieving a reduced thickness of from 2 to 16%. Isochronal cumulative annealing for 1 h at a temperature range from room temperature to 725°C was then performed. After each annealing, the positron measurement was performed using a Doppler broadening spectrometer with a coaxial high purity germanium detector. The $^{68}\text{Ge}/^{68}\text{Ga}$ positron source was used for Doppler broadening measurements. The aim of the presented investigations is to study the annealing behaviour of deformed stainless steel 1.4301 (EN) in terms of defects detected by positron annihilation methods while closely observing the influence of the reverse transformation of deformation induced martensite on the obtained dependencies.

Keywords: stainless steel, plastic deformation, crystallographic defects, positron annihilation.